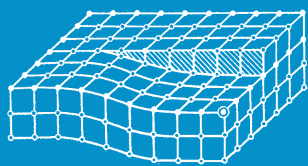


ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского
государственного
технического
университета

ISSN 1990-5297



Серия
Проблемы материаловедения, сварки
и прочности в машиностроении

16+

№ 10 (281)
2023

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

Редакционная коллегия:

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

Серия
«ПРОБЛЕМЫ
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ,
СВАРКИ И ПРОЧНОСТИ
В МАШИНОСТРОЕНИИ»

ИЗВЕСТИЯ



ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО
ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

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

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Председатель

Гуревич Л. М.,

д.т.н., доц.

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

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

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

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

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

Багмутов В. П., д.т.н., проф.

Зюбан Н. А., д.т.н., проф.

Захаров И. Н., д.т.н., доц.

Кидалов Н. А., д.т.н., проф.

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

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

Международный индекс журнала
ISSN 1990-5297.

Журнал распространяется
по подписке.

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

Тел. издательства ВолгГТУ:

8-(8442) 24-84-05

8-(8442) 24-84-08

zavrio@vstu.ru

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

№ 10 (281)

Октябрь 2023

УЧРЕДИТЕЛЬ

ФГБОУ высшего образования

«Волгоградский государственный технический университет»

Адрес редакции:

Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28.

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

E-mail: president@vstu.ru

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

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

Печатается по решению редакционно-издательского совета
Волгоградского государственного технического университета

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

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

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

Head Editor of the scientific journal “Izvestiya VSTU”:

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

Editorial board:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

IZVESTIA



VOLGOGRAD STATE TECHNICAL
UNIVERSITY

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

Editorial board:

Chairman

Gurevich L. M.,

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

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

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

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

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

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

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

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

Zakharov I. N., D. Sc. (Engineering), Associate Prof.

Kalita V. I., D. Sc. (Engineering), Prof. Chief research worker (RAS Institute of Metallurgy and Material Science named after A. A. Baykov)

Arisova V. N., Cand. Sc. (Engineering), Associate Prof. (executive secretary)

International index of the journal
ISSN 1990-5297.

The journal is distributed by subscription.
Index of the magazine according to the united catalog
«Press of Russia» – 80811.
https://www.pressa-rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/

Tel. Of VSTU editorial office:

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

Scientific journal

Published since January 2004

12 times a year

№ 10 (281)
October
2023

FOUNDER

FSBEI of Higher Education
«Volgograd State Technical University»

Editorial office address:

Volgograd, Lenin avenue, 28.

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

E-mail: president@vstu.ru

The journal is registered at the Federal Service on Control in the Sphere of Communication, IT and Mass Communications (Roscomnadzor)
Registration certificate ПИ № ФС77–61113 of March 19, 2015

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

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

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

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Агафонова Г. В. 21
Адаменко Н. А. 21
Адамова А. С. 70
Акчурин Т. К. 39
Антонов А. А. 46
Арисова В. Н. 6
Безмогорычный М. Д. 70
Богданов А. И. 11
Бочкарев Е. С. 29
Бурханова Р. А. 39
Валишева А. Г. 63
Васильев В. П. 70
Вдовенко Д. М. 33
Вознесенский Э. Ф. 25
Войнов В. С. 78
Голикова А. П. 6
Гуревич Л. М. 6, 63
Дорошенко Д. А. 21
Дробот Л. Ю. 21
Евстропов Д. А. 17
Елсуков С. К. 46, 53
Ефремов Д. Е. 21
Золотова А. Г. 33
Зорин И. В. 46, 53
Исенгалиев А. А. 70
Карташова И. В. 33
Кидалов Н. А. 70
Колобанов Н. В. 78
Красиков П. П. 59
Краснопрошин А. И. 70
Крохалев А. В. 29
Крохалев М. В. 17
Кузнецов С. А. 17
Кузьмин С. В. 29
Кулевич В. П. 11
Лысак В. И. 29, 46, 53, 59
Муругов Д. А. 59
Наумов С. С. 78
Несин Д. С. 46, 53
Палагин Н. А. 21
Палаткина Л. В. 78
Петрова В. Ф. 33, 73
Полесский О. А. 59
Рзаев Р. А. 63
Савинов А. В. 59
Семенова В. С. 6
Силантьев В. С. 78
Слаутин О. В. 11, 17
Стефаненко И. В. 39
Тептина А. И. 25
Тимошина Ю. А. 25
Тужиков О. О. 29
Фастов С. А. 46, 53
Харापудько Ю. В. 25
Харламов В. О. 11, 29
Цуцкиридзе В. Н. 73
Черников Д. Р. 29
Черных И. К. 63
Чудин А. А. 59
Шморгун В. Г. 11, 17

СОДЕРЖАНИЕ

I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Арисова В. Н., Гуревич Л. М., Голикова А. П., Семенова В. С.</i> Исследование сваренного взрывом медно-стального биметалла после изгиба.....	6
<i>Шморгул В. Г., Слаутин О. В., Кулевич В. П., Харламов В. О., Богданов А. И.</i> Об идентификации прослойки TiC в составе диффузионной зоны СММК системы Ti-Fe.....	11
<i>Шморгул В. Г., Слаутин О. В., Крохалев М. В., Евстропов Д. А., Кузнецов С. А.</i> Оценка энергетических затрат при диффузионном отжиге сваренного взрывом биметалла ВТ1-0 + М1.....	17

II. ПОЛИМЕРНЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

<i>Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Дробот Л. Ю., Ефремов Д. Е., Дорошенко Д. А., Палагин Н. А.</i> Влияние взрывной обработки на термомеханические свойства и структуру вторичного фторопласта-4.....	21
<i>Тептина А. И., Тимошина Ю. А., Вознесенский Э. Ф., Харпудько Ю. В.</i> Современные полимерные пленочные материалы с барьерными свойствами.....	25
<i>Черников Д. Р., Бочкарев Е. С., Крохалев А. В., Харламов В. О., Тужиков О. О., Кузьмин С. В., Лысак В. И.</i> Исследования возможности получения при помощи МИМ технологии водород-аккумулирующих материалов системы Ti-Fe.....	29
<i>Золотова А. Г., Петрова В. Ф., Карташова И. В., Вдовенко Д. М.</i> Влияние свойств нефтяного кокса на эксплуатационные характеристики обоженных анодов для производства алюминия.....	33
<i>Бурханова Р. А., Акчурин Т. К., Стефаненко И. В.</i> Влияние нагрева на изменение трещиностойкости жаростойких бетонов.....	39

III. ВОПРОСЫ СВАРКИ, ЛИТЬЯ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

<i>Фастов С. А., Зорин И. В., Елсуков С. К., Лысак В. И., Несин Д. С., Антонов А. А.</i> Технологические особенности применения колеблющегося электрода для формирования подслоя при износостойкой наплавке.....	46
<i>Елсуков С. К., Фастов С. А., Зорин И. В., Лысак В. И., Несин Д. С.</i> Применение модулированного переменного тока для двухэлектродной наплавки под флюсом.....	53
<i>Савинов А. В., Полесский О. А., Лысак В. И., Красиков П. П., Чудин А. А., Муругов Д. А.</i> Проплавающая способность дуги с неплавящимся электродом (обзор).....	59
<i>Рзаев Р. А., Гуревич Л. М., Валишева А. Г., Черных И. К.</i> Исследование аксиального усилия при сварке трением перемешиванием алюминия и меди.....	63
<i>Кидалов Н. А., Адамова А. С., Безмогорычный М. Д., Васильев В. П., Исенгалиев А. А., Краснопрошин А. И.</i> Влияние ультразвуковой обработки на свойства бентонитовых водно-глинистых суспензий.....	70
<i>Цуцкиридзе В. Н., Петрова В. Ф.</i> Влияние степени деформации на микроструктуру трубной заготовки из нержавеющей стали аустенитного класса.....	73
<i>Силантьев В. С., Наумов С. С., Палаткина Л. В., Войнов В. С., Колобанов Н. В.</i> Опыт технической эксплуатации прокально-утилизационного комплекса «РУСАЛ Волгоград».....	78

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 620.18:620.17

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-10-281-6-11

В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. П. Голикова, В. С. Семенова

ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ МЕДНО-СТАЛЬНОГО БИМЕТАЛЛА ПОСЛЕ ИЗГИБА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Показана принципиальная возможность использования для сваренного взрывом биметалла медь М3 со сталью 30ХГСА технологических переделов, сопровождающихся значительными изгибными деформациями, после отжига при температуре 880 °С и времени выдержки 1 час. Установлено, что трехточечный изгиб ножом 20 мм до степеней деформации в меди 23–26 %, а в стали 10–11 % не приводит к появлению трещин в составляющих композита.

Ключевые слова: медно-стальной биметалл, сварка взрывом, отжиг, изгиб, степень деформации, микротвердость, микроструктура.

V. N. Arisova, L. M. Gurevich, A. P. Golikova, V. S. Semenova

INVESTIGATION WELDED COPPER-STEEL BIMETAL AFTER BENDING

Volgograd State Technical University

It is shown that for explosion-welded bimetal M3 copper with 30CrMnSiA steel, technological stages accompanied by significant bending deformations after annealing at a temperature of 880 °C and a holding time of 1 hour are shown. It has been established that a three-point bending with a 20 mm knife to a degree of deformation in copper of 23–26 %, and in steel of 10–11 % does not lead to the appearance of cracks in the components of the composite.

Keywords: copper-steel bimetal, explosion welding, annealing, bending, degree of deformation, microhardness, microstructure.

Биметаллические материалы представляет собой композит, состоящий из двух различных по химическому составу компонентов, разделенных границей, обладающих уникальными свойствами, отличающимися от свойств каждого компонента по отдельности. Форма, состав и распределение компонентов задаются заранее. Уникальность свойств биметаллов объясняется предоставлением возможности подбора химического состава слоев, наиболее полно отвечающих условиям эксплуатации, например, плакирующий слой обеспечивает коррозионную стойкость, износостойкость, жаропрочность и другие необходимые свойства, а основной слой – конструкционную прочность свойства изделий. К таким биметаллам относят медно-стальные соединения с гарантированными

ми служебными свойствами в условиях высоких давлений, транспортных перегрузок, низких и повышенных температур. Медно-стальные композиты могут быть применены в электрометаллургии для создания токопроводов электроплавильных агрегатов, сочетающих электро- и теплопроводность меди и прочность стали.

Для получения композиционных материалов (КМ) из разнородных материалов, таких как сталь-медь, целесообразно использование технологии сварки взрывом [1–5]. В этом случае свойства сваренного взрывом композита в первую очередь определяются строением околошовной зоны.

В [6–8] изучался композиционный сваренный взрывом биметаллический материал медь М3+ сталь 30ХГСА. В [6] установлено, что свар-

ка взрывом биметалла медь МЗ-сталь 30ХГСА обеспечивает формирование надежного соединения с характерным для сварки взрывом волновым профилем и образованием на гребнях волн вихревых зон. Интенсивная пластическая деформация, вызванная сваркой взрывом, приводит к появлению структурно-механической неоднородности – зон максимального упрочнения составляющих композита, которое наиболее выражено в стали 30ХГСА вблизи волнового профиля границы соединения, и могут устраняться последующим отжигом. Дефектов кристаллизационного происхождения (усадочная пористость, кристаллизационные трещины) в композите медь МЗ+ сталь 30ХГСА в ранее проведенных исследованиях [6–8] не обнаружено. Результаты энергодисперсионного анализа показали, что в зонах соединения с оплавами, как непосредственно после сварки взрывом, так и после отжига, имеет место неоднородное распределение химических элементов с образованием эвтектической смеси с фрагментами частиц стали разной дисперсности. В зонах отсутствия оплавов визуально не обнаруживались участки взаимодействия между медью и сталью.

Для придания формы конкретным изделиям из листового медно-стального биметалла необходимы технологические операции, например прокатка [5], гибка, штамповка и др. Целью данной работы являлось исследование сваренного взрывом композиционного материала медь МЗ + сталь 30ХГСА после отжига и последующего изгиба с разными степенями деформации.

Материалы и методика проведения исследований

При сварке взрывом в качестве неподвижной основы биметаллического композита использовалась конструкционная сталь 30ХГСА толщиной 10 мм, на которую образующимися продуктами взрыва металась медная пластина марки МЗ толщиной 3 мм.

Последующий отжиг сваренного взрывом композита проводился в печи СНОЛ-1.6,2.5,1/11-ИЗ при температуре 880 °С и времени выдержки 1 час.

Из полученных двухслойных заготовок медь МЗ + сталь 30ХГСА вырезали два образца размерами 100x13x10 мм (рис. 1), на полиро-

ванные торцовые поверхности которых с помощью прибора ПМТ-3 наносили сетку реперных линий с интервалом 1 мм (рис. 2), позволяющую по изменению линейных расстояний между реперными линиями определять величину остаточных деформаций.



Рис. 1. Сетка реперных линий на боковых поверхностях медно-стальных образцов для определения распределения деформаций после испытаний на изгиб

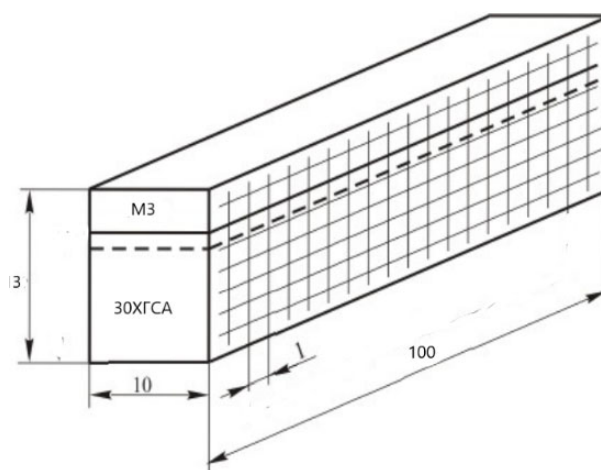


Рис. 2. Схема нанесения реперных линий на образцы КМ. Экспериментально определенное положение нейтральной оси обозначено пунктиром

Схема проведения трехточечного изгиба композита показана на рис. 3. Изгиб проводился по двум вариантам, с максимальными растягивающими деформациями как на поверхности меди, так и на поверхности стали. Испытания на изгиб проводили на машине УММ 10 (максимальное усилие 100 кН) с использованием верхнего пуансона («ножа») Ø20 мм, и расстояниями между нижними опорами 80 мм.

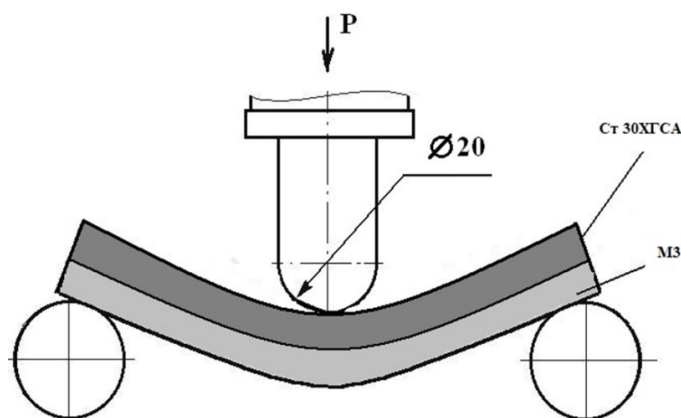


Рис. 3. Схема проведения испытаний медно-стального композита при трехточечном изгибе

Размеры исходных и деформированных ячеек замеряли по цифровым фотографиям с помощью компьютерного графического ре-

дактора AdobePhotoshop (рис. 4), среди инструментов линейка, позволяющая измерять расстояния на графических изображениях.

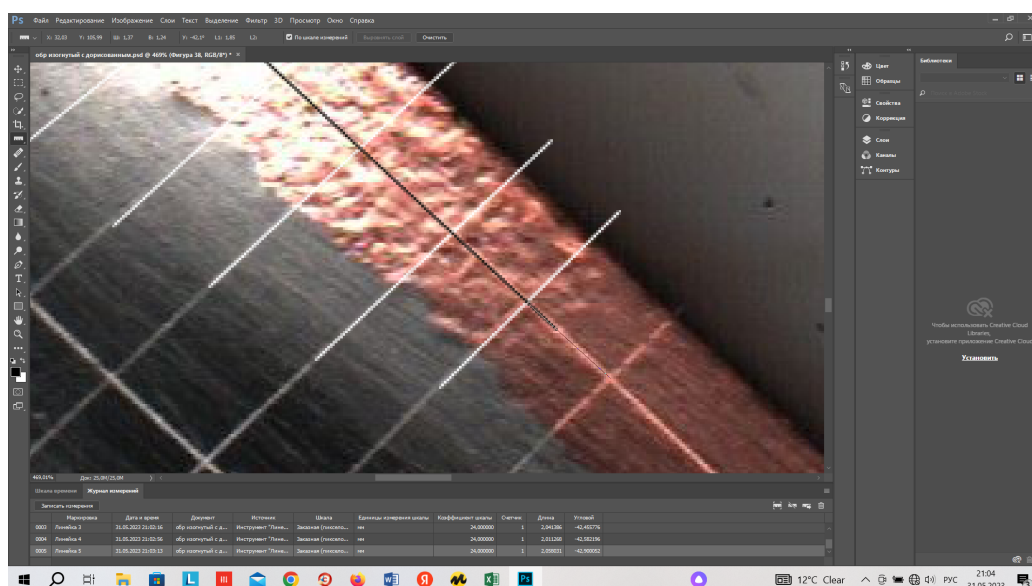


Рис. 4. Проведение измерений исходных и деформированных ячеек в графическом редакторе AdobePhotoshop

По изменению базовых расстояний между реперными линиями после снятия нагрузки рассчитывали распределение остаточной пластической деформации на разном расстоянии от зоны соединения в деформируемых образцах по формуле

$$\delta = \frac{x_i - x_0}{x_0}$$

где x_0 – расстояние между реперными линиями исходных образцов, мм; x_i – расстояние между реперными линиями деформированных после изгиба образцов, мм.

Измерение микротвердости проводили на приборе ПМТ-3М. Металлографические исследования выполняли с помощью оптического металлографического микроскопа «Olympus VX61» с фиксацией микроструктур компонентов КМ с помощью цифровой камеры микроскопа DP12 при увеличениях 50–500.

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 5 показан вид исследуемых медно-стальных биметаллических образцов после изгиба.

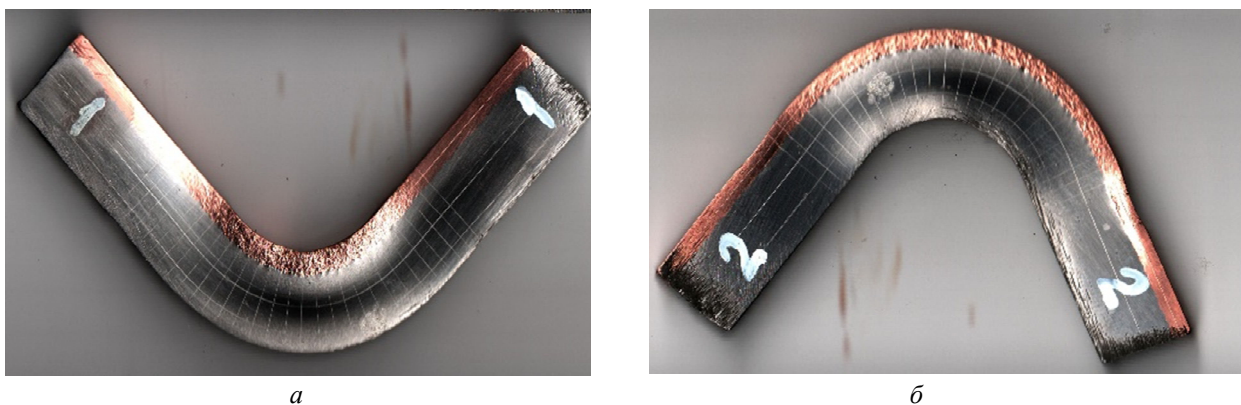


Рис. 5. Образцы исследуемого композита медь МЗ + сталь 30ХГСА после изгиба:
а – с максимальными растягивающими деформациями на поверхности стали;
б – с максимальными растягивающими деформациями на поверхности меди

На рис. 6 представлены результаты распределения степени деформации в зоне соединения и на различных расстояниях от нее: на стали 30ХГСА на расстояниях 2, 4, и 9 мм,

а в меди измерения проводились расстояниях 1,5 и 3 мм от зоны соединения.

Трещин после изгиба в составляющих композита и в зоне соединения не обнаружено.

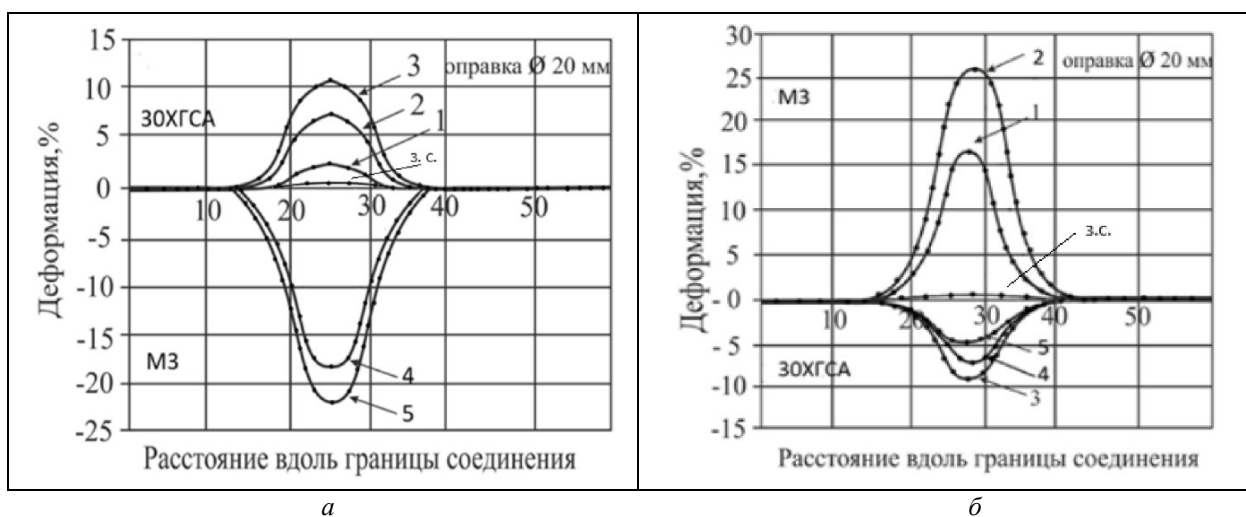


Рис. 6. Изменение пластической деформации на различном удалении от линии соединения биметалла МЗ-30ХГСА при изгибе с использованием верхнего пуансона Ø20 мм:
а – со стороны стали (1 – 2 мм; 2 – 4,5 мм; 3 – 9 мм; 4 – 1,5 мм; 5 – 3 мм от линии соединения);
б – со стороны меди (1 – 1,5 мм; 2 – 3 мм; 3 – 9 мм; 4 – 4,5 мм; 5 – 3 мм от линии соединения); 3. С. – зона соединения

При изгибе с максимальными растягивающими деформациями на поверхности стали (рис. 6, *а*) в меди наблюдаются сжимающие деформации: при удалении на 1,5 мм от границы соединения они составили 17 %, а при удалении на 3 мм возросли до 23 %. При этом в стали 30ХГСА действуют растягивающие напряжения: при удалении на 2 мм от зоны соединения деформация составляла 3 %, при 4,5 мм – 7 %, а при 9 мм деформация достигала 11 %.

При изгибе с максимальными растягивающими деформациями на поверхности меди де-

формации в стали 30ХГСА при удалении на 3 мм от линии соединения достигали 4 %, при 4,5 мм – 7 %, а при 9 мм – около 10 %. Со стороны меди растягивающие деформации достигали 26 % при удалении на 3 мм от зоны соединения, и 16 % при удалении на 1,5 мм от границы соединения.

Установлено, что при изгибе образцов пуансоном Ø20 мм деформации на линии соединения композита незначительны (рис. 6, линия 3.С.). Так при изгибе с максимальными растягивающими деформациями на поверхности стали деформация на линии соединения 0,5 %,

а при изгибе с максимальными растягивающими деформациями на поверхности меди – 0,2 %.

После сварки взрывом величина микротвердости меди составляла 1 ГПа, а в стали значения колебались от 4,5 до 2,5 ГПа. После отжига микротвердость меди составила около 0,7 ГПа, а стали – до 2 ГПа. После проведенного деформирования изгибом вследствие пластической деформации и наклепа произошло упрочнение составляющих биметалла. При из-

гибе с максимальными растягивающими деформациями на поверхности меди ее микротвердость увеличилась в 2 раза до 1,5 ГПа, а сталь упрочнилась до 3 ГПа. При изгибе с максимальными растягивающими деформациями на поверхности стали микротвердость меди возросла до 1,5–1,7 ГПа, а значения микротвердости в стали увеличились до 4 ГПа.

Структуры образцов после изгиба представлены на рис. 7.

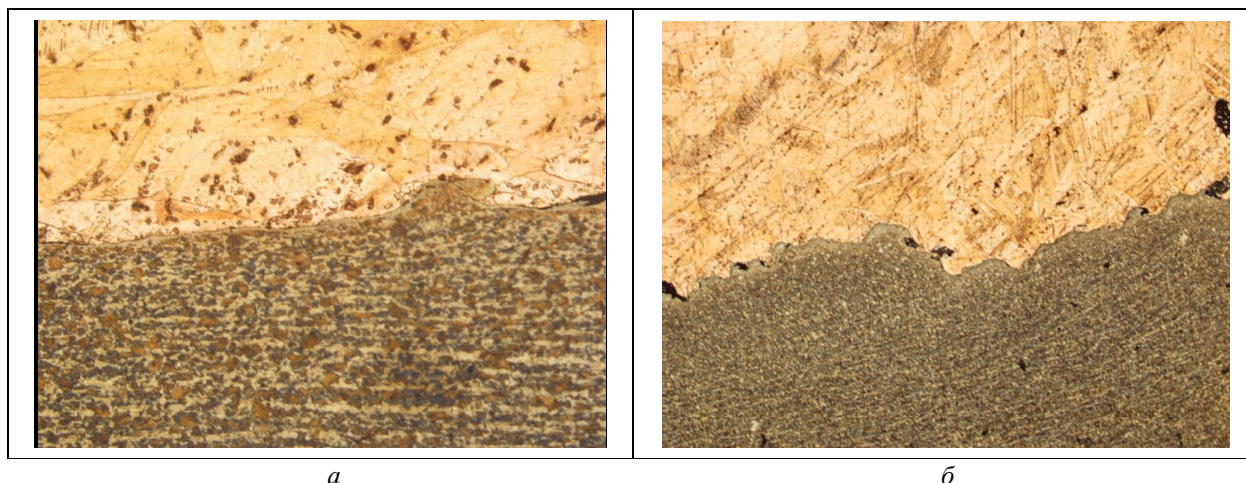


Рис. 7. Микроструктуры зоны соединения сваренного взрывом композита медь М3+сталь 30ХГСА:
а – изгиб с максимальными растягивающими деформациями на поверхности меди $\times 200$;
б – изгиб с максимальными растягивающими деформациями на поверхности стали $\times 50$

На микроструктурах (рис. 7, *а*, *б*) наблюдается ярко выраженная перлитная полосчатость стали, возникшая еще на стадии прокатки исходного листа, и не устраненная проведенным отжигом при температуре 880 °С. В структуре меди видны рекристаллизованные зерна, сформировавшиеся после отжига при высокой для меди температуры 880 °С, явной текстуры в ней не наблюдается. При изгибе с максимальными растягивающими деформациями на поверхности стали в структуре меди отчетливо видны двойники, сформировавшиеся в процессе пластической деформации. При изгибе с максимальными растягивающими деформациями на поверхности меди двойники в меди визуально не наблюдаются.

Выводы

1. Исследования установили возможность проведения формообразующих технологических операций для сваренного взрывом биметалла медь М3 + сталь 30ХСА после отжига 880 °С с максимальными деформациями в меди 23–26 %, а в стали 10–11 % без появления трещин в составляющих композита.

2. Показано, что при трехточечном при достижении деформаций в меди до 23–26 %, а в стали до 10–11 % микротвердость меди увеличилась до 1,5 ГПа, а сталь до 3 ГПа по сравнению с микротвердостью меди после отжига 0,7 ГПа, а стали – до 2 ГПа.

3. Металлографический анализ выявил особенности структуры сваренного взрывом медно-стального композита после отжига при 880 °С и изгиба: в стали 30ХГСА сохраняется ярко выраженная перлитная полосчатость, сформировавшаяся еще на стадии горячей прокатки исходного листа, а в меди сформировалась после отжига сваренного взрывом биметалла крупнозернистая структура. При изгибе с максимальными растягивающими деформациями на поверхности стали в структуре меди отчетливо видны двойники, сформировавшиеся в процессе пластической деформации.

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. Диффузия в слоистых композитах : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2006. – 403 с.

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

5. Гладковский, С. В. Прочность и разрушение металлического композита на основе меди М1 и стали 20 / С. В. Гладковский, Т. А. Трунина, Е. А. Коковихин, С. В. Смирнова, Д. И. Вичужанин // Известия Самарского научного центра Российской Академии наук, т. 12, № 1 (2), 2010. – С. 321–325.

6. Трансформация структуры в зоне соединения биметалла медь М3 + сталь 30ХГСА после сварки взрывом и последующего отжига / В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, Л. М. Гуревич, В. О. Харламов, В. Ю. Назарова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 (251) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 13–18.

7. Особенности формирования структуры в зоне со-

единения медно-стального композита медь М3 + сталь 30ХГСА после сварки взрывом и термического улучшения / В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, Л. М. Гуревич, В. О. Харламов, В. Ю. Назарова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (253) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 11–17.

8. Исследование процессов диффузии в зоне соединения биметалла медь М3 + сталь 30ХГСА после сварки взрывом и последующих нагревов / В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, Л. М. Гуревич, В. О. Харламов, В. Ю. Ломакина, В. С. Семенова // Известия ВолгГТУ № 6 (265) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2022. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 13–18.

9. Воздействие повышенных температур на сваренный взрывом биметалл медь М3-сталь 30ХГСА / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, В. О. Харламов, В. С. Семенова // Известия ВолгГТУ : № 6 (277) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2023. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 10–15.

УДК 621.793.79

DOI 10.35211/1990-5297-2023-10-281-11-17

В. Г. Шморгунов, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич, В. О. Харламов, А. И. Богданов

ОБ ИДЕНТИФИКАЦИИ ПРОСЛОЙКИ TiC В СОСТАВЕ ДИФфуЗИОННОЙ ЗОНЫ СМИК СИСТЕМЫ Ti-Fe

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

В работе приведены данные электронно-оптических исследований по идентификации прослойки TiC в составе диффузионной зоны, образующейся на межслойной границе в СМИК системы Ti – Fe после диффузионного отжига.

Ключевые слова: слоистые металло-интерметаллидные композиты, система Ti–Fe, фазовый состав, диффузия, карбид титана.

V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, V. P. Kulevich, V. O. Kharlamov, A. I. Bogdanov

ON THE IDENTIFICATION OF THE TiC INTERLAY IN THE DIFFUSION ZONE OF THE SMIC OF THE Ti-Fe SYSTEM

Volgograd State Technical University

The paper presents the data of electron-optical studies on the identification of the TiC interlayer in the composition of the diffusion zone, which is formed at the interlayer boundary in the SMIC of the Ti – Fe system after diffusion annealing.

Keywords: layered metal-intermetallic composites, Ti–Fe system, phase composition, diffusion, titanium carbide.

Слоистые металло-интерметаллидные композиты (СМИК) системы титан-железо, комплексная технология получения которых включает сварку взрывом (СВ), горячую прокатку на необходимую толщину и высокотемпературную термообработку (ТО), впервые были разработаны на кафедре «Материаловедение и КМ» ВолгГТУ еще в конце XX века научной школой д.т.н., профессора Ю. П. Трыкова [1–5]. Выполненные этой школой исследования можно разделить на три направления [1–5]:

1) изучение структуры, химического и фазового состава СМИК;

2) определение их служебных свойств (жаропрочности, теплостойкости, износостойкости и т. д.);

3) оптимизация конструкции СМИК.

В рамках первого направления достаточно углубленно изучалась кинетика диффузионных процессов в многослойных композициях системы Ti–Fe, их фазовый и химический состав [6–11]. Тем не менее, о наличии прослойки TiC

в составе диффузионной зоны (ДЗ) был сделан вывод только результатом анализа дифрактограмм, полученных с поверхности ДЗ [7, 10], где наблюдались слабые пики интенсивностей, характерные для соответствующих углов отражений 2θ , и при анализе продуктов износа СММК системы Ti-Fe [12; 13].

Выявление тонких слоев TiC с помощью металлографических исследований достаточно трудоемкий процесс даже при использовании увеличений свыше $\times 1000$, поскольку в процессе приготовления микрошлифов из-за высокой твердости ДЗ неминуемо появляются «микроступеньки» и происходит «выквашивание» слоев TiC.

Учитывая изложенное, изыскание адаптации существующих современных методик для достоверной идентификации TiC в составе ДЗ СММК системы Ti-Fe, является актуальной задачей, что и явилось целью данной работы.

Материалы и методы исследования

Для исследований использовались пятнадцатислойные образцы состава VT1-0+сталь 08кп (титановые слои – снаружи), которые были получены по комплексной технологии, режимы которой представлены в работах [6; 12; 13]. ТО титано-стального композита проводили

в вакуумной печи СВШЛ 0,6–2/16 при температуре 950 °С в течение 3 ч, что обеспечило полную трансформацию титановых слоев в диффузионные. Анализ микроструктуры осуществляли на микроскопе Olympus BX61, микрорентгеноспектральный анализ – на сканирующем электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam.

Фазовый состав ДЗ оценивали при сопоставлении данных, полученных с помощью энергодисперсионного анализа (ЭДА) на растворяемом двухлучевом электронном микроскопе системы Versa 3D DualBeam и рентгеновского дифрактометра Bruker D8 Advance. Подготовку образцов для электронной микроскопии проводили методом прецизионной локализации – вырезке фокусированным ионным пучком специального микро-колодца из интересующего места диффузионной зоны.

Результаты и их обсуждение

Анализ полученного распределения химических элементов (рис. 1) в локальной области сканирования (I) ДЗ показал, что из-за изначально малого содержания углерода в составе стали 08кп его наличие в приграничной области (феррит-ДЗ) проявляется в виде минимального фона (шума).

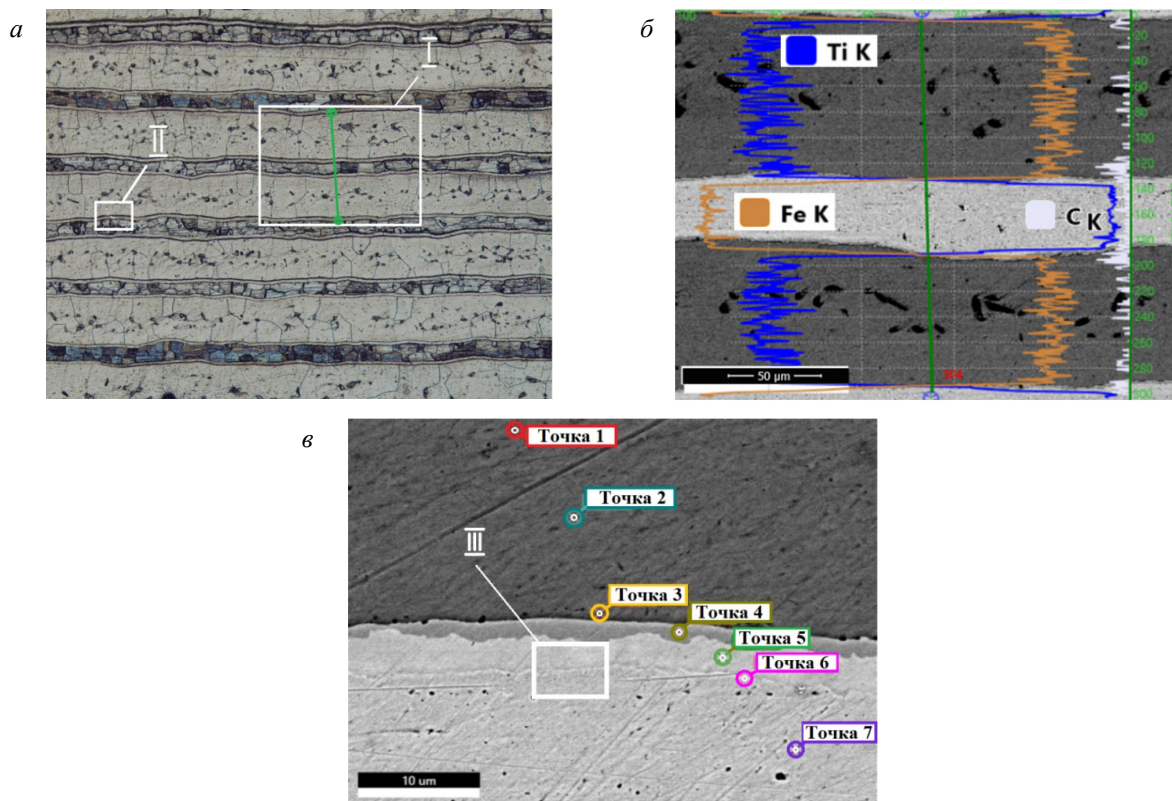


Рис. 1. Микроструктура (а) $\times 100$, распределение химических элементов (б) в выбранной локальной области (I) сканирования при СЭМ-анализе и расположение точек (в) в локальной области (II) при установлении точечного элементного состава (табл. 1)

Таблица 1

Установленный химический состав в точках (рис. 1, в)

№ точки	Элемент	Содержание масс., %	Содержание ат., %	Возможная ошибка, %	Фаза
1	Fe	22,9	20,3	2,7	Ti ₂ Fe
	Ti	77,1	79,7	6,6	
2	Fe	23,5	20,8	2,6	Ti ₂ Fe
	Ti	76,5	79,2	2,7	
3	Fe	24,2	20,6	3,19	Ti ₂ Fe, (?TiC; ?Fe ₃ C)
	Ti	75,5	78,9	2,1	
	C	0,3	0,7	34,5	
4	Fe	53,7	50,1	4,4	TiFe, (?TiC)
	Ti	46,0	49,3	3,3	
	C	0,3	0,6	47,7	
5	Fe	63,3	60	3,3	TiFe, TiC
	Ti	28,9	31	3,8	
	C	7,8	9	18,9	
6	Fe	89,9	88,5	3,4	Fe, (?TiC)
	Ti	5,1	5,9	9,0	
	C	5,0	5,6	38,6	
7	Fe	98,8	97,2	3,4	Fe
	Ti	1,2	2,8	9,0	

Точечный элементный состав выбранного локального участка (II), позволил идентифицировать химический состав визуально различных микро-слоев и прилегающих к ним областей (рис. 1, в; табл. 1). В точках 1 и 2 ДЗ химический состав соответствует интерметаллиду Ti₂Fe, а в точке 7 (рис. 1, в) – практически чистому железу.

Наличие углерода, с достаточно высокой погрешностью, фиксируется в точках 3 и 4 (рис. 1, в, табл. 1). Достоверно установлено его присутствие в точках 5 и 6.

Для более тщательного анализа химического состава области с повышенным содержанием углерода III (рис. 1, в), где предположительно располагается прослойка TiC (рис. 2), вдоль заранее нанесенного платино-полимерного покрытия в виде линии, электронный пучком вырезалось отверстие прямоугольной формы (рис. 3), на внутренней поверхности которого (на торце, т. е. на сечении интересующей границы) и производилось исследование линейного и точечного

распределения химических элементов (рис. 4).

Анализ полученных экспериментальных данных показал, что распределение химических элементов достаточно точно позволяет идентифицировать примыкающую к ДЗ (рис. 4) прослойку TiC толщиной $\approx 0,95$ –1,0 мкм с постоянным стехиометрическим составом (Ti/C=1/1).

К стальному слою примыкает прослойка толщиной $\approx 0,4$ –0,5 мкм (Ti $\approx 0,35$ –0,45 %, Fe до ≈ 15 %). Анализ ее химического состава позволяет сделать предположение о наличии в ее составе микрочастиц цементита (Fe₃C), образовавшихся при диффузии углерода из стального (0,8 кп) слоя в титановый. Данное предположение косвенно подтверждается при анализе элементного состава в точке 5 (рис. 5; табл. 2). Он практически соответствует Fe, а незначительная доля углерода (что подтверждает и соответствующий спектр) может быть в связанном состоянии в виде цементита (Fe₃C), локализованного на границе слоев железа и Ti/C (рис. 5; табл. 2, б).

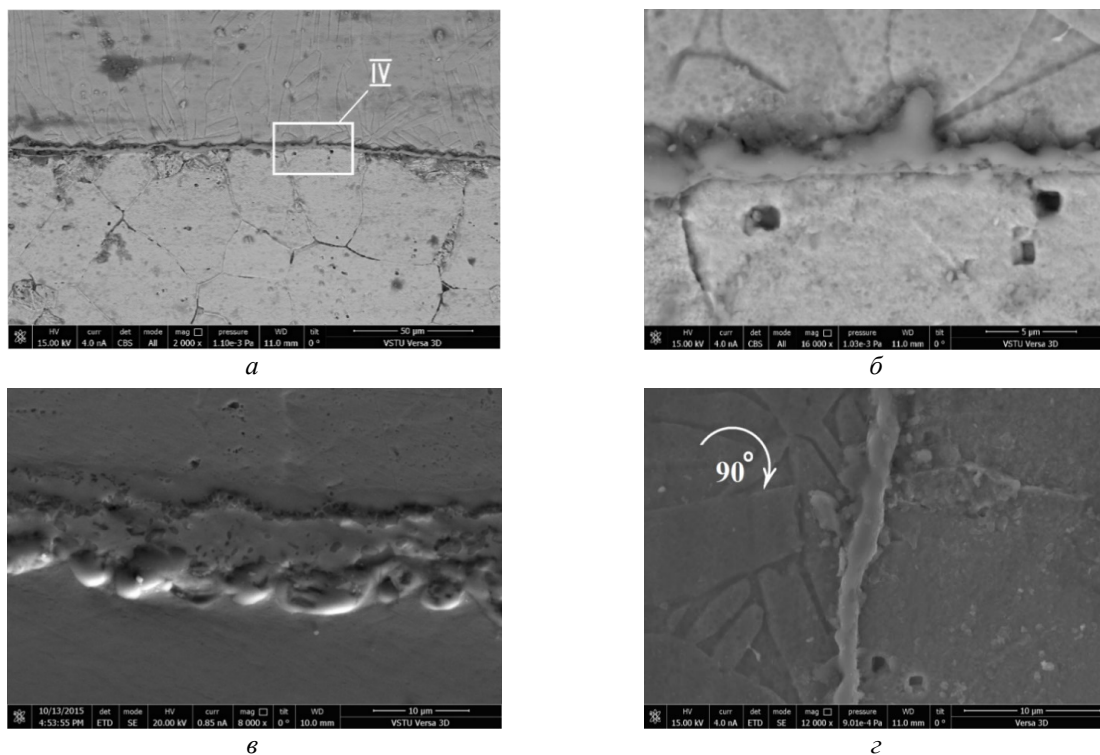


Рис. 2. СЭМ-изображение области ДЗ с зафиксированной прослойкой TiC (III) в соответствующих режимах съемки: а, б – отраженных электронах (CBS); в, г – во вторичных электронах (ETD). Увеличение: $\times 2000$ (а); $\times 8000$ (в); $\times 16000$ (б, г)

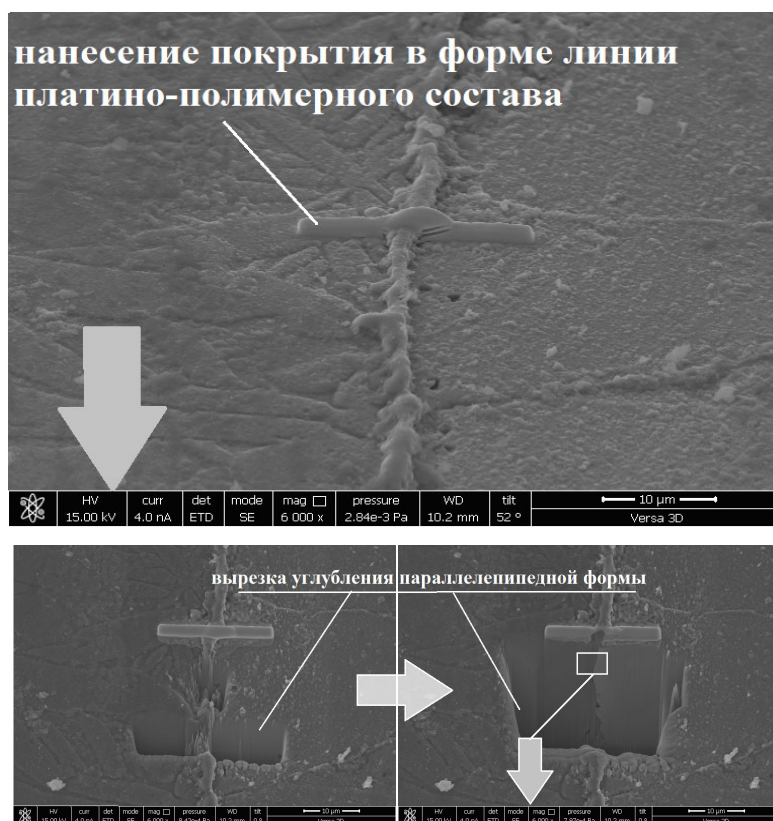


Рис. 3. Вырезка ионным пучком отверстия параллелепipedальной формы возле заранее нанесенного в форме линии покрытия платино-полимерного состава в зоне предполагаемого формирования прослойки TiC после ТО титано-стального СМПК. СЭМ-изображение ($\times 6000$) (см. также с. 15)

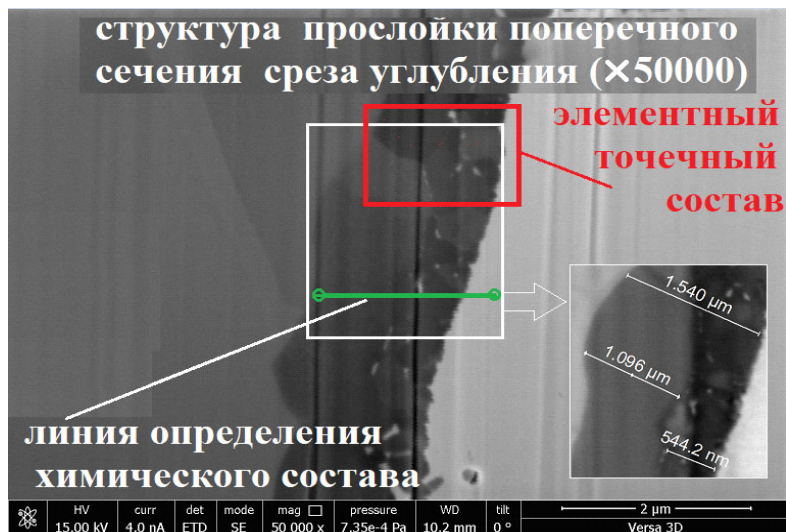


Рис. 3. Окончание

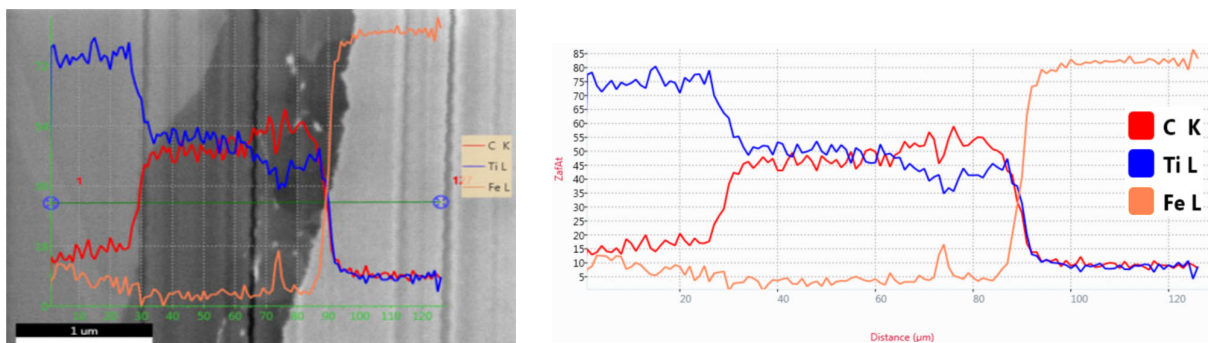


Рис. 4. Распределение химических элементов в исследуемой области торца углубленного отверстия прямоугольной формы (рис. 3)

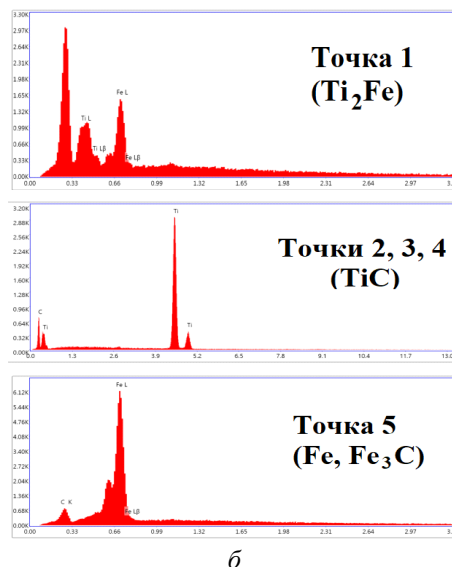
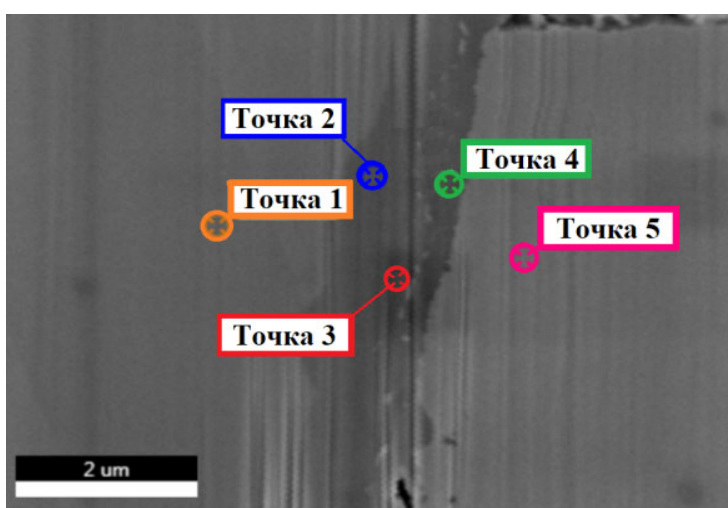


Рис. 5. Результаты энергодисперсионного анализа в соответствии с областью, выделенной на рис. 3: а – точки определения химического состава; б – соответствующие точкам спектры, элементный состав которых указан в табл. 2

Установленный химический состав в точках (рис. 5, а)

№ точки	Элемент	Содержание масс., %	Содержание ат., %	Возможная ошибка, %	Фаза
1	Fe	26,16	25,16	8,43	Ti ₂ Fe
	Ti	71,84	74,84	5,59	
2	Ti	60,0	57,0	4,4	TiC
	C	40,0	43,0	3,3	
3	Ti	44,2	42,3	4,91	TiC
	C	55,8	57,7	3,88	
4	Ti	47,5	44,1	5,62	TiC
	C	52,5	55,9	3,21	
5	Fe	99,19	98,93	3,6	Fe, (?Fe ₃ C)
	C	0,81	1,07	34,48	

Однако проведенный нами фазовый рентгеноструктурный анализ поверхности слоев на границе (феррит-ДЗ) после механического разделения СМИК позволил идентифицировать наличие только следующих фаз (рис. 6): α - Fe;

TiFe₂; TiFe; TiC и TiO₂. При этом пиков интенсивностей, соответствующих Fe₃C, выявлено не было (рис. 6). Для окончательного ответа на вопрос о его наличии необходимо проведение более «тонких» исследований.

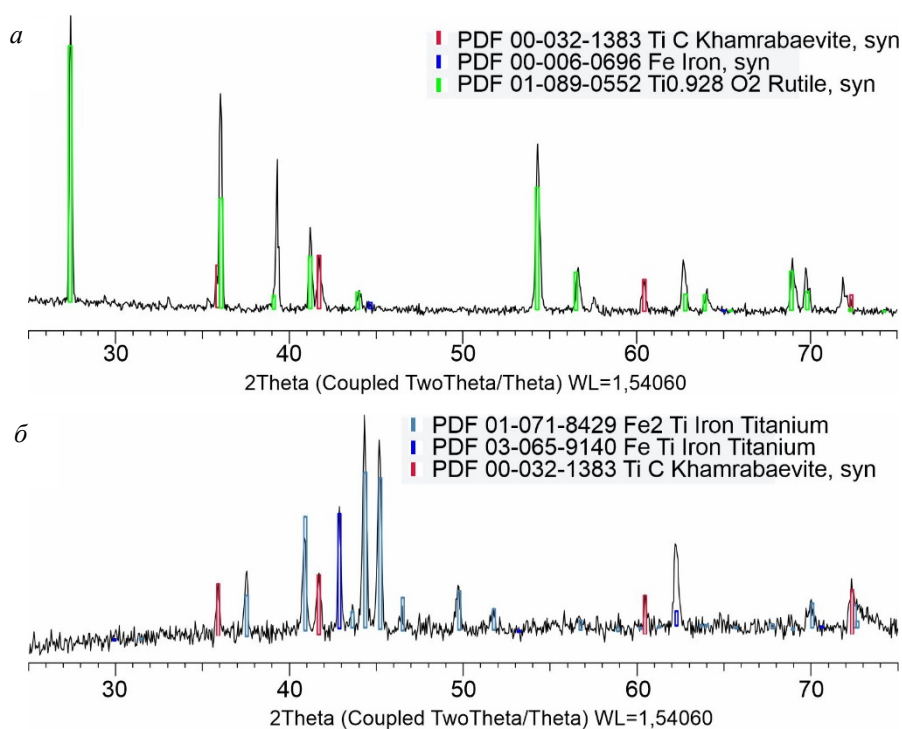


Рис. 6. Результаты фазового рентгеноструктурного анализа плоскости разделенного СМИК по границе раздела слоев диффузионная зона – сталь при соответствующей съемке поверхности: а – стального слоя; б – слоя ДЗ

Выводы

1. Использование современных методов исследования структуры позволили достоверно идентифицировать тонкую ($\approx 1,5$ мкм) прослойку TiC, формирующуюся при ТО многослойных

титано – стальных СМИК в диффузионной зоне.

2. Высказанное предположение о наличии в составе диффузионной зоны микрокристаллов цементита (Fe₃C) не нашло экспериментального подтверждения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Создание жаропрочного композиционного материала системы титан – железо / Ю. П. Трыков, В. Н. Гулякин, А. И. Еловенко, В. Д. Сапрыгин, К. К. Красиков // Вопросы атомной науки и техники : сб. науч. тр. / ЦНИИ-Атоминформ. – М., 1991. – Вып. 4. – С. 12–14.
2. Структура и свойства слоистых интерметаллидных композиционных материалов системы титан-железо / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгу́н, О. В. Слау́тин, Д. В. Прони́чев // Конструкции из композиционных материалов. – 2004. – № 1. – С. 48–53.
3. Гуревич, Л. М. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгу́н, О. В. Слау́тин, А. И. Богданов. – М. : Metallurgizdat, 2016. – 346 с.
4. Шморгу́н, В. Г. Механические свойства трехслойного титано-стального интерметаллидного композита при повышенных температурах / В. Г. Шморгу́н, О. В. Слау́тин, Ю. П. Трыков // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2004. – № 8. – С. 63–64.
5. Шморгу́н, В. Г. Комплексные технологические процессы получения слоистых интерметаллидных композитов / В. Г. Шморгу́н, Ю. П. Трыков, О. В. Слау́тин // Конструкции из композиционных материалов. – 2005. – Вып. 3. – С. 3–9.
6. Структура и свойства многослойных титано-стальных композитов после высокотемпературного нагрева / В. Г. Шморгу́н, Ю. П. Трыков, Д. Ю. Донцов, О. В. Слау́тин, Д. А. Евстропов // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 9. – С. 42–45.
7. О взаимодействии компонентов в титано-стальном композите / Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, О. В. Слау́тин,

В. Г. Шморгу́н // Перспективные материалы. – 2004. – № 6. – С. 43–47.

8. Трыков, Ю. П. Влияние высокотемпературной термообработки на кинетику диффузии в титаностальном композите / Ю. П. Трыков, О. В. Слау́тин, Д. Ю. Донцов // Известия вузов. Черная металлургия. – 2009. – № 1. – С. 69–70.

9. Исследование кинетики диффузии в композитах системы Ti-Fe / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгу́н, О. В. Слау́тин, Д. Ю. Донцов // Известия вузов. Черная металлургия. – 2008. – № 11. – С. 20–22.

10. Формирование диффузионной прослойки в титаностальном композите / В. Г. Шморгу́н, Ю. П. Трыков, Д. Ю. Донцов, О. В. Слау́тин, В. Н. Арисова // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2008. – № 6. – С. 39–42.

11. Шморгу́н, В. Г. Влияние термообработки на твердость и кинетику роста интерметаллидной прослойки в титано-стальном композите / В. Г. Шморгу́н, О. В. Слау́тин, Ю. П. Трыков // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 1. – С. 80.

12. Морфологические особенности поверхности трения в процессе изнашивания СММК системы Ti-Fe / В. Г. Шморгу́н, О. В. Слау́тин, Д. В. Прони́чев, В. П. Кулеви́ч, С. А. Кузнецов, М. В. Крохале́в // Известия ВолгГТУ : № 6 (265) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2022. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 28–33.

13. Химический состав поверхности износа титаностальных СММК при повышенных температурах / В. Г. Шморгу́н, О. В. Слау́тин, А. И. Богданов, В. П. Кулеви́ч, С. А. Кузнецов, В. О. Харламов, М. В. Крохале́в // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (269) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2022. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 15–22.

УДК 621.791

DOI 10.35211/1990-5297-2023-10-281-17-20

В. Г. Шморгу́н¹, О. В. Слау́тин¹, М. В. Крохале́в², Д. А. Евстропов², С. А. Кузнецов¹

**ОЦЕНКА ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ЗАТРАТ ПРИ ДИФфуЗИОННОМ ОТЖИГЕ
СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ БИМЕТАЛЛА VT1-0 + M1***

¹Волгоградский государственный технический университет

²Волгоградская академия МВД РФ

e-mail: mv@vstu.ru¹

Приведена методика, позволяющая оптимизировать процесс диффузионного отжига сваренного взрывом биметалла титан-медь с учетом тепловых затрат на формирование покрытий на основе купридов титана и потерь на нагрев печи, выдержку при заданной температуре, загрузку и выгрузку заготовок.

Ключевые слова: сварка взрывом, биметалл, диффузионный отжиг, куприды титана, тепловые затраты.

V. G. Shmorgun¹, O. V. Slautin¹, M. V. Krokhalev², D. A. Evstropov², S. A. Kuznetsov¹

**ESTIMATION OF ENERGY CONSUMPTION DURING DIFFUSION ANNEALING
OF EXPLOSION WELDED BIMETAL VT1-0 + M1**

¹Volgograd State Technical University

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

A technique is presented that makes it possible to optimize the process of diffusion annealing of an explosion-welded titanium-copper bimetal, taking into account the heat costs for the formation of coatings based on titanium cuprides and losses for heating the furnace, holding at a given temperature, loading and unloading workpieces.

Keywords: explosion welding, bimetal, diffusion annealing, titanium cuprides, heat costs.

© Шморгу́н В. Г., Слау́тин О. В., Крохале́в М. В., Евстропов Д. А., Кузнецов С. А., 2023.

* Исследование выполнено при финансовой поддержке ВолгГТУ в рамках научного гранта № 16/472-22.

Технология получения на титановых подложках покрытий на основе купридов титана предусматривает сварку взрывом биметаллических заготовок медь-титан, их последующую прокатку (при необходимости) и термообработку (ТО) для формирования на межслойной границе диффузионной зоны (ДЗ) с требуемым химическим и фазовым составом [1–6].

Поскольку требуемые толщины и химический состав ДЗ могут быть получены в широком температурно-временном диапазоне ТО предварительно полученного биметалла, то при назначении режимов ТО необходимо учитывать затраты энергоресурсов при эксплуатации печного оборудования.

Для расчета энергозатрат на ТО биметалла титан-медь рассмотрим цикл, включающий нагрев печи, диффузионный отжиг поштучно N заготовок, отключение печи.

Затраты энергии на цикл составляют [7]:

$$Q = Q_{пол} + \sum Q_{пот}, \quad (1)$$

где $Q_{пол}$ – количество теплоты, потребное для нагрева заготовок до заданной температуры, Дж; $Q_{всп}$ – количество теплоты, потребное для нагрева вспомогательных устройств, вводимых в печь вместе с заготовкой (поддоны, крючья), Дж; $\sum Q_{пот}$ – суммарные тепловые потери за цикл.

Количество теплоты, затрачиваемое на нагрев изделий (полезная теплота) определяется по формуле:

$$Q_{пол} = N \cdot \sum_{i=1}^n C_{изд(i)} \cdot m_{изд(i)} (t_{изд}^{кон} - t_{изд}^{нач}), \quad (2)$$

где N – количество изделий, шт; $C_{изд(i)}$ – удельная теплоемкость однородной части изделия, Дж/(кг·°C); $m_{изд(i)}$ – масса однородной части изделия, кг; $t_{изд}^{кон}$ и $t_{изд}^{нач}$ – конечная и начальная температуры заготовки, °C.

Для равномерного прогрева заготовок проводить их ТО необходимо поштучно. Вследствие этого, вспомогательные устройства не используются, и расчет потерь энергии на их нагрев не ведется.

Общие потери энергии при термообработке биметаллических заготовок определяются по формуле:

$$\sum Q_{пот} = k_n (Q_{пот(н)} + Q_{пот(с)} + Q_{пот(зв)}), \quad (3)$$

где k_n – коэффициент неучтенных потерь ($k_n = 1,15 - 1,3$); $Q_{пот(н)}$, $Q_{пот(с)}$, $Q_{пот(зв)}$ – тепловые потери соответственно при нагреве печи, выдержке при заданной температуре, загрузке и выгрузке заготовок, Дж.

Тепловые потери при нагреве печи складываются из затрат на нагрев печи и тепловых потерь через стенки печи:

$$Q_{пот(н-кл)} = C_{кл}^l \cdot m_{кл} (t_{кл}^{кон} - t_{кл}^{нач}), \quad (4)$$

где $C_{кл}^l$ – средняя удельная теплоемкость кладки печи, Дж/(кг·°C); $m_{кл}$ – масса кладки печи, кг; $t_{кл}^{кон}$ и $t_{кл}^{нач}$ – конечная и начальная температуры кладки печи, °C.

Расчет затрудняется сложным распределением температуры по толщине кладки и использованием огнеупоров по объему кладки. Принимаем допущение, что $t_{кл}^{кон} = 0,5 \cdot t_{печ}^{кон}$.

Затраты на тепловые потери через стенки:

$$Q_{пот(н-см)} = \alpha \cdot F_{нов} \tau_n (t_{см}^{нар} - t_o), \quad (5)$$

где α – коэффициент теплоотдачи от наружной поверхности печи, Дж/(м²·с·град), в соответствии с рекомендациями [8] принимаем $\alpha = 18$ Дж/(м²·с·град); $F_{нов}$ – суммарная наружная поверхность стенок, м²; τ_n – время нагрева печи до заданной температуры, с; $t_{см}^{нар}$ – средняя температура наружной стенки, °C; t_o – температура окружающей среды, °C.

В связи с тем, что температура наружной стенки изменяется по сложному закону можно принять, что $t_{см}^{нар} = 0,5 (t_{см-маx}^{нар} + t_o)$, где $t_{см-маx}^{нар}$ – максимальная температура стенки при выходе на режим. При расчете теплоизоляции печей не допускается $t_{см}^{нар}$ свыше 70 °C при выходе на максимальную температуру печи. Условно принимаем: $t_{см}^{нар} = (70 - t_o) t_{печ}^{кон} / t_{печ}^{маx} + t_o$, где $t_{печ}^{маx}$ – максимальная температура разогрева печи (по паспорту), °C.

Расчеты затрат на нагрев печи могут быть обеспечены, если в паспорте печи указано время на разогрев печи до максимальной температуры.

Приближенно время нагрева печи определяется:

$$\tau_n = \frac{C_{кл}^l \cdot m_{кл} (t_{кл}^{кон} - t_{кл}^{нач})}{0,7P - \frac{1,5\alpha F_{нов}}{2} (t_{см}^{нар} - t_o)}. \quad (6)$$

Отсюда (при $\tau_n = \tau_n^{маx}$) можно определить произведение $C_{кл}^l \cdot m_{кл}$ для подстановки в формулу 4:

$$C_{кл}^l \cdot m_{кл} = \frac{\tau_n^{кл} [0,7P - 0,75\alpha F_{нов} (70 - t_o)]}{0,5 t_{печ}^{маx} - t_o}, \quad (7)$$

где P – потребляемая мощность печи, Вт; $\tau_n^{маx}$ – время разогрева холодной печи до максимальной температуры (по паспорту), °C.

Потери тепла при выдержке заготовок при заданной температуре определяются выражением:

$$Q_{пот(г)} = \alpha \cdot F_{нов} \tau_{г} (t_{ст}^{нар} - t_{о}), \quad (8)$$

Время выдержки деталей определяется временем нагрева до заданной температуры $\tau_{гн}$ и временем выдержки при заданной температуре $\tau_{гс}$

$$\tau_{г} = \tau_{гс} + \tau_{гн}.$$

Для тонких изделий

$$\tau_{гн} = \frac{m_{изд} C_{изд} (t_{изд}^{кон} - t_{изд}^{нач})}{C_{пр} \left[\left(\frac{T_{печи}^{кон}}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_{изд}^{нач}}{100} \right)^4 \right] F_{зо} + \alpha_{кон} (t_{изд}^{кон} - t_{изд}^{нач}) F_{зк}}, \quad (9)$$

где $C_{пр} = \frac{5,7}{\frac{1}{\epsilon_{нар}} + \frac{1}{\epsilon_{изд}} - 1}$ – приведенная излучательная

способность; $\epsilon_{нар}$ и $\epsilon_{изд}$ – коэффициент черноты материалов нагревателя и изделия (принимается равным 0,8); $F_{зо}$ – облучаемая поверхность заготовки (в условиях данного расчета нагревом за счет облучения можно пренебречь); $F_{зк}$ – поверхность заготовки, омываемая конвекцией; $\alpha_{кон}$ – коэффициент теплоотдачи естественной конвекцией, $\alpha_{кон} = 11,6 - 17,4$ Вт/(м²·град); $T_{печи}^{кон}$ и $T_{изд}^{нач}$ – соответственно абсолютная температура излучателей или разогретой кладки и исходная температура изделия, К.

Тепловые потери при загрузке-выгрузке

$$Q_{пот(зв)} = 5,7 \psi \left[\left(\frac{T_{печи}^{кон}}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_{изд}^{нач}}{100} \right)^4 \right] F_{пр} \tau_{зв} N, \quad (10)$$

где ψ – коэффициент диафрагмирования выходного отверстия (обычно 0,75–0,8); $F_{пр}$ – площадь выходного отверстия.

Входными данными для расчета тепловых затрат на формирование в биметалле диффузионной зоны заданной толщины являются требуемая ее толщина, температура и продолжительность ТО.

В качестве примера рассмотрим расчет энергозатрат на ТО для заготовки из биметалла титан ВТ1-0 + медь М1, размерами 200x150x7 мм при объемах партий изделий 100 штук. Исходя из размеров заготовок, была выбрана печь LF-7/13-G1. Ее технические характеристики представлены в табл. 1.

В качестве заданной толщины ДЗ выбраны следующие значения: 20, 100, 200, 500, 1000 и 2000 мкм.

Таблица 1

Технические характеристики электронагревательной печи марки LF-7/13-G1

Максимальная температура разогрева печи $t_{печ}^{max}$, °С	Время разогрева печи до максимальной температуры $\tau_{н}^{max}$, ч	Потребляемая мощность Р, кВт	Размеры рабочего пространства печи, мм			Габаритные размеры печи, мм			Масса, кг
			$a_{вн}$	$b_{вн}$	$c_{вн}$	$a_{нар}$	$b_{нар}$	$c_{нар}$	
1300	2	3,3	285	200	110	510	555	595	40

Необходимое время выдержки при формировании ДЗ выбирали исходя из данных, полученных в работах [2–6].

Выходными данными расчета является дискретный ряд значений суммарных тепловых затрат, понесенных при формировании ДЗ заданной толщины в условиях различных температурных режимов. При наличии

равной предпочтительности температурно-временных условий ТО, из полученного ряда выбирают параметры наименее энергоемкого режима.

Результаты расчета каждого типа тепловых затрат для каждой из рассматриваемых партий, а также суммарных затрат приведены в табл. 2 и 3.

Таблица 2

Тепловые потери при нагреве печи, выдержке при заданной температуре, загрузке и выгрузке заготовки

Температура, °С	Тепловые потери, Дж							
	При нагреве печи	При загрузке-выгрузке одной детали	При формировании ДЗ толщиной, мкм					
			20	100	200	500	1000	2000
800	80152	72	6882	68820	206460	463578	–	–
850	85495	86	9422	94218	282653	659523	–	–
900	90839	103	29	73	1311	4326	6554	13109
950	96182	122	28	56	168	1344	2183	3359
1000	101526	143	28	52	143	819	1639	2867

Таблица 3

Общие потери энергии при ТО партии заготовок, кДж

Температура, °С	Толщина ДЗ, мкм					
	20	100	200	500	1000	2000
800	103	174	332	628	–	–
850	112	210	426	860	–	–
900	108	108	109	112	115	123
950	114	114	114	115	116	118
1000	120	120	120	121	122	123

Выводы

1. Расчеты показали, что суммарные энергозатраты при термообработке партии заготовок биметалла титан ВТ1-0 + медь М1 по режиму твердофазного взаимодействия увеличиваются с ростом толщины диффузионной зоны. При прочих равных условиях они минимальны при температуре термообработки 800 °С.

2. При формировании диффузионной зоны в результате термообработки по режиму контактного плавления (выше 900 °С) общие потери энергии практически не зависят от ее толщины.

3. Относительные затраты энергии на получение одной заготовки всегда снижаются с увеличением их количества за счет уменьшения тепловых потерь на нагрев печи, приходящихся на единицу изделия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

2. Шморгу, В. Г. Effect of Contact Melting Regime on Structure and Properties of Coatings of the Copper-Titanium

System / В. Г. Шморгу, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов // Metallurgist. – 2016. – Vol. 60, No. 5–6. – С. 635–640.

3. Formation of Ti-Cu-Based Intermetallic Coatings on the Surface of Copper During Contact Melting / В. Г. Шморгу, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, Д. А. Евстропов // Metallurgist. – 2016. – Vol. 59, Issue 9–10 (January 2016). – С. 974–979.

4. Способы получения износостойких покрытий на основе купридов титана / В. Г. Шморгу, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов, В. П. Кулевич, Ю. И. Бондаренко // Известия ВолГТУ : научный журнал № 12 (175) / ВолГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 22–28.

5. Структура и фазовый состав диффузионной зоны на межслойной границе меди М1 со сплавами ВТ6 и ВТ20 / В. Г. Шморгу, В. Н. Арисова, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов, Ю. В. Миронова // Известия ВолГТУ : научный журнал № 12 (175) / ВолГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 15–22.

6. Структура и фазовый состав покрытия системы Ti-Cu, сформированного на поверхности титана [Электронный ресурс] / В. Г. Шморгу, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, Д. А. Евстропов, Ю. В. Миронова, В. П. Кулевич // Новости материаловедения. Наука и техника : электрон. науч.-техн. журнал. – 2015. – № 3. – С. 22–24. – Режим доступа : <http://materialsnews.ru>.

7. Рустем, С. Л. Оборудование термических цехов : учеб. для машиностроительных техникумов / С. Л. Рустем. – Москва : Машиностроение, 1971. – 287 с.

ПОЛИМЕРНЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 678.743:539.2

DOI 10.35211/1990-5297-2023-10-281-21-24

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

ВЛИЯНИЕ ВЗРЫВНОЙ ОБРАБОТКИ НА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ ВТОРИЧНОГО ФТОРОПЛАСТА-4

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

С целью разработки технологии переработки трудноутилизируемого Ф-4 в работе были исследованы термомеханические свойства и кристаллическая структура вторичного фторопласта-4 (Ф-4), полученного взрывным прессованием отходов в виде промышленной стружки. Определены теплодеформационные свойства, температура фазового перехода и параметры тонкой структуры в разных зонах прессовки.

Ключевые слова: взрывное прессование, вторичный Ф-4, кристаллическая структура, рентгеноструктурный анализ, термомеханический анализ, теплодеформационные свойства.

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

THE EFFECT OF BLAST TREATMENT ON THE THERMOMECHANICAL PROPERTIES AND STRUCTURE OF SECONDARY FLUOROPLAST-4

Volgograd State Technical University

In order to develop a technology for processing hard-to-recycle F-4, the thermomechanical properties and crystal structure of secondary fluoroplast-4 (F-4), obtained by explosive pressing of waste in the form of industrial chips, were studied. The heat-deformation properties, phase transition temperature, and fine structure parameters in different compaction zones are determined.

Keywords: explosive pressing, secondary F-4, crystal structure, X-ray diffraction analysis, thermomechanical analysis, thermal deformation properties.

Введение

Фторопласт-4 (Ф-4) широко применяется в нефтехимической и автомобильной промышленности, электротехнике, медицине и других отраслях за счет своих уникальных эксплуатационных свойств. Его потребление по оценкам экспертов в разных отраслях ежегодно растет на 10–20 % [1; 2]. Производство и эксплуатация изделий из Ф-4 сопряжены с образованием значительного количества отходов трех категорий: отходы производства, отходы обработки и отходы использования [2; 3]. В настоящее время нет промышленных технологий, позволяющих эффективно перерабатывать отходы Ф-4 и композитов на его основе. Это связано со сложно-

стью их измельчения и повторной термообработки [3–5].

Накопление большого количества промышленных отходов фторопластов, вызванное технологическими трудностями их утилизации, представляет серьезную экологическую проблему [4]. В связи с этим, разработка эффективной технологии переработки отходов фторопласта-4 и композитов на его основе во вторичный материал и изделия является важной технологической задачей [1; 6].

Перспективным методом переработки фторопласта-4 и композитов на его основе является взрывного прессования (ВП). Технология ВП обеспечивает кратковременное воздействие вы-

сокого давления и температур, что, как показали исследования порошков и их композитов, приводит к значительному изменению структуры и формированию высоких механических и термических свойств [7–9].

Настоящая работа посвящена исследованию влияния ВП на теплофизические свойства и структурные изменения вторичного Ф-4.

Материалы и методы исследования

Исследованные плоские образцы вторичного Ф-4, получены взрывным прессованием его отходов в виде стружки со средним размером частиц 0,5×5 мм. Взрывное нагружение проводили в цилиндрической стальной ампуле с секторными зарядами. Скорость детонации взрывчатого вещества составляла 1900 м/с. Из-за конвергенции ударной волны расчетное давление изменялось по сечению образца от 0,4 ГПа в периферийной части и достигало 1,2 ГПа в центре. Уплотненные образцы спекали в замкнутом объеме обжаты стальной ампулы при температуре 370–380 °С. Значительное изменение давления ВП может способствовать формированию неоднородных свойств по сечению образца, поэтому полученные прессовки исследовали в нижней и в верхней части, вдоль и поперек ударного фронта.

Метод термомеханического анализа (ТМА) был использован для оценки термических свойств исследуемых образцов. Используя установку ТМА Netzsch 402 F3 Hyperion, по стандартной методике было произведено исследование деформации по измерению глубины проникновения индентора диаметром 1,0 мм в образец размером 5×5 мм и высотой 2 мм при нагрузке 1 Н и скорости нагрева 5 °С/мин до температуры 390 °С. Термомеханические кривые были построены и анализированы с помощью программного обеспечения Proteus 61, встроенного в установку ТМА. Приведенные термомеханические кривые были получены путем аппроксимации экспериментальных данных для трех одинаковых образцов.

Для анализа структуры полученных композиционных прессовок и оценки их кристалличности, влияющих на физико-механические свойства, был использован метод рентгеноструктурного анализа (РСА). Для проведения исследования был использован рентгеновский дифрактометр D8 ADVANCE от Bruker AXS

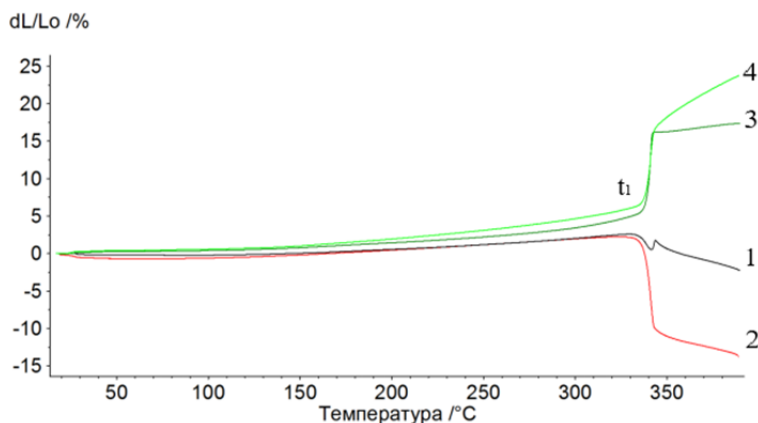
GmbH (Германия), работающий на фильтрованном $\text{CuK}\alpha$ излучении с длиной волны 0,154 нм и фокусировкой по Брэггу-Брентано (θ - 2θ – брэгговский угол). Дифракционная картина была зарегистрирована при помощи позиционно-чувствительного детектора SSD160 линейного типа с числом каналов 160. Для идентификации фаз использовалась порошковая база ICDD PDF-2 (2016). Анализ полученных дифрактограмм проводился с использованием программного обеспечения Diffraction.EVA версии 4.2.1. В соответствии со стандартной методикой [10] были рассчитаны параметры кристаллической структуры.

Результаты исследований

Взрывным прессованием в ампуле с секторными зарядами и последующей термообработкой были получены монолитные образцы без следов расслоения и разрушения, плотностью 2160–2180 кг/м³. Результаты исследований термомеханических свойств образцов после ВП методом ТМА показали, что при нагреве до температуры плавления кристаллической фазы (t_1) все исследованные образцы испытывают незначительные (0,18–4 %) положительные деформации (рисунок, табл. 1), что связано с высокоэластическим состоянием и высокой степенью кристалличности Ф-4.

В области фазового перехода (t_1) наблюдается скачкообразный рост тепловых деформаций не зависимо от давления ВП и направления ударного фронта (УФ), обусловленный плавлением кристаллической фазы и ослаблением межмолекулярного взаимодействия в полимере, перешедшего в аморфное состояние. При этом образцы из периферийной части прессовки после ВП давлением 0,4 ГПа испытывают отрицательные деформации, происходит внедрение индентора (рисунок, кривые 1, 2), связанное с плавлением кристаллической фазы полимера и переходом его в высокоэластическое состояние, а из центральной части ($P=1,2$ ГПа) – положительные, вызванные расширением полимера в результате интенсивной релаксации напряжений предельно сжатого ориентированного образца (рисунок, кривые 3, 4).

Температура фазового перехода t_1 полимера увеличивается до 335–339 °С, по сравнению с исходным Ф-4 (327 °С) [4]. Вероятно, ее повышение вызвано карбонизацией полимера, что наблюдалось нами ранее у вторичного Ф-4 [11].



Термомеханические кривые вторичного Ф-4 после ВП давлением: 0,4 ГПа (1, 2) и 1,2 ГПа (3, 4); вдоль УФ (1, 3), поперек УФ (2, 4)

Необходимо отметить, что большие изменения термомеханических свойств наблюдаются у материала центральной части пресовки после ВП давлением 1,2 ГПа: деформации при нагреве в 1,5–2 раза больше, чем после ВП давлением 0,4 ГПа, а t_1 максимальна и составляет 338–339 °C.

Изменение свойств по направлению распространения УФ незначительно и заметно проявляется только выше температуры фазово-

го перехода. Величина тепловых деформаций выше t_1 в зависимости от направления УФ после ВП давлением 1,2 ГПа различается на 1,5–4,0 % (рисунок, кривые 3, 4), а после обработки $P = 0,4$ ГПа – в 7,5–8,5 раз (рисунок, кривые 1, 2). Эти изменения вызваны развитием ориентации при взрывном пресовании $P=1,2$ ГПа и недостаточным межмолекулярным и межчастичным взаимодействием после ВП меньшим давлением.

Таблица 1

Зависимость термомеханических свойств вторичного Ф4, полученного ВП

Давление ВП, ГПа	Направление пенетрации индентора	Деформации (%) при температуре				t_1 °C
		200	250	300	350	
0,4	Вдоль УФ	0,2	0,96	1,8	1,36	335
	Поперек УФ	0,18	0,95	1,75	11,13	338
1,2	Вдоль УФ	1,03	2,5	4,0	17,56	338
	Поперек УФ	1,0	1,72	2,6	16	339

Исследования методом РСА свидетельствуют о сохранении аморфно-кристаллической структуры вторичного полимера после ВП стружки, собственного исходному Ф-4. Расчет дифрактограмм показал (табл. 2), что вторичный полимер имеет высокую степень кристалличности 69,7–80,7 %, что характерно для исходного полимера [12].

После ВП давлением 0,4 ГПа параметры тонкой структуры полимера в зависимости от направления УФ близки (табл. 2) и составляют: физическое уширение $\beta = 3,1–3,4$ мрад; размер

кристаллитов $D = 43–45$ нм; относительная деформация кристаллической решетки $\Delta d/d = 5,0–5,1 \cdot 10^{-3}$.

После ВП $P = 1,2$ ГПа различия структурных параметров в зависимости от направления ударного сжатия весьма заметны. Поперек УФ выявлено уменьшение β и $\Delta d/d$ в $\sim 1,3$ раза и увеличение D в 1,5 раз по сравнению с со значениями структурных параметров вдоль УФ (табл. 2), что свидетельствует о формировании ориентированной текстуры и согласуется с результатами ТМА.

Расчет параметров тонкой структуры

Параметр	Направление съемки	Давление ВП	
		0,4 ГПа	1,2 ГПа
χ , %	вдоль УФ	80,0	80,7
	поперек УФ	69,7	74,8
β , мрад	вдоль УФ	3,1	3,2
	поперек УФ	3,4	2,5
$\Delta d/d$, 10^{-3}	вдоль УФ	5,0	5,1
	поперек УФ	5,6	3,9
D, нм	вдоль УФ	45	43
	поперек УФ	41	59

Выводы

В результате проведенных исследований установлено, что взрывное прессование давлением 0,4 и 1,2 ГПа в ампуле с секторными зарядами обеспечивает получение плоских монолитных образцов с плотностью 2160–2180 кг/м³, теплостойкостью 335–338 °С и степенью кристалличности 69,7–80,7 %.

Взаимодополняющими методами ТМА и РСА выявлено формирование однородных структуры и термодформационных свойств вторичного Ф-4 в различных направлениях ударного сжатия при нагружении давлением 0,4 ГПа, что позволяет рекомендовать данный режим взрывного прессования для переработки отходов трудноутилизируемого Ф-4.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ecological problems of waste processing of fluoroplasts S. V. / Khitrin, S. L. Fuchs, S. V. Devyaterikova, V. Yu. Zakharov, S. N. Rodnikov // *Theoretical and Applied Ecology*. 2011. No. 1. P. 76–79. doi: 10.25750/1995-4301-2011-1-076-079
2. Экологические проблемы переработки отходов фторопластов / С. В. Хитрин, С. Л. Фукс, С. В. Девятерикова и др. // *Теоретическая и прикладная экология*. – 2011. – № 1. – С. 76–79.
3. Хитрин, С. В. Вопросы утилизации отходов фторопластов / С. В. Хитрин, Э. А. Имамалиев, С. Л. Фукс // *Экология родного края: проблемы и пути их решения: Материалы XV Всероссийской с международным участием научно-практической конференции, Киров, 18 мая 2020 года. Книга 1*. – Киров : Вятский государственный университет, 2020. – С. 77–80. – EDN VOZFRV.
4. Михайлин, Ю. А. Конструкционные полимерные композиционные материалы / Ю. А. Михайлин. – СПб. : Научные основы и технологии, 2010. – 820 с.
5. Пугачев, А. К. Методы измельчения отходов фторопластов / А. К. Пугачев // *Новые технологии инжиниринг*. – 2011. – С. 8–13.
6. Виллемсон, А. Л. Современное состояние и перспективы мирового рынка фторполимеров / А. Л. Виллемсон // *Международ. новости мира пластмасс*. – 2008. – № 11–12. – С. 20–23.
7. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка термостойких полимеров : монография / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Казуров ; ВолГГУ. – Волгоград, 2020. – 240 с.
8. Структура и свойства наполненного коксом вторичного фторопласта после взрывной обработки / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Л. Ю. Дробот, И. А. Молодцова // *Известия ВолГГУ : научный журнал № 2 (273) / ВолГГУ*. – Волгоград, 2023. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 32–36. - DOI: 10.35211/1990-5297-2023-2-273-32-36.
9. Formation of the structure and properties of polyvinylidene fluoride and composites based on it, prepared by explosive pressing / Н.А. Адаменко, Л.Н. Игнатьева, Г.В. Агафонова и др. // *Journal of Fluorine Chemistry*. - 2021. - Vol. 249 (September). – Article 109852
10. Мартынов, М. А. Рентгенография полимеров / М. А. Мартынов, К. А. Вылежанина. – М. : Химия, 1972. – 98 с.
11. Исследование структурной неоднородности вторичного политетрафторэтилена после взрывной обработки в цилиндрической ампуле / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, В. Н. Арисова, А. Э. Герасимук, М. В. Прохновский // *Известия ВолГГУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5 (160) / ВолГГУ*. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 43–47.
12. Влияние взрывного прессования на структуру вторичного фторопласта-4 / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. И. Богданов, А. В. Казуров, Д. В. Савин // *Известия ВолГГУ : научный журнал № 4 (227) / ВолГГУ*. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 31–35.

УДК 678:620.22

DOI 10.35211/1990-5297-2023-10-281-25-29

*А. И. Тептина¹, Ю. А. Тимошина¹, Э. Ф. Вознесенский¹, Ю. В. Харапудько²***СОВРЕМЕННЫЕ ПОЛИМЕРНЫЕ ПЛЕНОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ
С БАРЬЕРНЫМИ СВОЙСТВАМИ**¹ ФГБОУ ВО «Казанский национальный исследовательский
технологический университет»² ООО «ДАНАФЛЕКС-НАНО»

e-mail: teptinaalyona@gmail.com

В работе рассмотрены перспективы создания барьерных полимерных пленочных материалов с нанокompозитными покрытиями на основе слоистых алюмосиликатов. Использование нанокompозитных покрытий перспективно для получения многослойных упаковочных материалов, имеющих высокие барьерные характеристики, способность к вторичной переработке, а также позволяет снизить стоимость упаковки за счет включения в состав экономически доступных полимерных материалов и наполнителей. Применение газоразрядной обработки полимерных пленок перед нанесением покрытий приводит к повышению адгезии пленок к наносимым функциональным нанокompозитным покрытиям, что может быть использовано для создания многослойных пленочных материалов с улучшенными эксплуатационными характеристиками.

Ключевые слова: упаковочные материалы, полимерные пленки, барьерные свойства, нанокompозитные покрытия, адгезия, паропроницаемость.

*A. I. Teptina¹, Yu. A. Timoshina¹, E. F. Voznesensky¹, Yu. V. Kharapudko²***MODERN POLYMER FILM MATERIALS WITH BARRIER PROPERTIES**¹ Kazan National Research Technological University² DANAFLEX-NANO LLC

The paper considers the prospects of creating barrier polymer film materials with nanocomposite coatings based on layered aluminosilicates. The use of nanocomposite coatings has prospects for obtaining multilayer packaging materials characterized by high barrier properties, recyclability, and also reduces the cost of packaging by incorporating economically available polymeric materials and fillers. The application of gas-discharge treatment of polymer films prior to coating leads to increased adhesion of the films to the functional nanocomposite coatings, which can be used to create multilayer film materials with improved performance characteristics.

Keywords: packaging materials, polymer films, barrier properties, nanocomposite coatings, adhesion, water-vapor transmission resistance.

Введение

Рынок полимерных упаковочных материалов с начала 2000-х гг. ознаменовался устойчивой тенденцией роста, что обусловлено усовершенствованием технологий формирования новых функциональных и эксплуатационных характеристик данной продукции, а также доступностью сырья и унификацией производственных процессов [1]. Перспективную группу упаковочных материалов составляют материалы с барьерными свойствами, препятствующие или существенно замедляющие диффузию низкомолекулярных веществ (кислорода, водяных паров, углекислого газа, токсичных соединений) внутрь упаковки. Данные упаковочные материалы позволяют значительно продлить сроки хранения пищевых продуктов, уменьшить или исключить использование консервантов. Барьерные пленки незаменимы в производстве вакуумной упаковки.

Анализ современного состояния отечественного рынка полимерной упаковки показал, что потребление барьерных упаковочных материалов значительно превосходит производство. Суммарный объем рынка упаковочных материалов всех типов в 2022 г. составил порядка 1,2 трлн руб., а прогнозируемый рост к 2025 г. составит около 25–30 % [2]. Дефицит барьерных упаковочных материалов в РФ восполняется за счет импортной продукции, что определяет актуальность наращивания собственных производственных мощностей, расширения сырьевой базы и совершенствования технологий [1].

Для получения высокобарьерных полимерных пленок применяются различные подходы, среди которых использование барьерных полимеров [3; 4], нанесение тонких металлосодержащих и керамических [5], а также нанокompозитных покрытий [6]. Барьерные слои на основе сополимеров этилвинилового спирта EVOH

малоустойчивы к механическим повреждениям, обладают оптической мутностью, склонны к отслоению при растяжении упаковки [3]. Основным недостатком барьерных материалов на основе поливинилового спирта (PVOH) является высокая влажочувствительность [4]. Материалы с металлосодержащими и керамическими покрытиями плохо устойчивы к механическим воздействиям и мало пригодны для вторичной переработки, что усложняет их утилизацию.

Альтернативным направлением в получении высокобарьерных упаковочных материалов, обладающих оптической прозрачностью и способностью к переработке, являются нанокompозитные полимерные пленки с неорганическими дисперсными наполнителями. Использование в качестве наполнителей силикатов слоистой структуры позволяет снизить проницаемость полимерных материалов для низкомолекулярных веществ за счет образования лабиринтоподобной структуры [6]. Исследования в данном направлении активно ведутся за рубежом. Например, в работе [7] показано, что введение в полипропиленовый материал 6 масс. % наноглин позволяет снизить проницаемость материалов к кислороду на 24 %, авторам [8] удалось добиться 50 % снижения кислородопроницаемости материала из полиэтилентерефталата введением 3 масс. % монтмориллонита. Большинство разработок в области создания нанокompозитных барьерных материалов основано на введении наполнителя в расплав термопласта. Для производства пленок предлагаются процессы соэкструзии из гранулированных компаундов с диспергированным наполнителем [9]. В производстве многослойных пленочных материалов с барьерными свойствами практический интерес представляет разработка нанокompозитных покрытий на основе лаковых композиций.

В статье представлены результаты исследований по созданию полимерных барьерных упаковочных материалов с нанокompозитными покрытиями на основе нитроцеллюлозного лака и органомодифицированного монтмориллонита. Обзор научно-технической информации по тематике исследования не выявил структурированных данных о барьерных свойствах нитроцеллюлозных лаков.

Методы и материалы

В качестве основы для создания образцов барьерных материалов использовалась биаксиально ориентированная полипропиленовая

(БОПП) пленка толщиной 20 мкм (ООО «Биакспен», Нижегородская обл.). Для формирования покрытия с барьерными свойствами использовалась полимерная композиция на основе нитроцеллюлозного (НЦ) лака марки NC-ADD-OC3D (ООО «Принт Колор», г. Домодедово). В качестве наполнителя использовался органомодифицированный монтмориллонит (АО «МЕТАКЛЭЙ», г. Карачев).

Перед нанесением нанокompозитного покрытия проводили модификацию БОПП пленки в высокочастотном (ВЧ) газовом разряде при подаваемой мощности 1,2–1,8 кВт, рабочем давлении 20–30 Па, расходе газа 0,95–0,98 н.см³/мин и продолжительности обработки 3–7 мин [10]. Оценку влияния газоразрядной обработки на свободную поверхностную энергию (СПЭ) БОПП пленки проводили по стандартной методике в соответствии с ASTM-D-2578, а также с использованием графического метода Бергер. Для оценки адгезии БОПП пленки к нанокompозитному покрытию использован метод испытания на расслаивание с использованием тестовой липкой ленты 3М 610 Scotch®.

Размер частиц слоистых алюмосиликатов, применяемых для наполнения лаковой композиции, исследован методом квазиупругого рассеяния света на анализаторе наночастиц ZetaPALS 90 Plus (Brookhaven, США).

Нанокompозитные покрытия наносились на БОПП пленку с помощью роликового аппликатора. Покрытие на основе композиции NC-ADD-OC3D, содержало 5 % наполнителя относительно массы сухого остатка.

Определение проницаемости полученного материала по водяному пару проводили в соответствии со стандартной методикой по ASTM F1249–13 на тестере скорости передачи водяного пара PERMATRAN-W® 3/34 (Moccon, США). Испытания по определению барьерных свойств образцов к кислороду осуществляли по ASTM D-3985 на тестере скорости пропускания кислорода Moccon OX-TRAN 2/21 (Moccon, США).

Результаты и обсуждения

Ключевую роль при создании функциональных материалов, полученных путем нанесения покрытий, играет сила адгезионного взаимодействия между материалом подложки и покрытия. Газоразрядная обработка является перспективным методом модификации поверхностных свойств полимерных материалов и может быть использована для повышения ад-

гезионного взаимодействия в многослойных системах [10]. Результаты влияния газоразрядной обработки на СПЭ образцов БОПП пленки представлены в табл. 1.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что после газоразрядной обработки в среде воздуха наблюдается наибольшее повышение СПЭ образцов. Увеличение СПЭ опытных образцов по сравнению с исходными составляет 97 % и обусловлено преимущественно увеличением кислотно-основной составляющей. Оценки коэффициента поверхностного натяже-

ния образцов, эквивалентного СПЭ, тестовыми маркерами с чернилами с известными значениями поверхностного натяжения, согласуются с данными, полученными методом Бергер.

Качественная оценка адгезии лакового покрытия к поверхности пленки с использованием тестовой липкой ленты показала полное отслаивание покрытия с поверхности исходного образца (рис. 1, *а*). Предварительная газоразрядная обработка БОПП пленки повысила адгезию нанокompозитного покрытия, что видно по отсутствию отслаивания покрытия (рис. 1, *б*).

Таблица 1

Значения СПЭ и ее компонентов для БОПП пленок до и после газоразрядной обработки

Режим обработки	СПЭ, мДж/м ²	Дисперсионная составляющая СПЭ, Дж/м ²	Кислотно-основная составляющая СПЭ, мДж/м ²
Исходный образец (не активированная сторона)	28,6	25,7	1,9
Образец после газоразрядной обработки в среде аргона	53,7	25,2	28,5
Образец после газоразрядной обработки в среде воздуха	56,3	24,4	31,9

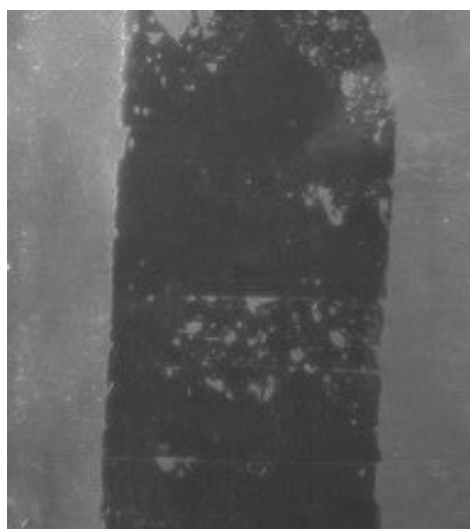
*а**б*

Рис. 1. Поверхность БОПП пленок с нанокompозитным покрытием после отрыва тестовой липкой ленты 3М 610 Scotch®:
а – исходный образец; *б* – образец с газоразрядной обработкой

На барьерные свойства нанокompозитных покрытий оказывает влияние степень диспергирования наполнителя [9]. Для диспергирования частиц наполнителя использовалась ультразвуковая (УЗ) обработка. Влияние продолжительности УЗ диспергирования на размер частиц слоистых алюмосиликатов в суспензии для наполнения лаковой композиции представлено на рис. 2.

Для наполнения лаковой композиции использовали суспензию после 20 мин УЗ диспергирования (рис. 2) со средним размером частиц 120 нм (рис. 3).

Результаты оценки барьерных свойств полученных образцов пленок с нанокompозитным покрытием по проницаемости водяного пара и кислорода представлены в табл. 2.

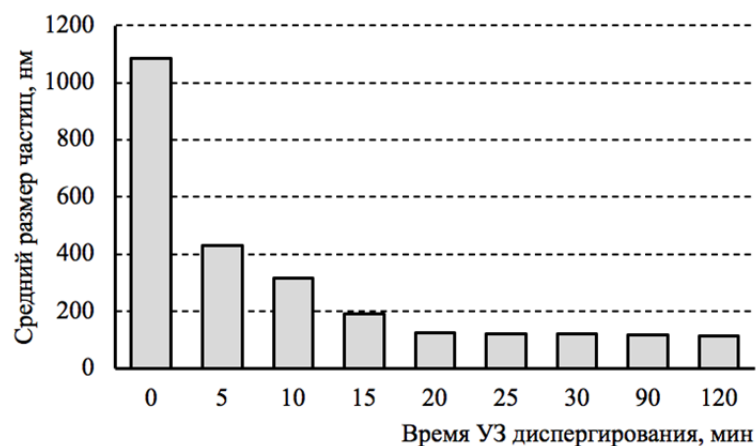


Рис. 2. Влияние продолжительности УЗ диспергирования на размер частиц слоистых алюмосиликатов

Полученные результаты показали, что для образцов БОПП пленок с нанокompозитным покрытием наблюдается повышение барьерных свойств к кислороду на 55 % по сравнению об-

разцом без покрытия и на 42 % по сравнению с образцом с НЦ лаковым покрытием, проницаемость по водяному пару остается соразмерной образцу без покрытия.

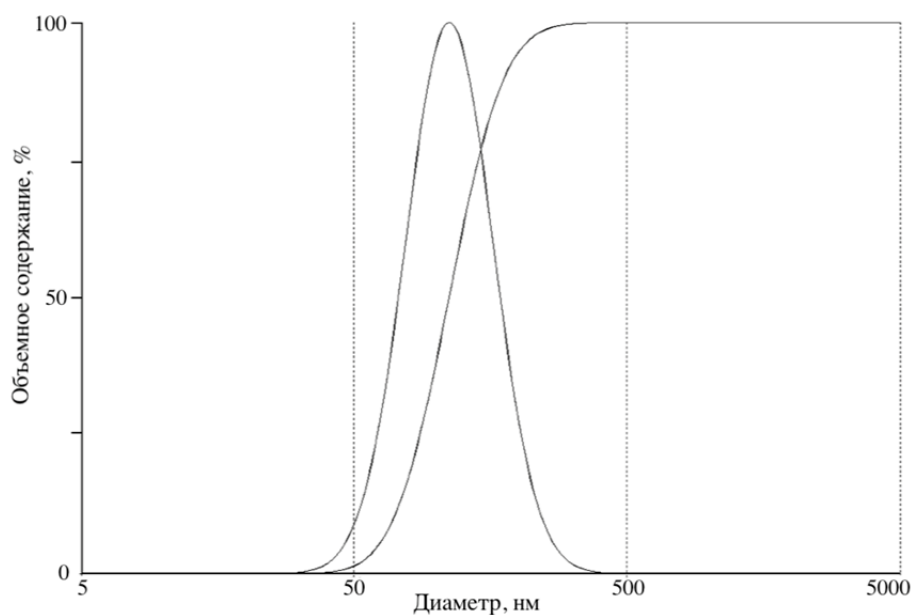


Рис. 3. Распределение размеров частиц слоистых алюмосиликатов

Таблица 2

Проницаемость образцов по водяному пару и кислороду

Образец	Проницаемость по кислороду, см ³ /м ² /24 ч	Проницаемость по водяному пару, г/м ² /24 ч
БОПП пленка без покрытия	2267	6,1
БОПП пленка с НЦ лаковым покрытием	1737	6,1
БОПП пленка с нанокompозитным покрытием на основе НЦ лака и монтмориллонита	1011	6,0

Выводы

1. Показано, что газоразрядная обработка полимерных пленок приводит к повышению их СПЭ и адгезии наносимых функциональных нанокompозитных покрытий. Полученные результаты могут быть использованы для создания многослойных пленочных материалов с повышенными эксплуатационными характеристиками.

2. Нанесение нанокompозитных покрытий на основе нитроцеллюлозного лака с наноразмерными слоистыми алюмосиликатами приводит к повышению барьерных свойств полимерных пленок к кислороду. Интерес для дальнейших исследований представляет влияние степени эксфолиации и равномерности распределения слоистых алюмосиликатов в нанокompозитном покрытии на проницаемость низкомолекулярных веществ и получения на их основе материалов с высокobarьерными свойствами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Импортзамещение полимерной упаковочной продукции на российском рынке / О. В. Копнина, А. И. Мерзликина, А. С. Щербаков // Международная научно-техническая конференция молодых ученых БГТУ им. В. Г. Шухова. – Белгород: БГТУ им. В. Г. Шухова, 2022. – С. 164–168.
2. Эксперты спрогнозировали рост рынка пищевой упаковки в РФ на 30 % в 2025 году // INTERFAX.RU – Режим

доступа: URL: <https://www.interfax.ru/business/881481> (дата обращения: 05.03.23).

3. Методы получения двухосноориентированных термоусаживающихся полимерных пленок с высокими барьерными свойствами (обзор) / А. Е. Заикин, Р. М. Гарипов // Вестник Казанского технологического университета. – 2013. – Т. 16, № 20. – С. 87–92.
4. Пленочные композиты на основе поливинилового спирта и гидроксипатита / О. Н. Мусская, В. К. Крутько, А. И. Кулак, Ю. А. Лесникович // Полимерные материалы и технологии. – 2017. – Т. 3, № 2. – С. 28–33.
5. Thin Al₂O₃ barrier coatings onto temperature-sensitive packaging materials by atomic layer deposition / T. Hirvikorpi, M. Vähä Nissi, J. Nikkola, A. Harlin, M. Karppinen // Surface & Coatings Technology. – 2011. – № 205. – С. 5088–5092.
6. Барьерные свойства пленок на основе нанокompозитов / С. И. Вольфсон, Р. М. Гарипов, Н. А. Охотина, Л. Ю. Закирова, А. А. Ефремова // Вестник Казанского технологического университета. – 2013. – Т. 16, № 5. – С. 128–132.
7. Нанокompозиты на основе полипропилена / С. Лу, К. Ван, Я. Ц. Чуа // Композиты на основе полиолефинов. – СПб.: Научные основы и технологии, 2014. – С. 310–350.
8. Nanocomposite fire retardants / D. Porter, E. Metcalfe, M.J.K. Thomas // Fire and Materials. – 2000. – V. 24, Is. 1. – P. 45–52.
9. Нанокompозиты, получаемые диспергированием слоистых силикатов в расплавах полимеров / С. С. Песецкий, С. П. Богданович, Н. К. Мышкин // Полимерные материалы и технологии. – 2015. – Т. 1, № 1. – С. 7–37.
10. Плазмохимическая модификация полиэтиленовых пленок для газопроницаемых многослойных текстильных материалов / Ю. В. Харापудько, А. Е. Карноухов, Ю. А. Тимошина, Э. Ф. Вознесенский, Н. В. Тихонова // Известия высших учебных заведений. Технология легкой промышленности. – 2022. – № 2. – С. 11–13.

УДК 669.018.25.017

DOI: 10.35211/1990-5297-10-281-29-32

*Д. Р. Черников, Е. С. Бочкарев, А. В. Крохалев, В. О. Харламов,
О. О. Тужиков, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак*

**ИССЛЕДОВАНИЯ ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ПРИ ПОМОЩИ MIM ТЕХНОЛОГИИ
ВОДОРОД-АККУМУЛИРУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ Ti-Fe***

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

В исследовании опытным путем доказана возможность получения из смесей порошков титана и железа интерметаллидных материалов системы Ti-Fe при помощи MIM-технологии и последующего реакционного спекания. Установлено, что структура подобных материалов близка к стабильной равновесной и содержит в качестве основной интерметаллидной фазы TiFe.

Ключевые слова: порошковая смесь, железо, титан, аддитивные технологии, интерметаллид, водород.

*D. R. Chernikov, E. S. Bochkarev, A. V. Krokhalev, V. O. Kharlamov,
O. O. Tuzhikov, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak*

**RESEARCH ON THE POSSIBILITY OF OBTAINING HYDROGEN
STORAGE MATERIALS OF THE Ti-Fe SYSTEM USING MIM TECHNOLOGY**

Volgograd State Technical University

The study experimentally proved the possibility of obtaining intermetallic materials of the Ti-Fe system from mixtures of titanium and iron powders using MIM technology and subsequent reaction sintering. It has been established that the structure of such materials is close to stable equilibrium and contains TiFe as the main intermetallic phase.

Keywords: powder mixture, iron, titanium, additive technologies, intermetallic, hydrogen.

© Черников Д. Р., Бочкарев Е. С., Крохалев А. В., Харламов В. О., Тужиков О. О., Кузьмин С. В., Лысак В. И., 2023.

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

Введение

Развитие водородной энергетики требует создания эффективных универсальных топливных систем для стационарных, портативных и мобильных приложений [1]. В настоящее время стремительно развиваются технологии хранения и преобразования водородной энергии с применением интерметаллических (ИМС) соединений типов AB (TiFe, ZrNi), A₂B (Ti₂Fe, Mg₂Ni), AB₅ (LaNi₅) [2]. ИМС на основе Ti-Fe имеют ряд преимуществ, заключающихся в высокой водородной емкости, стабильности, способности работать при комнатной температуре, а также экономической эффективности, связанной прежде всего с низкой стоимостью исходных компонентов [3; 4]. Однако многие ИМС для начала первого процесса насыщения требуют «активации» [4], заключающейся в преодолении препятствий для взаимодействия ИМС с водородом [5]. Последние исследования в этой области показали возможность обойти данное ограничение и одновременно повысить емкостные свойства за счет использования многофазных материалов, включающих в себя кроме TiFe еще и интерметаллидную фазу Ti₂Fe, а также твердый раствор ВСС (Ti₄Fe) [6–8].

Решающее значение для коммерциализации разработок водородо-аккумулирующих материалов помимо решения проблемы активации имеет стоимость производства соединений в промышленных масштабах. Типичным способом получения металлгидридных сплавов является плавление (дуговая плавка, индукционная плавка, электронный луч) [9; 10; 11]. Также используются и другие методы, такие как электрохимическое восстановление, механическое легирование, прессование взрывом с последующим спеканием. Номенклатура применяемых методов при этом постоянно расширяется, дополняясь новыми современными технологиями.

В этой связи определенный интерес представляет собой изучение возможности использования для получения многофазных материалов системы Ti-Fe МИМ-технологии (Metal Injection Molding) и 3D-печати. Обзор применения МИМ-технологии в качестве способа изготовления точных деталей из металлопорошковых композиций рассмотрен в работе [0]. Имеются работы, посвященные разработке порошковых смесей на основе частиц титанового сплава [13; 14] для получения деталей с применением МИМ-технологии. В данных работах было показано, что изготовленные мо-

дельные образцы после спекания имели остаточную пористостью $18,8 \pm 0,6$ %. Также с непосредственно применением FDM печати исследована возможность использования МИМ-технологии, заключающейся в послойной печати металлополимерным филаментом и последующей термообработке [15]. Авторами установлены технологические режимы FDM печати металлополимерным филаментом, такие как высота слоя, максимальная высота слоя, скорость печати, температура сопла, температура подогрева стола. Еще одним из направлений для МИМ-технологии является изготовление композитов с металлической матрицей (КММ). Этот перспективный класс материалов, обладает превосходными физическими и механическими свойствами, что делает их подходящими для конструкционных, автомобильных и аэрокосмических применений. Исследование [16] посвящено созданию КММ с применением лазерного аддитивного производства открывает новые возможности для обработки современных сплавов и композитов, которые трудно обрабатывать с использованием традиционных способов обработки. Особенно это актуально при получении in-situ композитов с металлической матрицей, что представлено в вышеуказанном обзоре.

Поскольку микроструктура ИМС-сплавов в значительной степени влияет на их водородные свойства, интересно оценить возможность использования этого метода синтеза многофазных водород-сорбционных сплавов на основе TiFe и определить, является ли его применение жизнеспособным вариантом технологии.

Материалы и методы исследования

Печать заготовки велась из порошковой смеси, состоящей из 66 ат.% титана и 34 ат.% железа. В качестве связующего для материалов использовали термопластичный полиуретан (ТПУ) марки Ravathane. Смеси были получены на резиновом смесителе типа Брабендер в который вводилось полимерное связующее при температуре 190 °С с последующим введением смеси Ti-Fe в количестве 85 мас.%. Смешение происходило в течение 15 минут, после чего смесь извлекалась и измельчалась для последующего использования в шнековом экструдере.

Из полученных материалов были напечатаны образцы (рис. 1) с технологическими параметрами печати: температура сопла 200 °С, температура стола 60 °С, поток от 100 до 120 %, скорость печати 30 мм/с, высота слоя печати 0,2 мм.

После печати образцов, производился процесс дебайдинга, заключающийся в удалении связующего полимера. Были применены термический или термохимический дебайдинг, последний из перечисленных показал большую эффективность и применялся в дальнейшем при изготовлении материалов. Образцы с удаленным связующим проходили термическую обработку нагревом до 1100 °С и выдержке при этой температуре в герметично заваренной ампуле с дополнительной засыпкой порошка титана.

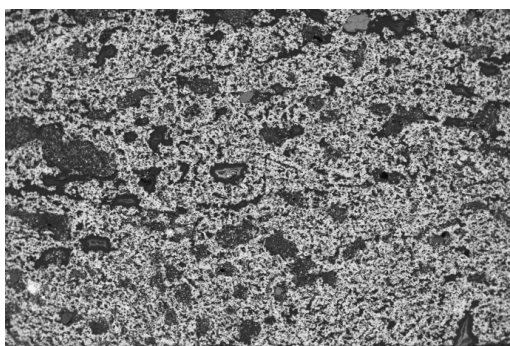
Для сравнения, из той же порошковой смеси был изготовлен образец при помощи технологии взрывного прессования с последующим реакционным спеканием на том же температурном режиме.

Исследование структуры и химического состава фаз полученных образцов проводили ме-

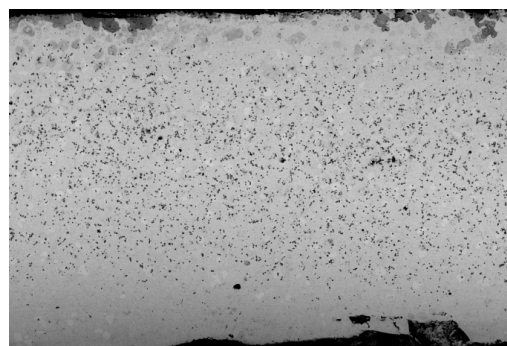
тодами растровой электронной микроскопии с помощью РЭМ FEI Versa 3D LoVac с интегрированной системой микрорентгеноспектрального энергодисперсионного анализа EDAX ApolloX.

Полученные результаты и их обсуждение

Структура материалов, полученных с использованием технологии печатного изготовления образцов с последующей термической обработкой и взрывным прессованием с последующим спеканием представлены на рис. 1. Сравнение структур позволяет сделать заключение, что применение печатной технологии приводит к формированию высокопористой структуры в отличие от взрывной технологии, в которой крупные поры практически отсутствуют.



a

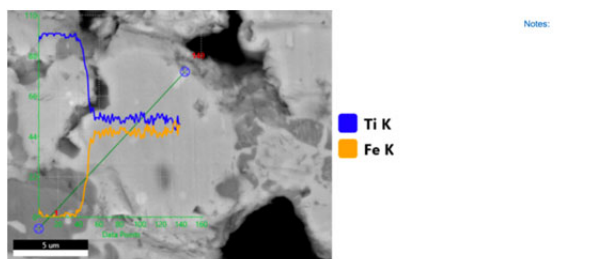


б

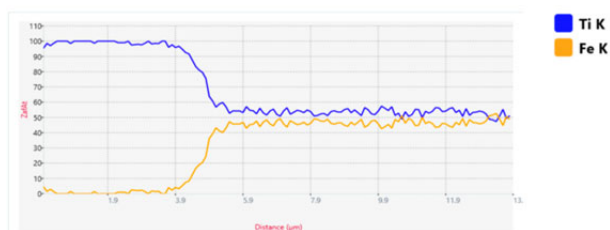
Рис. 1. Структура материалов, полученных при помощи печати (*a*) и взрывного нагружения (*б*), после термической обработки с выдержкой при 1100 °С (x125)

Результаты исследования химического состава металлических и интерметаллидных фаз

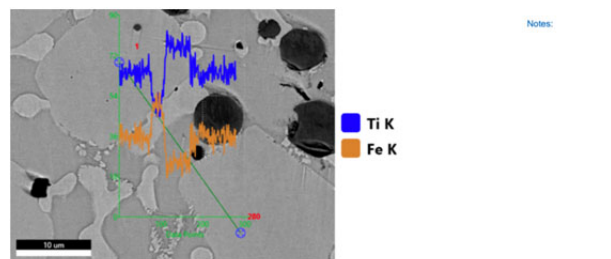
материалов, полученных разными методами представлены на рис. 2.



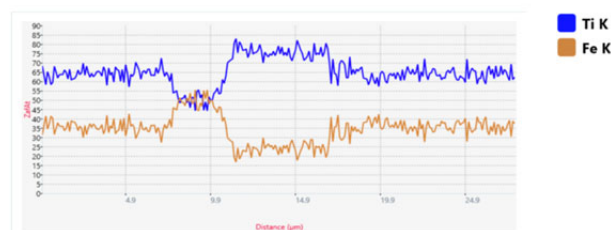
LineScan 1
Element profile plot



a



LineScan 1
Element profile plot



б

Рис. 2. Химический состав фаз материалов, полученных при помощи печати (*a*) и взрывного нагружения (*б*)

Анализ приведенных на рисунке данных показывает, что использование печатной технологии с последующей термической обработкой приводит к формированию интерметаллического соединения TiFe. При этом в структуре материала остается некоторое количество непрореагировавшего Ti. Образец, полученный при помощи взрывного нагружения, имеет многофазную структуру, состоящую из интерметаллических соединений TiFe, Ti₂Fe и твердого раствора Ti₄Fe. Исходных фаз (Ti и Fe) при этом обнаружить не удается.

Причиной подобного эффекта, по-видимому, является высокая пористость печатных образцов, которая приводит к низкой площади контакта между исходными частицами Fe и Ti, малому количеству жидкой фазы, образующейся за счет контактного плавления при температуре термической обработки и, соответственно, большему времени протекания процесса химического взаимодействия исходных компонентов порошковой смеси. Высокая длительность процесса взаимодействия при этом не позволяет зафиксировать метастабильную фазу Ti₂Fe и приводит к формированию равновесной стабильной структуры на основе TiFe. Наличие остаточного Ti в структуре полученного материала, по всей вероятности, связано с избыточным (по сравнению со стехиометрическим) его содержанием в исходной смеси порошков.

Выводы

1. Реакционное спекание выше температуры контактного плавления материалов, изготовленных при помощи аддитивной технологии печати с присадочным материалом, дает возможность получить интерметаллическое соединение TiFe и является перспективным в плане создания материалов для хранения водорода.

2. Увеличенное содержания титана в исходной смеси порошков не обеспечивает получение метастабильных интерметаллических соединений Ti₂Fe и Ti₄Fe в материалах, изготовленных печатью с последующей термической обработкой. Возможности применения данного метода для получения многофазных метастабильных материалов системы Ti – Fe следует, по-видимому, признать ограниченными.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Abe J. O. et al. Hydrogen energy, economy and storage: Review and recommendation // International journal of hydrogen energy. – 2019. – Т. 44. – №. 29. – С. 15072-15086.
2. Rusman N. A. A., Dahari M. A review on the current progress of metal hydrides material for solid-state hydrogen

storage applications // International Journal of Hydrogen Energy. – 2016. – Т. 41. – №. 28. – С. 12108–12126.

3. Задорожный, В. Ю. Механохимический синтез и водородсорбционные свойства нанокристаллического интерметаллического соединения TiFe // Неорганические материалы. – 2011. – Т. 47. – №. 10. – С. 1191–1196.

4. Sujan G. K. et al. An overview on TiFe intermetallic for solid-state hydrogen storage: microstructure, hydrogenation and fabrication processes // Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences. – 2020. – Т. 45. – №. 5. – С. 410–427.

5. Sandrock G. A panoramic overview of hydrogen storage alloys from a gas reaction point of view // Journal of alloys and compounds. – 1999. – Т. 293. – С. 877–888.

6. Dematteis E. M. et al. Fundamental hydrogen storage properties of TiFe-alloy with partial substitution of Fe by Ti and Mn // Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – Т. 874. – С. 159925.

7. Patel A. K. et al. Microstructure and first hydrogenation properties of TiFe alloy with Zr and Mn as additives // international journal of hydrogen energy. – 2020. – Т. 45. – №. 1. – С. 787–797.

8. Ulate-Kolitsky E. et al. First hydrogenation of mechanically processed TiFe-based alloy synthesized by gas atomization // International Journal of Hydrogen Energy. – 2021. – Т. 46. – №. 10. – С. 7381–7389.

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

10. Jankowska E., Makowiecka M., Jurczyk M. Nickel-metal hydride battery using Nanocrystalline TiFe-type hydrogen storage alloys // Journal of alloys and compounds. – 2005. – Т. 404. – С. 691–693.

11. Polanski M. et al. Combinatorial synthesis of alloy libraries with a progressive composition gradient using laser engineered net shaping (LENS): Hydrogen storage alloys // international journal of hydrogen energy. – 2013. – Т. 38. – №. 27. – С. 12159–12171.

12. ММ-технология как способ изготовления точных деталей из металлопорошковых композиций, в том числе титановых сплавов (обзор) / А. И. Васильев, С. В. Путырский, А. Ю. Коротченко, А. Ю. Анисимова // Труды ВИАМ. – 2021. – № 3(97). – С. 16–27. – DOI 10.18577/2307-6046-2021-0-3-16-27.

13. Кротов, Д. М. Структуры двухкомпонентного титанового порошка α- и β-фаз в ММ-технологии / Д. М. Кротов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Аэрокосмическая техника. – 2022. – № 71. – С. 74–82. – DOI 10.15593/2224-9982/2022.70.08.

14. Кротов, Д. М. Практическое применение титановых изделий, полученных по технологии ММ (ТММ) / Д. М. Кротов, С. В. Резник // Научно-образовательные дискуссии: фундаментальные и прикладные исследования : матер. XXX Всероссийской научно-практической конференции. В 2 частях. Ростов-на-Дону, 14 апреля 2021 года. Часть 2. – Ростов-на-Дону: Южный Университет (ИУБиП), ООО «Издательство ВВМ», 2021. – С. 72–74.

15. Маркелова, О. А. Технология создания индивидуальных внутрикостных конструкций с использованием метода послойной печати металл-полимерным филаментом / О. А. Маркелова, С. Я. Пичхидзе, А. А. Фомин // Вестник Саратовского государственного технического университета. – 2023. – № 1(96). – С. 83–90.

16. Голышев, А. А. Аддитивное производство in-situ армированных композитов с Металлической матрицей (обзор) / А. А. Голышев // Композиты и наноструктуры. – 2022. – Т. 14, № 2(54). – С. 93–116.

УДК 669.71

DOI: 10.35211/1990-5297-10-281-33-39

*А. Г. Золотова, В. Ф. Петрова, И. В. Карташова, Д. М. Вдовенко***ВЛИЯНИЕ СВОЙСТВ НЕФТЯНОГО КОКСА
НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ОБОЖЖЕННЫХ АНОДОВ
ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА АЛЮМИНИЯ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: tm@vstu.ru

На базе исследованных лабораторных образцов обожженных анодов было определено оптимальное соотношение нефтяного кокса, основанного на показателях вибронасыпной плотности, гранулометрического состава, количества серы и реакционной способности анодов в токе CO_2 .

Ключевые слова: нефтяной кокс, обожженный анод, шихта, гранулометрический состав, реакционная способность анода в токе CO_2 .

*A. G. Zolotova, V. F. Petrova, I. V. Kartashova, D. M. Vdovenko***INFLUENCE OF PETROLEUM COKE PROPERTIES ON THE PERFORMANCE
CHARACTERISTICS OF FIRED ANODES FOR ALUMINUM PRODUCTION****Volgograd State Technical University**

On the basis of the studied laboratory samples of baked anodes, the optimal ratio of petroleum coke was determined, based on the indicators of vibrating bulk density, particle size distribution, amount of sulfur and the reactivity of the anodes in a stream of CO_2 .

Keywords: petroleum coke, burnt anode, charge, bulk density, granulometric composition, reactivity of the anode in CO_2 current.

Введение

По масштабам производства и потребления алюминий занимает первое место среди других металлов цветной металлургии [10].

В «Стратегии развития цветной металлургии России» на 2014–2023 гг. и на перспективу до 2030 года запланирован рост производства и экспорта алюминия порядка 30 %.

Поскольку аноды подвергаются сильной тепловой атаке в электролизерах, большое значение имеют их эксплуатационные характеристики.

Свойства анодов во многом определяются свойствами нефтяного кокса [8].

Показатели качества и химический состав нефтяного кокса определяются свойствами и происхождением сырья, а также технологическим режимом проведения процесса коксования. В качестве сырья процесса коксования могут использоваться тяжелые остаточные продукты переработки нефти и дистиллятные фракции, в том числе крекинг-остатки термического и каталитического крекинга [2].

В последние 10–15 лет, отмечается ухудшение свойств нефтяного кокса, из-за того, что на новых месторождениях преимущественно перерабатывается высокосернистая нефть. Сло-

жившаяся ситуация приводит к увеличению содержания в коксе серы и зольных примесей [4].

Наиболее значительной проблемой, которая в настоящих условиях может сдерживать массовое применение высокосернистого кокса в производстве обожженных анодов, является чистота самого кокса. Значительное содержание примесей (V, Fe, Si, Ni), обычно сопутствующих высокосернистым коксам, создает серьезные проблемы с чистотой алюминия-сырца и выпуском сплавов необходимой номенклатуры [3; 5].

Большинство алюминиевых предприятий используют способ шихтовки коксов. Шихтовка может производиться при прокаливании кокса, непосредственно при производстве анодов или комбинацией обоих способов.

Например, для того чтобы достигнуть содержания серы в суммарном коксе 2,5–3,0 % кокс с уровнем серы 1–2 % может быть смешан с коксом с серой 4–6 % [1].

Для получения оптимального состава обожженных анодов необходимо контролировать содержание серы в нефтяном коксе. Оно не может быть минимальным, так как при увеличении содержания серы в коксе-наполнителе повышается выход кокса из связующего и это

позволяет получить более плотный анод [7; 9]. Сера необходима для снижения реакционной способности анода в токе CO_2 . Однако, повышенное содержание серы, приводит к ее окислению до сернистого ангидрида, который взаимодействует с металлическими конструкциями электролизеров, приводя к образованию окалина, которая загрязняет алюминий железом.

Главной задачей исследования было изучить и подобрать оптимальную шихтовку сырого нефтяного кокса для производства обожженных анодов, которая, позволила бы сделать вывод о возможности использования высокосернистого и малосернистого коксов определенной шихтовки в производстве обожженных анодов. Это выражается в значительном увеличении стойкости углерода в реакционной способности анода в токе CO_2 , также снижение

расхода углерода влияет на количество выбросов [6].

Материал и методика исследования

Были изготовлены опытные образцы для лабораторных испытаний из смеси малосернистого нефтяного кокса А (м.с) и высокосернистого нефтяного кокса Б (в.с) с различными физико-химическими свойствами (табл. 1) в следующем процентном соотношении:

- 1) 100,0 % кокс А м.с – образец № 1;
- 2) 80,0 % кокс А м.с + 20,0 % кокс Б в.с – образец № 2;
- 3) 88,5 % кокс А м.с + 11,5 % кокс Б в.с – образец № 3;
- 4) 77 % кокс А м.с + 23 % кокс Б в.с – образец № 4;
- 5) 90 % кокс А м.с + 10 % кокс Б в.с – образец № 5.

Таблица 1

Физико-химические свойства нефтяных коксов

Показатель	По нормам НД		Фактическое значение	
	Кокс А	Кокс Б	Кокс А	Кокс Б
Зольность, %	≤0,6		0,1	0,2
Массовая доля летучих веществ, %	≤11,0	≤12,0	9,1	11,3
Массовая доля общей влаги, %	≤3,0		6,6	7,7
Сера, %	1,8	3,3	1,5	3,3
Массовая доля мелочи с размером частиц >8 мм, %	Не нормируется		53,7	47,7
Массовая доля мелочи с размером частиц <8 мм, %	≤55,0%		42,0	47,0
Содержание элемента, %				
Si	≤0,06		0,0030	0,0050
Fe	≤0,06		0,0093	0,0190
V	≤0,06		0,0523	0,0403
Na	Не нормируется		0,0020	0,0020
Ca	Не нормируется		0,0028	0,0040

Для получения прокаленного нефтяного кокса зеленый кокс этих марок подвергается тепловой обработке («прокалке») при температуре 1300–1350 °С, затем проходит стадии дробления и просеивания.

Прокаленный нефтяной кокс перерабатывается в сортовые фракции и смешивается в определенном процентном соотношении: крупка – 31 %, отсев – 26 %, пыль – 43 %. Далее приготовленную сухую смесь предварительно нагревают и смешивают с жидким пеком при температуре 190–200 °С в смесителе периодического действия. Так получается зеленая анодная масса (ЗАМ). После этого анодная масса подается в анодный формовальщик (кожух).

Образцы в кожухах обжигаются в лабораторной шахтной электропечи со скоростью 15 °С/ч до достижения максимальной температуры 1000 °С, далее – выдерживаются в течение 3 суток. Образцы охлаждаются в печи в течение не менее 24 часов. Такая методика в определенной степени моделирует процесс производства обожженных анодов в открытой кольцевой печи.

Исследование лабораторных образцов происходило с применением установленных методик.

Исследование истинной плотности проводилось по ГОСТ Р ИСО 21687–2014.

Удельное электрическое сопротивление кокса измерялось по ГОСТ ИСО 10143–2016.

Содержание зольных примесей определялось по ГОСТ 22692–2020.

Измерение серы, железа, кремния, кальция, ванадия выполнялось рентгенофлуоресцентным методом. Метод основан на зависимости интенсивности характеристической рентгеновской флуоресцентности (вторичного излучения) от концентрации атомов в образце (ГОСТ 22898).

Вибронасыпная плотность кокса измерялась по ГОСТ Р ИСО 10236.

Реакционная способность кокса в токе CO₂ измерялось по ГОСТ Р ИСО 12981-1.

Содержание фракций определялось на просеивающей машине HAVEREML 200 Pure.

Для приготовления образца для лабораторного исследования используется отрезной станок, позволяющий получить пробу без сколов и длиной от 20 до 130 мм. Образец высушивается при температуре 110 ± 5 °С в течение 2,5 часа, а затем остывает в эксикаторе до комнатной температуры.

На образцах обожженных анодов дополнительно проводились испытания на:

– Газопроницаемость по ИСО 15906.

– Предел прочности на сжатие по ГОСТ Р ИСО 18515.

– Удельное электрическое сопротивление анодов определялось по ГОСТ Р ИСО 11713.

– Кажущуюся плотность определили по ГОСТ Р ИСО 12985-1.

– Остаток образца от карбоксильной реакции, по ГОСТ Р ИСО 12988-1.

– Остаток образца от реакции в воздухе, по ГОСТ Р ИСО 12989-1.

Структуру опытных образцов обожженных партий анодов исследовали на сканирующем электронном микроскопе.

Результаты исследования

Результаты анализа качества коксов после прокалики, представлены в табл. 2.

Из всех представленных смесей нефтяного кокса были изготовлены лабораторные образцы обожженных анодов, физико-химические показатели которых представлены в табл. 3.

Дозировка пека для данных образцов выбиралась согласно показателям вибронасыпной плотности образцов нефтяного кокса после прокалики: образец № 1 – 15,1 %; образец № 2 – 15,3 %; образец № 3– 15,3 %; образец № 4 – 15,8 %; образец № 2 –15,6 %.

Таблица 2

Результаты анализа качества нефтяных коксов для производства лабораторных образцов после прокалики

Показатель	Образец				
	№ 1	№ 2	№ 3	№ 4	№ 5
	по среднему значению				
Истинная плотность, г/дм ³	2,071	2,082	2,088	2,059	2,065
УЭС Ом* мм ² /м	474	460	450	430	436
Зольность, %	0,2	0,1	0,1	0,2	0,3
S, %	1,51	1,95	1,60	1,64	1,94
Содержание, %					
Fe	0,0264	0,0322	0,0481	0,0881	0,0281
Si	0,0034	0,0040	0,0047	0,0050	0,0055
Na	0,0060	0,0063	0,0040	0,0020	0,0040
Ca	0,0028	0,0042	0,0028	0,0028	0,0028
V	0,0286	0,0307	0,0356	0,0456	0,0556
Массовая доля мелочи с размером частиц>8 мм, %	53,0	55,0	49,0	50,0	48,1
Массовая доля мелочи с размером частиц<8 мм, %	46,0	42,0	50,0	45,0	60,0
Вибронасыпная плотность, г/мл	0,84	0,80	0,82	0,78	0,80
Реакционная способность в токе CO ₂ , %	9,5	12,2	9,7	11,0	7,5

Физико-химические показатели лабораторных образцов обожженных анодов

Наименование показателя	Значение	Образец				
		№ 1	№ 2	№ 3	№ 4	№ 5
		По среднему значению				
1. Газопроницаемость, nPm	≤ 2,0	1,5	0,8	1,0	2,0	1,5
2. Предел прочности на сжатие, МПа	32,0–58,0	35,0	46,0	44,0	30,0	31
3. Кажущаяся плотность, г/см ³	1,56-1,62	1,56	1,57	1,56	1,55	1,54
4. Удельное электрическое сопротивление, мкОм*м	≤55,0	52,0	50,0	55,0	56,0	57,0
5. Остаток образца от карбоксильной реакции, %	≤ 90,0	88,0	94,0	92,1	85,0	90,0
Пыль от карбоксильной реакции, %	≤ 2,0	1,8	0,9	0,8	0,8	0,7
Потери массы от карбоксильной реакции, %	≤ 8,0	6,0	5,8	6,9	6,0	6,2
6. Остаток образца от реакции в воздухе, %	≤ 65,0	63,0	67,3	65,0	61,0	63,0
Пыль от реакции в воздухе, %	≤ 6,0	6,2	6,0	6,6	7,2	7,2
Потери от реакции в воздухе, %	≤40,0	28,3	26,5	29,2	29,2	29,1
7. Зольность, %	≤ 0,6	0,2	0,1	0,2	0,3	0,2
S, %	≤ 2,0	1,46	1,65	1,70	1,60	1,72
8. Действительная плотность, г/см ³	≤ 2,04	2,08	2,07	2,10	2,10	2,08
Содержание, %						
Fe	0,050	0,030	0,020	0,030	0,020	0,030
Si	0,050	0,010	0,010	0,010	0,010	0,010
Na	0,030	0,010	0,010	0,010	0,020	0,025
Ca	0,025	0,018	0,010	0,015	0,010	0,028
V	0,035	0,029	0,025	0,036	0,038	0,037

Для более детального изучения физико-химических характеристик целесообразно дополнительные сделать лабораторные образцы обожженных анодов из образцов шихтовки 1, 2, 3 нефтяного кокса.

Результаты физико-химических испытаний лабораторных образцов обожженных анодов из смеси нефтяного кокса 1, 2, 3 представлены в табл. 4.

Полученные данные соответствуют принятым параметрам производства обожженных анодов.

Образец № 1 отмечается низким содержанием серы с совокупностью высокой реакционной способностью в токе CO₂.

Образцы № 2 и № 3 имеют приемлемые значения реакционной способности анодов в токе CO₂, но образец 3 показал более лучшие значения этого параметра, а также лучшие по удельно-электрическому сопротивлению.

Данные по содержанию серы в смесях нефтяного кокса приведены на рис. 1.

Накопленная статистика показала, что содержание серы в образце № 1 минимально по

сравнению с образцами № 2 и № 3, что возможно отрицательно скажется в части расхода углерода на дальнейшие характеристики анодов в случае наличия каталитических примесей. В случае образца № 2 с максимальным содержанием серы может привести к экологическим последствиям.

В образце № 1 наблюдалось самое высокое значение реакционной способности в токе CO₂ – 88,0 %. Это обусловлено низким значением содержания серы при большом содержании каталитических примесей (Ca, Na).

Реакционная способность в токе CO₂ образца № 2 имеет допустимое значение, однако повышенное содержание серы увеличивает расходы на эксплуатацию газоочистных сооружений.

Образец № 3 показал самые лучшие физико-химические характеристики лабораторных обожженных анодов в сочетании с умеренным содержанием серы в нефтяном коксе.

В случае смеси коксов 88,5 % кокс А+11,5 % кокс Б (образец № 3) является прекрасным примером ингибирования двух видов кокса.

Таблица 4

Физико-химические показатели лабораторных образцов обожженных анодов

Наименование показателя	Значение	Образец		
		№ 1	№ 2	№ 3
		По среднему значению		
1. Газопроницаемость, pPm	≤ 2,0	0,9	1,8	0,8
2. Предел прочности на сжатие, МПа	32,0 – 58,0	38	40	45
3. Кажущаяся плотность, г/см ³	1,56-1,62	1,57	1,55	1,56
4. Удельное электрическое сопротивление, мкОм*м	≤55,0	53,0	55,0	52,0
5. Остаток образца от карбоксильной реакции, %	≤ 90,0	88,0	93,0	94,0
Пыль от карбоксильной реакции, %	≤ 2,0	1,9	0,6	0,6
Потери массы от карбоксильной реакции, %	≤ 8,0	5,9	6,2	5,9
6. Остаток образца от реакции в воздухе, %	≤ 65,0	61,0	64,0	67,0
Пыль от реакции в воздухе, %	≤ 6,0	6,8	6,0	5,7
Потери от реакции в воздухе, %	≤40,0	28,9	29,4	26,2
7. Зольность, %	≤ 0,6	0,2	0,2	0,1
S, %	≤ 2,0	1,44	1,80	1,69
8. Действительная плотность, г/см ³	≤ 2,04	2,08	2,10	2,09
Содержание, %				
Fe	0,050	0,032	0,020	0,018
Si	0,050	0,020	0,010	0,010
Na	0,030	0,010	0,010	0,010
Ca	0,025	0,018	0,015	0,010
V	0,035	0,015	0,025	0,025

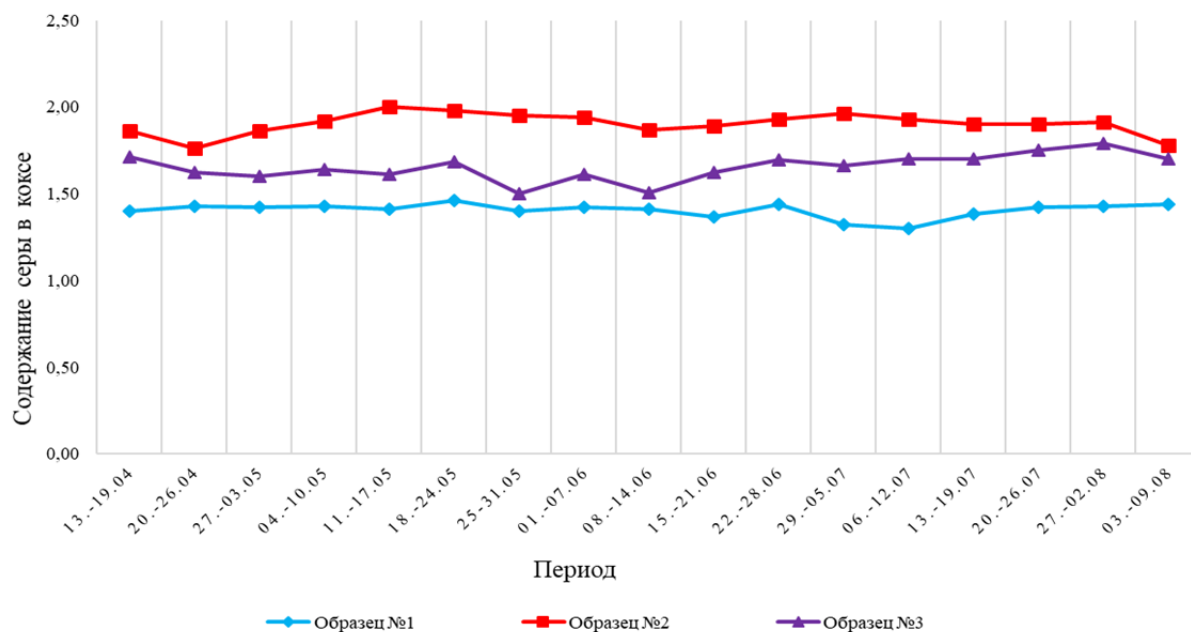


Рис. 1. Содержание серы в опытных смесях нефтяного кокса с 13.04.23 по 03.08.2023

Дополнительно была рассмотрена структура лабораторных образцов обожженных анодов, которая показана на рис. 2.

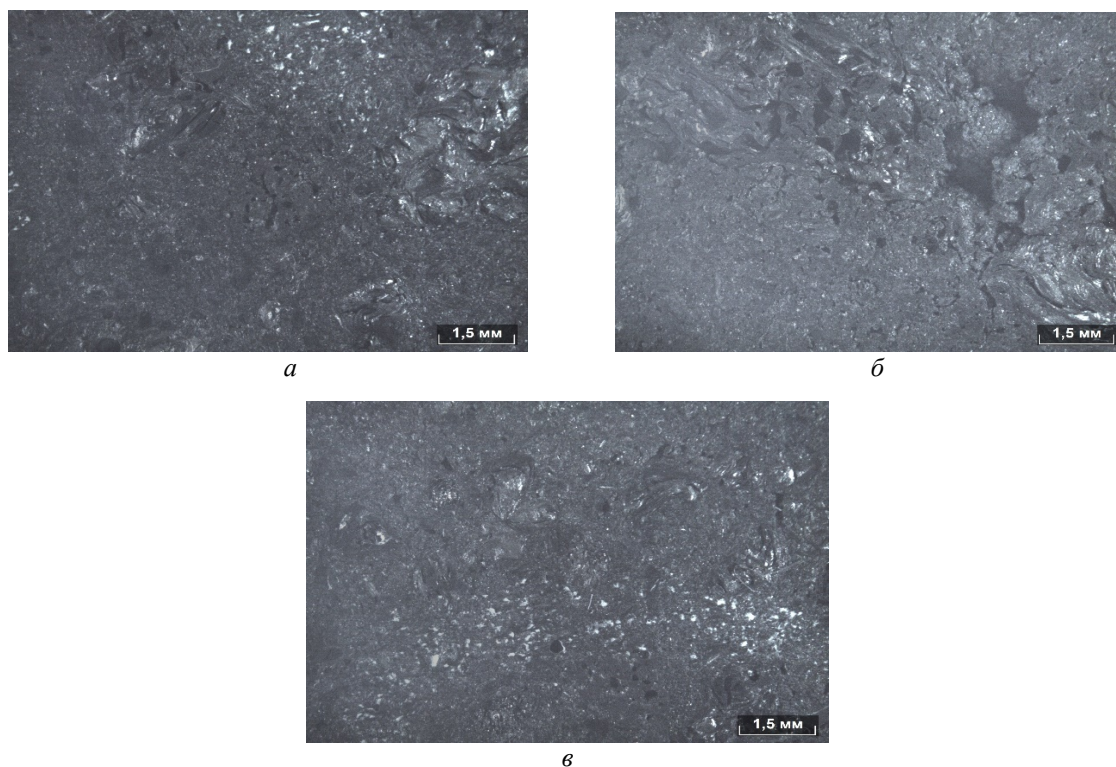


Рис. 2. Структура различных образцов опытных партий обожженных анодов:
a – образец № 1; *б* – образец № 2; *в* – образец № 3

В структуре образца № 2 наблюдалась повышенная пористость, это обусловлено, возможно, более низкой вибронасыпной плотностью кокса после прокалки (табл. 2), что при последующей формовке лабораторных анодов ведет к относительному увеличению содержания пека. Увеличение пека, в лабораторных образцах анодов, приводит к выходу летучих ве-

ществ из пека, что увеличивает пористость, и приводит к увеличению дефектообразования обожженных анодов в части трещин и дефекта nippleных гнезд. На всех обожженных анодах с повышенным содержанием пека, выгружаемых из печи, возможно, будет отмечаться относительно высокая прикоксовка (рис. 3).



Рис. 3. Дефекты обожженных анодов:
a – прикоксовка анодов; *б* – дефекты nippleных гнезд

Однородная структура наблюдается в образце № 3.

Исследования этих смесей нефтяных коксов позволило сделать следующие вывод, что оп-

тимальной шихтовкой нефтяного кокса для производства обожженных анодов, является 88,5 % кокс А (м.с) + 11,5 % кокс Б (в.с). Среднее значение серы в этой шихтовке нефтяного

кокса дает приемлемые результаты реакционной способности в токе CO_2 для лабораторных образцов обожженных анодов.

Стоит отметить, что правильная шихтовка кокса приводит к уменьшению количества пека в анодной массе, что, в свою очередь уменьшает количество дефектов и влияет на себестоимость обожженных анодов, а также снижает выбросы в атмосферу.

Шихтовку рекомендовано рассчитывать согласно значению содержанию серы в сыром нефтяном коксе.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Edward L.C., Neyrey K.J., Lossius L.P.* A Review of Coke and Anode Desulfurization. *Light Metals*, 2007, p. 895-900.
2. *Варфоломеев, Д. Ф.* Сырье коксования и эффективность его использования / Д. Ф. Варфоломеев, А. И. Стехун. – М. : ЦНИИТЭНЕФТЕХИМ, 1987. – 55 с.
3. *Вершинина Е. П., Гильдебранд Э. М., Селина Е. А.* Тенденции развития производства связующего для анодов алюминиевых электролизеров. [Электронный ресурс]. – URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/tendentsii-razvitiya-proizvodstva-svyazuyuschego-dlya-anodov-alyuminievyyh-elektrolizerov/viewer>.

4. *Лайнер, Ю. А.* Перспективные способы получения алюминия и соединений на его основе / Ю. А. Лайнер // *Технол. легких сплавов*. – 2010. No 1. – С. 55–66.

5. *Половников, В. М.* Опыт использования высокосернистых коксов при производстве обожженных анодов / В. М. Половников, И. В. Черских, Е. А. Старцев // *Материалы Второго международного конгресса «Цветные металлы-2010»*. – М., 2010. – С. 45–49.

6. *Твердохлебов В. П., Хроменко С. А. Бурюкина Ф. А. Павлов И. В. Прошкин С. Е.* Нефтяной кокс для алюминиевой промышленности. *Технология и свойства*. В. [Электронный ресурс]. – URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/neftyanoy-koks-dlya-alyuminievoy-promyshlennosti-tehnologiya-i-svoystva/viewer>

7. *Хайрудинов, И. Р.* Состояние и перспективы развития производства кокса и пека из нефтяного сырья / И. Р. Хайрудинов, М. М. Ахметов, Э. Г. Теляшев // *Рос. хим. журн.* – 2006. – Т. L. – No. 1. – С. 25–28.

8. *Хьюм, Ш.* Реакционная способность анода / Ш. Хьюм ; пер. П. В. Полякова. – Красноярск : ООО «Классик центр», 2003. – 457 с.

9. *Шварцкопф, Н. В.* Проблемы и перспективы развития алюминиевой промышленности России. [Электронный ресурс]. – URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/problemny-i-perspektivy-razvitiya-alyuminievoy-promyshlennosti-rossii/viewer>

10. *Янко, Э. А.* Аноды алюминиевых электролизеров / Э. А. Янко. – М. : Изд. Дом «Руда и металлы», 2001.

УДК 620.191.33:666.974.2

DOI 10.35211/1990-5297-2023-10-281-39-45

Р. А. Бурханова, Т. К. Акчурин, И. В. Стефаненко

ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА НА ИЗМЕНЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ЖАРОСТОЙКИХ БЕТОНОВ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: burkhanov@inbox.ru

В статье рассмотрен анализ испытаний образцов жаростойких бетонов для определения их трещиностойкости и оценки характера разрушения в зависимости от температуры и нагрузки с использованием полных диаграмм деформирования бетона.

Ключевые слова: жаростойкий бетон, трещиностойкость, изгиб, удельная энергия разрушения, модуль упругости, диаграмма деформирования.

R. A. Burkhanova, T. K. Akchurin, I. V. Stefanenko

INFLUENCE OF HEATING ON CHANGES IN CRACK TOUGHNESS HEAT-RESISTANT CONCRETE

Volgograd State Technical University

The article considers the analysis of testing samples of heat-resistant concrete to determine their crack resistance and assess the nature of destruction depending on temperature and load using complete concrete deformation diagrams.

Keywords: heat-resistant concrete, crack resistance, bending, specific fracture energy, modulus of elasticity, strain diagram.

Введение

Существенное влияние на трещиностойкость жаростойких бетонов оказывает их пористая структура, которая зависит от вида вяжущего и заполнителя, состава бетона, условий

твердения и других технологических факторов. Общим для всех бетонов является наличие большого количества дефектов-концентраторов

напряжений (микро- и макропоры, микротрещины, заполнители различной крупности и другие неоднородности), обусловленных, как природой материала, так и условиями его приготовления. Такая структура бетона способствует концентрации напряжений, что приводит к зарождению и развитию трещин при высокотемпературном нагреве и нагрузке. С другой стороны, в процессе разрушения бетона происходит ветвление и объединение микротрещин, они могут огибать заполнитель или проходить через него, а поры могут провоцировать или сдерживать их развитие за счет диссипации упругой энергии. При этом в процессе разрушения со стороны устья магистральной трещины образуется зона предразрушения [1–3]. Критическая длина равновесной трещины в обычном и жаростойких бетонах составляет 100–300 мм. Интегральной характеристикой сопротивления бетона разрушению является удельная энергия разрушения G_f , представляющая собой отношение работы, затраченной в процессе его разрушения к площади поверхности разрушения.

Другими показателями трещиностойкости бетона в условиях нормального отрыва являются критический коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} и критическая ширина раскрытия берегов трещин δ_c . Эти характеристики являются основными, но не единственными показателями трещиностойкости бетонов.

Материалы и методы исследования

Для определения трещиностойкости жаростойких бетонов и оценки характера их разрушения в зависимости от температуры и нагрузки, авторы использовали полные диаграммы деформирования бетона. Методика получения таких диаграмм была разработана кафедрой СМиСТ ИАиС ВолгГТУ. Она позволяет получать полные диаграммы бетона на обычном прессе. Для этого в систему «испытательная машина – образец» вводится дополнительное устройство, повышающее жесткость испытательной системы и воспринимающее избыток упругой энергии, высвобождающейся в процессе разрушения образца во время испытаний. В данном случае использовалось устройство в виде кольца (рис. 1). Испытания жаростойких бетонов проводили при трехточечном изгибе по схеме, представленной на рис. 1. Размеры испытываемых образцов-балок 50x50x320 мм и 100x100x400 мм. Надрез в образцах выполняли алмазным диском, ширина надреза 1–1,2 мм. Скорость нагружения 0,5 мм/мин. Запись полных с нисходящей ветвью диаграмм деформирования в координатах F – сила, f – прогиб проводилась автоматически на двухкоординатном самописце. Затем по площади диаграмм определяли работу, затраченную на разрушение образца и эффективную энергию разрушения бетона G_f (рис. 2).

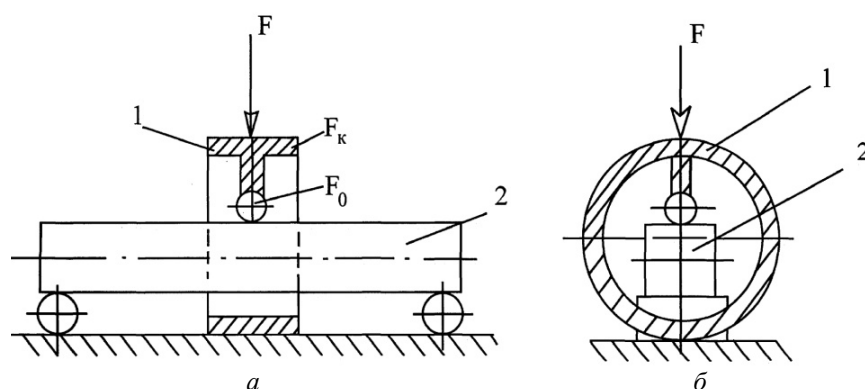


Рис. 1. Схема испытаний образцов-балочек при изгибе:

a – совместная работа с кольца и образца; *б* – расчетная схема:

F – усилие, создаваемое машиной, F_k и F_0 – соответственно сила, действующая на кольцо (1) и образец (2)

Количество потенциальной упругой энергии, накапливаемой в образцах при испытаниях на изгиб, зависит от размеров образцов и его также можно менять за счет изменения глубины надреза в образцах.

Критерий характера разрушения имеет вид:

$$\Delta U = U_c - U_o, \quad (1)$$

где U_c – упругая энергия, накапливаемая в системе «образец – машина»; U_o – энергия разрушения образца.

В данном случае прорастание трещины можно контролировать, что позволяет получить стабильный характер разрушения и записать нисходящую ветвь диаграммы разрушения.

$$G_f = \frac{A_o + F_o f_o}{b(h-a)}, \quad (2)$$

где A_o – работа разрушения; масса образца $F_o = \gamma b h L$ (γ – объемная масса бетона; b, h, L – соответственно ширина, высота, расстояние между опорами) и $b(h-a)$ – площадь попереч-

ного сечения образца (нетто) с учетом глубины надреза a (рис. 2).

Как известно, энергетический G_f и силовой K_{1c} критерии связаны между собой соотношением

$$K_{1c} = \sqrt{EG_f} \quad (3)$$

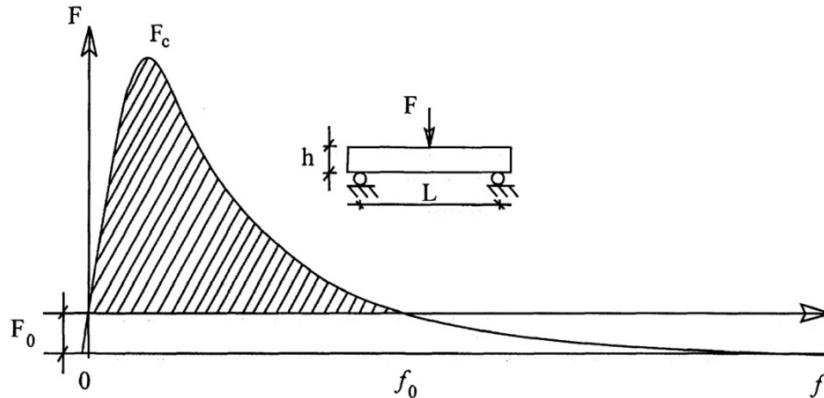


Рис. 2. Определение удельной энергии разрушения бетона (G_f) по полной диаграмме деформирования бетона в соответствии с уравнением (2)

Значения динамического модуля упругости E определяли резонансным методом на тех же образцах, что и для определения полных диаграмм деформирования. Испытуемые образцы устанавливают на опоры, расстояние между которыми составляет 0.55 от длины образца и соответствует нулевой амплитуде. Изменяя частоту колебаний возбуждения, получали явление резонанса. Значение резонансной частоты Z определяли после каждого цикла «нагрев-охлаждение» на одних и тех же образцах [1]. Динамический модуль упругости определяется по формуле

$$E = \frac{Z^2 M_o^2 T}{C^2 J^2}, \quad (4)$$

где Z – резонансная частота; M – масса бетона; l_o – длина образца; T – поправочный коэффициент в зависимости от размеров образца и коэффициента Пуассона; C – коэффициент, зависящий от порядка гармоника колебаний; J – момент инерции в зависимости от геометрической формы сечения образца.

Значения пределов прочности бетонов при изгибе (R_{bf}) определяли из полных диаграмм изгиба и из данных испытаний при одноосном растяжении (R_{bt}). За счет переменной жесткости резиновых прокладок, наибольшее обжатие образца происходит на его концах, а в срединной части, где происходит разрушение, концентрация напряжений практически отсутствует. Ме-

тодика предусматривала из испытаний на одном и том же образце определение динамического модуля упругости, предела прочности при изгибе, одноосном растяжении, сжатии, пористости, работы на разрушение образца, G_f и K_{1c} , что способствовало повышению точности получаемых результатов, принимая во внимание неоднородную структуру жаростойких бетонов.

Относительную деформацию на восходящей ветви полных диаграмм деформирования (рис. 2) определяли по данным R_{bt} и E , а локальную деформацию Δl_p в зоне разрушения (нисходящая ветвь) – по формуле

$$\Delta l_p = \frac{2G_f}{R_{bt}} \quad (5)$$

Для определения критической длины трещины использовали принятый в механике разрушения бетона комплексный энергетический критерий:

$$l_c = \frac{EG_f}{Rb^2 t} = \left(\frac{K_{1c}}{R_{bt}}\right)^2. \quad (6)$$

Этот критерий показывает реальную прочность материалов с энергией их разрушения, модулем упругости и критической длиной трещины. Значение l_c также может служить мерой хрупкости материала. С уменьшением l_c хрупкость возрастает.

Планирование эксперимента осуществлялось при постоянном В/Ц = 0,63 для жаростой-

кого бетона на портландцементе (ЖБП) и В/Ц = 0,65 для жаростойкого бетона на глиноземистом цементе (ЖБГ). При этом использовались следующих уровни варьирования факторов:

1. Количество цемента (Ц), кг/м³
365 ≤ Ц ≤ 435 (X1)
2. Количество заполнителя (З), кг/м³
1233 ≤ З ≤ 1378 (X2)

Результаты исследований

Составы исследованных жаростойких бетонов широко применяются при строительстве

теплотехнических сооружений и соответствуют требованиям СП 130.13330.2018 «Производство сборных железобетонных конструкций и изделий», ГОСТ 20910 – 2019 «Бетоны жаростойкие. Технические условия». Авторы исследовали также жаростойкий портландцементный камень с тонкомолотой шамотной добавкой.

Возраст образцов составлял 28 суток. Полные диаграммы деформирования жаростойких цементного камня и бетона на портландцементе приведены на рис. 3.

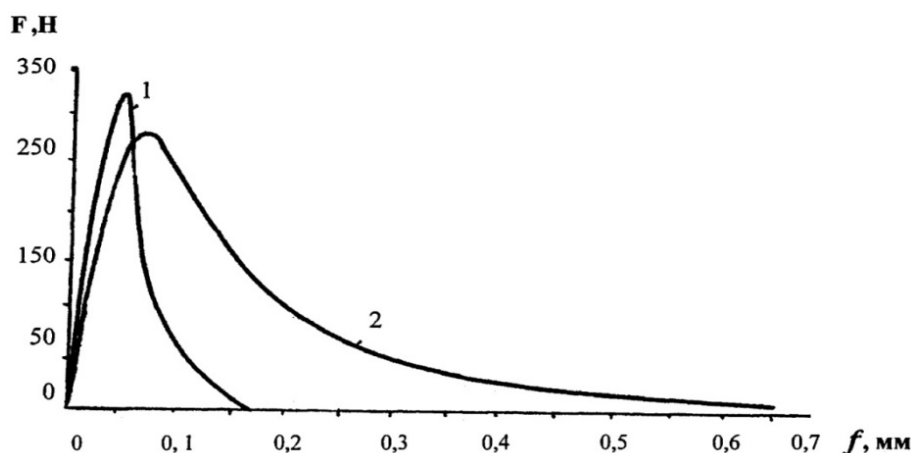


Рис. 3. Полная диаграмма изгиба жаростойких цементного камня и (1) и бетона (2) на портландцементе не подвергшихся нагреванию. F – сила; f – прогиб

Из полученных данных следует, что длительность процесса разрушения за пределами временного сопротивления при введении песка и щебня (бетона) возрастает, о чем свидетельствует более плавный характер нисходящей ветви для бетона по сравнению с цементным камнем. Качественный анализ диаграмм также показывает, что более неоднородный по сравнению с цементным камнем бетон является менее хрупким материалом и в большей степени должен быть способен к перераспределению напряжений. При переходе от жаростойкого цементного камня к бетону удельная энергия разрушения возрастает в 3 раза, а критическая

длина равновесной трещины l_c в 4 раза. Согласно [4] увеличение количества и крупности заполнителя также повышает критическую длину равновесной трещины l_c и локальную деформацию Δl_p . Все эти показатели свидетельствуют о том, что трещиностойкость жаростойкого бетона существенно выше, чем жаростойкого цементного камня с тонкомолотым шамотом.

Нагрев оказывает значительное влияние на изменение полных диаграмм изгиба, а также прочности, предельных локальных деформаций и пористости жаростойкого бетона на портландцементе (табл. 1).

Таблица 1

Параметры полных диаграмм деформирования, R_{bb} , E и пористость Π жаростойких цементного камня и бетона на портландцементе с шамотными заполнителями

Материал	R_{bb} , МН/м ²	$E \cdot 10^3$, МН/м ²	G_f Н/м	K_{lc} , МН/м ^{2/3}	l_c , м	$\Delta l_p \cdot 10^6$, м	Π , %
Жаростойкий цементный камень	2,4	29,75	$\frac{15.5}{1}$	0,68	0,08	13,00	33,15
Жаростойкий бетон	1,96	26,88	$\frac{47.1}{8}$	1,12	0,33	48,14	28,88

Видимые изменения в жаростойком бетоне фиксируются после его нагрева при температуре 105 °С. Значения K_{Ic} и G_f бетона возрастают, а затем с повышением температуры нагрева снижаются. В тоже время энергия разрушения бетона после нагрева при 800 °С незначительно отличается от энергии разрушения до нагревания, несмотря на то, что нагрев привел к существенному снижению его прочности и модуля упругости. После нагрева до температуры 105 °С пористость бетона уменьшается за счет усадки при удалении сорбционной воды. Далее с увеличением температуры нагрева возрастает вследствие удаления химически связанной влаги материала.

Полные диаграммы деформирования жаростойкого бетона на глиноземистом цементе и на портландцементе в результате воздействия высоких температур имеют аналогичный вид. Различия состоят в том, что с повышением температуры нагрева, диаграммы деформирования бетона на портландцементе изменяются плавно, для жаростойкого бетона на глиноземистом цементе выявляется резкое изменение диаграмм после нагрева бетона при 105 °С, далее с повышением температуры существенных изменений не происходит. Это находит подтверждение в результатах сорбционных измерений в диапазоне относительной влажности от 0 до 98 % : происходит постепенное снижение сорбционного влагосодержания бетонов на портландцементе с повышением температуры нагрева бетона, в то время как для жаростойкого бетона на глиноземистом цементе характерно ее резкое снижение после нагрева при 300 и 800°С. Аналогичный характер имеет изменение удельной поверхности рассматриваемых бетонов при нагреве.

Удельная энергия разрушения G_f после нагрева бетона в интервале температур 20–800

°С изменяется незначительно. Силовой критерий K_{Ic} с повышением температуры постепенно снижается и после нагрева при 800 °С составляет 45,5 % от начальной величины.

Установлено наличие корреляции между пределом прочности на растяжение при изгибе и изменением модуля упругости жаростойкого бетона на глиноземистом цементе, которая описывается уравнением:

$$R_{bif} = 1.12 + 0.15 E \cdot 10^3 \quad \Delta = \pm 0.15 \text{ МПа.} \quad (7)$$

Для жаростойкого бетона на жидком стекле (рис. 4) характерны пологие нисходящие ветви диаграмм, что свидетельствует о постепенном процессе развития трещин. В отличие от других видов бетонов жаростойкий бетон на жидком стекле отличается невысокими значениями модуля упругости (рис. 5, а) и, следовательно, малыми значениями возникающих температурных напряжений при его нагреве и охлаждении. Кроме того, этот вид бетона обладает наиболее высокими остаточными значениями параметров трещиностойкости G_f и K_{Ic} после нагрева при температуре 800 °С, а работа, затрачиваемая на разрушение образцов после нагрева бетона при температуре 105–800 °С, составляет 0,09–0,11 Нм. Заметное влияние на изменение деформативных свойств жаростойкого бетона на жидком стекле оказывает его нагрев при температуре 800 °С. По сравнению с другими видами бетонов жаростойкий бетон на жидком стекле обладает небольшим сопротивлением зарождению в нем трещин при нагреве. Критическое значение температурного градиента $\Delta t_{cz} = \frac{R_{bif}}{dE}$, вызывающего зарождения трещин жаростойком бетоне на жидком стекле примерно в 2 раза выше, чем в жаростойком бетоне на портландцементе (табл. 2).

Таблица 2

Критические значения температурного градиента, вызывающего зарождение трещин в жаростойких бетонах

Вид жаростойкого бетона	R_{bf} , МН/м ²	$E \cdot 10^3$, МН/м ²	$d \cdot 10^6$, I°С	Δt_{cz} , °С
На портландцементе	3,92	26,88	7,5	19,6
На глиноземистом цементе	5,31	27,56	7,5	26,55
На жидком стекле	3,55	16,3	5,5	39,88

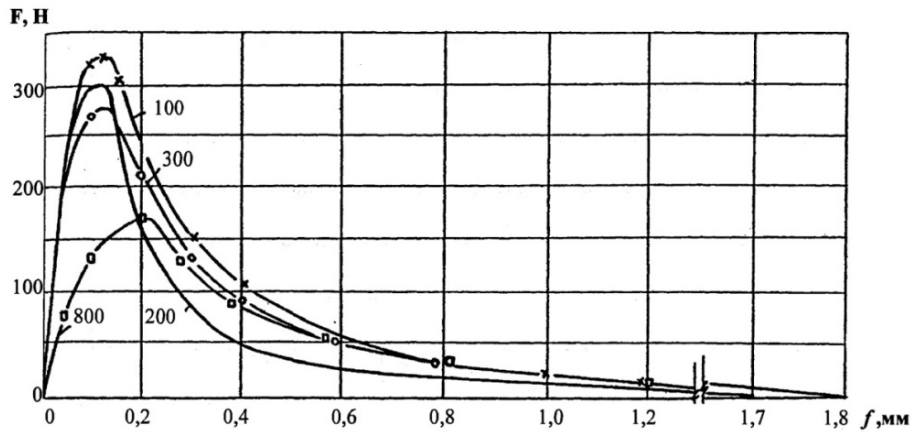


Рис. 4. Изменение полных диаграмм деформирования жаростойкого бетона на жидком стекле с шамотными заполнителями в зависимости от температуры нагрева бетона. Цифры на кривых – температура нагрева в 0с. F – сила; f – прогиб

Установлена корреляция между пределом прочности на растяжение и модулем упругости, изменяющимися в результате нагрева бетона (рис. 5, б):

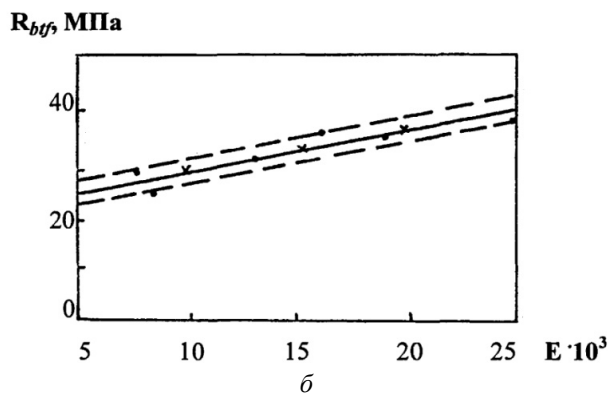
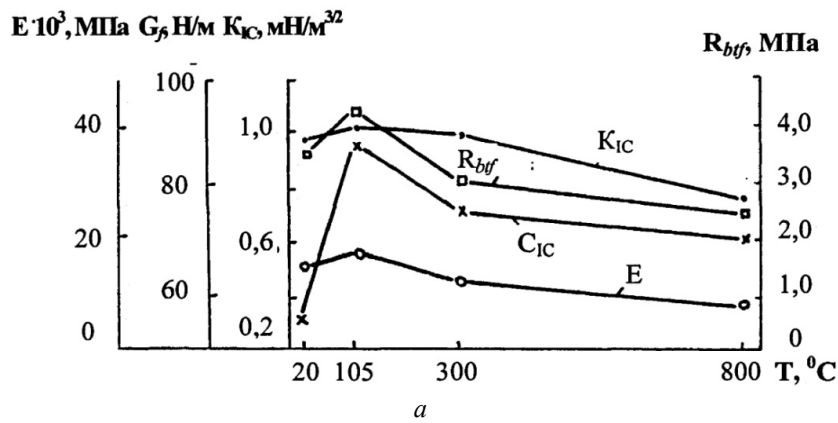


Рис. 5:
 а – изменение параметров трещиностойкости G_f , K_{Ic} , предела прочности при растяжении R_{btf} и модуля упругости E в зависимости от температуры нагрева жаростойкого бетона на жидком стекле; б – взаимосвязь модуля упругости E и предела прочности при растяжении R_{btf} жаростойкого бетона на жидком стекле при нагреве

$$R_{btf} = 2.14 + 0.08 E \cdot 10^3 \quad \Delta = \pm 0.2 \text{ МПа.} \quad (8)$$

Выявленная для исследованных видов жаростойких бетонов при нагреве взаимосвязь

между пределом прочности бетона при растяжении и модулем упругости имеет большое практическое значение, т. к. дает возможность прогнозировать их прочность и долговечность.

Выводы

1. Полные с нисходящей ветвью диаграммы деформирования бетона позволяют качественно и количественно оценить трещиностойкость и характер разрушения жаростойких бетонов с учетом влияния высокотемпературного нагрева и нагрузки.

2. С увеличением количества тонкомолотой добавки в жаростойком цементном камне, введением песка и щебня, длительность процесса разрушения материалов возрастает, о чем свидетельствует более плавный характер нисходящей ветви диаграмм. Энергия разрушения жаростойкого бетона на портландцементе в 2.5–3 раза выше, чем жаростойкого портландцементного камня.

3. Нагрев жаростойкого бетона на портландцементе приводит к изменению параметров его трещиностойкости и долговечности. В целом хрупкость бетона при нагреве уменьшается. Наиболее значительные изменения трещиностойкости происходят после нагрева бетона при температуре 105 °С за счет удаления влаги из его порового пространства и 800 °С – за счет дегидратации кристаллогидратов цементного камня и деструкции материала.

4. Для всех видов бетонов с повышением температуры нагрева восходящая и нисходящая ветви полных диаграмм деформирования становятся более пологими. Однако, существенное различие заключается в том, что для бетона на портландцементе с повышением температуры до 800 °С изменения диаграмм происходят плавно, в то время как для жаростойкого бетона на глиноземистом цементе нагрев при температуре 105 °С приводит к резкому изменению диаграмм, а затем с повышением температуры существенных изменений не происходит. Это свидетельствует о стабилизации структуры жаростойкого бетона на глиноземистом цементе после нагрева при 105 °С. Снижение K_{Ic} после нагрева бетона при 800 °С препятствует воз-

никновению значительных температурных напряжений в этом виде бетона и способствует его высокой долговечности.

5. Для жаростойкого бетона на жидком стекле характерно постепенное, медленное развитие трещин в процессе его разрушения и высокая долговечность. Заметное изменение деформативных свойств жаростойкого бетона на жидком стекле происходит только после его нагрева при температуре 800 °С. По сравнению с другими видами бетонов, жаростойкий бетон на жидком стекле обладает наибольшим сопротивлением зарождению трещин при нагреве, превышая этот показатель у жаростойкого бетона на портландцементе в два раза.

6. Установлена взаимосвязь между модулем упругости и пределом прочности при растяжении в зависимости от температуры нагрева жаростойких бетонов. Применение резонансного метода позволило разработать простой неразрушающий метод, позволяющий при минимальном количестве образцов определять термостойкость бетонов, прогнозировать их прочность и долговечность.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Джонс, Р. Неразрушающие методы испытаний бетонов / Р. Джонс, И. Фэкоару. – М. : Стройиздат, 1974. – 296 с.
2. Бурханова, Р. А. Наполнение эпоксидных полимеров как фактор получения многокомпонентной композиции с улучшенными прочностными свойствами / Р. А. Бурханова, Н. Ю. Евстафьева, Т. К. Акчурина // Вестник Волгоградского государственного архитектурно-строительного университета. Серия: Строительство и архитектура. – 2020. – Вып. 4 (81). – С. 151–161.
3. Шевченко, В. И. Разработка теории и методов определения характеристик трещиностойкости и долговечности бетонов: ВолгИСИ, отчет о НИР № 2.1 - 91 / В. И. Шевченко, Т. Ф. Чередниченко, В. В. Григорьевский. – Волгоград, 1991. – 72 с.
4. Шевченко, В. И. Применение методов механики разрушения для оценки трещиностойкости бетона / В. И. Шевченко. – Волгоград : Изд-во ВПИ, 1988. – 104 с.

ВОПРОСЫ СВАРКИ, ЛИТЯ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

УДК 621.791.927.5

DOI 10.35211/1990-5297-2023-10-281-46-53

*С. А. Фастов¹, И. В. Зорин¹, С. К. Елсуков¹,
В. И. Лысак¹, Д. С. Несин¹, А. А. Антонов²*

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ КОЛЕБЛЮЩЕГОСЯ ЭЛЕКТРОДА ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ ПОДСЛОЯ ПРИ ИЗНОСОСТОЙКОЙ НАПЛАВКЕ*

¹ Волгоградский государственный технический университет

² АО «ВНИКТИнефтехимоборудование»

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

В работе рассмотрено влияние основных параметров режима дуговой наплавки в защитных газах с поперечными колебаниями электрода на формирование низкоуглеродистого низколегированного наплавленного металла. Установлено, что диапазон режимов бездефектного формирования наплавленных валиков достаточно узок и находится в области высоких значений сварочного тока, малых значений скорости наплавки и частоты колебаний электрода. Показано, что увеличение погонной энергии наплавки при неизменной амплитуде и частоте колебаний позволяет не только улучшить формирование наплавленного валика, но и получить более плавный градиент изменения свойств по высоте многослойного наплавленного металла и в зоне термического влияния основного металла.

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

*S. A. Fastov¹, I. V. Zorin¹, S. K. Elsukov¹,
V. I. Lysak¹, D. S. Nesin¹, A. A. Antonov²*

TECHNOLOGICAL FEATURES OF OSCILLATING ELECTRODE USING FOR FORMING BUFFER LAYER BEFORE WEAR-RESISTANT SURFACE

¹ Volgograd State Technical University

² AO VNIKTIneftehimoborudovanie

The work considered the influence of the main parameters of the arc surfacing in protective gases with electrode transverse oscillations on the formation of low-carbon low-alloy deposited metal. It has been defined that the range of deposited beads defect-free formation modes is quite narrow and exists in the region of high values of welding current, low values of welding rate and electrode oscillation frequency. It is shown that the heat input increase of surfacing with the constant amplitude and frequency of oscillations allows not only to improve the formation of the weld bead, but also to obtain the smoother gradient of changes properties along the height of the multilayer deposited metal and at the heat-affected zone of the base metal.

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

Введение

Известно, что применение подслоя при упрочняющей наплавке является актуальным способом повышения эксплуатационных свойств технологического инструмента [1; 2]. Формирование буферного слоя в практике наплавки

производится теми же способами, что и износостойкого (рабочего) слоя. К наиболее известному технологическому приему, отражающий этот подход, относится способ наплавки [3] с одновременным формированием износостойкого и буферного слоев за счет подачи в хвос-

товую часть сварочной ванны дополнительной присадочной проволоки с большим запасом аустенитности.

Более универсальным и технологически гибким способом формирования подслоя является применение колеблющегося электрода с поперечными перемещениями дуги относительно направления наплавки, что способствует перераспределению тепла дуги по поверхности наплавляемого изделия и дает возможность при относительно небольшом проплавлении получить широкослойный (до 50 мм) наплавленный металл [4; 5]. Преимущества этого процесса также связаны с более эффективным, чем погонная энергия наплавки, способом управления режимом, в частности, варьированием частотой и амплитудой колебаний электрода, а также траекторией его движения, реализация которых зависит от конкретной кинематической схемы механизма колебания.

Можно выделить два основных вида траектории движения электрода и соответственно дуги: это синусоидальная и трапециевидная (Π-образные полупериоды) траектории [4; 6–8]. Первый тип траектории обеспечивает наплавку с сохранением единой сварочной ванны [4], перемещение которой совпадает с направлением наплавки. Данная траектория движения электрода, как правило, реализуется с использованием кривошипно-шатунных [4; 9; 10] или кулачковых механизмов, вызывающих колебания электрода аналогично маятнику [11]. В первом случае колебания сообщаются всей сварочной «головке», а во втором только электроду.

При использовании трапециевидной траектории сварочная ванна движется не прямолинейно, а пересекает вектор общего направления наплавки [4; 6; 12–14], в результате чего сварочная ванна представляет собой отдельные расплавы, взаимное перекрытие и термическое влияние которых приводит к заметной трансформации структурно-фазового состава, особенно при наплавке сплавов чувствительных к повторным нагревам. Однако реализация такой схемы требует дополнительного оборудования в виде второго шагового двигателя [4] или же применения роботизированных манипуляторов [7].

Применение общей ванны также выгодно в условиях наплавки цилиндрических поверхностей малого диаметра. Формирование в этом случае короткой, но широкой сварочной ванны препятствует стеканию жидкого металла [6; 15–17]. Использование этого же эффекта позволяет вести сварку с поперечными колебаниями элект-

рода неповоротных стыков трубопроводов без корректирования режима [18].

Еще одной особенностью применения колеблющегося электрода является взаимосвязь траектории движения электрода и мгновенной скорости наплавки, которая достигает наибольших значений в центре формируемого валика и наименьших при нахождении электрода в его краевых участках. Это может привести

к перепаду температуры между этими зонами до ~ 450 °С, который возрастает с увеличением амплитуды [19] и обуславливает перегрев краевых участков, где может выделяться до 40 % тепловой мощности [11].

Амплитуда колебаний также оказывает непосредственное влияние на ширину формирующегося валика, но одновременно с этим является причиной увеличения проплавления, что связано с уменьшением толщины жидкой прослойки металла под дугой и перераспределения объема ванны по ее ширине. И напротив, увеличение частоты колебаний способствует снижению глубины проплавления из-за уменьшения шага наплавки и возрастания толщины жидкой прослойки металла, находящегося под дугой [20].

Анализируя вышеизложенную информацию, можно сделать вывод, что подбор рациональных значений частоты и амплитуды колебаний необходимо рассматривать во взаимосвязи с погонной энергией процесса, которая в наибольшей мере определяется величиной сварочного тока и линейной скоростью наплавки. Комплексная оценка влияния этих параметров в процессе наплавки позволит выявить критерии для качественного формирования металла низкоуглеродистого низколегированного подслоя. Поэтому целью данной работы было определение параметров режима наплавки, обеспечивающих бездефектное формирование наплавленного металла.

Материалы и методы исследования

Для достижения поставленной цели изготавливали экспериментальную порошковую проволоку (\varnothing 2,5 мм) на лабораторном волочильном стане ВолгГТУ, которая обеспечивает низколегированный наплавленный металл системы легирования C-Cr-Ni-Mo-Mn-Cu-Al-Ti. Наплавку производили на пластины из стали 55 толщиной 12–13 мм с помощью сварочного автомата A2 MiniMaster (ESAB), оснащенного механизмом колебания. Кинематически он

представляет собой кривошипно-шатунный механизм (рис. 1), который, преобразуя вращения выходного вала мотор-редуктора в возвратно-поступательное прямолинейное движение, обеспечивает синусоидальную траекторию движения механизма подачи электродной проволоки (рис. 2, а, в).

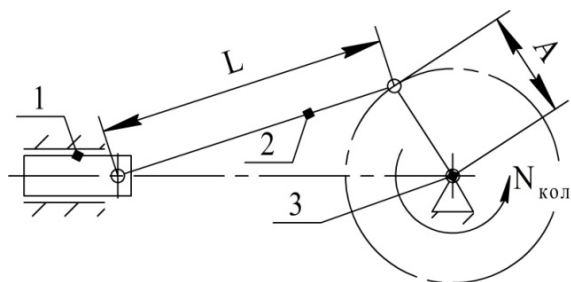


Рис. 1. Кинематическая схема механизма поперечных колебаний электродного узла сварочного автомата:
1 – суппорт электродного узла поперечных перемещений;
2 – кривошип; 3 – приводной узел

В рамках работы исследовали влияние основных параметров наплавки указанным способом, а именно: амплитуды колебаний (A), частоты колебаний (частоты вращения выходного вала электродвигателя приводного узла) (N), линейной скорости наплавки (v_n) и сварочного тока (I_n) на формирование наплавленного металла. Варьирование параметрами режима производили согласно данным табл. 1. Не изменяли параметры режима наплавки колеблющимся электродом, не оказывающие или оказывающие минимальное влияние на формообразование наплавленного валика [20], а именно: напряжение на дуге (U_d), вылет электрода (l_3) и расход газа (Q_r).

Ранее было установлено [21], что для удовлетворительного формирования валика, наплав-

ленного с использованием разработанной проволоки, величина сварочного тока не должна быть менее 250 А, что обеспечивает качественное расплавление порошковой проволоки и стабильный процесс. В экспериментах силу сварочного тока увеличивали с шагом 50 А, что, с одной стороны, обуславливало увеличение количества расплавляемого электродного металла, а с другой – за счет периодических колебаний электрода обеспечивало равномерное распределение расплава по объему сварочной ванны. При выборе величины скорости наплавки учитывали [22], что использование небольших ее значений способствует улучшению качества наплавленного металла (снижает вероятность образования подрезов). В данной работе верхнее значение V_n ограничивали 20 см/мин. Скорость наплавки уменьшали с шагом 4 см/мин до значения 12 см/мин, менее которого процесс наплавки перестает быть производительным. Частоту оборотов выходного вала мотор-редуктора варьировали в диапазоне 42 до 180 об/мин. Амплитуду колебаний (A) устанавливали с учетом рекомендаций [16, 17] т. к. дальнейшее увеличение A при наплавке в газах проволоками малого диаметра приводит к нарушению формирования наплавленного валика.

Предварительно выполняли оценку влияния скорости наплавки, амплитуды и частоты колебаний, инициируемых вращением вала мотор-редуктора на траекторию движения электрода. Ввиду того, что движение осуществляется на плоскости, то положение электрода в конкретный момент времени определяется координатами X и Y , рассчитываемыми системой уравнений (1). На ее основе были построены расчетные траектории (рис. 2, а, в) движения, для вери-

Таблица 1

Параметры режима наплавки

Изменяемые параметры						Неизменяемые параметры		
I_n , А	v_n , см/мин	A , мм	$N_{\text{кол}}$, об/мин	f , Гц	Q , кДж/см	U_d , В	l_3 , мм	Q_r , л/мин
250	20	10; 15	42; 102; 163; 180	0,7; 1,7; 2,7; 3	20,3	26	30	25...30
	16				25,4			
	12				33,8			
300	20				23,4			
	16				29,3			
	12				39			
350	20				27,3			
	16				34,1			
	12				45,5			

фикации которых производили «запись» движения на миллиметровой бумаге (рис. 2, б, з). Графическая интерпретация полученных данных выражает пройденную электродом траекторию по синусоидальной кривой (в горизонтальной

плоскости наплавки) при данной амплитуде A и частоте поперечных перемещений f совершаемых за 1 с, которая численно соответствует полному обороту выходного вала мотор-редуктора.

$$\begin{cases} X = v_n \times t \\ Y = -\frac{A}{2} \times [2 \cos(2\pi N_{кол} \times t) + 0,5 \times \frac{A}{L} \cos(4\pi N_{кол} \times t)] \end{cases} \quad (1)$$

где t – время сварки, минуты; L – плечо кривошипа колебателя, см (рис. 1); A – амплитуда колебаний, см.

Наплавленные валики подвергали внешнему осмотру на предмет наличия дефектов в виде подрезов. Макрошлифы изготавливали поперек направления наплавки и производили их обработку на шлифовально-полировальном станке MP-1B TG inc. Выявление макро-структуры металла производили погружени-

ем шлифованной поверхности образцов в 4 % раствор HNO_3 в C_2H_5OH . Исследование формы и основных геометрических параметров наплавленных валиков осуществляли с помощью обработки изображений в векторной CAD программе. Распределение твердости в плоскости поперечной направлению наплавки определяли с помощью микротвердомера DUROLINE-M (Metkon Metallography) с нагрузкой 1000 г.

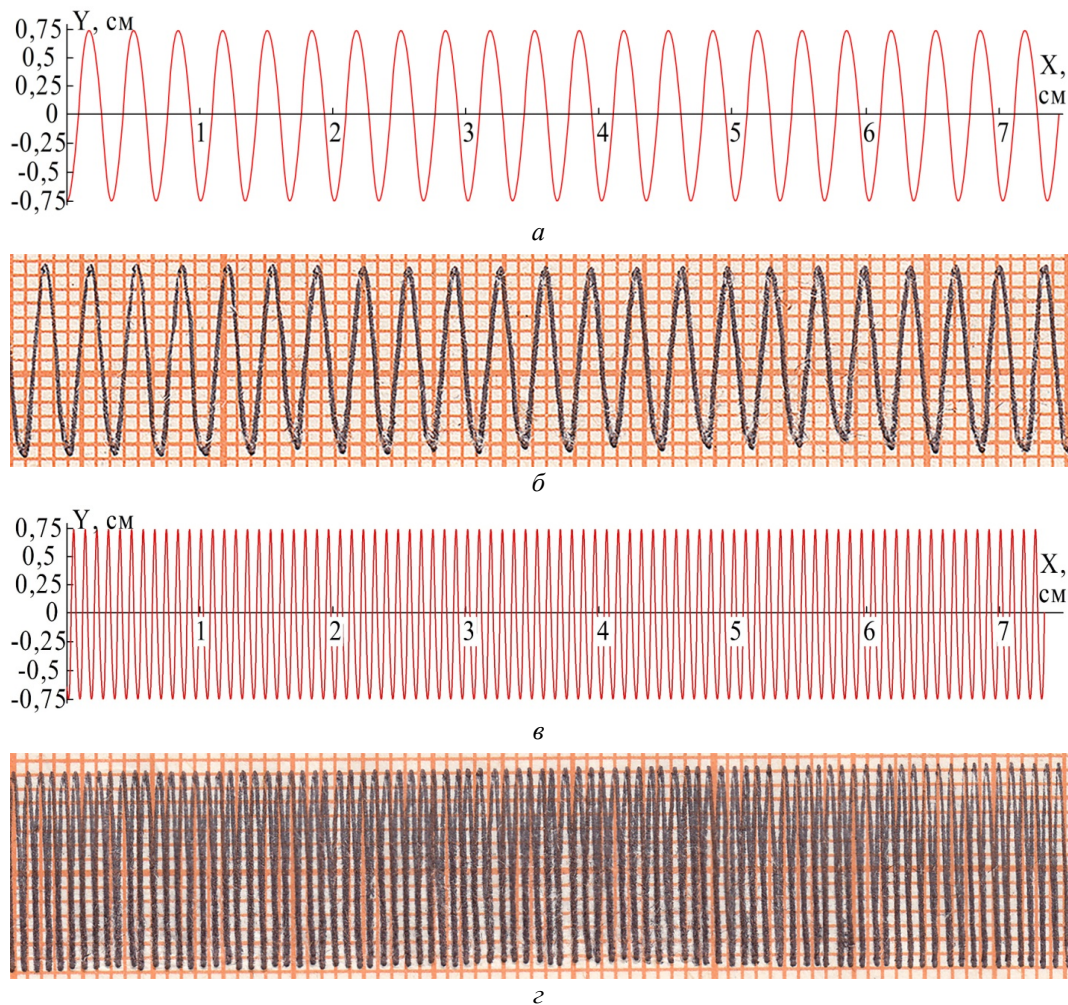


Рис. 2. Расчетные (а, в) и реальные (б, з) траектории движения сварочной головки в плоскости перпендикулярной оси электродной проволоки:

а, б – $v_n = 36$ см/мин, $A = 7,5$ мм, $N_{кол} = 104$ об/мин; $f = \sim 1,7$ Гц; в, з – $v_n = 16$ см/мин, $A = 7,5$ мм, $N_{кол} = 181$ об/мин; $f = \sim 3$ Гц

Результаты и обсуждение

Анализ влияния величин A и f , I_n и v_n удобно выполнять во взаимосвязи этих параметров в виде диаграммы (рис. 3), которая отображает режимы, при которых происходит качественное формирование наплавленных валиков (рис. 4, в), нарушается формирование наплавленного валика (рис. 4, а) либо присутствуют дефекты (рис. 4, б). Качественно сформированным наплавленным валиком считали отсутствие в его краевых участках дефектов в виде подрезов, как наиболее опасного дефекта в условиях сварки и наплавки колеблющимся электродом [23]. Формирование подрезов опасно в первую очередь при многопроходной и многослойной наплавке, когда вследствие достаточно большой глубины дефекта и характерной для применения колеблющегося электрода малой глубины проплавления при формировании последующего слоя велика вероятность образования несплавления [23]. Также при прохождении дуги над участком «подреза» условия ее существования изменяются, поскольку увеличивается дуговой промежуток. Это может привести к дестабилизации дуги и как следствие к образованию дефектов в виде шлаковых включений (при наплавке под флюсом) или пор (при наплавке в газах). Трещины, поры и иные дефекты в наплавленном металле отсутствовали.

Установлено, что диапазон режимов качественного формирования наплавленных вали-

ков достаточно узок и находится в области высоких значений сварочного тока, низких значений скорости наплавки и частоты колебаний электрода. Вероятная причина этого связана с недостатком объема сварочной ванны при наплавке на больших значениях скорости и малого сварочного тока [22]. В этом случае дуга активно вытесняет жидкий металл в хвостовую часть ванны и полностью заполнить образованную в краевых участках полость не удастся. Увеличение тока и соответственно объема поступающего в сварочную ванну расплава позволяет предотвратить образования подрезов.

В случае наплавки с поперечными колебаниями электрода происходит аналогичный процесс. При высоких скоростях наплавки и частотах колебаний электрода жидкий металл также оттесняется дугой в центральную часть ванны, а по ее краям в прилегающем основном металле образуются подплавленные дугой полости.

Однако следует учитывать, что при наплавке колеблющимся электродом электродная проволока и соответственно дуга обладают мгновенной скоростью [8; 11; 20], которая определяется суммой векторов линейной скорости и скорости поперечных колебаний. Максимум последней имеет прямо пропорциональную зависимость от амплитуды и частоты колебаний. Так при увеличении амплитуды и неизменной частоте увеличивается мгновенная скорость движения электрода, что приводит

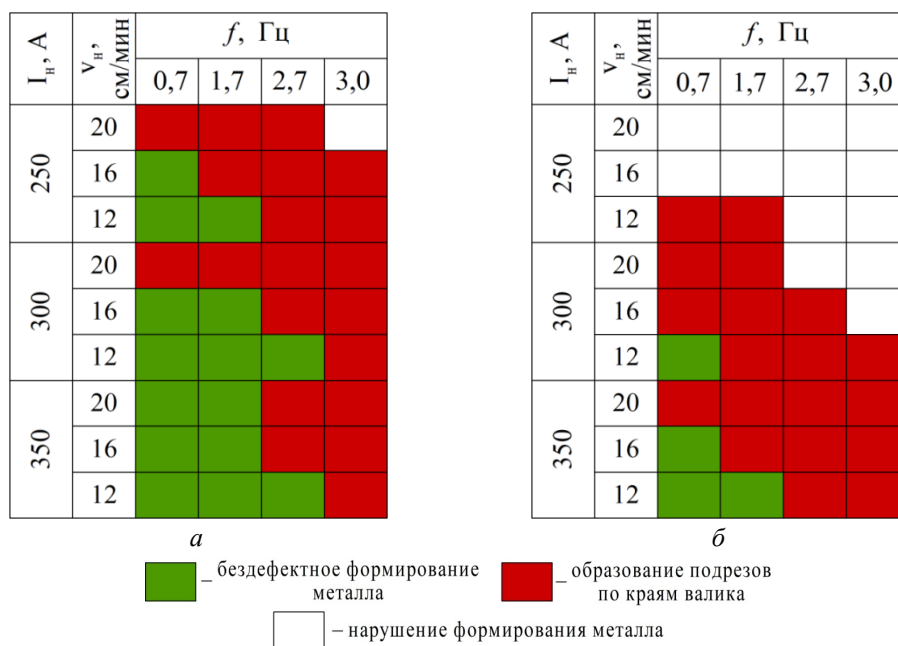


Рис. 3. Диаграмма областей рабочих режимов наплавки при использовании амплитуды колебаний:
а – 10 мм; б – 15 мм

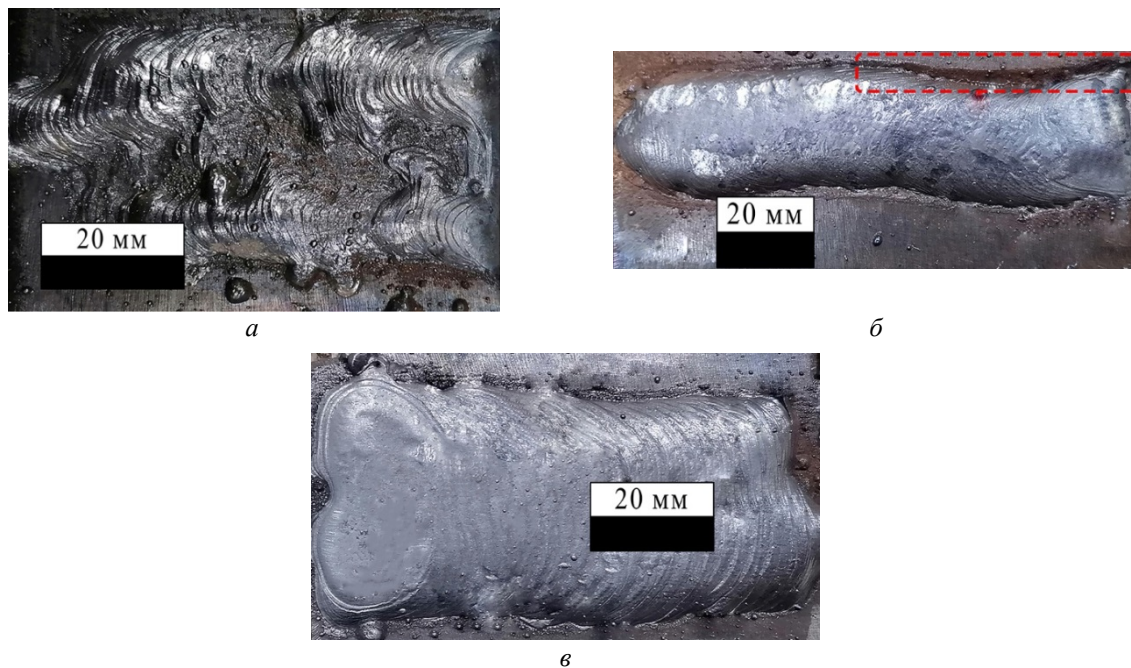


Рис. 4. Внешний вид наплавленных валиков:

а – нарушение формирования; *б* – с образованным подрезом (обозначен рамкой); *в* – валик сформированный без дефектов

к более активному оттеснению жидкого металла. А при увеличении частоты помимо роста мгновенной скорости наплавки сокращается время нахождения электрода в краевых участках ванны. В этих условиях нет возможности заполнить оплавленные полости электродным металлом, вследствие чего формируется подрез.

Совокупное увеличение амплитуды и частоты колебаний приводит к настолько большому увеличению мгновенной скорости, что не позволяет расплаву образовать общую ванну и нарушает формирование наплавленного валика

На рис. 5 представлены макросечения наплавленных валиков без видимых дефектов, а в табл. 2 приведены их геометрические параметры. Отсутствие седлообразного профиля проплавления связано с относительно не боль-

шой амплитудой колебания, при которой перемещающаяся по поверхности сварочной ванны дуга успевает сформировать в объеме расплава и в зоне термического влияния близкое к равномерному тепловое поле. Во всех наплавленных валиках, за исключением не сформированных, доля основного металла в наплавленном составляет ~ 40 %, но с увеличением величины тока она может достигать 50 %. Если для целей плакирования коррозионнотойкими сталями такая доля участия основного металла является достаточно большой, а поэтому нежелательной, то при наплавке подслоя усреднение химического состава в результате перемешивания основного и электродного металлов способствует формированию плавного градиента изменения свойств от изделия к износостойкому слою.

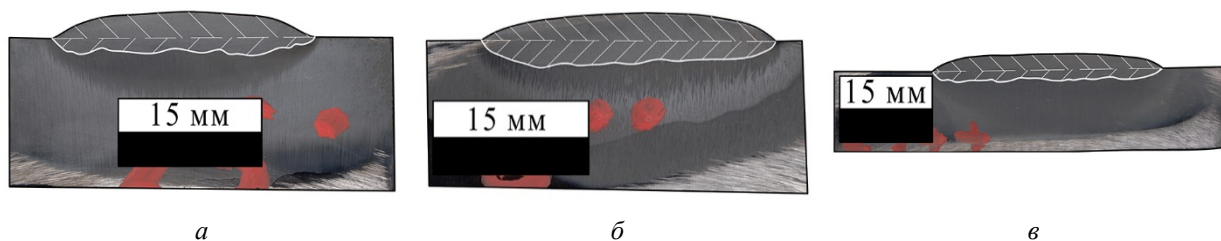


Рис. 5. Макросечения валиков, наплавленных на различных режимах:

а – $I_n = 250 \text{ А}$, $v_n = 12 \text{ см/мин}$, $A = 10 \text{ мм}$, $f = 0,7 \text{ Гц}$; *б* – $I_n = 350 \text{ А}$, $v_n = 20 \text{ см/мин}$, $A = 10 \text{ мм}$, $f = 1,7 \text{ Гц}$;
в – $I_n = 350 \text{ А}$, $v_n = 12 \text{ см/мин}$, $A = 15 \text{ мм}$, $f = 0,7 \text{ Гц}$

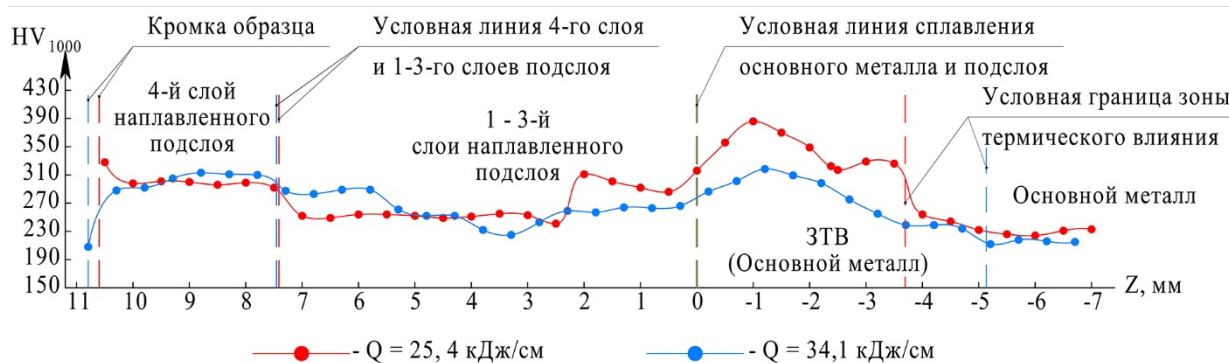


Рис. 6. Распределение твердости по сечению наплавленного металла в зависимости от погонной энергии наплавки ($A = 10$ мм, $f = 0,7$ Гц)

Также повышенное проплавление основного металла способствует формированию более протяженной зоны термического влияния, что приводит к термической обработке слоев, расположенных ниже. В условиях многопроход-

ной многослойной наплавки такой прием позволит дополнительно улучшить плавность изменения механических свойств по сечению наплавленной композиции.

Таблица 2

Геометрические параметры наплавленных валиков

Контролируемый геометрический параметр	Наплавленный валик (см. рис. 5)		
	<i>a</i>	<i>b</i>	<i>v</i>
Ширина наплавленного валика, мм	27,44	28,38	37,36
Высота наплавленного валика, мм	2,72	2,07	2,55
Глубина проплавления основного металла, мм	1,65	2,83	1,8
Угол сопряжения поверхностей наплавленного металла и основного, α , °	152	135	136
Площадь наплавленного металла, мм ²	55,32	57,54	78,47
Площадь проплавленного металла, мм ²	36,53	53,34	53,88
Доля участия основного металла в наплавленном, %	40	48	41
Коэффициент полноты валика	0,74	0,98	0,82

Анализ геометрических характеристик поперечного сечения наплавленных валиков позволяет сделать вывод, что применение поперечных колебаний электрода в диапазоне установленных рабочих режимов позволяет получить хорошо сформированные валики с плавным сопряжением поверхностей наплавленного и основного металла (угол $\alpha > 120^\circ$). При использовании амплитуды колебаний 15 мм незначительная выпуклость поверхности валика изменяется на плоский профиль, что позволяет уменьшить взаимное перекрытие валиков при многопроходной наплавке, а также снизить припуски на механическую обработку наплавленного слоя.

Выводы

1. Установлено, что диапазон режимов наплавки колеблющимся электродом в защитном газе с бездефектным формированием наплавлен-

ных валиков достаточно узок и находится в области относительно высоких значений сварочного тока (350 А), малых значений скорости наплавки (до 16 см/мин) и частоты колебаний электрода (менее 2 Гц).

2. Для формирования подслоя перед износостойкой наплавкой технологически более выгодно использовать погонную энергию более 30 кДж/см, что при хороших технологических свойствах наплавленного валика способствует более плавному градиенту изменения свойств при переходе от основного металла к наплавленному износостойкому слою в условиях многопроходной многослойной наплавки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бабинец, А. А. Исследование термической стойкости наплавленного металла, предназначенного для восстановления прокатных валков / А. А. Бабинец [и др.] // Автоматическая сварка. – 2014. – № 5. – С. 17–21.

2. Сенченков, И. К. Расчетный метод оценки стойкости наплавленного металла при одновременном действии циклических механических и термических нагрузок / И. К. Сенченков [и др.] // Технологические системы. – 2011. – № 4. – С. 89–96.
3. Якушин, Б. Ф. Новая технология формирования подслоя при износостойкой дуговой наплавке / Б. Ф. Якушин, А. В. Сударев, В. Н. Куценко // Сварка и диагностика. – 2010. – № 5. – С. 32–37.
4. Разиков, М. И. Установка для дуговой наплавки электродом большого диаметра с поперечными колебаниями / М. И. Разиков, Н. В. Королев // Сварочное производство. – 1963. – № 9. – С. 37–38.
5. Котылев, В. А. Автоматическая сварка плакирующего слоя двухслойной стали с механическими колебаниями / В. А. Котылев, В. П. Тихонов, В. Ф. Чабуркин // Сварочное производство. – 1970. – № 9. – С. 13–14.
6. Пахолок, А. П. Оптимизация процесса дуговой ширококослойной наплавки поверхностей цилиндров малых диаметров / А. П. Пахолок [и др.] // Автоматическая сварка. – 1980. – № 6. – С. 49–52.
7. Полосков, С. С. Анализ влияния параметров поперечных колебаний на процесс ширококослойной наплавки плавящимся электродом с токоведущей присадочной проволокой / С. С. Полосков [и др.] // Сварка и диагностика. – 2022. – № 5. – С. 28–33.
8. Ерофеев, В. А. Особенности технологии дуговой наплавки упрочняющих слоев на стальную подложку / В. А. Ерофеев, С. К. Захаров, О. В. Кузнецов // Известия ТулГУ. Технические науки. – 2014. – № 11. – С. 132–138.
9. Тугушев, Б. Ф. Наплавка колеблющимся электродом цилиндрических поверхностей деталей при их восстановлении / Б. Ф. Тугушев [и др.] // Техническое регулирование в транспортном строительстве. – 2018. – № 3. – С. 24–29.
10. Панков, И. С. Сварочная установка с колеблющейся головкой / И. С. Панков // Сварочное производство. – 1967. – № 1. – С. 42.
11. Акулов, А. И. Особенности формирования шва при сварке в углекислом газе с поперечными колебаниями электрода / А. И. Акулов, В. В. Спицын, Г. Г. Чернышов // Сварочное производство. – 1965. – № 11. – С. 32–34.
12. Lai H. [и др.] The effect of oscillating traverse welding on performance of Cr-Fe-C hardfacing alloys // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2015. – № 46. – С. 5171–5181.
13. Яковлев, В. В. Методика расчета тепловых процессов при наплавке массивных тел / В. В. Яковлев [и др.] // Сварка и диагностика : сб. докл. науч.-техн. конф. – Екатеринбург, 2014. – С. 154–159.
14. Яковлев, В. В. Разработка технологии наплавки массивных изделий / В. В. Яковлев [и др.] // Сварка и диагностика : сб. докл. науч.-техн. конф. – Екатеринбург, 2014. – С. 160–166.
15. Кушнерев, Д. М. Ширококослойная наплавка под керамическим флюсом цилиндрических деталей / Д. М. Кушнерев [и др.] // Автоматическая сварка. – 1974. – № 12. – С. 48–50.
16. Литвиненко-Арьков, В. Б. Расчет режима дуговой наплавки колеблющимся электродом оправок трубопрокатного стана / В. Б. Литвиненко-Арьков [и др.] // Сварка и диагностика. – 2010. – № 5. – С. 20–24.
17. Соколов, Г. Н. Наплавка колеблющимся электродом цилиндрических деталей штампов для горячего деформирования сталей / Г. Н. Соколов, А. С. Трошков // Ремонт. Восстановление. Модернизация. – 2009. – № 3. – С. 8–11.
18. Чернышов, Г. Г. Регулирование размеров и формы сварочной ванны и шва при сварке в CO_2 с поперечными колебаниями электрода / Г. Г. Чернышов, А. И. Акулов // Сварочное производство. – 1970. – № 10. – С. 35–37.
19. Данилов, А. И. Расчет температуры на поверхности полубесконечного тела при движении дуги по синусоидальному закону / А. И. Данилов, Г. З. Мармур // Сварочное производство. – 1980. – № 12. – С. 5–6.
20. Цыган, Б. Г. Особенности и технология коррозионностойкой наплавки колеблющимся электродом / Б. Г. Цыган, А. Ф. Мироненко, В. Г. Демченко // Сварочное производство. – 1969. – № 2. – С. 22–25.
21. Фастов, С. А. Особенности формирования наплавленного металла со структурой бейнита под влиянием повторных нагревов / С. А. Фастов [и др.] // Известия Волг-ГТУ : научный журнал № 10 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2022. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 77–83.
22. Ерохин, А. А. Основы сварки плавлением. Физико-химические закономерности / А. А. Ерохин. – Москва : «Машиностроение», 1973. – 448 с.
23. Jenney, C. L. Welding handbook. Vol. 1. Welding science and technology / C. L. Jenney, A. O'Brien – 9th edition. – Miami : American welding society, 2001. – 985 p.

УДК 621.791.927.5

DOI 10.35211/1990-5297-2023-10-281-53-59

С. К. Елсуков, С. А. Фастов, И. В. Зорин, В. И. Лысак, Д. С. Несин
ПРИМЕНЕНИЕ МОДУЛИРОВАННОГО ПЕРЕМЕННОГО ТОКА
ДЛЯ ДВУХЭЛЕКТРОДНОЙ НАПЛАВКИ ПОД ФЛЮСОМ*

Волгоградский государственный технический университет
e-mail: serzh.elsukov@yandex.ru

В ходе исследования на основе полученных экспериментальных данных было выявлено влияние параметров модулированного переменного тока при автоматической двухэлектродной наплавке под флюсом на геометрические параметры наплавленного валика. Показано, что снизить долю участия основного металла можно уменьшив баланс между фазами тока до 25 % и установив смещение амплитуды тока равное –10 В. Полученные результаты могут быть использованы для операции плакирования коррозионностойкими сплавами внутренних поверхностей оборудования нефтехимического производства.

Ключевые слова: расщепленный электрод, наплавка, прямая и обратная полярность, переменный ток.

© Елсуков С. К., Фастов С. А., Зорин И. В., Лысак В. И., Несин Д. С., 2023.

* Исследования выполнены при финансовой поддержке ВолгГТУ в рамках научного проекта № 15/465-22.

S. K. Elsukov, S. A. Fastov, I. V. Zorin, V. I. Lysak, D. S. Nesin

APPLICATION OF MODULATED AC CURRENT FOR TWO-ELECTRODE SUBMERGED ARC CLADDING

Volgograd State Technical University

During the study, based on the experimental data obtained, the influence of the parameters of modulated alternating current during automatic two-electrode submerged arc surfacing on the geometric parameters of the weld bead was revealed. It has been shown that the proportion of base metal can be reduced by reducing the balance between current phases to 25% and setting the current amplitude offset to -10 V. The results obtained can be used for the operation of cladding internal surfaces of petrochemical production equipment with corrosion-resistant alloys.

Keywords: split electrode, cladding, forward and reverse polarity, alternating current.

Введение

Одними из самых производительных и эффективных способов дуговой наплавки аустенитных и других коррозионностойких сталей и сплавов на внутренние и фланцевые поверхности нефтехимического и нефтегазового оборудования (реакторы, теплообменники, адсорберы и др.) является электродуговая наплавка под слоем флюса [1; 2]. Технологически наиболее выгодно производить наплавку с формированием за один проход широкого плакирующего слоя с минимальной долей участия, чем обеспечивается снижение перемешивания дорогостоящего высоколегированного сплава с металлом подложки [3].

В промышленности операции электродугового плакирования под флюсом преимущественно проводят с использованием сварочных источников постоянного тока. Однако с развитием микроэлектроники ее использование в сварочном оборудовании позволяет более гибко управлять параметрами переменного тока, преобразуя его в модулированный ток, что повышает эффективность дугового процесса [4].

Известно, что одним из первых предложил использовать переменный ток для сварки металлическим электродом, а также разработал устройство «электропаяльник» с автоматическим регулятором длины дуги русский изобретатель Н. Н. Бенардос [5]. В последующем усилия отечественных исследователей были сосредоточены на способах повышения стабильности дуги на переменном токе, что решалось, например, за счет модернизации схемы подключения трансформаторов источников питания в трехфазную питающую сеть [6]. Современные исследования в области использования переменного тока преимущественно направлены на повышение проплавливающей способности дуги, для чего изучают влияние полярности в дуге с разнополярными импульсами на форму валика [7; 8].

Другим способом распределения тепловой мощности сварочной дуги в изделии и формирования широкослойного плакирующего слоя, является применение двухэлектродного процесса («расщепленный» электрод) [9–11].

Этот способ был впервые использован в 1943 г. А. И. Коренным в ИЭС им. Е. О. Патона применительно к автоматической сварке бронеконструкций. Поэтому предложено исследовать эффективность использования схемы «расщепленного» на две сварочные проволоки электрода электропитание которого осуществляется модулированным переменным током.

Исходя из изложенного, целью исследования является повышение качества формирования наплавленного металла за счет определения оптимального диапазона параметров модулированного переменного тока при двухэлектродной наплавке.

Материалы и методы исследования

Электродуговую наплавку (рис. 1) производили сварочным автоматом А6 MasterTrack коммутационно связанным с инверторным источником переменного тока Aristo 1000 AC/DC (ESAB, Швеция) с использованием проволоки $\varnothing 1,6$ мм марки AG ER-347Si (Св-08Х19Н10Г2Б) и металлургически нейтрального керамического флюса ESAB ОК Flux 10.92. Aristo позволяет изменять форму сварочных импульсов путем изменения следующих параметров переменного тока: частота тока, «смещение» амплитуды (от -10 В до +10 В) и «баланс» между фазами тока (от 25 до 75 %).

На основе полученных результатов двухэлектродной наплавки на постоянном токе [12] для наплавки модулированным током было предложено использовать следующий режим – $U_0 = 26 \pm 1$ В; $I_{св} = 320 \pm 10$ А; $V_n = 13$ м/ч; $b = 8$ мм.

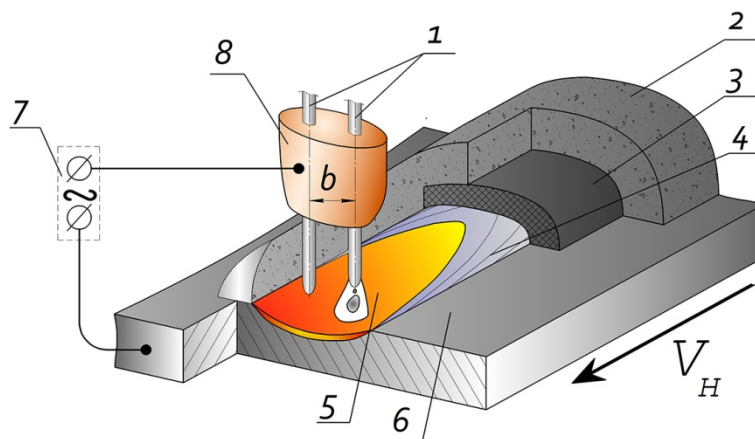


Рис. 1. Схема дуговой наплавки под флюсом:
 1 – сварочные проволоки; 2 – керамический флюс; 3 – шлаковая корка;
 4 – наплавленный валик; 5 – сварочная ванна; 6 – наплавляемая пластина;
 7 – источник сварочного тока; 8 – токоподводящий наконечник

Изменение сварочного тока и напряжения на дуге в процессе плакирования регистрировали с частотой дискретизации 5 кГц с использованием многоканального аналого-цифрового преобразователя (АЦП) LA-20USB, подключенного к компьютеру (ПК). Обработку полученных осциллограмм производили с использованием специализированного программного обеспечения PowerGraph 3.3.

Исходным режимом модулированного переменного тока для экспериментального исследова-

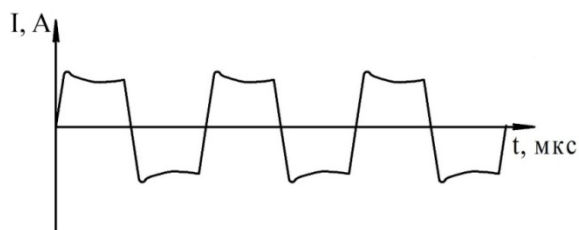


Рис. 2. Форма импульсов номинально режима «по умолчанию» переменного тока источника тока Aristo (частота – 50 Гц; смещение амплитуды – 0 В; баланс дуги – 50 %)

дования его влияния на геометрические параметры наплавленного металла являлся режим «по умолчанию» источника тока – частота 50 Hz, баланс 50 %, смещение 0 В (рис. 2).

Для определения влияния формы импульсов на геометрические параметры наплавленных валиков проведена серия экспериментальных наплавов, режимы которых указаны в таблице. В рамках исследования для сравнения влияния геометрических параметров наплавленных валиков согласно роду и полярности тока при опыте № 2 производили наплавку на постоянном токе обратной полярности, а № 3 – на прямой полярности.

Из наплавленной пластины в плоскости перпендикулярной направлению наплавки вырезались образцы металла, из которых изготавливались макрошлифы. После травления коррозийностойкого слоя проводилось измерение геометрических параметров наплавленного валика в САД программе КОМПАС 3D Учебная версия.

Параметры режимов наплавки модулированным током

Номер эксперимента	Частота переменного тока, Гц	«Смещение», В	«Баланс», %
1	50	0	50
2	Постоянный ток обратной полярности		
3	Постоянный ток прямой полярности		
4	50	0	75
5			25
6		+10	50
7		-10	
8		100	
9	10	0	

Основные контролируемые геометрические параметры наплавленного металла: e – ширина; c – высота усиления; h – глубина проплавления; F_H – площадь наплавленного металла; F_O – площадь проплавленного металла; γ_O – доля участия основного металла в наплавленном ($\gamma_O = \frac{F_O}{F_O + F_H}$); θ – краевой угол сопряжения между поверхностью основного металла и плоскостью касательной к поверхности наплавленного валика; μ_{II} – коэффициент полноты валика ($\mu_{II} = \frac{F_H}{e \times c}$).

Результаты и обсуждение

Для более точной оценки формы модулированных импульсов были проведены их измерения методом осциллографирования. На рис. 3 представлены схематичные изображения форм импульсов сварочного тока при изменении частоты, баланса между отрицательной/положительной фазы и смещения амплитуды тока. Частота

напряжения – это параметр, который характеризует количество колебаний напряжения за определенный период времени в диапазоне 10–100 Гц (рис. 3, а, б). Смещение амплитуды тока приводит к увеличению максимума полуволны импульса переменного тока в положительной или отрицательной области осциллограммы (рис. 3, в, з), однако среднее значение величины тока остается одним и тем же. Изменение баланса между прямой и обратной фазой же позволяет регулировать продолжительность импульса полуволны, т. е. времени, при котором дуга существует на прямой или обратной полярности одного периода (рис. 3, д, е).

После установления влияния установленных параметров модулированного тока на форму импульсов, были проведены экспериментальные наплавки согласно таблице, с целью изучения их влияния на геометрические параметры валиков.

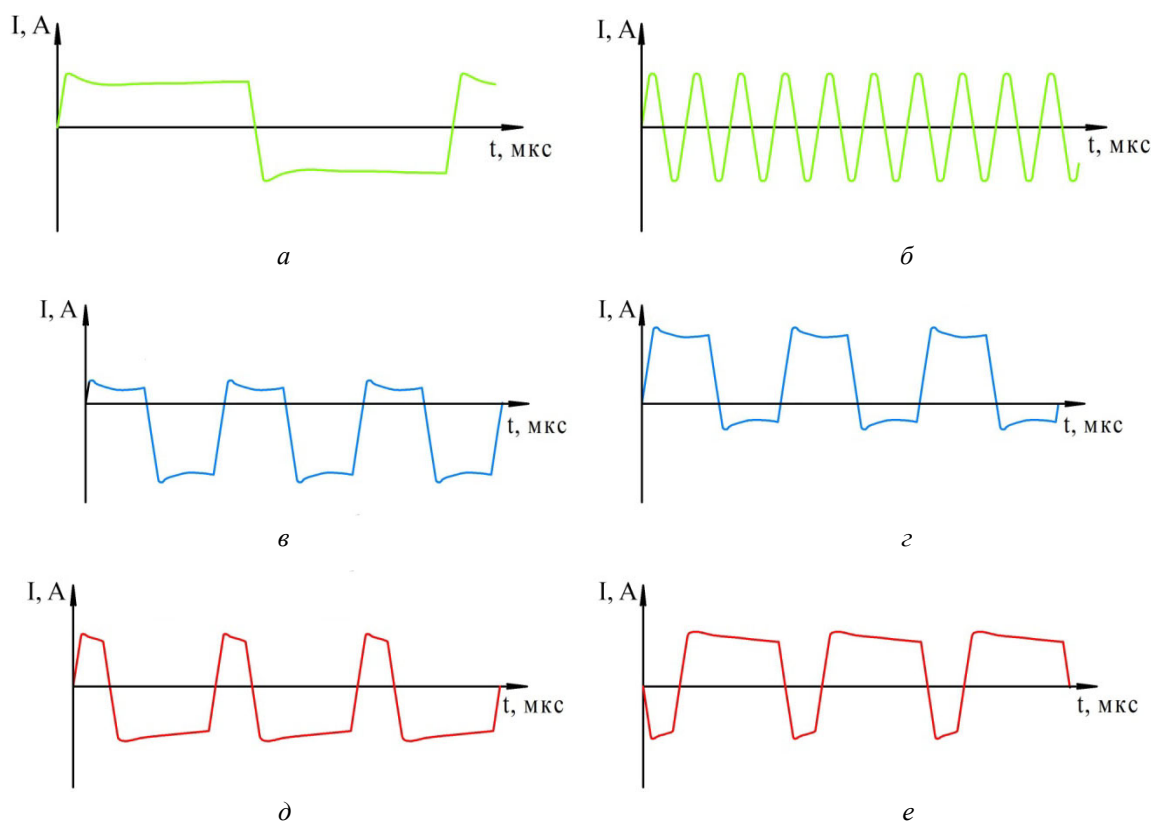


Рис. 3. Форма импульса модулированного переменного тока в зависимости от установленных параметров: частота 10 Гц (а) и 100 Гц (б); смещение амплитуды тока -10 В (в) и +10 В (г); баланс между фазами тока 25 % (д) и 75 % (е)

При наплавке на прямой полярности формируется избыточно высокий валик высотой до 7,1 мм (рис. 4, б), а также угол сопряжения такого валика близок к 90° , что, помимо формирования концентратора напряжений приводит

к формированию несплавлений при многопроходной наплавке. Использование режима «по умолчанию» (рис. 2) переменного тока не позволяет полностью раскрыть возможности двух-электродного способа наплавки и не дает види-

мых преимуществ в первую очередь по ширине и доле участия основного металла в наплавлен-

ном (рис. 4, в) в сравнении с валиком, полученным на обратной полярности (рис. 4, а).

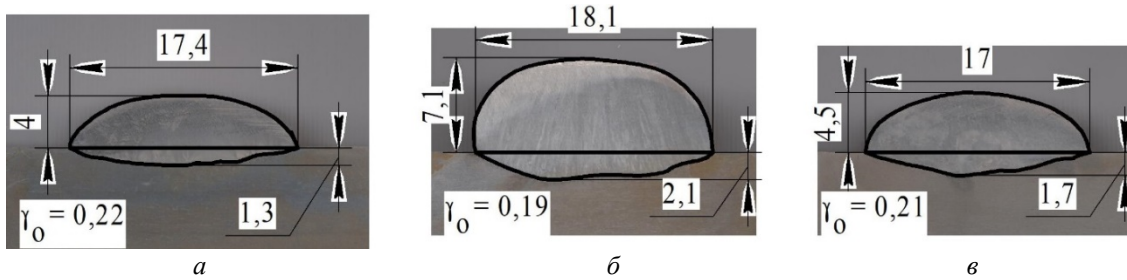


Рис. 4. Геометрические параметры наплавленного валика, полученные на обратной (а), на прямой полярности (б) и на переменном (в) токе (50 Hz, 50 %, 0 В) при межэлектродном расстоянии $b = 8$ мм

Дальнейшее исследование влияние параметров модулированного переменного тока производили согласно таблице, эксперименты № 4–9. На рис. 5 представлены графики зависимости геометрических размеров наплавленных валиков от изменения параметров переменного тока. Одними из важнейших параметров формы валика для наплавки коррозионноустойчивых сплавов яв-

ляются его ширина и высота, а также доля участия основного металла. Установлено, что ширина валика увеличивается при увеличении частоты переменного тока (рис. 5, а), а изменение «баланса» не оказывает большого влияния. Минимальная доля участия достигается при смещении амплитуды тока до -10 В или баланса до 25 %, вследствие увеличения доли тока на «пря-

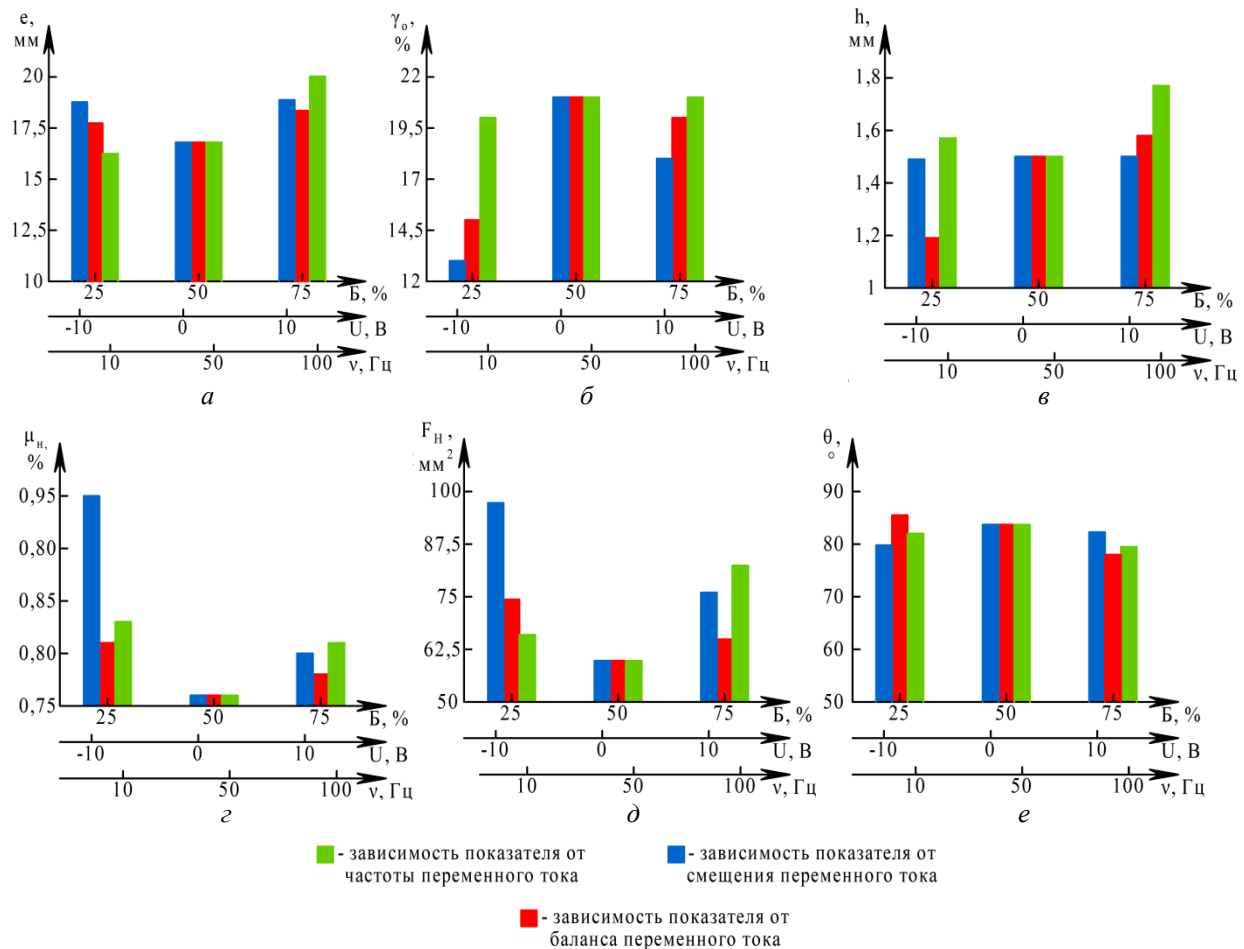


Рис. 5. Зависимость основных геометрических параметров валиков, наплавленных расщепленным электродом от значения частоты тока, баланса между фазами и величины смещения амплитуды тока:
 а – ширина валика; б – доля участия основного металла; в – глубина проплавления; г – коэффициент полноты валика; д – площадь наплавленного металла; е – угол сопряжения

мой» полярности, при этом частота переменного тока не оказывает влияния на показатель доли участия (рис. 5, б). Глубина проплавления практически не изменяется при изменении смещения амплитуды тока, однако растет при увеличении баланса между фазами переменного тока в области обратной полярности, и немного возрастает при увеличении частоты переменного тока (рис. 5, з). Увеличение проплавления при большем времени существования дуги в области прямой полярности согласуется с известными данными по наплавке постоянным током. Коэффициент полноты валика μ_n показывает аналогичную зависимость, что и ширина валика, но сильно влияет на этот параметр смещение ампли-

туды (рис. 5, з). Площадь наплавленного металла показывает похожие зависимости, что и коэффициент полноты валика (рис. 5, д). Стоит отметить, что угол сопряжения между наплавленным и основным металлом соизмеримы во всем диапазоне параметров переменного тока (рис. 5, е).

Исходя из полученных выше результатов было предложено использовать наиболее оптимальный режим модулированного тока, позволяющий получить максимально широкослойный металл, с минимальной долей участия положки. Таким является режим переменного тока: частота – 100 Гц, баланс – 25 %, смещение амплитуды тока на величину – 10 В. Макросечение наплавленного валика показано на рис. 6, а.

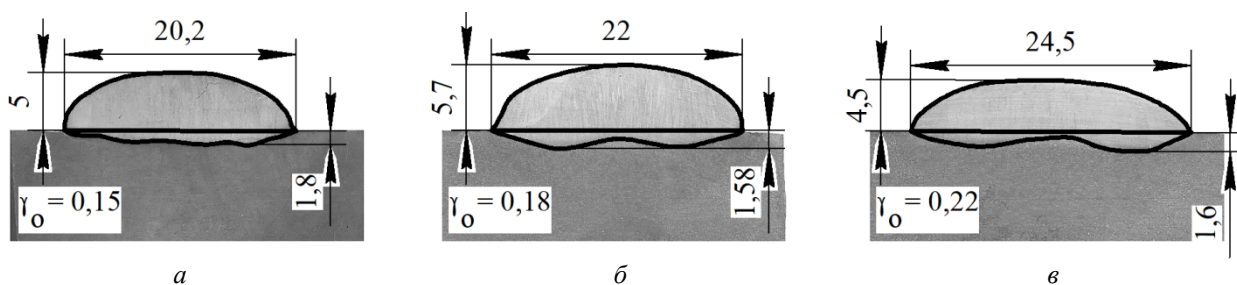


Рис. 6. Геометрические параметры наплавленного валика при межосевом расстоянии $b = 8$ мм (а); $b = 10$ мм (б); $b = 12$ мм (в), полученные на предложенном режиме

При увеличении расстояния между осями b проволок больше 8 мм наблюдается формирование седловидной формы проплавления (рис. 6, б, в). Это косвенно говорит о том, что дуги, существующие на торцах проволок направлены вдоль оси проволок и оказывают локальное давление на расплав сварочной ванны, образуя раздельное проплавление с тонким перешейком, но общую область наплавленного металла. В случае, если в верхней точке «седла» наблюдается несплавление, это считается дефектом, однако, при сохранения небольшой доли участия (от 0,15 до 0,25), то такие валики (рис. 6, в) можно применять для формирования коррозионностойкого слоя.

Выводы

Увеличение частоты переменного тока, смещение баланса между фазами в сторону прямой полярности (25 %), а также уменьшение смещения амплитуды (-10 В) переменного тока позволяет получить широкослойный наплавленный металл с минимальной шириной валика одного прохода более 20 мм и долей участия основного металла, не превышающей 22 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Del Prete M., Saturno L., Quintiliani D. Cladding of pressure equipment; case studies and the choice of various types of application // *Welding International*. – 2014. – Т. 28. – № 8. – С. 617-628.
2. Фрумин, И. И. Автоматическая электродуговая наплавка / И. И. Фрумин. – Харьков : Metallurgizdat, 1961. – 422 с.
3. Сравнительный анализ наплавки элементов трубопроводной арматуры ручной дуговой и автоматической сваркой под слоем флюса / А. Г. Кудасов, Т. Э. Пантелева, В. Н. Мещеряков [и др.] // *Газовая промышленность*. – 2018. – № 8(772). – С. 92-96.
4. Влияние рода и полярности тока на плавление электродного и основного металла при сварке под флюсом / Н. В. Коберник, Г. Г. Чернышов, П. П. Гвоздев, А. А. Линник // *Сварка и диагностика*. – 2011. – № 5. – С. 24-27.
5. Григорьев, Н. Д. Николай Николаевич Бенардос (К 170 летию со дня рождения) / Н. Д. Григорьев // *Электричество*. – 2012. – № 6. – С. 2-9.
6. Авторское свидетельство № 417994 А1 СССР, МПК В23К 9/00. Источник питания для сварки на переменном токе : № 1674316/25-27 : заявл. 30.06.1971 : опубл. 25.08.1975 / В. К. Лебедев, Б. Е. Патон, В. И. Скрыпник, В. А. Троицкий ; заявитель ордена Ленина институт электросварки им. Е. О. Патона.
7. Сидоров, В. П. Влияние рода и полярности тока на плавление электродного и основного металла при сварке под флюсом / В. П. Сидоров // *Сварка и диагностика*. – 2013. – № 3. – С. 20-23.

8. Сидоров, В. П. Критерий проплавляющей способности дуги при сварке / В. П. Сидоров, Н. А. Борисов // Сварка и диагностика. – 2013. – № 6. – С. 24–27.

9. Медовар, Б. И. Об автоматической сварке расщепленным электродом / Б. И. Медовар, А. Г. Потапьевский // Автоматическая сварка. – 1955. – № 3. – С. 60.

10. Исследование процесса наплавки расщепленным электродом сплава Inconel 625 / И. В. Зорин, С. К. Елсуков, Г. Н. Соколов [и др.] // Сварочное производство. – 2018. – № 11. – С. 9–15.

11. Технологические особенности формирования металла, наплавленного расщепленным электродом / С. К. Елсуков, И. В. Зорин, Г. Н. Соколов [и др.] // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10(205) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – С. 122–125.

12. Применение расщепленного электрода для наплавки в аргоноуглекислотных смесях коррозионно-стойкой стали / С. К. Елсуков, И. В. Зорин, С. А. Фастов, В. И. Лысак // Сварка и диагностика. – 2023. – № 2. – С. 37–40. – DOI 10.52177/2071-5234_2023_02_37.

УДК 621.791

DOI 10.35211/1990-5297-2023-10-281-59-63

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

ПРОПЛАВЛЯЮЩАЯ СПОСОБНОСТЬ ДУГИ С НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ (ОБЗОР)

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: svarka-nv@vstu.ru

В работе на основе анализа литературных данных показано влияние угла заточки и диаметра притупления рабочего участка неплавящегося электрода, состава защитного газа, формы разделки кромок на глубину и площадь проплавления основного металла.

Ключевые слова: неплавящийся электрод, инертный газ, глубина проплавления.

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

PENETRATION ABILITY OF THE ARC WITH NON-CONSUMABLE ELECTRODE (REVIEW)

Volgograd State Technical University

Based on the analysis of literature data, the paper shows the influence of the sharpening angle and the diameter of the blunting of the working section of a non-consumable electrode, the composition of the protective gas, the shape of the cutting edges on the depth and area of penetration of the base metal.

Keywords: non-consumable electrode, inert gas, penetration depth.

Наиболее значимыми параметрами сварных соединений являются глубина $H_{пр}$, ширина B и коэффициент формы проплавления $\psi = B / H_{пр}$ [1; 2]. Известно, что параметры проплавления (прежде всего глубина $H_{пр}$) в основном определяются величиной тока дуги и скоростью ее перемещения (скоростью сварки). На ширину проплавления B влияют как ток I_d , так и, в большей мере, напряжение горения дуги U_d [1]. Однако необходимо учитывать, что при сварке открытой дугой неплавящимся электродом возможность изменения U_d крайне мала (в основном, за счет изменения длины дуги) [3].

Изучению зависимости проплавляющей способности дуги от параметров заточки рабочего участка неплавящегося электрода посвящен ряд работ [3–9]. Мнения различных иссле-

дователей в оценке этого влияния значительно расходятся. Так, по одним данным [4], при сварке в аргоне с ростом угла заточки неплавящегося катода глубина проплавления увеличивается при токах дуги свыше 150 А (рис. 1), в то время как по другим [5; 6] – эта зависимость имеет обратный характер при $\alpha > 34$ (рис. 2 и 3). В случае применения при сварке гелия $H_{пр}$ монотонно убывает с увеличением угла заточки и имеет максимальное значение при $\alpha = 10^\circ$ (рис. 2).

Величина притупления заточенного на конус электрода также влияет на глубину проплавления. По данным различных авторов [3; 5; 6] увеличение притупления приводит к заметному уменьшению $H_{пр}$, а максимальная глубина наблюдается при заточке катода на «иглу» в широком диапазоне токов.

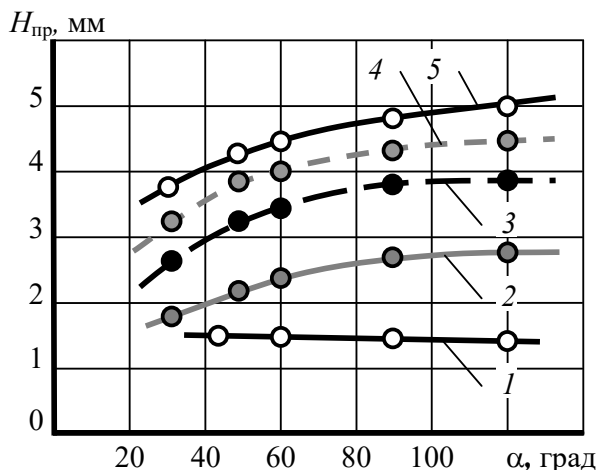


Рис. 1. Влияние угла заточки электрода α на глубину проплавления $H_{пр}$ [4]: $I_{д}$, А 100 (1), 150 (2), 200 (3), 250 (4) и 300 (5); $d_s = 2,5$ мм; $v_{св} = 4,6$ м/ч; материал – низкоуглеродистая сталь

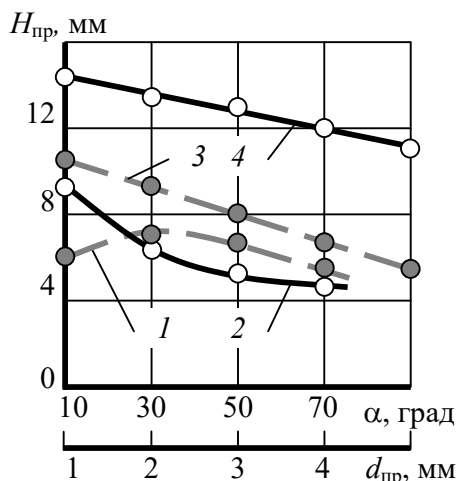


Рис. 2. Зависимость глубины проплавления $H_{пр}$ от угла заточки α (1, 3) и диаметра притупления электрода $d_{пр}$ (2, 4) [5]: 1, 2 – аргон; 3, 4 – гелий; $I_{д} = 400$ А

В работе [9] увеличение проплавления основного металла с ростом угла заточки и диаметра притупления неплавящегося катода при аргонодуговой сварке объясняется изменением формы столба дуги, а следовательно, изменением количества тепла, поступающего в металл.

Увеличение проплавления с ростом α отмечается в диапазоне 15–90°, а дальнейшее возрастание величины α приводит к уменьшению параметров проплавления. В то же время, по данным [4] повышение α от 30 до 120° при сварке в аргоне приводит к существенному сужению проплавления при росте его глубины.

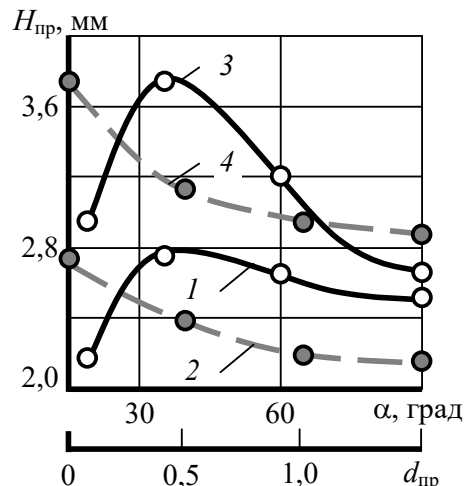


Рис. 3. Зависимость глубины проплавления $H_{пр}$ от угла заточки α (1, 3) и диаметра притупления $d_{пр}$ электрода (2, 4) [6]: 1, 3 – $d_{пр} = 0$; 2, 4 – $\alpha = 34^\circ$; 1, 2 – $I_{д} = 210$ А; 3, 4 – $I_{д} = 260$ А; $I_{д} = 1$ мм; материал – сталь 08X18H10T

Авторы работы [9] отмечают, что увеличение содержания гелия в смеси приводит к увеличению параметров проплавления. Причем рост глубины $H_{пр}$ имеет прямо пропорциональный характер при углах заточки 30–90°, а при $\alpha = 180^\circ$, изменение пропорции аргоно-гелиевой смеси не вызывает сколь-нибудь существенных изменений параметров проплавления.

Представляют интерес результаты исследований совместного влияния параметров неплавящегося электрода и состава аргоно-гелиевой смеси на площадь сварного шва при различных типах разделки кромок (рис. 4), из которых видно, что данные зависимости не имеют однозначного характера. Так, при V-образной разделке кромок увеличение угла заточки приводит к уменьшению $S_{пр}$ при содержании гелия в смеси менее 30 %. Дальнейшее увеличение концентрации He в защитном газе приводит к росту параметров проплавления основного металла. Аналогичная картина наблюдается и при U-образной разделке с той лишь разницей, что обратная зависимость площади шва от угла заточки электрода сохраняется вплоть до содержания гелия в смеси 70 %. Указанное явление при сварке в узкощелевой зазор не наблюдается.

В литературе имеются данные о влиянии на эффективность нагрева металла при сварке неплавящимся электродом целого ряда факторов (ток дуги, состав защитного газа и т.д.). В частности, в работе [10] отмечается влияние защитного газа на эффективный КПД $\eta_{и}$ для различ-

ных значений тока (рис. 5). Установлено, что $\eta_{и}$ в азоте выше, чем в гелии; в свою очередь, в гелии эффективность нагрева выше, чем в ар-

гоне, однако видно, что при токах более 225–230А картина меняется и $\eta_{и}$ в аргоне становится выше, чем в гелии.

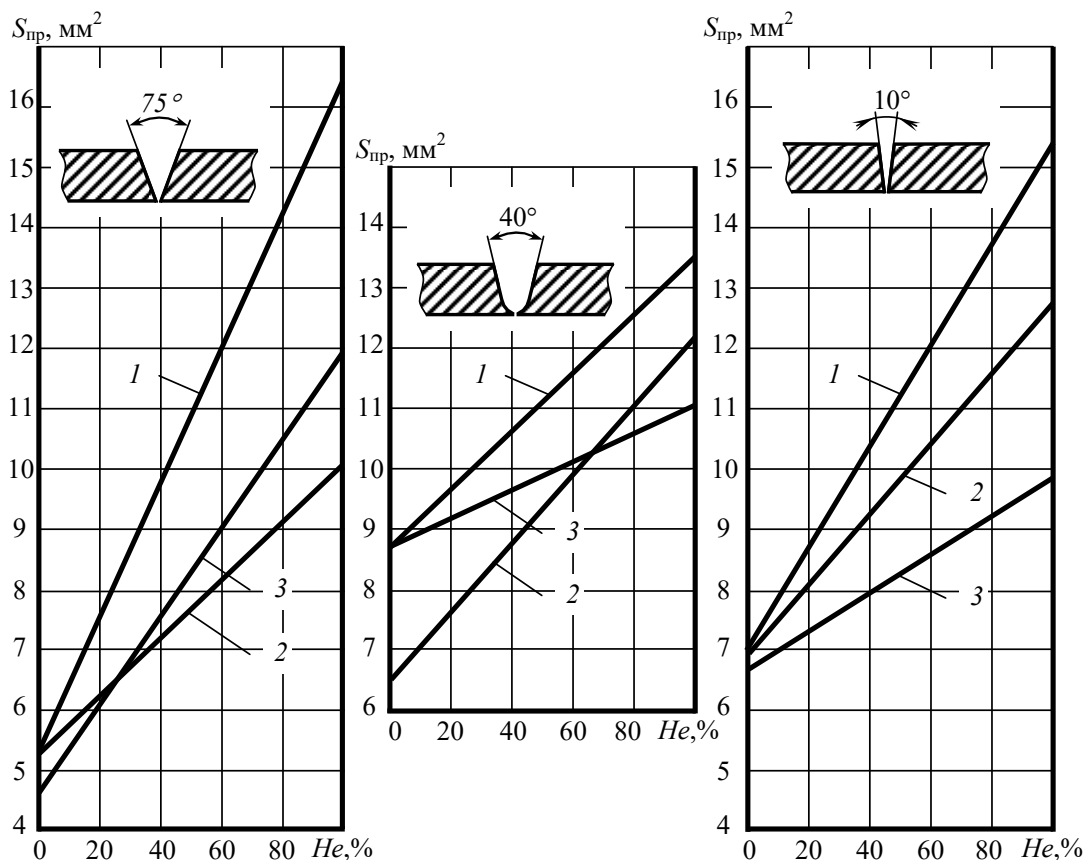


Рис. 4. Зависимость площади проплавления $S_{пр}$ от угла заточки вольфрамового электрода, содержания гелия в смеси и формы разделки кромок [9]:
 1 – $\alpha = 30^\circ$; 2 – $\alpha = 60^\circ$; 3 – $\alpha = 90^\circ$; $I_d = 150$ А; $v_{св} = 10,8$ м/ч

Отмечается, что процессы сварки неплавящимся электродом в азоте и гелии практически равноценны по энергетическим и технологическим параметрам, а тепловыделение в анодной области разрядов в 2 раза выше, чем для аргонной дуги (рис. 6). Однако применение азота в качестве защитного газа ограничивается его инертностью только по отношению к меди.

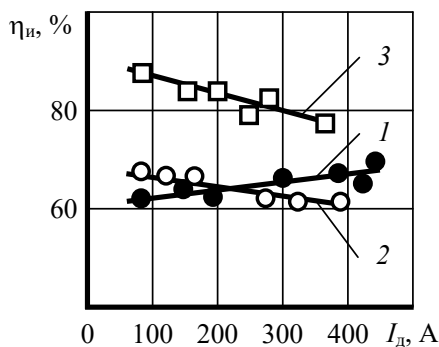


Рис. 5. Зависимость эффективного КПД $\eta_{и}$ от тока I_d дуги, горящей: 1 – в аргоне; 2 – гелии; 3 – азоте [10]

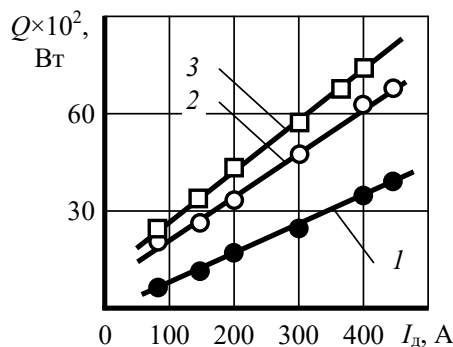


Рис. 6. Зависимость тепловыделения Q на аноде от тока I_d дуги, горящей: 1 – в аргоне; 2 – гелии; 3 – азоте [10]

Данные о влиянии защитного газа на тепловые и силовые характеристики дуги у различных авторов разнятся. Авторы [11] считают, что температура дуги, скорость и плотность теплового потока к аноду увеличивается при добавлении гелия к аргону, что приводит к увеличению давления дуги и повышению глубины проплавления. По мнению исследователей [12],

сжатие сварочной дуги с вольфрамовым катодом определяется теплофизическими свойствами инертного газа и характеристиками электрон-атомных столкновений, причем дуговой разряд в смеси аргона и гелия может быть сильнее контрагирован, чем в чистом *He*. Это достигается при достаточно больших токах и концентрациях гелия свыше 50 % [13]. Авторы [14] не обнаружили никакой разницы между силовым воздействием дуги на сварочную ванну в аргоне и гелии. В работе [15] отмечается, что применение смеси *He* + 0,4% *O*₂ позволяет получить глубокую узкую форму шва из-за изменения направления конвекции Марангони.

По мнению [16] воздействие внешнего электромагнитного поля на дугу при сварке неплавящимся электродом позволяет улучшить формирование и качество металла сварного шва и повысить производительность процесса. По данным [17] применение многополюсной электромагнитной системы дает возможность управлять отклонениями дуги и воздействовать на процессы формирования и кристаллизации швов. Авторы [18] показали, что контрагирование дуги в продольном магнитном поле с индукцией до 0,3Т приводит к возрастанию концентрации тепловой энергии в пятне нагрева, увеличению гидродинамического давления дуги на расплав и уменьшению толщины теплоизолирующей жидкой прослойки под дугой.

Однако сложность дополнительного оборудования и снижение эффекта при сварке на высоких значениях силы тока и при соединении ферромагнитных материалов сдерживает широкое применение данного способа. Воздействие внешнего магнитного поля приводит к интенсивной эрозии рабочего участка неплавящегося электрода [19].

Выводы

1. С ростом угла заточки и диаметра притупления рабочего участка неплавящегося электрода при аргонодуговой сварке наблюдается увеличение проплавления основного металла.

2. Увеличение содержания гелия в смеси приводит к увеличению параметров проплавления. Причем рост глубины $H_{пр}$ имеет прямо пропорциональный характер при углах заточки электрода 30–90°, а при $\alpha = 180^\circ$ изменение пропорции аргоно-гелиевой смеси не вызывает сколь-нибудь существенных изменений параметров проплавления.

3. Воздействие внешнего электромагнитного поля на дугу при сварке неплавящимся электродом

позволяет улучшить формирование и качество металла сварного шва и повысить производительность процесса.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Ерохин, А. А.* Основы сварки плавлением / А. А. Ерохин. – М. : Машиностроение. – 1973. – 448 с.
2. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / под ред. Б. Е. Патона. – М. : Машиностроение, 1974. – 768 с.
3. *Иванова, О. Н.* Допустимые значения тока при аргонодуговой сварке вольфрамовыми электродами / О. Н. Иванова, Д. М. Рабкин, В. П. Будник // Автоматическая сварка. – 1968. – № 5. – С. 20–23.
4. *Savage, W. F.* The effect of electrode geometry in gas tungsten - arc welding / W. F. Savage, S. S. Strunk, Y. Ishikawa // Welding Journal. – 1965. – № 11. – P. 489–496.
5. *Суздаев, И. В.* Влияние параметров режима сварки на форму и размеры кратера сварочной ванны и толщину жидкой прослойки под дугой / И. В. Суздаев, Б. М. Березовский, В. К. Прохоров // Сварочное производство. – 1988. – № 8. – С. 35–36.
6. *Ерохин, А. А.* Влияние геометрии вольфрамового катода на некоторые характеристики сварочной дуги и проплавление металла / А. А. Ерохин, В. А. Букаров, Ю. С. Ищенко // Сварочное производство. – 1971. – № 12. – С. 17–19.
7. *Иванова, О. Н.* Допустимые значения тока при аргонодуговой сварке вольфрамовыми электродами / О. Н. Иванова, Д. М. Рабкин, В. П. Будник // Автоматическая сварка. – 1968. – № 5. – С. 20–23.
8. *Ludwig, H. C.* Current density and anode spot size in the gas tungsten arc / H. C. Ludwig // The Welding Journal. – 1968. – № 5. – P. 234–240.
9. *Key, J. F.* Anode/ Cathode geometry and Shielding gas interrelationships in GTAW / J. F. Key // The Welding Journal. – 1980. – № 12. – P. 364–370.
10. *Лейбзон, В. М.* Энергетические и технологические параметры дуг, горящих в аргоне, азоте или гелии / В. М. Лейбзон, В. Я. Глушко, В. В. Фролов // Сварочное производство. – 1977. – № 8. – С. 9–11.
11. *Tanaka, M.* Influence of shielding gas composition on arc properties in TIG welding / M. Tanaka, S. Tashiro, T. Satoh et. al. // Science and Technology of Welding and Joining. – 2008. – № 13 (3). – P. 225–231.
12. *Порицкий, П. В.* Влияние защитного газа на контракцию сварочной дуги с вольфрамовым катодом / П. В. Порицкий, В. П. Прилуцкий, В. Н. Замков // Автоматическая сварка. – 2004. – № 6. – С. 3–10.
13. *Порицкий, П. В.* Контракция сварочной дуги с вольфрамовым катодом в смесях инертных газов / П. В. Порицкий, В. П. Прилуцкий, В. Н. Замков // Автоматическая сварка. – 2005. – № 7. – С. 3–9.
14. *Руссо, В. Л.* Влияние напряжения дуги и геометрии неплавящегося электрода на силовое воздействие дуги / В. Л. Руссо, И. В. Суздаев, Э. И. Явно // Сварочное производство. – 1977. – № 7. – С. 6–8.
15. *Fujii, H.* 2008. Development of an advanced A-TIG (AA-TIG) welding method by control of Marangoni convection / H. Fujii, T. Sato, S. Lu, K. Nogi // Materials Science and Engineering. – 2008. – № A 495. – P. 296–303.
16. *Размышляев, А. Д.* Влияние продольного магнитного поля на характеристики дуги при сварке неплавящимся электродом в аргоне / А. Д. Размышляев, М. В. Ми-

ронова, А. А. Дели // Автоматическая сварка. – 2008. – № 3. – С. 21–25.

17. Рыжов, Р. Н. Особенности формирования и кристаллизации швов при сварке ТИГ с отклонениями дуги магнитным полем / Р. Н. Рыжов, В. С. Семенюк, А. А. Титов // Автоматическая сварка. – 2004. – № 4. – С. 17–20.

18. Болдырев, А. М. Влияние продольного магнитного

поля на проплавляющую способность сварочной дуги прямой полярности / А. М. Болдырев, В. А. Биржев // Сварочное производство. – 1982. – № 4. – С. 10–11.

19. Анисимов, В. В. Особенности разрушения неплавящихся электродов в условиях действия магнитных полей / В. В. Анисимов, В. А. Букаров, А. Ю. Абрамов, Г. Г. Чернышов, И. В. Коваленко // Сварочное производство. – 1990. – № 11. – С. 38–39.

УДК 621.791.011: 621.791.015

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-10-281-63-69

Р. А. Рзаев¹, Л. М. Гуревич², А. Г. Валишева¹, И. К. Черных³

**ИССЛЕДОВАНИЕ АКСИАЛЬНОГО УСИЛИЯ
ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ АЛЮМИНИЯ И МЕДИ***

¹ Астраханский государственный университет имени В. Н. Татищева

² Волгоградский государственный технический университет

³ Омский государственный технический университет

e-mail: radmir.82@mail.ru

В статье рассматривается прикладываемое усилие к сварочному инструменту при сварке трением с перемешиванием технически чистых меди М1 и алюминия АД1. Представлена методика измерения прикладываемого к инструменту аксиального усилия.

Результаты исследования показывают, что скорость вращения и подачи (сварки) инструмента влияют на величину осевого усилия. При сохранении постоянной скорости подачи инструмента аксиальная сила увеличивается по мере уменьшения скорости его вращения. Максимальное значение усилия составляло 28,75 кН при скорости вращения $\omega = 800$ об/мин. Увеличение частоты вращения инструмента до 900 и 1000 об/мин приводит к уменьшению аксиального усилия на 15 и 40 % от максимального, возникающего при 800 об/мин. При фиксированной частоте вращения инструмента и увеличивающейся скорости сварки изменение аксиального усилия незначительно.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, сварка в твердой фазе, разнородные соединения, алюминий, медь, сверхпластическое состояние, аксиальное усилие.

R. A. Rzaev¹, L. M. Gurevich², A. G. Valisheva¹, I. K. Chernykh³

**INVESTIGATION OF AXIAL FORCE DURING FRICTION
MIXING WELDING OF ALUMINUM AND COPPER.**

¹ Astrakhan State University named after V. N. Tatishcheva

² Volgograd State Technical University

³ Omsk State Technical University

The article considers the force applied to the welding tool during friction stir welding of commercially pure copper M1 and aluminum AD1. A technique for measuring the axial force applied to the tool is presented.

The results of the study show that the speed of rotation and feed (welding) of the tool affect the value of the axial force. While maintaining a constant feed rate of the tool, the axial force increases as the speed of its rotation decreases. The maximum value of the force was 28.75 kN at a rotation speed $\omega = 800$ rpm. Increasing the tool speed to 900 and 1000 rpm leads to a decrease in axial force by 15% and 40% of the maximum that occurs at 800 rpm. At a fixed tool speed and increasing welding speed, the change in axial force is negligible.

Key words: friction stir welding, solid phase welding, dissimilar joints, aluminum, copper, superplastic state, axial force.

Сварка трением с перемешиванием (СТП) – это экологически чистая технология соединения металлов и сплавов в твердой фазе. Благодаря ряду преимуществ (низкие остаточные напряжения и деформации, низкие вероятность

трещинообразования и пористости сварного соединения), технология СТП в настоящее время широко используется в аэрокосмической, железнодорожной, судостроительной и автомобильной промышленности [1; 2].

Процесс СТП можно разделить на следующие этапы:

а) стадия вертикального погружения инструмента, на которой он достигает поверхностей свариваемых пластин и проникает в материал до касания заплечиком верхней плоскости листа;

б) стадия проникновения заплечика на 0,1 мм ниже верхней поверхности свариваемых металлов, обеспечивая правильный фрикционный контакт между инструментом и кромками свариваемых пластин (на первой и второй стадиях скорость инструмента поддерживалась постоянной и составляла 5 мм/мин);

в) стадия выдержки, при которой инструмент вращается без вертикального или горизонтального перемещения в месте ввода и размягчает свариваемые металлы за счет фрикционного нагрева;

г) стадия движения, при которой поддерживается постоянная скорость перемещения сварочного инструмента вдоль оси X и вращения относительно оси Z.

При СТП генерация теплоты происходит за счет трения вращающегося заплечика и пина инструмента о поверхность свариваемой заготовки, что приводит к снижению предела текучести свариваемого материала и обеспечивает его пластическую деформацию. Инструмент совершает поступательно-вращательное движение, создавая сложное течение металлов в сварном шве алюминия и меди.

По сравнению с другими параметрами процесса (скорость вращения и сварки, скорость и глубина погружения инструмента в свариваемые материалы), исследования влияния прикладываемого усилия и крутящего момента инструмента на структуру сварного соединения ограничены. Это связано с тем, что большинство машин, используемых для СТП, представляют собой специализированные станки с достаточной жесткостью и грузоподъемностью. В настоящее время, благодаря низкой себестоимости и высокой производственной адаптируемости, промышленные роботы стали недорогим и гибким решением для СТП [3; 4]. Однако жесткость и грузоподъемность сварочных роботов обычно намного меньше, чем у специализированных станков. В этом случае при проектировании роботизированных станков для СТП важны точные знания усилий, прикладываемых к инструменту. Кроме того, знание необходимых усилий на инструмент полезны при

оптимизации параметров сварочного процесса, а также при проектировании сварочных инструментов и зажимов для заготовок. За последние несколько десятилетий были предприняты ряд экспериментальных исследований по определению усилий инструмента вовремя СТП [5–10].

Прикладываемое усилие к инструменту влияет на величину генерируемой тепловой мощности заплечиком и пином инструмента, а, следовательно, на распределение температуры в сварном соединении.

Первоначально СТП была разработана для алюминиевых сплавов, но она также может быть использована для сварки разнородных металлов (алюминиевый и медный сплавы, алюминиевый и титановый сплавы, алюминиевый сплав и сталь) [11–14]. В работах [15–17] продемонстрировано влияние параметров режимов СТП на механические свойства разнородного соединения. На основе исследования микроструктуры ядра сварного шва, зон термомеханического и термического влияния, сформировавшихся при СТП было предположено, что зоны сварных соединений формируются в режиме структурной сверхпластичности и имеют характерную сдвигополосчатую слоистую структуру с чередующимися слоями [18].

Целью настоящей статьи являлось исследование прикладываемого усилия к сварочному инструменту при различных параметрах сварки трением с перемешиванием технически чистых меди М1 и алюминия АД1.

Методика исследования

Сварку выполняли на широкоуниверсальном фрезерном станке 6Т80Ш, оснащенном специальным сварочным инструментом (СИ), изготовленным из вольфрамокобальтового твердого сплава ВК8. Для установки в вертикальный шпиндель фрезерного станка на инструменте выполняли конический хвостовик (конус Морзе №1 ГОСТ 25557–2016), который плавно переходил в цилиндр диаметром 14 мм, выполнявший функцию заплечика. Торцевая часть заплечика была выполнена в виде вогнутой поверхности, на оси которой располагался пин, имеющий форму усеченного конуса с диаметрами 2 или 6 мм и длиной по образующей, равной толщине свариваемых деталей. Стыковые сварные соединения сваривали при скорости вращения инструмента от 800 до 1000 об/мин, скорость продольного перемещения стола вдоль кромок закрепленных листов алюминия

АД1 и меди М1 изменяли от 20 до 80 мм/мин.

Для измерения усилия и крутящего момента использовался четырехкомпонентный датчик (рис. 1). Основные измеряемые параметры: сила F_x , действующая в направлении сварки (вдоль шва); сила F_y , действующая перпендикулярно направлению сварки в плоскости, параллельной поверхностям стыкуемых элементов (плоскость сварки); осевая сила F_z , действующая в направлении, перпендикулярном

плоскости сварки, крутящий момент M_z и частота вращения.

По данным [19] аксиальная сила F_z является наибольшей среди трех составляющих усилия на сварочный инструмент (F_x , F_y , F_z). Эта сила является одним из основных факторов, определяющих фрикционное взаимодействие поверхности свариваемых металлов с заплечиком и пином.

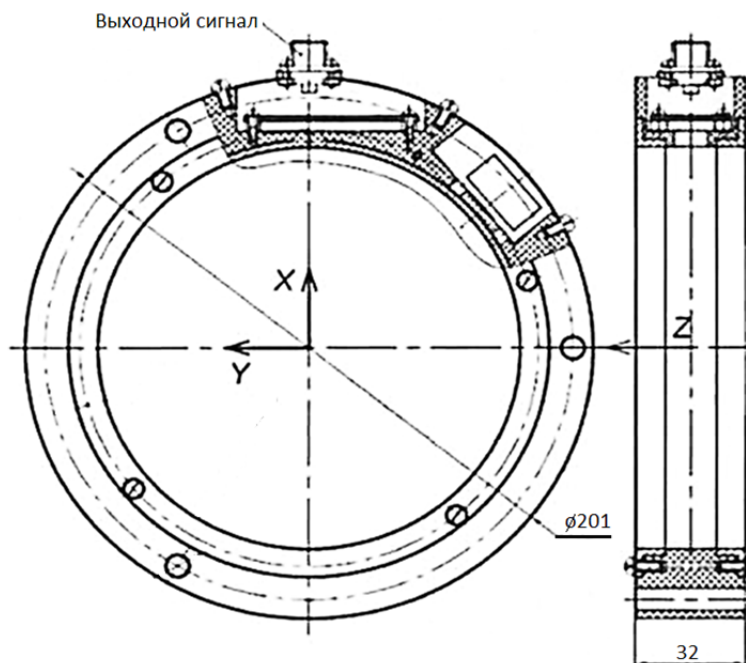


Рис. 1. Четырехкомпонентный датчик составляющих усилия

Четырехкомпонентный датчик устанавливался в вертикальный шпиндель фрезерного станка, используемого для сварки трением с перемешиванием, с помощью конусного хвостовика 50 ГОСТ 25827–2014. Связь между компьютером и датчиком осуществляется посредством интерфейса USB 2.0. Для визуализации и регистрации измеряемых данных сил и крутящего момента на персональный компьютер использовалось программное обеспечение ПРОФИ.

Обсуждение полученных результатов

В процессе исследований процесса СТП варьировали скорость вращения инструмента от 800 до 1000 об/мин при значении скорости сварки от 25 до 63 мм/мин. На рис. 3 представлена зависимость вертикальной составляющей усилия F_z от времени при скорости продольного перемещения инструмента 25 мм/мин по оси X.

Проведенные исследование показали по-

вторяющуюся тенденцию изменения зависимости F_z от времени (рис. 2) при различных параметрах режимов СТП. Величина прикладываемого усилия достигала максимального значения при погружении инструмента в заготовку, когда заплечик достигал заданной глубины. На стадии поступательного движения вдоль оси X значение силы уменьшалось на 20–35 %.

На кривых зависимости усилия от стадии процесса можно выделить два наблюдаемого пика. Первый скачок возникает во время проникновения пина в поверхность заготовки (первая стадия). При вводе пина обнаружена некоторая нестабильность значений усилия. Затем выявляются наличие еще нескольких всплесков на кривой, которые следуют за первым. Нестабильность величины усилия связана с тем, что свариваемый металл еще не достиг температуры перехода в сверхпластическое состояние. При трении поверхности пина по свариваемому образцу генерируется теплота, приводящая

к нагреву и снижению пределов текучести свариваемых металлов. Это приводит к уменьшению вертикальной составляющей усилия F_z . При достижении заплечиком поверхности свариваемых металлов и дальнейшем погружении, вертикальная составляющая усилия вновь уве-

личивается из-за роста площади контакта с деформируемым металлом, добавочной работы силы трения и большего количества металла, задействованного в процессе перемешивания. Значение аксиального усилия на второй стадии больше, чем первичный пик.

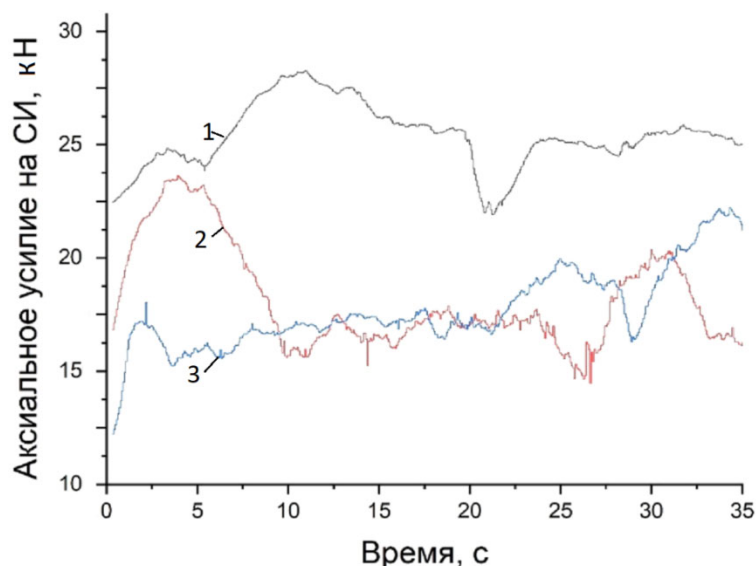


Рис. 2. Зависимость вертикальной составляющей усилия при скорости сварки 25 мм/мин и угле наклона 3° от частоты вращения СИ:
1 – 800 об/мин; 2 – 900 об/мин; 3 – 1000 об/мин

На стадии выдержки сила F_z уменьшается из-за снижения предела текучести свариваемого материала, вызванного фрикционным нагревом. В начале фазы сварки аксиальное усилие вновь начинает быстро расти. При выходе процесса СТП на стационарный режим, вертикальное усилие достигает установившихся значений во время завершающей стадии.

Вертикальная составляющая усилия значительно больше, чем другие составляющие, и поэтому она является ограничивающим фактором при конструировании сварочных машин или роботов. Кроме того, эта сила больше всего влияет на износ и разрушение инструмента. Поэтому разрушение инструмента часто наблюдается во время погружения, когда вертикальная составляющая усилия максимальна.

При постоянной скорости подачи инструмента аксиальная сила увеличивается по мере уменьшения скорости вращения инструмента (рис. 2). Максимальное значение усилия, прикладываемого к инструменту, составляло 28,75 кН при частоте вращения $\omega = 800$ об/мин. Увеличение частоты вращения инструмента до 900 и 1000 об/мин приводило к уменьшению

усилия на 15 % и 40 % от максимальной аксиальной силы, возникающей при 800 об/мин, соответственно. Снижение вызвано более высокой пиковой температурой сварного шва с увеличением тепловложения при росте скорости вращения инструмента, что приводит к снижению предела текучести материала под инструментом, тем самым уменьшая напряжение течения материала и F_z .

Более стабильные значения аксиальной силы наблюдалось при частоте вращения $\omega = 900$ об/мин. Значительные колебания величины усилия F_z на стадии сварки, не характерные для стабильного процесса СТП, наблюдались при 800 и 1000 об/мин. Пики на графике нагрузки свидетельствуют о возможности формирования дефектов шва на поверхности соединения алюминия и меди.

Как обсуждалось ранее, варьирование скоростей движения и вращения инструмента изменяет величину генерируемой тепловой мощности, что оказывает значительное влияние на морфологию поверхности сварного шва и возможность образования периодических дефектов в виде канавок и несплавлений (рис. 3, а, в).

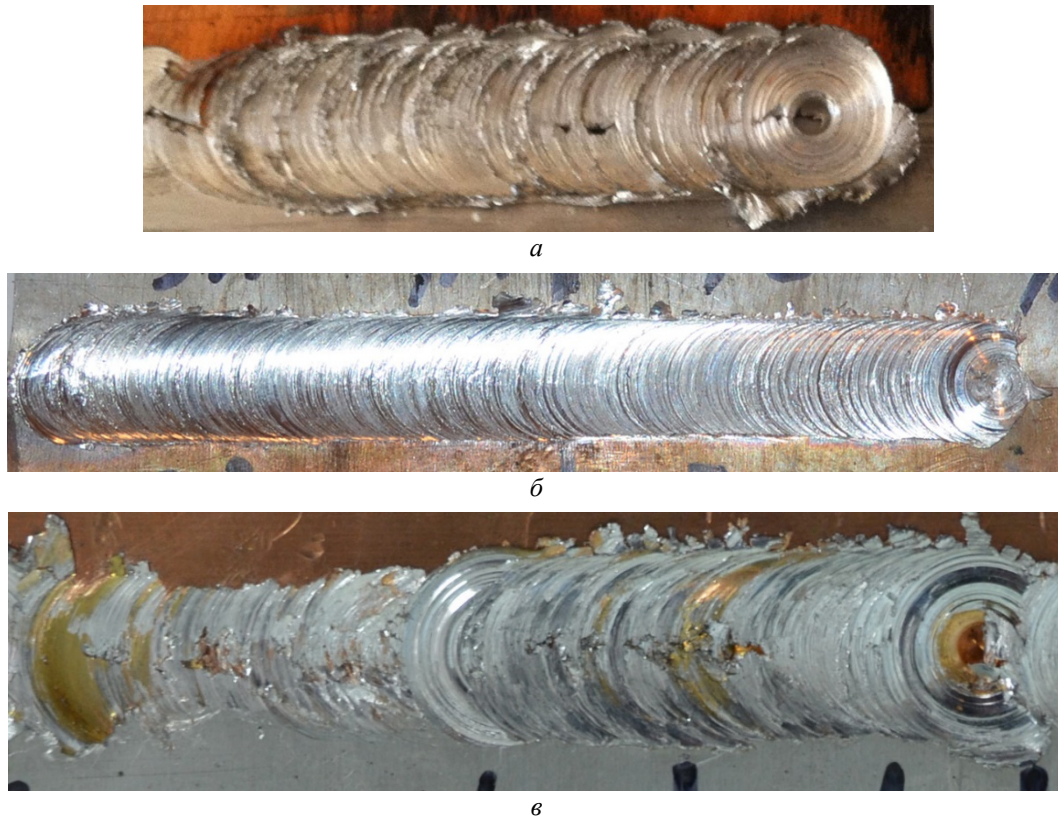


Рис. 3. Морфология сварного шва при скорости сварки 25 мм/мин и угле наклона инструмента 3° от скорости вращения СИ об/мин:
a – 800 об/мин; *б* – 900 об/мин; *в* – 1000 об/мин

При скорости вращения инструмента 900 об/мин, для которой зафиксирована стабильная зарегистрированная осевая нагрузка СТП (рис. 2), получена относительно ровная поверхность шва с одинаковой периодичностью чешуек (рис. 3, б). При частоте вращения 900 об/мин для установившегося процесса сварки с бездефектной поверхностью сварного валика (временной интервал от 10 до 35 с) значения вертикальной составляющей усилия оказались более стабильными (рис. 2), чем на участках с дефектами поверхности сварного шва (рис. 3, а, в). Излишний или недостаточный подвод тепла может вызвать туннельные дефекты сварного шва. Режим с частотой вращения 1000 об/мин имел самое высокое отношение скорости вращения к скорости сварки и, соответственно, самое высокое тепловложение, что приводило к формированию поверхности шва с наихудшей морфологией. По линии сварки образовались трещины, а фрагменты алюминия и меди были неравномерно распределены по поверхности сварного шва. График изменения осевой составляющей нагрузки (рис. 2) показывает, что приложенная F_z постепенно увеличивалась в момент возникновения поверхностных и внут-

ренних дефектов. Максимальное значение F_z было намного выше, чем в других бездефектных областях.

Поверхность зоны сварки представляла металл серебристо-белого цвета с желтыми фрагментами меди (или ее сплава), что указывает на перемешивание инструментом алюминия и меди, а также выдавливание на поверхность пластин. По краям области действия инструмента наблюдалось большое количество грата (рис. 3, а, в).

На рис. 4 показано изменение значений F_z , измеренных при СТП с частотой вращения 800 об/мин и тремя скоростями подачи (25 мм/мин, 40 мм/мин, 63 мм/мин) инструмента. Можно заметить циклическую тенденцию изменения прикладываемой нагрузки к сварочному инструменту. Аксиальное усилие возрастает по мере того, как скорость продвижения увеличивается, что связано с хорошо известной тенденцией [21] уменьшения тепловыделения при увеличении скорости подачи инструмента. С уменьшением выделения фрикционной тепловой энергии свариваемый материал не достигает температуры перехода в сверхпластичное состояние. На рис. 5 показано что увеличение скорости сварки оказывает наименьшее

влияние на вертикальную составляющую F_z : осевая нагрузка возросла с 26,5 до 29 кН при увеличении скорости сварки с 25 до 63 мм/мин. Вертикальная составляющая усилия F_z увели-

чивается с ростом шага шва (отношение скорости сварки к частоте вращения инструмента), что хорошо согласуется со значениями F_z , при частоте вращения 900 об/мин (рис. 5).

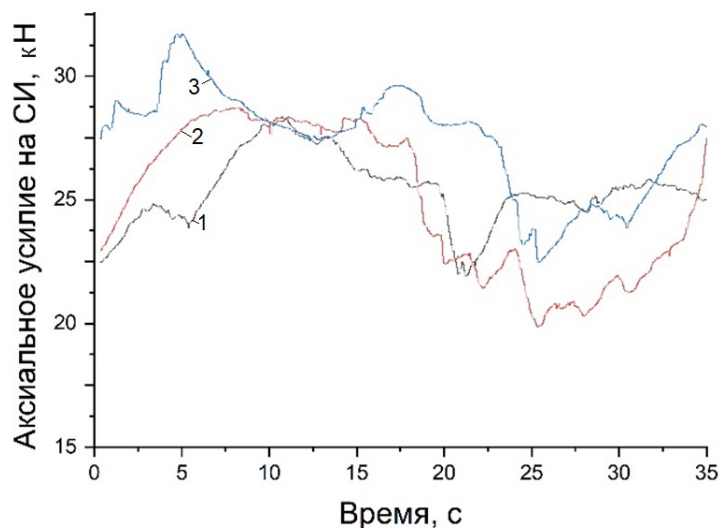


Рис. 4. Зависимость вертикальной составляющей усилия при частоте вращения СИ 800 об/мин и угле наклона 3° от скорости сварки:
1 – 25 мм/мин; 2 – 40 мм/мин; 3 – 63 мм/мин

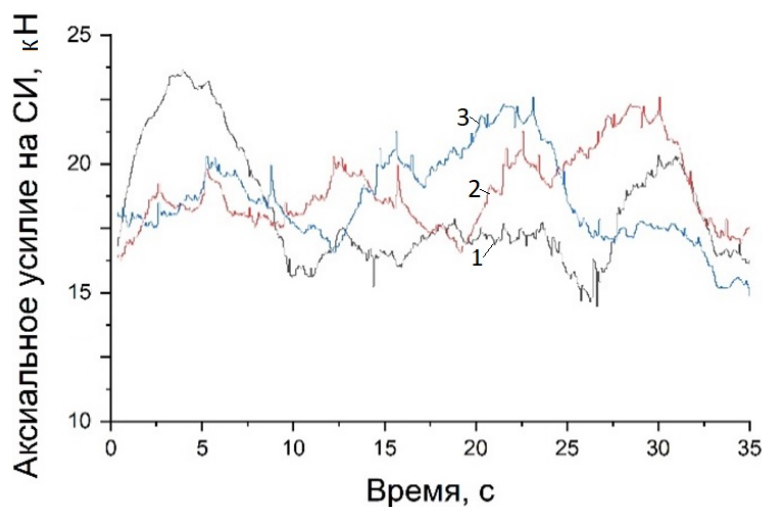


Рис. 5. Зависимость вертикальной составляющей усилия при частоте вращения СИ 900 об/мин и угле наклона 3° от скорости сварки:
1 – 25 мм/мин; 2 – 40 мм/мин; 3 – 63 мм/мин

На рис. 5 представлены значения F_z , измеренные в течение СТП при частоте вращения инструмента 900 об/мин для трех значений скорости подачи (25 мм/мин, 40 мм/мин, 63 мм/мин). Наблюдается описанная выше тенденция изменения нагрузки от времени, с увеличением вертикальной составляющей усилия по мере увеличения скорости подачи инструмента: более высокое значение скорости сварки (63 мм/мин) приводит к увеличению значения F_z . На стабилизированной стадии сварки происходило воз-

растание осевого усилия с 17,5 кН до 22,5 кН при росте скорости сварки от 25 до 63 мм/мин.

Увеличение скорости вращения СИ до 1000 об/мин (рис. 6) сопровождается снижением значения усилия F_z по сравнению с 900 об/мин (рис. 5). При скорости вращения 1000 об/мин и скорости сварки 63 мм/мин осевая сила достигает максимального значения 29,5 кН. Значение нагрузки для скоростей 25 и 40 мм/мин были меньше на 30 и 25 % от наибольшего значения F_z . Причина заключается в том, что плот-

ность теплового потока на единицу длины становится меньше, что приводит к уменьшению погонной энергии. Степень пластификации и текучесть алюминиевого и медного сплавов под запяточком снижается, а сопротивление деформации металлов увеличивается, что приводит к увеличению осевой силы.

Выводы

1. Результаты исследования показывают, что скорости вращения и сварки инструмента влияют на величину осевой силы при сварке трением с перемешиванием. При сохранении постоянной скорости подачи инструмента вертикальная составляющая усилия F_z увеличивается по мере снижения частоты вращения инструмента. Максимальное значение усилия составляло 28,75 кН при частоте вращения $\omega = 800$ об/мин.

2. Увеличение частоты вращения инструмента до 900 и 1000 об/мин приводит к уменьшению усилия на 15 и 40 % соответственно от максимальной аксиальной силы, возникающей при 800 об/мин. При фиксированной частоте вращения инструмента и увеличивающейся скоростью сварки изменение аксиальной силы не значительно.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Mishra, R.S., Ma, Z.Y. Friction stir welding and processing// Mater. Sci. Eng. R-Rep. -2005. -№50(1-2). - pp. 1-78.
- Meyghani, B., Wu, C. Progress in thermomechanical analysis of friction stir welding// Chin. J. Mech. Eng. -2020. -№33(1). - pp. 1-33.
- Yue, W., Liu, H., Huang, T. An approach for predicting stiffness of a 5-DOF hybrid robot for friction stir welding// Mech. Mach. Theory. - 2022. -175. 104941.
- Guillo, M., Dubourg, L. Impact & improvement of tool deviation in friction stir welding: weld quality & real-time compensation on an industrial robot// Robot Comput-Integr. Manuf. -2016. -№39. -pp. 22-31.
- Zhao, X., Kalya, P., Landers, R.G., Krishnamurthy, K. Empirical dynamic modeling of friction stir welding processes// J. Manuf. Sci. Eng-Trans. ASME. -2009. -№131(2). - pp. 021001.
- Astarita, A., Squillace, A., Carrino, L. Experimental study of the forces acting on the tool in the friction-stir welding of AA 2024 T3 sheets// J. Mater. Eng. Perform. -2014. -№23(10). - pp. 3754-3761.
- D'Orazio, A., Forcellese, A., Simoncini, M. Prediction of the vertical force during FSW of AZ31 magnesium alloy sheets using an artificial neural network-based model// Neural. Comput. Appl. - 2019. -№31(11). - pp. 7211-7226.
- Kumar, R., Singh, K., Pandey, S. Process forces and heat input as function of process parameters in AA5083 friction stir welds// Trans. Nonferrous. Met. Soc. China. -2012. -№22(2). - pp. 288-298.
- Das, B., Pal, S., Bag, S. Design and development of force and torque measurement setup for real time monitoring of friction stir welding process// Measurement. -2017. -№103. - pp. 186-198.
- Mehta, M., Chatterjee, K., De, A. Monitoring torque and traverse force in friction stir welding from input electrical signatures of driving motors// Sci. Technol. Weld. Join. -2013. -№18(3). - pp. 191-197.
- Kumar, A., Das A., Ballav, R. Influence of interlayer on microstructure and mechanical properties of friction stir welded dissimilar joints: A review// Materials Today: Proceedings. - 2020. -№26. - pp. 2123-2129.
- Tanaka, T., Morishige, T., Hirata, T. Comprehensive analysis of joint strength for dissimilar friction stir welds of mild steel to aluminum alloys// Scr. Mater. -2009, -№61, - pp. 756-759.
- Kar, S.K., Choudhury, S., Suwas, S., Kailas, S.V. Effect of niobium interlayer in dissimilar friction stir welding of aluminum to titanium// Mater. Charact. -2018. - №45. - pp. 402-412.
- Gotawala, N., Shrivastava A., Analysis of material distribution in dissimilar friction stir welded joints of Al 1050 and copper// Journal of Manufacturing Processes. -2020. -57. - pp. 725-736.
- Sharma N., Khan Z.A., Siddiquee, A.N. Friction stir welding of aluminum to copper—An overview// Trans. Nonferrous Met. Soc. China. -2017. -№7. -pp. 2113-2136.
- Esmaili, H., Besharati, G.M., Zareie, R.H. Experimental investigation of material flow and welding defects in friction stir welding of aluminum to brass [J]// Materials and Manufacturing Processes. - 2012. -№27(12). -pp. 1402-1408.
- Elmetwally, H.T., SaadAllah, H.N., Abd-Elhady, M.S., Abdel-Magied, R.K. Optimum combination of rotational and welding speeds for welding of Al/Cu-butt joint by friction stir welding // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. -2020. -№110. -pp. 163-175.
- Рзаев, П. А. Соединение Ti и его сплавов с алюминиевыми сплавами сваркой трением с перемешиванием / П. А. Рзаев, А. А. Чуларис, Н. А. Выборнов // Технология металлов. - 2019. - №. 7. - С. 12-21.
- Astarita, A., Squillace, A., and Carrino, L. Experimental Study of the Forces Acting on the Tool in the Friction-Stir Welding of AA 2024 T3 Sheets//JMEPEG. -2014. - 23. - pp. 3754-3761.

УДК 621.742

DOI 10.35211/1990-5297-2023-10-281-70-73

*Н. А. Кидалов, А. С. Адамова, М. Д. Безмогорычный,
В. П. Васильев, А. А. Исенгалиев, А. И. Краснопрошин*

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА БЕНТОНИТОВЫХ ВОДНО-ГЛИНИСТЫХ СУСПЕНЗИЙ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: adamova@vstu.ru

Статья посвящена изучению воздействия ультразвуковой обработки на свойства литейных глин и водно-глинистых суспензий. Показано, что применение ультразвука снижает условную вязкость суспензий и способствует повышению коллоидальности глин.

Ключевые слова: песчано-глинистая форма, ультразвук, ультразвуковая обработка, вязкость.

*N. A. Kidalov, A. S. Adamova, M. D. Bezmogorychnyy,
V. P. Vasilev, A. A. Isengaliev, A. I. Krasnoproshin*

EFFECT OF ULTRASONIC TREATMENT ON THE PROPERTIES OF BENTONITE WATER-CLAY SUSPENSIONS

Volgograd State Technical University

The article is devoted to studying the effect of ultrasonic treatment on the properties of foundry clays and water-clay suspensions. It is shown that the ultrasound reduces the relative viscosity of suspensions and increase in the colloidality of clays.

Keywords: sandy-clay form, ultrasonic, ultrasonic treatment, viscosity.

Получение качественного литья важно для развития промышленности: повышается конкурентоспособность продукции на рынке, уменьшаются производственные затраты за счет повышения производительности и снижения количества дефектов и брака литья, качественные отливки обеспечивают повышенную надежность и долговечность конечных изделий, делая их способными выдерживать экстремальные условия, нагрузки и износ. Кроме того, получение точного литья сложной конфигурации позволяет разрабатывать новые и инновационные продукты, что способствует совершенствованию производственных процессов и общему прогрессу во многих отраслях промышленности.

Наиболее распространенным способом получения отливок является литье в песчано-глинистые формы, при этом связующее – глина – может вводиться в виде водно-глинистой суспензии (ВГС). Для достижения необходимых технологических свойств формовочных глин необходимо улучшать их качество, используя дополнительные технологические операции, например, обработку ультразвуком.

Ультразвуковая обработка позволяет измельчить размер глинистых частиц, что ведет к улучшению ее технологических параметров,

что, в свою очередь, способствует повышению прочности смеси, ее термостойкости и других эксплуатационных характеристик [1; 2]. А это, в конечном итоге, влияет на получение высококачественных отливок.

В данной работе проводились исследования влияния ультразвуковой обработки на свойства бентонитовой глины Латненского месторождения Воронежской области марки С1Т₂ (ГОСТ 28177–89) и шамотной глины марки ПГБ (ТУ 1522-009-00190495-99), которая по своему составу приравнивается к каолиновым глинам. На основе данных глин приготавливались водно-глинистые суспензии – 15 масс.% для бентонитовой и 60 масс.% для каолиновой глины. Обработка ультразвуком велась при следующих параметрах: частота 20 кГц, время обработки – 5, 10, 15, 20 минут.

На рис. 1 представлены данные зависимости коллоидальности формовочных глин – каолиновой и бентонитовой от времени обработки ультразвуком. Из графика видно, что каолиновая глина без обработки ультразвуком имеет коллоидальность равную 20 %. Обработка ультразвуком в течение 5 минут повышает коллоидальность до 21,2 %. Наибольший рост значенности коллоидальности наблюдается при обработке в течение 15 минут – 28 %.

© Кидалов Н. А., Адамова А. С., Безмогорычный М. Д., Васильев В. П., Исенгалиев А. А., Краснопрошин А. И., 2023.

* Исследование выполнено при финансовой поддержке ВолгГТУ в рамках научного проекта № 08/556-23.

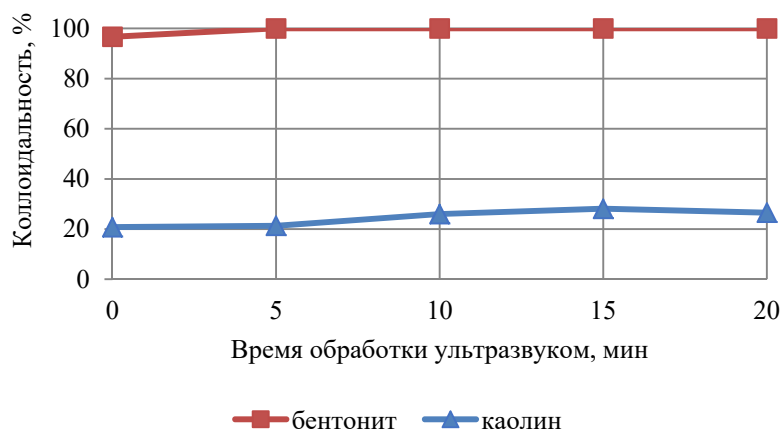


Рис. 1. Коллоидальность литейных глин

Бентонитовая глина без ультразвуковой обработки имеет коллоидальность равную 99,5 %. Данный высокий показатель характерен для всех бентонитовых глин ввиду их строения: межпакетное расстояние бентонитов соизмеримо с размерами молекул воды, из-за чего вода свободно проникает внутрь слоев глины, раздвигая их, что приводит к высоким значениям набухаемости. Использование ультразвука позволяет повысить коллоидальность до 100 %. Продолжительность обработки в дальнейшем не сказывается на коллоидальности.

Увеличение коллоидальности для исследуемых глин происходит из-за того, что под воздействием ультразвука пакеты глинистых частиц разрушаются, молекулы воды проникают внутрь глинистой частицы, тем самым увеличивая степень набухания глины. В то же время, акустические колебания приводят к диспергации глинистых частиц – под воздействием

ультразвуковых волн, частицы распадаются на более мелкие, которые, в свою очередь, увеличивают площадь поверхности и плотность заряда частиц. Эта увеличенная площадь поверхности и плотность заряда делают глинистые частицы более стабильными и с большей вероятностью остаются во взвешенном состоянии в растворе [2; 3].

Для бентонитовой глины замечено, что 15 минут воздействия ультразвука положительно сказывается на подвижности раствора спустя 24 часа покоя (рис. 2).

Из рис. 2 видно, что суспензия, необработанная ультразвуком, спустя сутки неподвижна, что указывает на ее высокую тиксотропность. Тиксотропные свойства глинистой суспензии приводят к слипанию наиболее мелких глинистых частиц, в результате чего создается коагуляционная структура, имеющая объемное сетчатое строение, которая препятствует осаждению более крупных частиц глины [4].

Воздействие ультразвуком на бентонитовые суспензии способствует изменению тиксотропных свойств: заметно, что изменилась текучесть (рис. 2), которая является характеристикой тиксотропных свойств. По литературным данным [5], известно, что в первые минуты ультразвуковой обработки разрушаются естественные структурные элементы суспензии, такие как ультрамикрoагрегаты и микрoагрегаты. Одновременно происходит перераспределение гидратных оболочек вокруг глинистых частиц и ликвидация пор. В этом случае происходит снижение вязкости, увеличение седиментационной устойчивости, что и наблюдается в проведенных исследованиях. В проведенном исследовании общим для каолиновой и бентонитовой глин является улучшение свойств при воздействии ультразвука в течение 15 минут.



Продолжительность ультразвуковой обработки, мин

Рис. 2. Суспензия глин после ультразвуковой обработки в течение разного количества времени

Далее были исследованы свойства водно-глинистых суспензий: условная вязкость с использованием вискозиметра истечения ВЗ-4, плотность по весовому методу, седиментационная устойчивость.

Плотность бентонитовых водно-глинистых суспензий практически не изменялась при воздействии ультразвука и составляла $1,45 \text{ г/см}^3$. Плотность каолиновых суспензий была равна $1,05 \text{ г/см}^3$, ультразвуковая обработка так же не оказывала существенного влияния на плотность суспензий. Это можно объяснить тем, что в одном и том же объеме суспензий содержалось равное по массе количество суспензии и, следовательно, при подсчете плотности весовым способом итоговое значение плотности не меняется.

Седиментационная устойчивость бентонитовых водно-глинистых суспензий, в которых не использовалась ультразвуковая обработка, составляла 98 %. При воздействии ультразвука удалось повысить седиментационную устойчивость до 100 %, при этом продолжительность ультразвуковой обработки не влияла на результат.

Каолиновые водно-глинистые суспензии имеют низкую седиментационную устойчивость – не более 20 %. Воздействие ультразвука не значительно повышает способность суспензий к осаждению – на 3–5 %.

На рис. 3 представлены зависимости условной вязкости бентонитовой и каолиновой суспензии от времени ультразвуковой обработки.

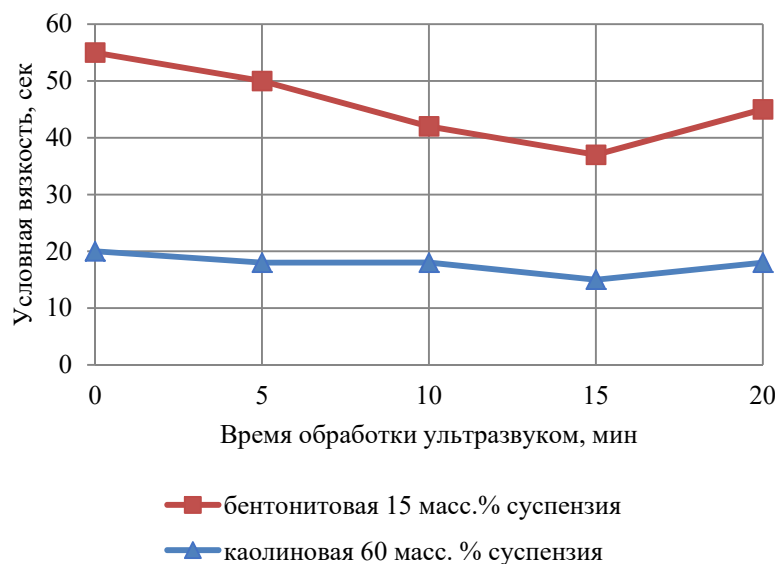


Рис. 3. Условная вязкость водно-глинистых суспензий

Условная вязкость исходной каолиновой водно-глинистой суспензии составляет 20 секунд. При воздействии ультразвука в течение 5 и 10 минут вязкость падает до 18 секунд. Дальнейшее увеличение продолжительности ультразвуковой обработки снижает условную вязкость на 35 %, и составляет 15 секунд.

Бентонитовые водно-глинистые суспензии более вязкие, условная вязкость исходной необработанной суспензии составляет 55 секунд. Воздействие ультразвука в течение 5 минут снижает вязкость до 50 секунд. 10-минутная обработка ультразвуком позволяет снизить условную вязкость на 23 %, 15 минутная обработка – на 33 % – это объясняется тем, что в глинистой суспензии ультразвук вызывает акустические волны, которые создают микроструи, разбивающие глинистые частицы и гли-

нистые агрегаты, рассеивая их в жидкости (воде). Кроме того, ультразвуковая обработка приводит к возникновению раскливающего давления в порах и трещинах глинистых частиц, измельчая их [5; 6].

Значение условной вязкости бентонитовой суспензии при 15 минутной обработке ультразвуком минимально, при обработке ультразвуком в течение 20 минут наблюдается рост условной вязкости до 45 секунд – на 21,6 %. Установлено [4; 6], что более длительное воздействие ультразвука приводит к агрегатированию и коагуляции глинистых частиц из-за их столкновения между собой под воздействием ультразвуковых волн, что негативно сказывается на реологических свойствах суспензии. Таким образом, чрезмерное воздействие ультразвука приводит к повреждению частиц, что

ведет к снижению стабильности и увеличению осаждения частиц, а это, в свою очередь, повышает вязкость суспензии.

Результаты проведенных исследований показывают, что ультразвуковая обработка глинистого связующего в виде суспензии позволяет улучшить ее реологические характеристики, в частности – условную вязкость и седиментационную устойчивость. Наиболее существенные изменения свойств характерны для бентонитовых водно-глинистых суспензий. Использование ультразвуковой обработки позволяет применять более высококонцентрированные бентонитовые суспензии, которые в составе формовочных песчано-глинистых смесей будут обеспечивать более высокие технологические физико-механические свойства и, следовательно, получать качественные отливки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Franco, F. Influence of the particle-size reduction by ultrasound treatment on the dehydroxylation process of kaolinites / F. Franco, Pérez-Maqueda L. A., Pérez-Rodríguez J. L. // Journal of Thermal Analysis and Calorimetry. – 2004. – № 78. – P. 1043–1055.
2. Lapidés, I. The effect of ultrasound treatment on the particle-size of Wyoming bentonite in aqueous suspensions / Lapidés I., Yariv S. // Journal Of Materials Science. – 2004. – № 39. – P. 5209 – 5212.
3. Чекмарев, А. С. Ультразвуковая обработка глинистого сырья / А. С. Чекмарев, А. В. Скворцов, А. З. Сулейманова, А. И. Хацринов [и др.] // Вестник Казанского технологического университета. – 2010. – № 8. – С. 277–283.
4. Щукин, Е. Д. Коллоидная химия / Е. Д. Щукин, А. В. Перцов, Е. А. Амелина. – 7-е изд., испр. и доп. – Москва : Издательство Юрайт, 2023. – 444 с.
5. Пятко, Ю. Н. Влияние ультразвуковой обработки на свойства трепела / Ю. Н. Пятко [и др.] // Фундаментальные исследования. – 2015. – № 12–2. – С. 320–324.
6. Чекмарев, А. С. акустическая обработка глинистых суспензий с целью регулирования технологических свойств глины месторождения Шеланга : дисс. ... канд. техн. наук: 02.00.11 / Чекмарев Антон Сергеевич. – Казань, 2012. – 192 с.

УДК 669.15-194.56 : 620.186

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-10-281-73-77

В. Н. Цуцкиридзе, В. Ф. Петрова

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ ИЗ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tm@vstu.ru

Исследовано влияние степени деформации на микроструктуру трубной заготовки из стали 08X18N10T, полученной ковкой и прокаткой (степени деформации 45 и 13 % соответственно). Установлено, что горячая деформация вызывает измельчение зерна аустенита и приводит к выделению большего количества карбидной фазы по границам зерен.

Ключевые слова: аустенитная сталь, микроструктура, размер зерна, динамическая рекристаллизация.

V. N. Tsutskiridze, V. F. Petrova

THE EFFECT OF THE DEGREE OF DEFORMATION ON THE MICROSTRUCTURE OF THE AUSTENITIC STAINLESS STEEL PIPE BILLET

Volgograd State Technical University

The influence of the degree of deformation on the microstructure of a tube billet made of 08X18N10T steel obtained by forging and rolling (degrees of deformation of 45 and 13%, respectively) is investigated. It is established that hot deformation causes grinding of austenite grains and leads to the release of a larger amount of the carbide phase along the grain boundaries.

Keywords: austenitic steel, microstructure, grain size, structure formation, dynamic recrystallization.

Введение

Трубные заготовки из аустенитных коррозионностойких сталей широко используются в химической промышленности, машиностроении, атомной, химической, нефтеперерабатывающей и пищевой промышленности. Процесс

производства полуфабрикатов и конечной продукции из этих сталей включает этап горячей деформации прокаткой, ковкой или экструзией.

Известно, что горячая деформация металлических материалов сопровождается процессами разупрочнения: динамическим возвратом

и, при определенных условиях, динамической рекристаллизацией [1–4; 13–14]. Конкретный механизм динамического разупрочнения зависит от температуры, величины и скорости деформации, а также от таких характеристик материала, как размер зерен, энергия дефектов упаковки и наличие в структуре дисперсных выделений. Аустенитные коррозионностойкие стали имеют низкую энергию дефектов упаковки [7]. Это обстоятельство, затрудняя поперечное скольжение и переползание дислокаций, тормозит процессы динамического возврата и способствует быстрому накоплению критической плотности дислокаций, необходимой для начала динамической рекристаллизации. В свою очередь, полное прохождение динамической рекристаллизации способно обеспечить существенное измельчение исходной крупнозернистой структуры в процессе горячей прокатки [5].

В сталях AISI 321 (08X18H10T) добавки титана предотвращают выделения карбидов хрома по границам зерен аустенита и тем самым уменьшают склонность к межкристаллитной коррозии. Кроме того, выделяющиеся карбиды титана могут значительно задерживать рекристаллизационные процессы.

Осуществление деформации по оптимальному или неоптимальному температурно-деформационному режиму может привести к образованию разнородной или однородной структуры, получению устойчивой и развитой субструктуры. Контроль упрочнения (наклепа) и разупрочнения (статическая, динамическая и метадинамическая рекристаллизация) при го-

рячей деформации являются основным механизмом регулирования процессов структурообразования.

Таким образом, целью исследования являлась оценка влияния деформации на микроструктуру и размер зерна аустенита коррозионностойкой стали.

Материал и методика исследования

Материалом данного исследования являются образцы из стали марки 08X18H10T, вырезанные из трубной заготовки, полученной после различных технологических переделов.

Исходная непрерывнолитая заготовка диаметром 184 мм подвергалась прокатке до диаметра 160 мм со степенью деформации 13 % (образец № 1). Другая заготовка диаметром 350 мм подвергалась ковке до диаметра 190 мм со степенью деформации 45 % (образец № 2).

Анализ химического состава проводился на оптико-эмиссионном спектрометре Foundry-Master 01Q0181 по ГОСТ 27809–95 [15].

Микроструктуру образцов выявляли электролитическим травлением полированных образцов в 10 % водном растворе щавелевой кислоты. Исследование микроструктуры проводилось методами оптической микроскопии на LeicaDMi8 и МИМ-8м при увеличениях 250 и 1000 крат соответственно.

Размер зерна определяли по ГОСТ 5639–82 [9].

Результаты исследований и их обсуждение

Анализ химического состава стали исследуемых образцов двух плавок представлен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав исследуемых образцов

Номер образца	Массовая доля элемента, %								
	C	Ni	Cr	Ti	Cu	Mn	Si	P	S
По ГОСТ 5632–2014	≤0,08	9,0–11,0	17,0–19,0	0,5–0,7	не более				
					0,30	2,00	0,80	0,020	0,035
1	0,07	10,1	17,0	0,51	0,23	1,32	0,25	0,031	0,012
2	0,08	10,0	17,1	0,50	0,20	1,18	0,58	0,030	0,001

Существенных отклонений в химическом составе исследуемых образцов не обнаружено, он соответствует заявленной марке стали по ГОСТ 5632–2014 [8].

В деформированном аустените во время горячей прокатки протекает ряд высокотемпературных процессов, от которых, главным образом, зависит структура во время различных

стадий прокатки. От степени развития этих процессов (упрочнение, разупрочнение, возврат, рекристаллизация, выделение второй или нескольких фаз) во многом зависят структура и свойства металлопродукции [10].

Микроструктура образца № 1 в различных участках трубной заготовки представлена на рис. 1.

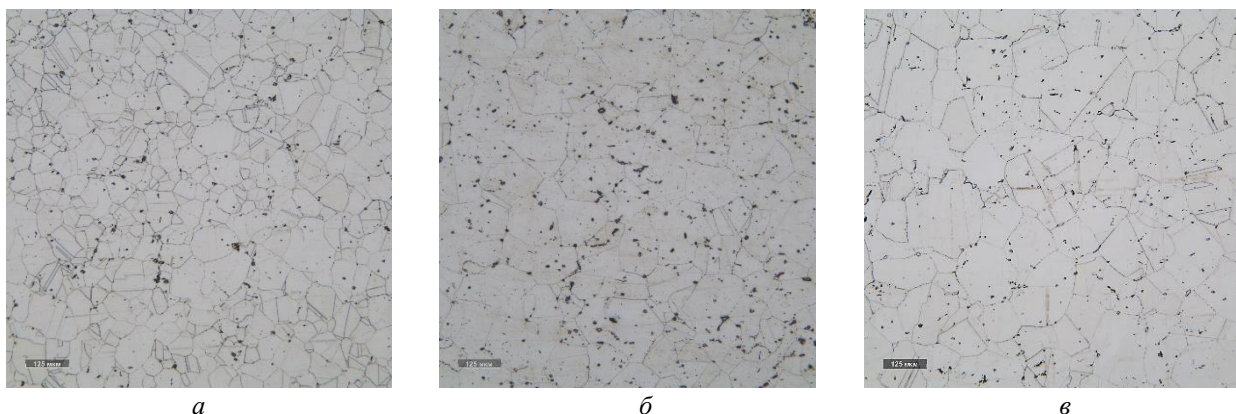


Рис. 1. Микроструктура образца после прокатки:
 а – поверхность заготовки; б – 1/2 радиуса; в – центр заготовки

Микроструктура исследованных образцов представляет собой аустенит и карбиды. Карбиды располагаются, в основном, внутри аустенитного зерна. Они присутствуют как в поверхностной части заготовки, так и в центре.

В микроструктуре после прокатки присутствуют двойники, количество которых уменьшается от поверхности к центру.

Существует тенденция увеличения размера аустенитного зерна от поверхности к центру заготовки (рис. 2).

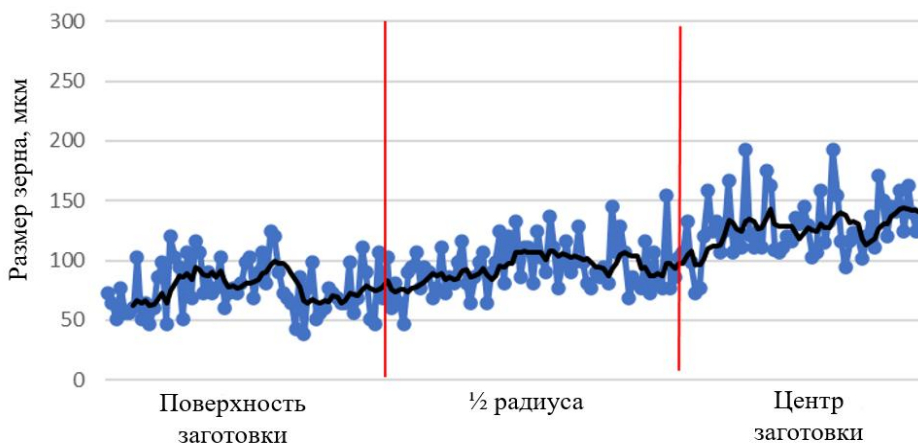


Рис. 2. Изменение размера зерна по сечению горячекатаной заготовки

При горячей прокатке степень деформации за один проход обычно сравнительно небольшая и в зоне деформации (между валами) протекает только динамический возврат, не изменяющий форму зерен. По выходе из валков в охлаждающемся металле может протекать статическая рекристаллизация, в результате которой образуются равноосные зерна. Если между проходами статическая рекристаллизация не идет и наклеп накапливается, то, несмотря на сравнительно небольшую степень деформации за каждый проход, начиная с определенного суммарного обжатия, при горячей прокатке в зоне деформации, становится возможной динамическая рекристаллизация [16].

Таким образом, в поверхности начались процессы рекристаллизации у границ зерен и у

границ некоторых двойников. О чем говорит минимальный размер зерен от 50 до 125 мкм.

В области 1/2 радиуса заготовки размер зерна составляет от 70 до 150.

В центре заготовки зерна крупнее, чем в поверхности и варьируются от 75 до 200 мкм.

Такая же тенденция наблюдается в образце № 2 (рис. 4). В структуре послековки также присутствуют двойники, но их количество меньше, чем в горячекатаной заготовке.

В поверхностной части кованой заготовки карбиды располагаются по границам аустенитного зерна, образуя карбидную сетку (рис. 5), в то время как в горячекатаной они находятся в основном внутри зерна и их количество значительно меньше.

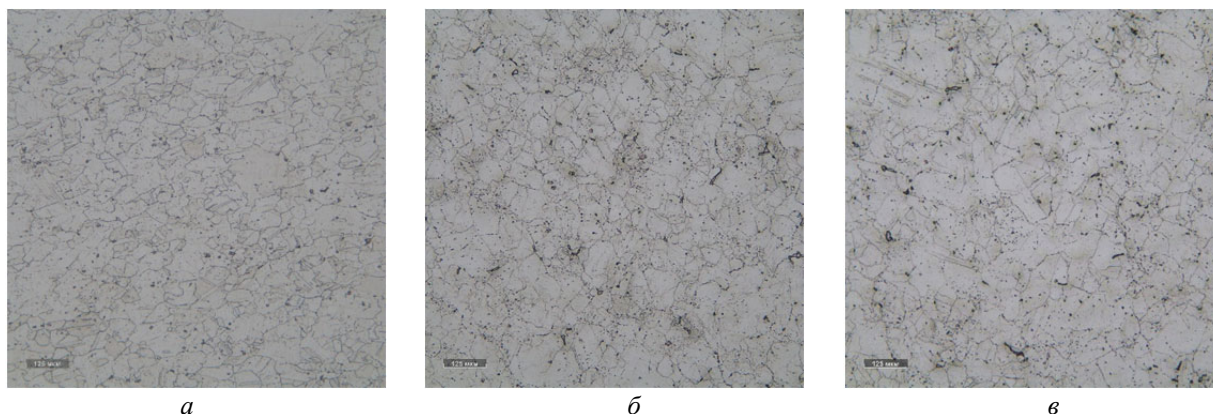


Рис. 3. Микроструктура образца послековки:
а – поверхность заготовки; б – 1/2 радиуса; в – центр заготовки

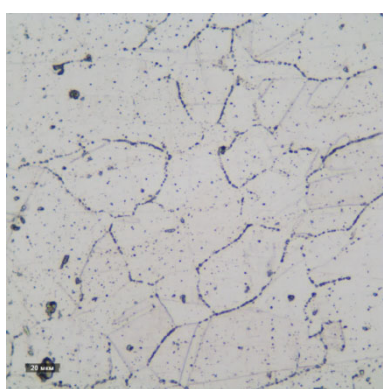


Рис. 4. Микроструктура поверхности образца послековки

В центральной части ковальной заготовки наблюдается разнотернистость.

Изменение размера зерна по сечению заготовки представлено на рис. 5.

В связи с большой степенью деформации при ковке в поверхности более активно идут процессы рекристаллизации, чем в горячекатаной заготовке, поэтому размер зерен там минимальный по сравнению с центром заготовки и варьируется от 28 до 110 мкм.

В области 1/2 радиуса заготовки размер зерен составляет от 39 до 130 мкм, в то время как в образце № 1 от 70 до 150 мкм.

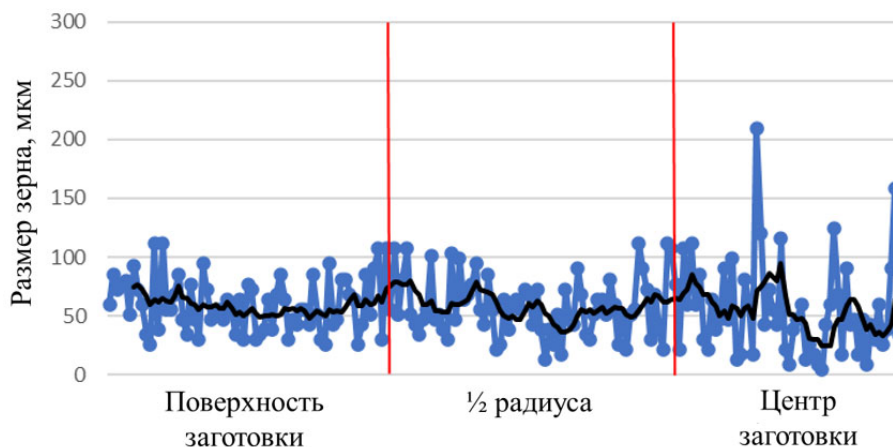


Рис. 5. Изменение размера зерна по сечению ковальной заготовки

В микроструктуре центральной части ковальной заготовки наблюдается разнотернистость, характеризующаяся наличием очень крупных зерен (рис. 5), отличающихся от основной массы зерен, в связи с чем, оценивать размер зерен некорректно.

При большой степени деформации и высокой температуре происходит сильный горячий

наклеп, который сопровождается динамической рекристаллизацией, которая проходит на поверхности образца, а по завершению процессаковки протекает метадинамическая рекристаллизация.

Но так же необходимо отметить, что структура послековки имеет более мелкое зерно по сравнению со структурой после прокатки, что видно из табл. 2.

Таблица 2

Средний размер зерен исследуемых образцов

№ образца	Поверхность заготовки, мкм	½ радиуса заготовки, мкм	Центр заготовки, мкм
1	77	94	126
2	62	86	–

Выводы

1. Исследование химического состава стали 08X18H10T показало его соответствие ГОСТ 5632–2014.

2. Аустенитное зерно на 10–24 % мельче в ковальной заготовке по сравнению с горячекатаной, что связано с более интенсивной деформацией, и, как следствие, с активно идущими рекристаллизационными процессами.

3. Карбидная фаза в ковальной заготовке располагается по границам зерен в виде сетки, что может привести к охрупчиванию металла и снижению коррозионной стойкости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ghazani M. S., Eghbali B. Modeling the Flow Behavior of AISI 321 Austenitic Stainless Steel Using a Simple Combined Phenomenological Method. *Mechanics of Materials*, 2019, vol. 137, pp. 103–108. DOI: 10.1016/j.mechmat.2019.103108.
2. Huang K., Loge R. E. A Review of Dynamic Recrystallization Phenomena in Metallic Materials. *Materials and Design*, 2016, vol. 111, pp. 548–574. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.09.012.
3. Lo R. H., Shek C. H., Lai J. K. L. Recent Developments in Stainless Steels. *Materials Science and Engineering*, 2009, vol. 65, pp. 39–104. DOI: 10.1016/j.mser.2009.03.001.
4. Nes E., Marthinsen K. Modeling the Evolution in Microstructure and Properties During Plastic Deformation of F.C.C.-Metals and Alloys – an Approach towards a Unified Model. *Materials Science and Engineering*, 2002, vol. 322, no. 1–2, pp. 176–193. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01130-3.
5. Poliak E. I. Dynamic Recrystallization Control in Hot rolling. *Procedia Manufacturing*, 2020, vol. 50, pp. 362–367. DOI: 10.1016/j.promfg.2020.08.067.
6. Ryan N. D., McQueen H. J. Comparison of Dynamic Softening in 301, 304, 316 and 317 Stainless Steels. *High Temperature Technology*, 1990, vol. 8, no. 3, pp. 185–200.
7. Vitos L., Nilsson J.-O., Johansson B. Alloying Effects on the Stacking Fault Energy in Austenitic Stainless Steels from First-Principles Theory. *Acta Materialia*, 2006, vol. 54 (14), pp. 3821–3826. DOI: 10.1016/j.actamat.2006.04.013.
8. ГОСТ 5632–2014. Легированные нержавеющие стали и сплавы коррозионностойкие, жаростойкие и жаропрочные. – Взамен ГОСТ 5632-72; введ. 01.01.2015. – М. : Стандартинформ, 2015.
9. ГОСТ 5639–82. Методы выявления и определения величины зерна. – Взамен ГОСТ 5639–69 ; введ. 01.01.83. – М. : ИПК Издательство стандартов, 2003.
10. Гуляев, А. П. *Металловедение* / А. П. Гуляев, А. А. Гуляев. – М. : Альянс, 2011. – 644 с.
11. Зисман, А. А. Выявление бывшего аустенитных зерен и анализ кинетики метадинамической рекристаллизации аустенита низкоуглеродистой стали в условиях горячей прокатки / А. А. Зисман, Т. В. Сошина, Е. И. Хлусова // Письма о материалах. – Т. 2. – 2012. – С. 3–8.
12. Куницкая, И. Н. Об энергетике структурообразования при горячей деформации прокаткой аустенитной стали / И. Н. Куницкая, В. Е. Ольшанецкий, Я. И. Спектор, А. В. Ноговицын. – УкрНИИспецсталь, 2009.
13. Левит, В. И. *Высокотемпературная термомеханическая обработка аустенитных сталей и сплавов* / В. И. Левит, М. А. Смирнов. – Челябинск : Издательство ЧГТУ, 1995. – 276 с.
14. Штремель, М. А. Прочность сплавов. Часть II. – Деформация / М. А. Штремель. – М. : МИСиС, 1997. – 527 с. [Shtremel M. A. Prochnost' splovov. Chast' II. Deformatsiya [Strength of Alloys. Part II. Deformation]. Moscow, MISiS, 1997. 527 p.].
15. ГОСТ 27809–95. Чугун и сталь. Методы спектрографического анализа. – Взамен ГОСТ 27809-88 ; введ. 01.07.97. – М. : ИПК издательство стандартов, 1997.
16. Новиков, И. И. *Теория термической обработки металлов* : учеб. для вузов. 4-е изд., перераб. и доп. / И. И. Новиков. – Металлургия, 1986. – 480 с.

УДК 665.777.4

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-10-281-78-85

В. С. Силантьев^{1,2}, С. С. Наумов^{1,2}, Л. В. Палаткина², В. С. Войнов^{1,2}, Н. В. Колобанов^{1,2}

**ОПЫТ ТЕХНИЧЕСКОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ
ПРОКАЛОЧНО-УТИЛИЗАЦИОННОГО КОМПЛЕКСА
«РУСАЛ Волгоград»**

¹Волгоградский алюминиевый завод ВгАЗ «РУСАЛ Волгоград»

²Волгоградский государственный технический университет

e-mail: silws11041973@gmail.com¹, lv.palatkina@yandex.ru²

В работе представлены основные направления комплексного подхода по обеспечению надежности работы прокалочно-утилизационного комплекса для производства прокаленного нефтяного кокса. За период эксплуатации с 2018 года специалистами «РУСАЛ Волгоград» реализован ряд конструктивных решений по усовершенствованию камеры дожига и системы газоходов, также подобран новый состав футеровки на основе муллитового огнеупора, повышающий ее стойкость. Полученные результаты обеспечили возможность увеличения производительности оборудования до 5 % с получением прокаленного нефтяного кокса стабильного качества.

Ключевые слова: нефтяной кокс, прокалочно-утилизационный комплекс, футеровка.

V. S. Silantev^{1,2}, S. S. Naumov^{1,2}, L. V. Palatkina², V. S. Voinov^{1,2}, N. V. Kolobanov^{1,2}

**TECHNICAL OPERATION EXPERIENCE ROLLING
AND UTILIZATION COMPLEX «RUSAL Volgograd»**

¹Volgograd Aluminum Smelter VgAZ «RUSAL Volgograd»

²Volgograd State Technical University

The paper presents the main directions of the integrated approach to ensure the reliability of the operation of the Rolling and Utilization Complex for the production of calcined petroleum coke. During the period of operation since 2018, RUSAL Volgograd specialists have implemented a number of design solutions to improve the afterburning chamber and gas duct system, and also selected a new composition of lining based on mullite refractory to increase its durability. The obtained results provide the possibility to increase the productivity of the equipment up to 5 % with obtaining calcined petroleum coke of stable quality.

Keywords: petroleum coke, calcination and utilization complex, lining.

Успешный опыт реализации в 2018 году проекта строительства анодной фабрики на Волгоградском алюминиевом заводе («РУСАЛ Волгоград» ВгАЗ) обеспечил компанию РУСАЛ собственными уникальными мощностями по производству угольных обожженных анодов [1]. В рамках данного проекта была проведена модернизация отделения прокалки пекового кокса в прокалочно-утилизационный комплекс для производства прокаленного нефтяного кокса. Реализованные, специалистами компании оригинальные технические и технологические решения позволили:

– увеличить производительность прокалочной печи на 25 %;

– получить прокаленный нефтяной кокс высокого качества, используемый в технологии электролитического производства первичного алюминия как наполнитель анодных материалов [2].

Для производства 1 т первичного алюминия электрохимический расход углерода составляет от 410 до 530 кг [3], а сам процесс электролиза сопровождается образованием: парниковых газов (12,5 т CO₂ на 1 т алюминия), полиароматических углеводородов, бензпирена и серы. На сегодняшний день, компания РУСАЛ обладает промышленной технологией инертного анода, обеспечивающей получение экологически нейтрального алюминия со значением углеродного следа 0,01 т CO₂-экв. на 1 т алюминия (уровень 1) [4–9]. Несмотря на то, что экономическая стратегия компании направлена на внедрение технологии инертного анода на всех своих предприятиях (что должно обеспечить снижение себестоимости производства, за счет экономии анодов и электроэнергии, более чем на 10 % [10]) такой переход требует больших временных и финансовых затрат. Поэтому приоритетным остается производство качественных

анодов для электролиза алюминия на основе нефтяных коксов.

В настоящее время высококачественный прокаленный нефтяной кокс является дорогостоящим промышленным товаром спрос, на который ежегодно увеличивается [11]. Кокс широко используется в промышленности (металлургической и химической [3; 12–14]), в строительстве (наполнитель сверхлегких композитов на основе цементов [15]), в авиационной и ракетной технике. Также низкокачественные марки нефтяного кокса с высоким содержанием серы нашли широкое применение в качестве топлива в различных отраслях.

Данная работа посвящена анализу причин внеплановых остановок в работе прокалочного-утилизационного комплекса ВгАЗа и результатов по их устранению, что необходимо для проведения дальнейших работ по повышению надежности его эксплуатации и увеличению производительности по выпуску высококачественной готовой продукции (прокаленного нефтяного кокса).

Сырой нефтяной кокс является инертным и химически стабильным материалом, содержит [3]: 88,0–95,0 % углерода, 3,0–4,0 % водоро-

да, 1,0–2,0 % азота, 0,58–6,0 % серы и 1,0–7,0 % кислорода. Для придания сырому коксу специальных свойств его подвергают кальцинации (прокаливанию) в специальных вращающихся печах. Процесс кальцинации сырого нефтяного кокса протекает при высоких температурах (так, например, для кокса марки КЭП1 это порядка 1250–1280 °С, а для кокса марки КЭП2 уже необходима температура прокалики 1280–1330 °С [16]) и характеризуется большим объемом отходящих газов с еще большей температурой. Последнее обусловлено высоким содержанием в нефтяном коксе летучих веществ и образованием (при вращении барабана прокалочной печи) коксовой пыли, что и было учтено специалистами Компании при модернизации отделения прокалики кокса. Так прокалочный-утилизационный комплекс был оснащен технологическим комплексом управления прокаливания кокса, котлом-утилизатором с камерой дожигания отходящих газов, очисткой охлажденных газов от пыли и сажи в рукавных фильтрах, а также оборудованием для генерации электроэнергии за счет вырабатываемого котлом-утилизатором пара высокого давления (рис. 1).

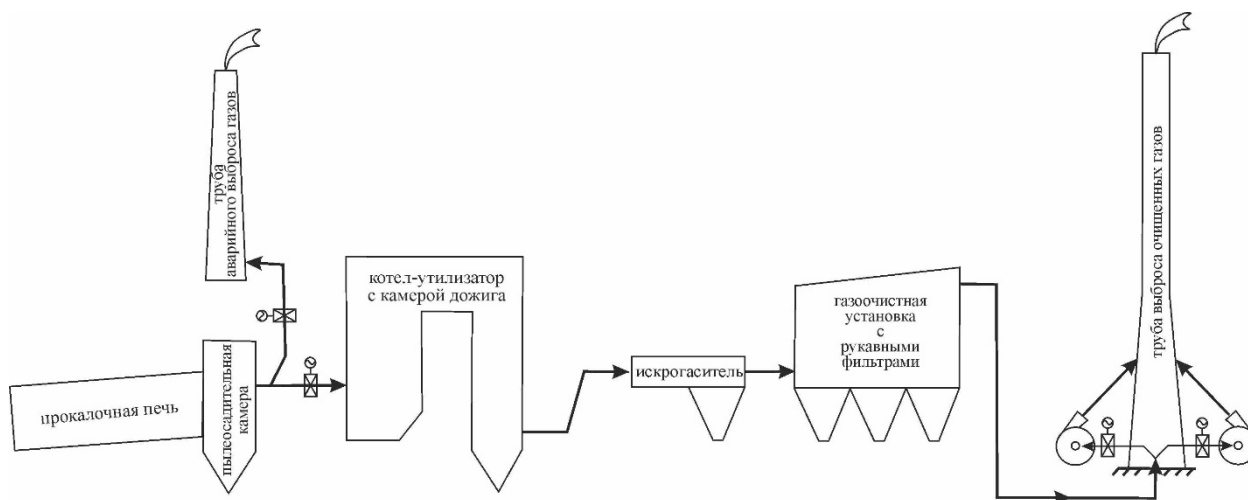


Рис. 1. Принципиальная схема основных узлов прокалочного-утилизационного комплекса ВгАЗ (стрелками показано направление движения газового потока по газопроводам комплекса)

Прокалочный-утилизационный комплекс состоит из оборудования непрерывного действия, надежность работы которого (безаварийная эксплуатация) является гарантией стабильности качества прокаленного кокса. Известно, что путем сокращения частоты возникновения отказов и длительности простоев возможно решить задачу повышения надежности [17], при этом для анализа причин и формирования общей картины

распределения простоев применяются статистические методы повышения качества. Например, с помощью диаграмм Парето возможно выявить причины появления немногочисленных существенно важных отказов, сосредоточив усилия на ликвидации именно этих причин и отложив рассмотрение причин, приводящих к остальным, менее существенным отказам [18]. На рис. 2 представлена диаграмм Парето вре-

менных потерь из-за аварийных остановок прокаточно-утилизационного комплекса по различным причинам (без учета плановых остановок) за период эксплуатации с 2018 года по первое

полугодие 2023 года. Для оценки мер и проведения первоочередных мероприятий по повышению надежности прокаточно-утилизационного комплекса использовали соотношение 20/80.

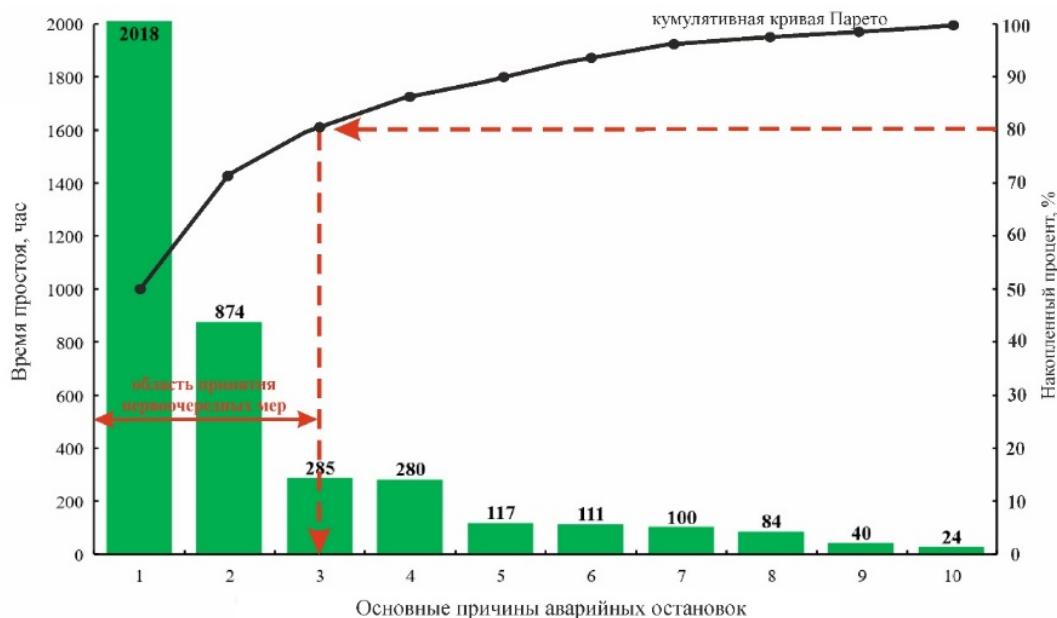


Рис. 2. Диаграмма Парето временных потерь из-за внеплановых остановок прокаточно-утилизационного комплекса по причине:

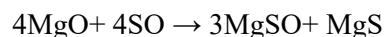
1 – разрушения футеровки камеры дожига котла-утилизатора дымовых газов и разрушения футеровки в расположенном до камеры дожига газоходе; 2 – выхода из строя механической части привода печи прокаливания; 3 – разрушения футеровки печи прокаливания; 4 – выхода из строя загрузочного тракта печи прокаливания; 5 – уплотнения на загрузочном обресе; 6 – выхода из строя электрооборудования; 7 – выхода из строя трубной части котла-утилизатора; 8 – выхода из строя среднего бандажа печи прокаливания; 9 – выхода из строя клапана регулировки подачи газа на горелку печи прокаливания; 10 – прочее

По результатам анализа разрушения футеровки камеры дожига котла-утилизатора дымовых газов и разрушения футеровки в газоходе расположенном до камеры дожига следует отметить, что традиционные решения для огнеупорной и теплоизоляционной футеровки, применяемые на установках обжига сырого кокса [19] не в полной мере, обеспечивают ее стойкость. За период эксплуатации проводимые визуальные осмотры позволили установить характерные виды разрушения футеровки, показанные на рис. 3.

Физико-химические факторы влияющие на надежность и долговечность футеровки оценивали по изменению макроструктуры переклазохромитовых кирпичей (ПХС) разрушенного рабочего слоя кладки (рис. 4). Изменение внутренней структуры переклазохромита после года эксплуатации наблюдается на глубине 40–50 мм от рабочей поверхности. Механическая прочность отработанных образцов переклазохромита на порядок ниже, чем у образцов, вы-

полненных из новых кирпичей, и составляет от 3 до 10 МПа. Данные факторы могут образоваться только при условии образования легкоплавких продуктов с низкой механической прочностью.

Зная химический состав футеровки ПХС, состоящий на 60 % из оксида магния и состав отходящих газов, содержащих серу, смоделировали процесс прохождения химических реакций:



В результате реакции оксида магния (MgO) и оксида серы (IV) (SO₂) образуется сульфат магния (MgSO₄) и сульфид магния (MgS), который в свою очередь при контакте с кислородом также образует сульфат магния. Сульфат и сульфид магния являются солями магния с температурами плавления ниже 1140 °С и механической прочностью не более 0,4–0,7 МПа [20]. Таким образом, возникает коррозия с образованием легкоплавких продуктов (MgSO₄) и последующее оплавление.

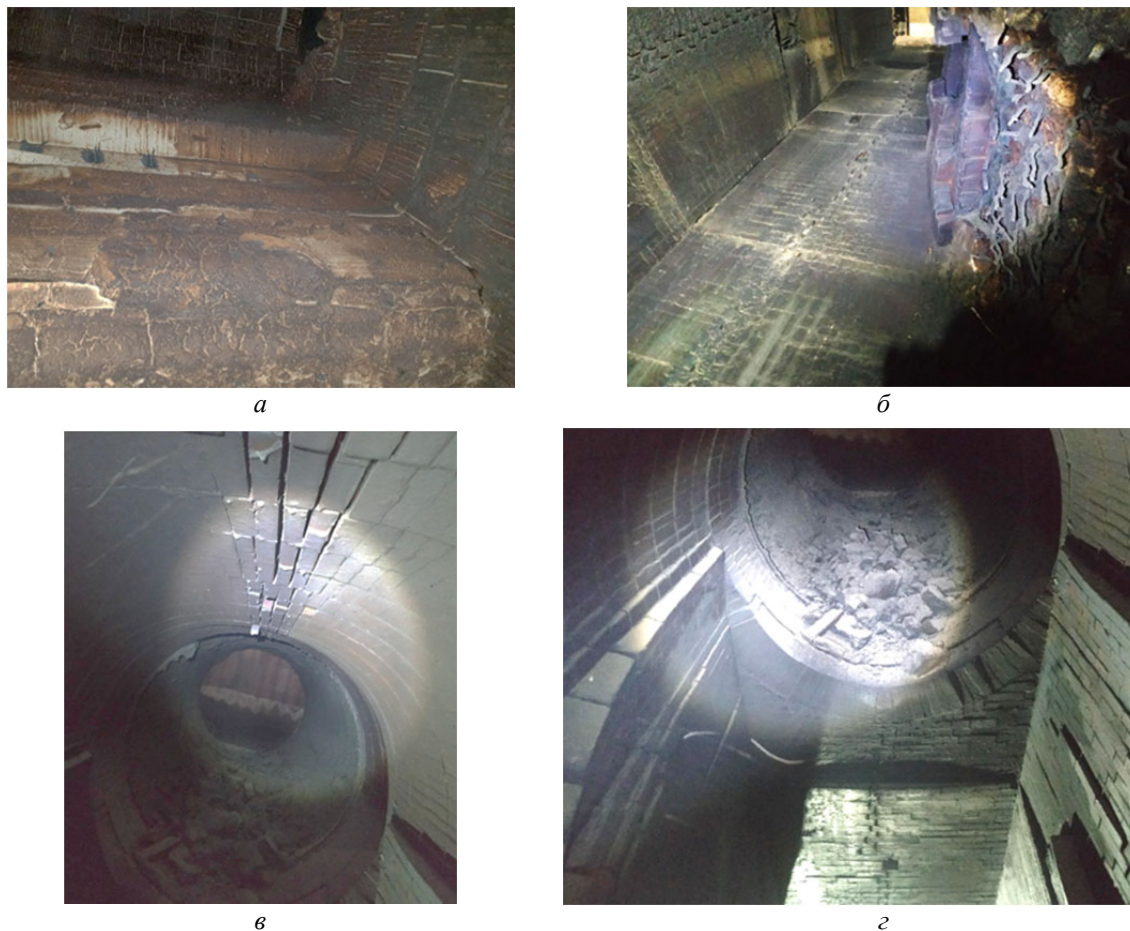


Рис. 3. Характерные виды разрушения футеровки камеры дожига котла-утилизатора дымовых газов:
а – раскрытие температурных швов по горизонту с последующим обгоранием стального крепежа керамических блоков; *б* – провисание футеровки над входом в трубную часть котла с раскрытием теплоизоляционного слоя; *в* – выпадение клиновидного кирпича из верхнего свода с последующим частичным обрушением; *г* – дугообразное отклонение футеровки короткой стены (напротив газохода) и длинной стены (напротив малых арок) от вертикальной плоскости кожуха, растрескивание и обрушение верхней части футеровки газохода

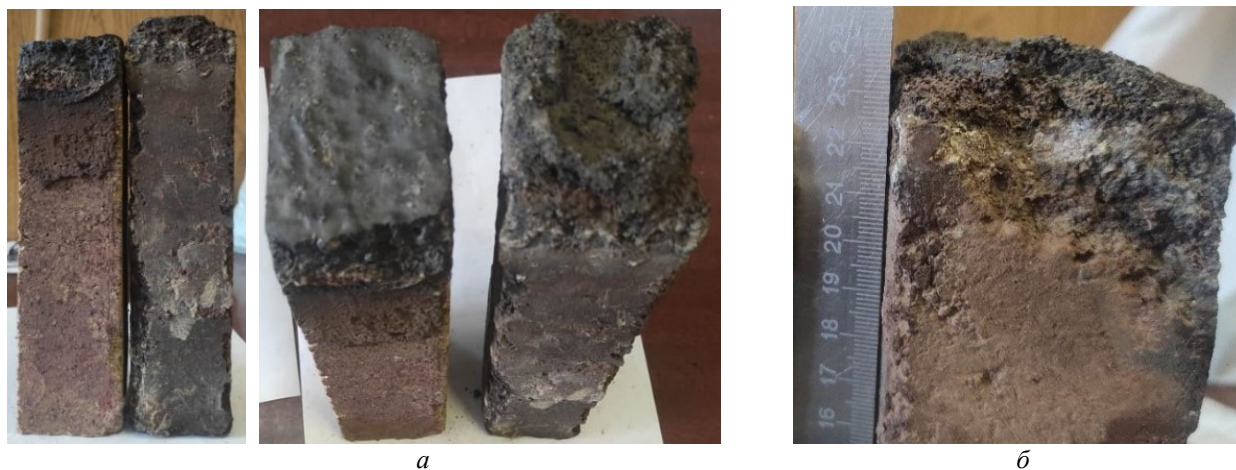


Рис. 4. Кирпичи из переклазохромита после года эксплуатации с характерными признаками коррозионного разрушения:
а – изменения высоты кирпича и оплавление рабочей поверхности кладки. Уменьшено в 5 раз;
б – зонное строение продуктов коррозии. Увеличенный фрагмент

Кроме традиционных решений по использованию кирпичной футеровки, на базе Прокально-утилизационного комплекса продолжа-

ются исследовательские работы по применению неформованных огнеупорных материалов (огнеупорных бетонов). Бетоны превосходят

формованные огнеупоры по таким показателям как [21]: затраты на производство, эффективность укладки, долговечность, безопасность, расход материалов. Однако качество футеровки из огнеупорных бетонов зависит как от качества материала, так и от качества выполненных работ по их укладке (требуется высокая квалификация специалистов), а также от соблюдения режимов проведения сушки и обжига бетона.

Так, например, специалисты ВГАЗа обладают опытом использования торкрет-бетонов различных производителей для двухслойной футеровки газопроводов: первый слой – теплоизоляционный, второй слой – рабочий, толщиной не более 235 мм. На первом слое используются более легкие бетоны с коэффициентом теплопроводности 0,22–0,30. На втором слое используется торкрет-бетон с максимальной темпера-

турой применения до 1500 °С. Торкрет-бетон теплоизоляционного слоя наносится единым слоем, а рабочий слой наносится картами площадью от 0,7 до 0,9 м². Расположенные между картами температурные швы заполняются керамическим волокном.

Исследование образцов бетонов после эксплуатации показывает характерное зонное строение (рис. 5, *а, б*), сформированное путем протекания сложных механизмов процесса перерождения и износа огнеупоров. Также при исследовании образцов затвердевшей торкрет-массы после ее нанесения (то есть до начала эксплуатации) были обнаружены несплошности, пустоты и неравномерное распределение частиц смеси (рис. 5, *в, г*), что также возможно является причиной преждевременного разрушения футеровки.

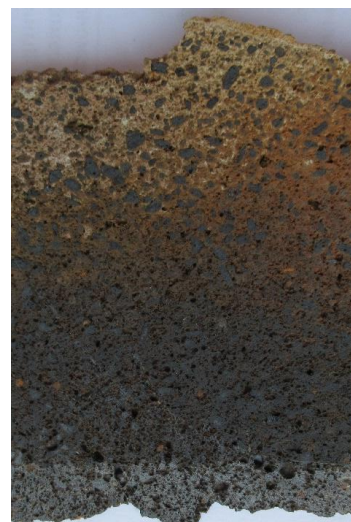
*а**б**в**г*

Рис. 5. Фрагменты образцов бетонов:
а и б – после эксплуатации. Уменьшено в 2,5 раза; *в и г* – характерные несплошности, пустоты и неравномерное распределение частиц смеси. Увеличено в 25 раз

Для выявления конструктивных особенностей, снижающих стойкость футеровочных материалов газохода (расположенного до камеры дожига котла-утилизатора) было проведено компьютерное моделирование (в программном комплексе Solid Works) движения потока газа, рис. 6 с граничными условиями: максимальная температура на входе в газоход 950 °С; макси-

мальная температура на входе в котел 1350 °С; объемный расход газов на входе в котел от прокалочной печи 63 220 м³/час. При этом учитывали, что в этой зоне у газов из печи прокалки практически отсутствует теплосъем, температура и количество газа нестабильны и напрямую зависят от режима работы печи прокалки.

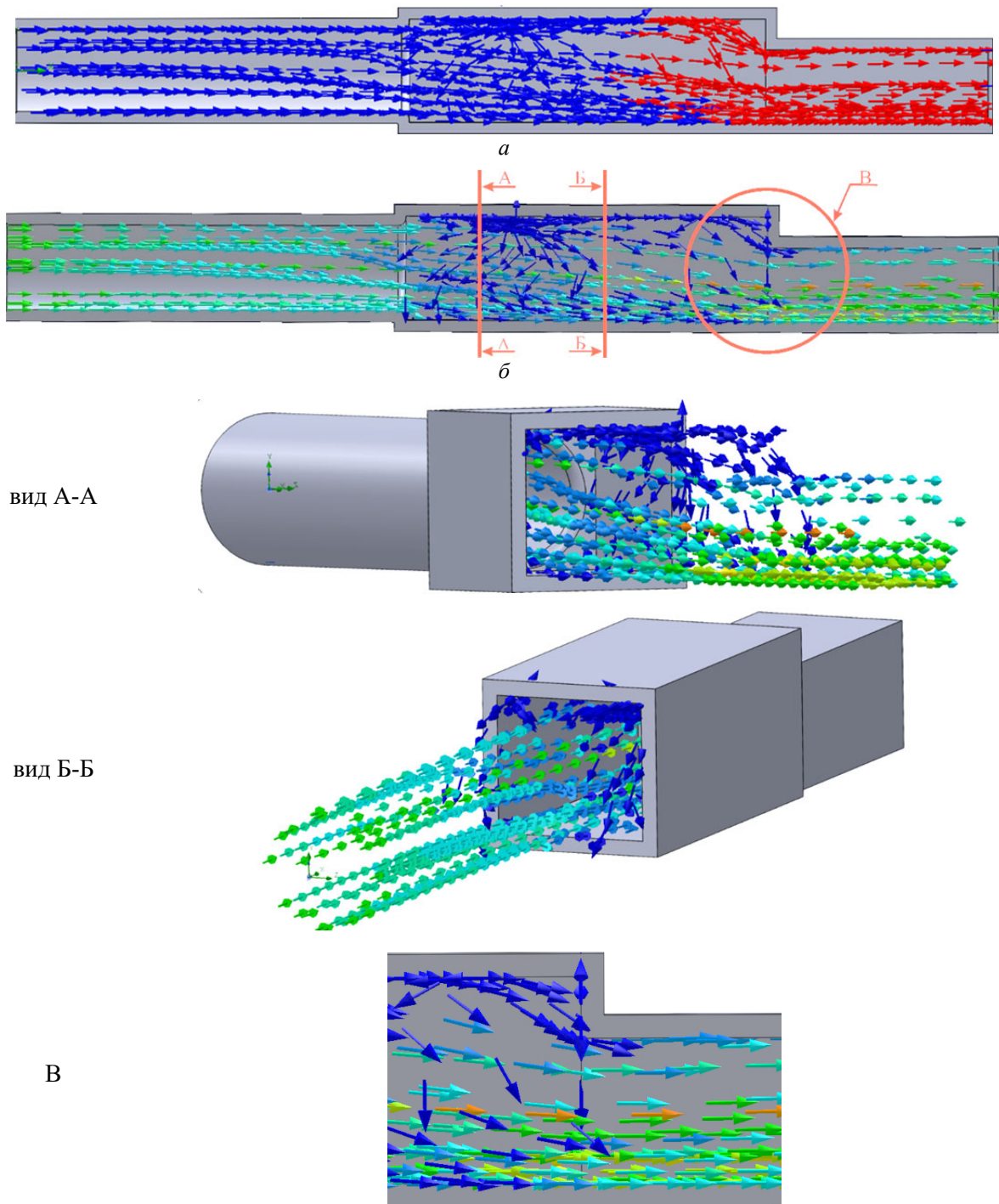


Рис. 6. Схема движения потоков в газоходе до камеры дожига котла-утилизатора: а – температурное поле (синяя зона – температура 950 °С, красная зона – 1390 °С); б – изменение скорости потока от 4,0 до 7,5 м/с

В центральной части газохода было обнаружено аномальное замедление потока газа до 2,0 м/с (синие стрелки рис. 6, б) в пристеночных зонах см. сечения А-А, Б-Б; при этом в центральной зоне газового потока формируется течение газа со скоростью порядка 10 м/с (стрелка оранжевого цвета на увеличенном фрагменте В). В период эксплуатации максимально часто разрушение футеровки фиксировали именно в переходной зоне где происходит резкое уменьшении сечения с большего на меньшее (рис. 6, ув. фрагмент В), а на практике при контроле температур в этой области был зафиксирован ее минимальный прогрев, что, возможно, и приводит к разрушению.

В заключении следует отметить, что результатом проведенной исследовательской работы стала разработка нового проекта футеровки газохода с устройством арочного свода вместо горизонтального и нового проекта по камере дожига на основе муллитового огнеупора и целого ряда конструктивных решений, ранее прошедших испытания с положительным результатом. Принятые изменения по футеровке газохода и камеры дожига котла утилизатора дают возможность эксплуатации Прокалочного утилизационного комплекса с исключением внеплановых остановок, а также позволяют увеличить производительность оборудования до 5 % с получением прокаленного кокса стабильного качества.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Францев, Ю. А. Успешный опыт организации производства обожженных анодов на «РУСАЛ Волгоград» / Ю. А. Францев, И. Ф. Беспалый, В. Ю. Яковлев, М. В. Голубев // Цветные металлы и минералы – 2019 : сб. докл. XI междунар. конгресса, Красноярск, 16–20 сентября 2019 года. – Красноярск: Общество с ограниченной ответственностью «Научно-инновационный центр», 2019. – С. 328–334.
2. Рахманов, М. Л. Производство алюминия / М. Л. Рахманов, О. С. Ежова // Энциклопедия технологий. Эволюция и сравнительный анализ ресурсной эффективности промышленных технологий. – Москва, Санкт-Петербург : Центр экологической промышленной политики, 2019. – С. 346–381.
3. Твердохлебов, В. П. Нефтяной кокс для алюминиевой промышленности. Технология и свойства / В. П. Твердохлебов, С. А. Храменко, Ф. А. Бурюкин, И. В. Павлов, С. Е. Прошкин // Журнал СФУ. Химия. 2010. № 4. URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/neftyanoy-koks-dlya-alyuminiyevoy-promyshlennosti-tehnologiya-i-svoystva> (дата обращения: 21.08.2023)
4. РУСАЛ подтвердил беспрецедентно низкий углеродный след алюминия ALLOW INERTA. Официальный сайт компании РУСАЛ <https://rusal.ru/press-center/press-releases/rusal-podtverdil-bespretsedentno-nizkiy-uglerodnyy-sled-alyuminiya-allow-inerta/> (дата обращения: 21.08.2023)
5. Инертный анод. Официальный сайт компании РУСАЛ <https://rusal.ru/innovation/technology/inertnyy-anod/> (дата обращения: 21.08.2023)
6. Пат. 2408743 Российская Федерация, МПК С25С 3/12, С1. Инертный анод электролизера для производства алюминия / Гусев А. О., Симаков Д. А., Кирко В. И., Степанов Е. И. Побызиков В. И., Васильев Ю. В. Патентообладатель Общество с ограниченной ответственностью "Объединенная Компания РУСАЛ Инженерно-технологический центр" (ООО "РУСАЛ ИТЦ") Заявка: 2009119068/02 2009.05.21 (дата обращения: 21.08.2023)
7. Информационно-технический справочник по наилучшим доступным технологиям ИТС 11-2022 «Производство алюминия» Москва Бюро НДТ 2022 / Официальный сайт РОССТАНДАРТА (www.gost.ru) страница <https://www.rst.gov.ru/portal/gost/home/activity/NDT/actualizationdirectory2022> (дата обращения: 21.08.2023)
8. Морозов, Ю. А. Технология инертного анода в концепции зеленой металлургии алюминия / Ю. А. Морозов, В. С. Ялунин // Вестник Российского университета дружбы народов. Серия: Инженерные исследования. 2022. Т. 23. № 1. С. 15–22. <http://doi.org/10.22363/2312-8143-2022-23-1-15-22>
9. Edwards, Les & Hunt, Maia & Weyell, Peter & Nord, Julia & Côté, Jules & Coulombe, Patrick & Morais, Nadia. (2022). Quantifying the Carbon Footprint of the Alouette Primary Aluminum Smelter. JOM. 74. 1-11. 10.1007/s11837-022-05501-y
10. Стратегические приоритеты En+ Group. Внедрение инноваций. Официальный сайт Компании En+ Group <https://enplusgroup.com/ru/company/strategy/> (дата обращения: 21.08.2023)
11. Анализ мирового рынка нефтяного кокса в 2018–2022 гг., прогноз на 2023–2027 гг. <https://businessat.ru/catalog/id8149/>
12. Edwards, Les. (2014). The History and Future Challenges of Calcined Petroleum Coke Production and Use in Aluminum Smelting. JOM. 67. 10.1007/s11837-014-1248-9.
13. Ножко, С. И. Некоторые аспекты прокатки сырых нефтяных коксов для нужд алюминиевой промышленности / С. И. Ножко, А. А. Верегинин, Д. Н. Демичев, А. В. Гуляев // Системы. Методы. Технологии. – 2017. – № 4(36). – С. 127-133. – DOI 10.18324/2077-5415-2017-4-127-133.
14. Sharikov, F. Y. Selection of key parameters for green coke calcination in a tubular rotary kiln to produce anode petcoke / F. Y. Sharikov, Y. V. Sharikov, K. A. Krylov // ARPN Journal of Engineering and Applied Sciences. – 2020. – Vol. 15, No. 23. – P. 2904-2912.
15. Ran, H. Self-sensing high-performance ultra-lightweight engineered cementitious composites using calcined petroleum coke / Ran H, Elchalakani M, Yehia S, Cai J, Yang B. // Journal of Cleaner Production. 2023 Sept 15;418:138241. doi: 10.1016/j.jclepro.2023.138241
16. Лапаев, И. И. О футеровке вращающихся печей для прокалывания нефтяного кокса / И. И. Лапаев,

В. В. Сорокин, С. Е. Голоскин, А. В. Орлов // Новые огнеупоры. 2019;(1):3-7. <https://doi.org/10.17073/1683-4518-2019-1-3-7>

17. *Хитосе, К.* Статистические методы повышения качества / Хитосе Кумэ // – М.: Финансы и статистика, 1990. – 304 с.

18. *Нетес, В. А.* Применение анализа Парето для повышения надежности / В. А. Нетес // Методы менеджмента качества. 2002 № 11. – С. 35–39.

19. Служба огнеупоров : справ. изд. / Л. М. Аксельрод [и др.] ; под ред. И. Д. Кашеева, Е. Е. Грищенкова. – М. : Интермет Инжиниринг, 2002. – 656 с.

20. *Евстигнеев, А. И.* Исследование свойств смесей с связующими на основе сульфата магния / А. И. Евстигнеев, В. В. Петров, Э. А. Дмитриев, А. А. Тарасова // Труды НГТУ им. П. Е. Алексеева. 2010. №2. URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/issledovanie-svoystv-smesey-s-svyazuyuschimi-na-osnove-sulfata-magniya> (дата обращения: 25.08.2023).

21. *Маргишвили, А. П.* Разработка и внедрение в производство новых огнеупорных материалов и пропантов. / А. П. Маргишвили, С. И. Гершкович, А. Н. Иксанова, И. Г. Белова, Ф. Р. Иксанов, В. В. Скурихин // Новые огнеупоры. 2017; (6). – С. 16–24.

Ответственный за выпуск Вера Николаевна **АРИСОВА**

Оригинал-макет и электронная версия издания
подготовлены редакционно-издательским отделом
Издательства ВолГТУ

Корректурa **Н. Н. Кваши**
Компьютерная верстка: **Е. В. Макарова**

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

Учредитель:
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования
«Волгоградский государственный технический университет» (ВолГТУ)

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

Темплан 2023 г. Поз. № 6ж. Дата выхода в свет 20.10.2023 г. Формат 60 x 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 10,23. Уч.-изд. л.
10,26. Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 466.

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

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ

В научном журнале «Известия ВолгГТУ», серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении», публикуются статьи, посвященные вопросам создания материалов с помощью комплексных технологий, использующих сварку взрывом, ударно-волновое прессование, электромеханическую обработку, другие виды воздействия, особенности изменения структуры и физико-механических свойств.

Вопрос об опубликовании статьи или ее отклонении решает редакционная коллегия журнала, которая утверждается ректором университета, ее решение является окончательным. Редколлегия направляет представленный для издания материал на рецензирование.

Рукопись должна быть набрана и сверстана в текстовом редакторе Word и распечатана на лазерном принтере в режиме полной загрузки тонера. Формат бумаги А4 (210×297 мм).

Для ускорения подготовки издания необходимо представлять файлы статей на дискетах или компакт-дисках (CD) в полном соответствии с распечатанным оригиналом. Дискета должна быть вложена в отдельный конверт, на этикетке дискеты указываются фамилии авторов статьи.

При наборе текста следует соблюдать следующие требования: поля – верхнее – 2,0 см, нижнее – 3,0 см, левое – 2,5 см, правое – 2,5 см; шрифт Times, кегль 14, интервал полуторный.

Текст набирается с применением автоматического переноса слов, перед знаками препинания (в том числе внутри скобок) пробелы не допускаются, после них ставится один пробел. Разрядка слов не допускается, следует избегать перегрузки статей большим количеством формул, рисунков, таблиц. Для набора символов в формульном редакторе MS Equation (MS Word) использовать установки (Стиль/Размеры) только по умолчанию; рисунки должны быть выполнены в редакторах векторной графики, таких как CorelDRAW или в любом приложении к Word. Допускается сканирование рисунков в программе Microsoft Photo Editor.

Инициалы и фамилия автора (авторов) пишутся над заглавием статьи. Ниже заглавия, перед основным текстом, указывается организация или предприятие, в котором работает автор статьи. В конце статьи ставится полное название учреждения, которое рекомендует статью для публикации, дата и подпись автора (всех авторов).

Литературные ссылки должны быть оформлены в соответствии с ГОСТ 7.1–2003 «Библиографическая запись. Библиографическое описание. Общие требования и правила составления». Библиографический список использованной литературы, составленный в порядке упоминания в тексте, дается в конце статьи; связь с основным текстом осуществляется цифровым порядковым номером в квадратных скобках в строке. Подстрочные ссылки не допускаются.

Иностранные фамилии и термины в тексте следует приводить в русском переводе. В библиографическом списке фамилии авторов, полное название книг и журналов приводятся на языке оригинала.

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.

При обозначении единиц физических величин должна применяться Международная система единиц (СИ).

Объем статьи не должен превышать 8 страниц бумаги формата А4, включая таблицы и библиографический список; число рисунков – не более четырех, включая рисунки, помеченные буквами *a*, *b*, и т. д. Рекомендуется включать в журнал статьи с авторским коллективом не более четырех человек с участием каждого автора в одной–двух статьях.

Статьи должны представлять сжатое четкое изложение результатов, полученных автором без повторов приводимых данных в тексте статьи, таблицах и рисунках. К статье должны быть приложены: сведения об авторах (полное имя, отчество, фамилия, ученая степень, звание, домашний адрес, номер телефона служебный, домашний, E-mail), документация, подтверждающая возможность ее открытого опубликования.