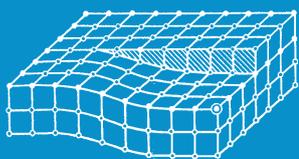


ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского
государственного
технического
университета

ISSN 1990-5297



Серия
Проблемы материаловедения, сварки
и прочности в машиностроении

16+

№ 10 (293)
2024

Главный редактор научного журнала
«Известия Волгоградского государственного технического университета»
академик РАН, профессор, доктор химических наук,
советник при ректорате 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
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., чл.-корр. РАН, 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)

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.: 8-902-658-49-79

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 ВолГТУ:
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 (293)
Октябрь
2024

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: ianovakov@vstu.ru

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

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

Печатается по решению редакционно-издательского совета
Волгоградского государственного технического университета

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

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

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

© Волгоградский государственный технический университет,
«Известия Волгоградского государственного технического университета», 2024

Head Editor of the scientific journal “Izvestiya VSTU”:

Novakov I. A. – Academician of RAS, Prof., Doctor of Chemistry, Advisor in the Rector’s Office 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

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., Corresponding Member of RAS, 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)

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)
tel.: 8-902-658-49-79

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 (293)
October
2024

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: ianovakov@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. 36
Адаменко Н. А. 36
Арисова В. Н. 19, 40
Банников А. И. 45
Богданов А. И. 10, 15, 19
Голикова А. П. 19
Гринцов В. Д. 15
Губарев А. С. 45
Гуревич Л. М. 19, 24, 31, 40, 45, 57
Гурулев Д. Н. 31
Державин И. М. 57
Дробот Л. Ю. 36
Ефремов Д. Е. 36
Жуков А. С. 45
Златкевич А. В. 45
Казанкин В. А. 43
Казанкина Е. Н. 43
Кандалов А. А. 31
Кожевникова А. А. 45
Красиков А. В. 45
Красиков П. П. 53
Крохалев М. В. 65
Кузнецов С. А. 65
Кузнецова А. А. 73
Кулевич В. П. 10, 15
Лысак В. И. 53
Макарова О. А. 45
Махмутова А. С. 15
Меркулов Д. И. 57
Муругов Д. А. 53
Палагин Н. А. 36
Петрова В. Ф. 73
Петухова К. Э. 40
Полесский О. А. 53
Проничев Д. В. 24
Разуваев М. А. 10
Рзаев Р. А. 31, 57
Рогачев С. А. 31
Савинов А. В. 53
Семенова В. С. 19
Слаутин О. В. 6, 24, 65
Соколенко И. А. 10, 24
Стручков С. А. 45
Чудин А. А. 53
Шморгун В. Г. 10, 15, 65

СОДЕРЖАНИЕ

I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Слаутин О. В.</i> Оценка теплопроводности покрытий на основе алюминидов железа.....	6
<i>Богданов А. И., Кулевич В. П., Шморгул В. Г., Разуваев М. А., Соколенко И. А.</i> Исследование влияния посттермообработки на структуру алитированного слоя на титане ВТ1-0.....	10
<i>Шморгул В. Г., Кулевич В. П., Богданов А. И., Гринцов В. Д., Махмутова А. С.</i> Кинетика роста диффузионных прослоек в СКМ 20880+АД1+ВТ1-0.....	15
<i>Арисова В. Н., Богданов А. И., Гуревич Л. М., Семенова В. С., Голикова А. П.</i> Рентгеноструктурные исследования сваренного взрывом медно-стального биметалла после термических воздействий.....	19
<i>Гуревич Л. М., Проничев Д. В., Слаутин О. В., Соколенко И. А.</i> Моделирование влияния коррозионного поражения на поведение СКМ АД1-Ст3 при растяжении.....	24
<i>Гуревич Л. М., Рогачев С. А., Гурулев Д. Н., Кандалов А. А.</i> Влияние пластической деформации на распределение микротвердости в слоистом композиционном материале АМг2-ВТ1.....	31

II. ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

<i>Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Дробот Л. Ю., Ефремов Д. Е., Палагин Н. А.</i> Исследование термодформационных свойств политетрафторэтилена.....	36
---	----

III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

<i>Гуревич Л. М., Арисова В. Н., Петухова К. Э.</i> Моделирование процесса изгиба сваренного взрывом магниево-алюминиевого композита.....	40
<i>Казанкин В. А., Казанкина Е. Н.</i> Оперативный контроль величины истинного сопротивления разрыву сталей.....	43
<i>Гуревич Л. М., Банников А. И., Макарова О. А., Красиков А. В., Жуков А. С., Стручков С. А., Губарев А. С., Кожевникова А. А., Златкевич А. В.</i> Определение температуры зубьев пилы для термофрикционного резания методом компьютерного моделирования.....	45

IV. ВОПРОСЫ СВАРКИ, ЛИТЬЯ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

<i>Муругов Д. А., Савинов А. В., Чудин А. А., Лысак В. И., Полесский О. А., Красиков П. П.</i> Применение ультразвуковых колебаний при дуговой сварке (обзор).....	53
<i>Рзаев Р. А., Гуревич Л. М., Державин И. М., Меркулов Д. И.</i> Компьютерное моделирование температурных полей в сварном шве при изменении технологических параметров сварки трением с перемешиванием алюминия и меди.....	57
<i>Кузнецов С. А., Шморгул В. Г., Слаутин О. В., Крохалев М. В.</i> Верификация распределения температурных полей при моделировании процесса лазерной обработки биметалла ВТ1-0+МН45....	65
<i>Петрова В. Ф., Кузнецова А. А.</i> Влияние скорости прессования на микроструктуру металла труб из стали 08Х18Н10Т.....	73

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 669.716:621.785

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-10-293-6-10

О. В. Слаутин

ОЦЕНКА ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ ЖЕЛЕЗА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: slautin@vstu.ru

Показано, что формирование покрытия на стальной поверхности воронки бункера смесителя анодной массы из алюминидов железа FeAl/Fe₃Al/Fe(Al) уменьшает ее налипаемость на стенки воронки при загрузке. Последнее обусловлено сохранением высокой температуры анодной массы за счет низкой теплопроводности контактирующего с ней покрытия.

Ключевые слова: алюминиды железа, анодная масса, налипаемость, теплопроводность, покрытие

O. V. Slautin

ASSESSMENT OF THERMAL CONDUCTIVITY OF COATINGS BASED ON IRON ALUMINIDES*

Volgograd State Technical University

It is shown that the formation of a coating from FeAl/Fe₃Al/Fe(Al) iron aluminides on the steel surface of the hopper of the anode mass mixer reduces its sticking to the walls of the funnel during loading. The latter is due to the maintenance of a high temperature of the anode mass due to the low thermal conductivity of the coating in contact with it.

Keywords: iron aluminides, anode mass, adhesion, thermal conductivity, coating

Введение

При изготовлении обожженных или инертных анодов для потребности электролизного производства в металлургии алюминия применяется целый спектр технологического (накопительного, смешивающего, прессового, транспортирующего, и т.д.) оборудования, которое подвержено контакту с разогретым сырьем, в частности - с анодной массой (АМ) [1, 2]. Технология изготовления анодов является многоэтапной, предусматривающей при смешивании, формовании и прессовании АМ ее разогретое (до 300 °С) состояние для сохранения вязкости, что повышает склонность АМ к налипанию на стенки оборудования [3, 4]. Периодическая механическая чистка контактирующих с АМ металлических поверхностей гарантированно приводит к их ускоренному износу.

Предложенная нами технологическая схема (рис. 1) формирования на поверхности контактирующих с АМ стенках воронки бункера смесителя из углеродистых или низколегированных сталей покрытий на основе алюминидов железа FeAl и Fe₃Al [5] обеспечивает достаточно высокие показатели твердости и износостойкости [6]. Однако внутренние поверхности воронки бункера смесителя АМ с покрытием из алюминидов железа помимо высокой адгезионной прочности и стойкости к абразивному износу должны иметь и пониженные значения теплопроводности, поскольку интенсивное охлаждение стенок воронки за счет теплоотвода сопряжено со снижением вязкости контактирующих с ними фрагментов АМ и увеличением склонности к налипанию.

В открытой технической литературе практически отсутствуют данные, по теплопровод-

© Слаутин О. В., 2024.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00231, <https://rscf.ru/project/24-29-00231/>.

ности покрытий на основе алюминидов железа, полученных методом сварки взрывом с последующей термообработкой, что и определило постановку настоящего исследования.

Материалы и методы исследования

Процесс получения покрытий системы Fe-Al на поверхности стали Ст3 осуществлялся в соответствии с технологической схемой, представленной на рис. 1.

Замеры теплопроводности при комнатной температуре выполняли на установке КИТ-02Ц, а после нагревов до 300 °С на установке LFA 427 путем измерения температуропроводности и удельной теплоемкости по методике, подробно изложенной в [7]. Электроннооптические исследования проводили на растровом двухлучевом электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam.



Рис. 1. Технологическая схема получения покрытий системы Fe-Al [8]

Результаты и их обсуждение

Расчетное значение коэффициента теплопроводности покрытия (1) на основе алюминидов железа 9,0–9,2 Вт/(м·К), полученное с использованием правила смеси:

$$\lambda_{\text{покр.}} = \frac{\delta_{\text{покр}}}{\frac{\delta_{\text{СКМ}}}{\lambda_{\text{СКМ}}} + \frac{\delta_{\text{подл.}}}{\lambda_{\text{подл.}}}} \quad (1)$$

где $\delta_{\text{покр}}$ – толщина покрытия; $\delta_{\text{СКМ}}$ – толщина всего композита; $\delta_{\text{подл.}}$ – толщина материала подложки; $\lambda_{\text{СКМ}}$, $\lambda_{\text{подл.}}$ – экспериментальные значения коэффициентов теплопроводности композита и материала подложки, соответственно; и данные замеров коэффициентов теплопроводности алюминия АД1, стали Ст3, и Ст3 с покрытием на установке КИТ-02Ц, представлены на рис. 2.

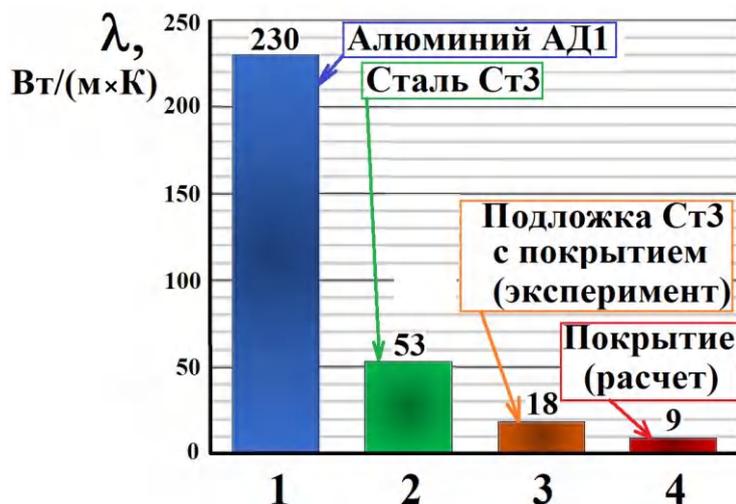


Рис. 2. Значения коэффициентов теплопроводности для алюминия АД1 (1), стали Ст3 (2), образца подложки из Ст3 с покрытием (3) и рассчитанное по правилу смеси покрытия на основе алюминидов железа (4)

Расчетные значения коэффициента теплопроводности стали Ст3 без и с алюминидным покрытием в температурном диапазоне 20–300 °С представлены на рис. 3. Расчет осуществляли по формуле (2):

$$\lambda = a \cdot C_p \cdot \rho, \quad (2)$$

где a – коэффициент температуропроводности, м²/с; C_p – удельная теплоемкость, Дж/(кг·К); ρ – плотность, кг/м³; после измерения температуропроводности (рис. 3, а) и удельной теп-

лоемкости (рис. 3, б) на установке LFA 427.

Анализ представленных на рис. 3 зависимостей показал, что коэффициент теплопроводности для Ст3 снижается с повышением температуры, а формирование на ней алюминидного покрытия приводит к его практически двукратному снижению. Коэффициент теплопроводности для покрытия, рассчитанный по правилу смеси, составил 12,2 Вт/(м·К) при комнатной температуре и 15,9 Вт/(м·К) при 300 °С.

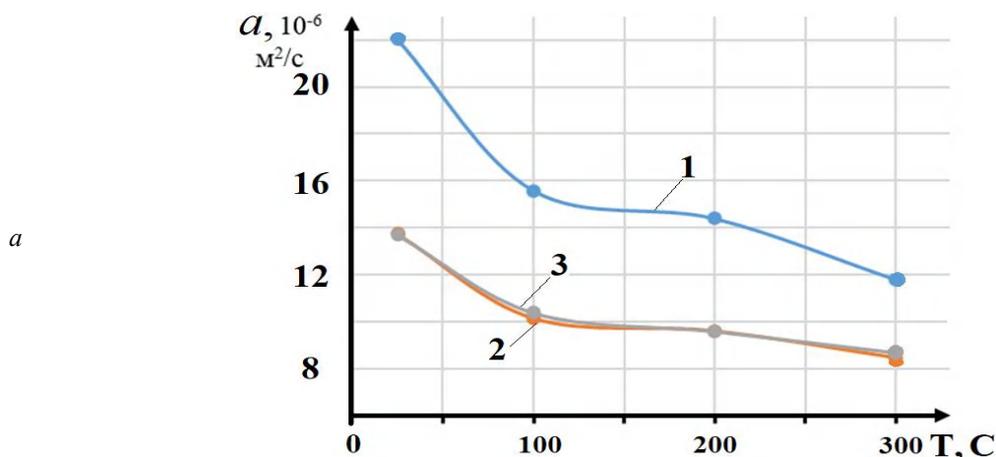


Рис. 3. Результаты измерений температуропроводности (а), удельной теплоемкости (б) и расчета коэффициента теплопроводности (в) в зависимости от температуры:
1 – Ст3; 2 – Ст3 + алюминидное покрытие; 3 – Ст3 + алюминидное покрытие после термообработки по режиму 400 °С, 1000 ч (см. также с. 9)

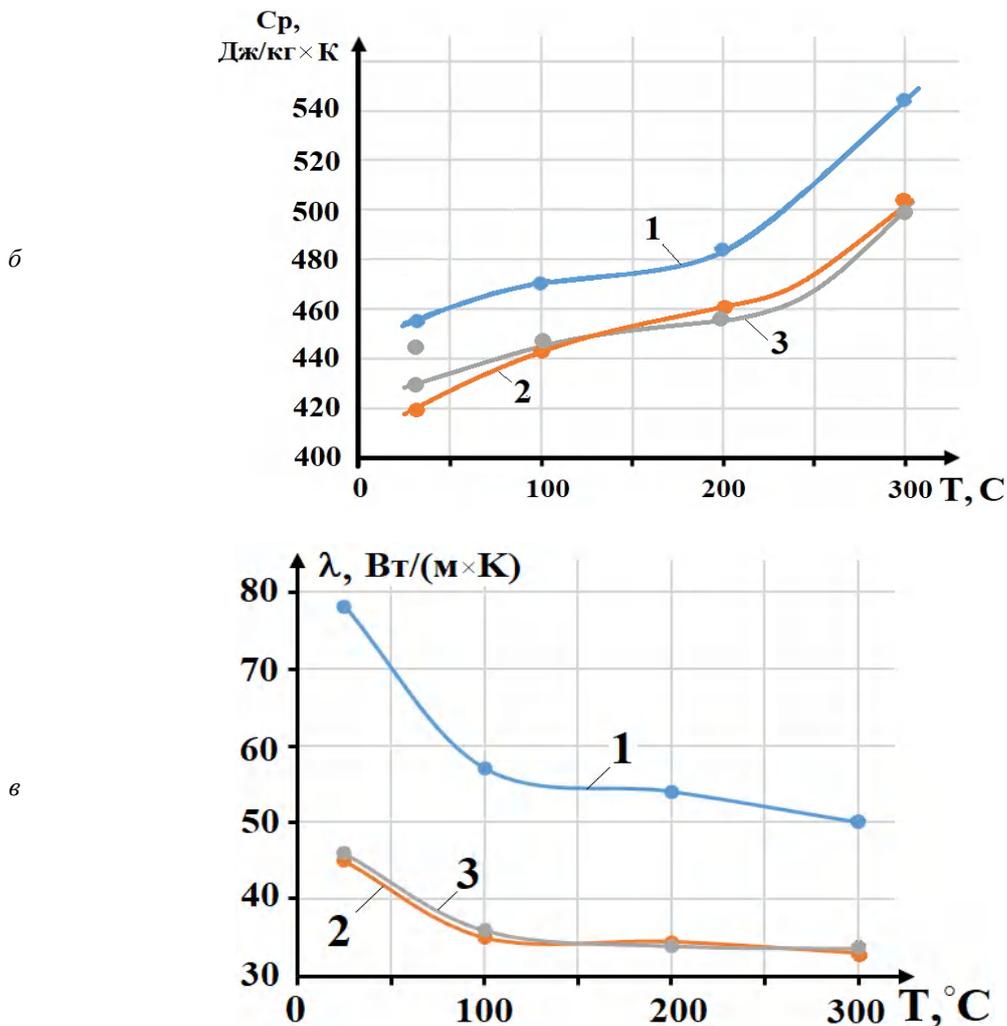


Рис. 3. Окончание

Визуальный осмотр внутренних поверхностей бункеров с алюминидным покрытием показал, что налипание АМ на их стенки меньше,

чем в бункерах без покрытия. Это подтверждается и результатами электроннооптических исследований (рис. 4)

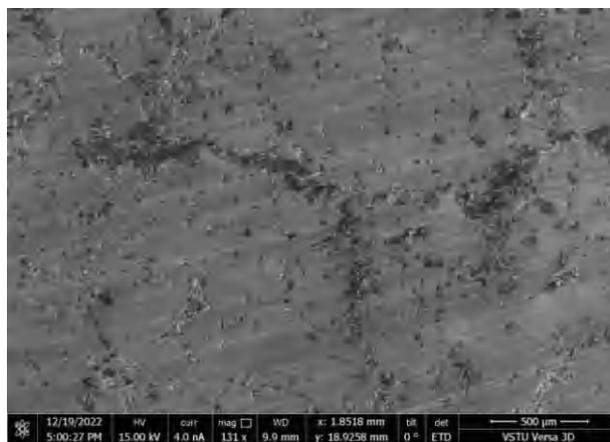
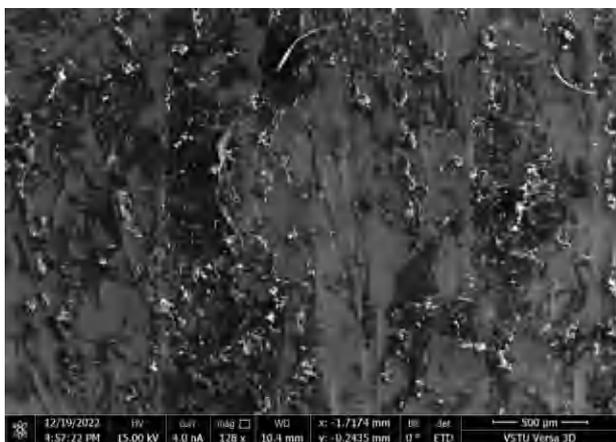


Рис. 4. СЭМ-изображение внутренней поверхности воронки бункера, подвергнутой воздействию АМ в процессе загрузки:
а – без покрытия (Ст3); б – с алюминидным покрытием

Вывод

Наличие на стенках бункера из стали покрытия на основе алюминидов железа приводит к практически двукратному понижению коэффициента теплопроводности. Низкая теплопроводность стенки бункера уменьшает потерю температуры и сохраняет вязкость контактирующей с ней анодной массы и, в итоге, снижает способность разогретой анодной массы к налипанию. В результате потребность в механической очистке стенок бункера сокращается, что позволяет повысить его ресурс.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Минцис, М. Я. Электрометаллургия алюминия / М. Я. Минцис, П. В. Поляков, Г. А. Сиразутдинов. – Новосибирск : Наука, 2001. – 368 с.
2. Троицкий, И. А. Metallurgy of aluminum / И. А. Троицкий, В. А. Железнов. – Москва : Metallurgy, 1977. – 392 с.
3. Янко, Э. А. Anodes of aluminum electrolyzers / Э. А. Янко. – М. : Издательский дом «Руда и металлы», 2001. – 674 с.
4. Ageel S. A., Saleem A. M., B. V. Farhad M. Abdul Mijeebu and J. M. Alalkawi. Cold Extrusion of Carbon Electrodes Using Dies of CRHS Concept and Performance Analysis, Modern Applied Science (Journal of Canadian Center of Science and Education), 2009, Vol. 3, No. 3, pp. 44–54.
5. Shmorgun V. G., Slautin O. V., Kulevich V. P. Features of diffusion interaction in steel-aluminum composite after explosive welding and aluminizing by melt immersion // Metallurgist. – 2019. – Т. 63. – С. 766–774.
6. Шморгу́н, В. Г. Оценка износостойкости слоистых FeAl/Fe₃Al/Fe(Al) покрытий / В. Г. Шморгу́н, О. В. Слау́тин, В. П. Кулеви́ч, Д. В. Прони́чев, С. А. Кузнецо́в // Metallurg. – 2024. – № 1. – С. 74–78. – DOI: 10.52351/00260827_2024_1_74.
7. Оценка теплопроводности полученных сваркой взрывом биметаллов состава сталь Ст3 + алюминий АД1 после их термообработки с использованием ультразвукового воздействия / Д. В. Прони́чев, О. В. Слау́тин, В. П. Кулеви́ч, С. А. Кузнецо́в, И. А. Соколенко // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (273) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2023. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 15–19. – DOI: 10.35211/1990-5297-2023-2-273-15-19.
8. Шморгу́н, В. Г. Исследование износостойкости покрытий на основе алюминидов железа, сформированных на стальных поверхностях / В. Г. Шморгу́н, О. В. Слау́тин, В. П. Кулеви́ч, С. А. Кузнецо́в, М. Д. Романенко // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (289) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2024. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 24–29. – DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-24-29.

УДК 621.793.6

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-10-293-10-14

А. И. Богданов, В. П. Кулевич, В. Г. Шморгу́н, М. А. Разуваев, И. А. Соколенко**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОСТТЕРМООБРАБОТКИ
НА СТРУКТУРУ АЛИТИРОВАННОГО СЛОЯ НА ТИТАНЕ VT1-0*****Волгоградский государственный технический университет**
e-mail: bogdanov@vstu.ru

Представлены результаты исследования влияния посттермообработки на структуру алитированного слоя на титане VT1-0. Показано, что покрытие после термообработки по режиму 700 и 850 °С, 20 ч состоит из двух слоев. Во внешнем слое округлые частицы TiAl₃ разделены между собой оксидом алюминия Al₂O₃. На границе с титаном образуется сплошная диффузионная зона толщиной ~10 мкм, состоящая из нескольких прослоек, представляющих собой алюминиды TiAl₂, TiAl и Ti₃Al.

Ключевые слова: алитирование, термообработка, титан VT1-0, диффузия, покрытие

A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich, V. G. Shmorgun, M. A. Razuvaev, I. A. Sokolenko**INVESTIGATION OF THE POST-THERMAL TREATMENT EFFECT
ON THE STRUCTURE OF THE ALITIZED LAYER ON VT1-0 TITANIUM****Volgograd State Technical University**

The study results of the post-heat treatment effect on the structure of the aluminized layer on VT1-0 titanium are presented. It is shown that the coating after heat treatment at 700 and 850 °C for 20 h consists of two layers. In the outer layer, rounded TiAl₃ particles are separated by aluminum oxide Al₂O₃. A continuous diffusion zone of ~10 μm thickness is formed at the boundary with titanium, consisting of several layers representing TiAl₂, TiAl and Ti₃Al aluminides.

Keywords: aluminizing, heat treatment, titanium VT1-0, diffusion, coating

© Богданов А. И., Кулевич В. П., Шморгу́н В. Г., Разуваев М. А., Соколенко И. А., 2024.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00231, <https://rscf.ru/project/24-29-00231/>.

Жаростойкость титана и большинства титановых сплавов ограничена температурой 550–600 °С. При более высоких температурах наблюдается интенсивное взаимодействие титана с кислородом и образование диоксида титана. Традиционным подходом защиты титана от высокотемпературного окисления является нанесение защитного покрытия с образованием на его поверхности медленно растущего оксида Al_2O_3 . Для того чтобы в бинарных сплавах Al-Ti Al_2O_3 был термодинамически стабилен содержание алюминия в покрытии должно быть не менее 50 ат.% [1]. Обычно алюминий на поверхность титана и титановых сплавов наносят методами плакирования [2], напыления [3–5], осаждения [6–9], лазерным синтезом [10, 11].

Анализ результатов исследований жидкофазного взаимодействия в системе Ti-Al [12, 13], позволил сделать вывод, что перспективным является получение жаростойких покрытий на поверхности титана по комплексной технологии, включающей горячее алитирование и последующую термообработку. Последнее базируется на том, что из всех способов получения алюминиевых покрытий способ горячего алитирования является наиболее экономичным и эффективным, а реакционное взаимодействие титана с расплавом алюминия при термообработке приводит к формированию интерметаллидных слоев, содержащих глобулиты интерметаллидных зерен $TiAl_3$ в алюминиевой матрице.

Согласно диаграмме состояния Al-Ti из-за наличия градиента концентраций на границе «Al-алюминид титана $TiAl_3$ » термическая обработка покрытия при температуре выше температуры плавления алюминия должна приводить к стабильному фронтальному увеличению толщины $TiAl_3$. При достижении критической толщины $TiAl_3$ должен разрушаться по изложенному в работе [14] механизму на отдельные фрагменты с последующим их выдавливанием из реакционного объема, а повышение температуры термообработки, снижая вязкость расплава, интенсифицировать тепловые потоки, транспортирующие отделяющиеся новые интерметаллидные фрагменты от реакционной поверхности в расплав. Фрагментации образующегося алюминидов должен способствовать эффект Ребиндера [15], заключающийся в адсорбционном понижении прочности твердых тел, облегчении их деформации и разрушения при физико-химическом воздействии жидкой среды.

Целью настоящей работы являлось исследование структуры, химического и фазового состава покрытия, формируемого на поверхности титана VT1-0 после его алитирования погружением в расплав и посттермообработки по режиму, обеспечивающему жидкофазное взаимодействие.

Материалы и методы исследования

Алитирование образцов из технического титана VT1-0 размером $10 \times 10 \times 2$ мм осуществляли при их погружении в расплав алюминиевого сплава марки АД31. Для получения расплава навеску сплава АД31 массой 100 г нагревали в печи SNOL 8.2/1100 до температуры 740 °С в керамическом тигле. Титановые образцы после удаления окисной пленки погружали в ванну с расплавом через слой флюса на 10 мин, а затем извлекали из тигля и охлаждали на воздухе. В итоге титановые образцы были покрыты однородным слоем алюминиевого сплава толщиной около 30–40 мкм.

Посттермообработку по режиму, обеспечивающему жидкофазное взаимодействие, проводили при двух температурах – 700 и 850 °С в печи SNOL 8.2/1100.

Электроннооптические исследования и определение химического состава (ЭДС анализ) осуществляли на растровом двухлучевом электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam.

Результаты и их обсуждение

В работе [16] показано, что внешний слой покрытия после алитирования имеет преимущественно гомогенное строение и состоит из закристаллизовавшейся алюминиевой матрицы, а присутствующие на границе более светлые включения округлой формы размером 250–400 нм имеют состав (~83–84 ат. % Al и ~16–17-ат. % Ti), соответствующий соединению $TiAl_3$.

Посттермообработку по режиму, обеспечивающему жидкофазное взаимодействие, проводили при двух температурах – 700 и 850 °С. Этот диапазон обеспечивал получение расплава алюминия и отсутствие полиморфного превращения в титане.

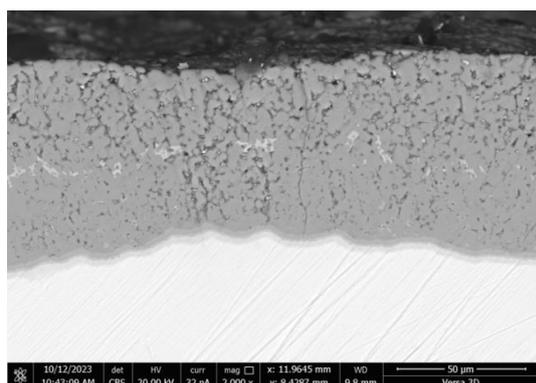
Анализ полученных экспериментальных данных показал, что посттермообработка приводит к формированию дисперсной структуры покрытия. Причем, чем ближе к поверхности, тем более выражен этот процесс. Выделяющиеся частицы $TiAl_3$ формируют диффузионный слой, который за счет постепенного увеличения своей толщины заполняет весь объем расплава

ленного алюминия. После его заполнения одновременно продолжается рост толщины диффузионного слоя (за счет растворения титана, т.к. коэффициент диффузии алюминия в три раза выше, чем у титана [17]) и происходит увеличение содержания в нем интерметаллида вплоть до полного исчезновения алюминиевой фазы. Таким образом, приращение толщины слоя $TiAl_3$ практически контролируется диффузией атомов алюминия, а его толщина

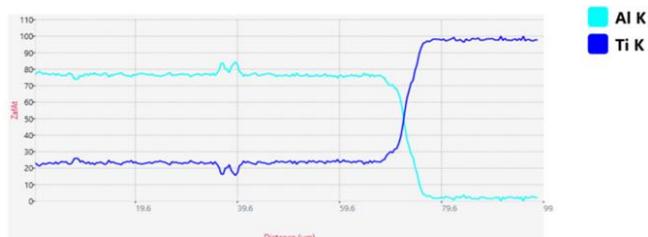
увеличивается с температурой и временем.

Визуально поперечное сечение образцов после 20-часовой выдержки при 700 и 850 °С (рис. 1) можно разделить на два различных слоя - внешний слой и промежуточный (рис. 2), прилегающий к титановой подложке.

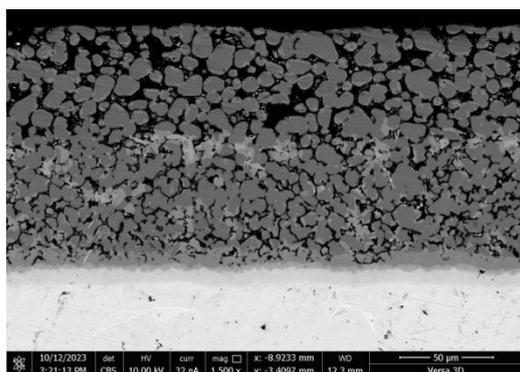
Во внешнем слое происходит как бы диспергирование структуры. Округлые частицы $TiAl_3$ оказываются разделенными между собой оксидом алюминия Al_2O_3 (табл. 1).



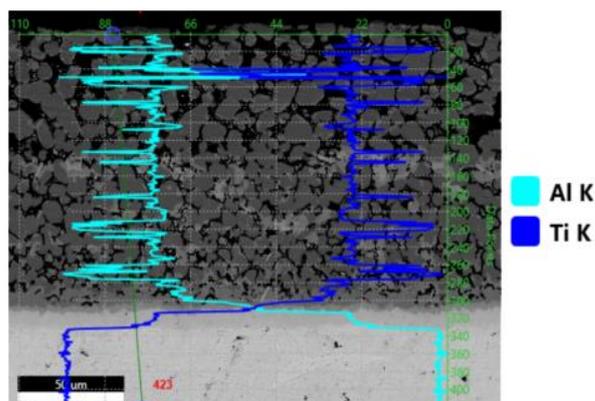
а



б

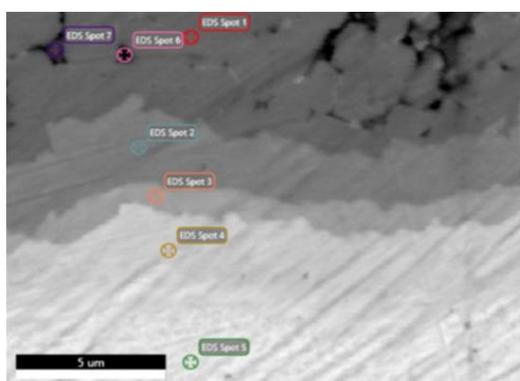


в

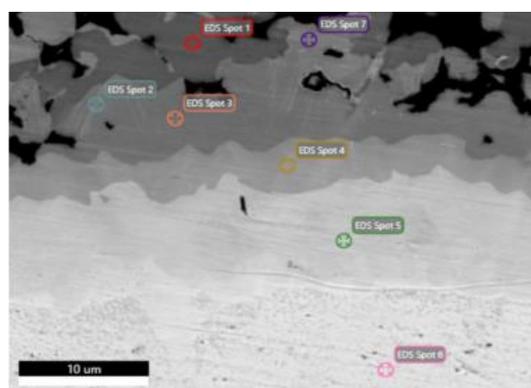


г

Рис. 1. СЭМ-изображение (а, в) и распределение элементов (б, г) по сечению покрытия после ТО по режиму 700 °С, 20 ч (а, б) и 800 °С, 20 ч (в, г)



а



б

Рис. 2. СЭМ-изображение промежуточного слоя покрытия после ТО по режиму 700 (а) и 850 °С (б), 20 ч

На границе с титаном (промежуточный слой) образуется сплошная диффузионная зона толщиной ~10 мкм, состоящая из нескольких прослоек, представляющих собой алюминиды TiAl₂, TiAl и Ti₃Al (по мере приближе-

ния к титану). Ее фазовый состав формируется в результате превращений, идущих в следующей последовательности: фаза TiAl₃ превращается в TiAl₂, а фаза TiAl₂ превращается в TiAl (табл. 2).

Таблица 1

Результаты точного ЭДС анализа состава промежуточного слоя покрытия (700 °С, 20 ч)

Содержание элемента, ат. %	Анализируемая точка (см. рис. 2, а)						
	1	2	3	4	5	6	7
Ti	24,59	33,09	47,71	75,52	100	11,45	15,57
Al	75,41	66,91	52,29	24,48	–	63,66	62,98
O	–	–	–	–	–	24,89	21,46
Предполагаемая фаза	TiAl ₃	TiAl ₂	TiAl	Ti ₃ Al	Ti	Al ₂ O ₃ (Ti)	Al ₂ O ₃ (Ti)

Таблица 2

Результаты точного ЭДС анализа состава промежуточного слоя покрытия (850 °С, 20 ч)

Содержание элемента, ат. %	Анализируемая точка (см. рис. 2, б)						
	1	2	3	4	5	6	7
Ti	25,61	31,42	34,04	50,72	77,45	100	30,64
Al	74,39	68,57	65,96	49,28	22,55	–	69,36
Предполагаемая фаза	TiAl ₃	TiAl ₂	TiAl ₂	TiAl	Ti ₃ Al	Ti	TiAl ₂

В срединной части покрытия (рис. 3, (табл. 3, 4)) наблюдаются светлые включения, обусловленные наличием железа в составе исходного титана ВТ1-0 и сплава АД31. Согласно литературным данным [18], в системе Al-Ti-Fe

возможно образование тройных соединений, например, кубической фазы L12 Al₃Ti_{0.75}Fe_{0.25} или бинарного интерметаллида TiAl₃, в котором растворяется ~1,2 ат. % железа.

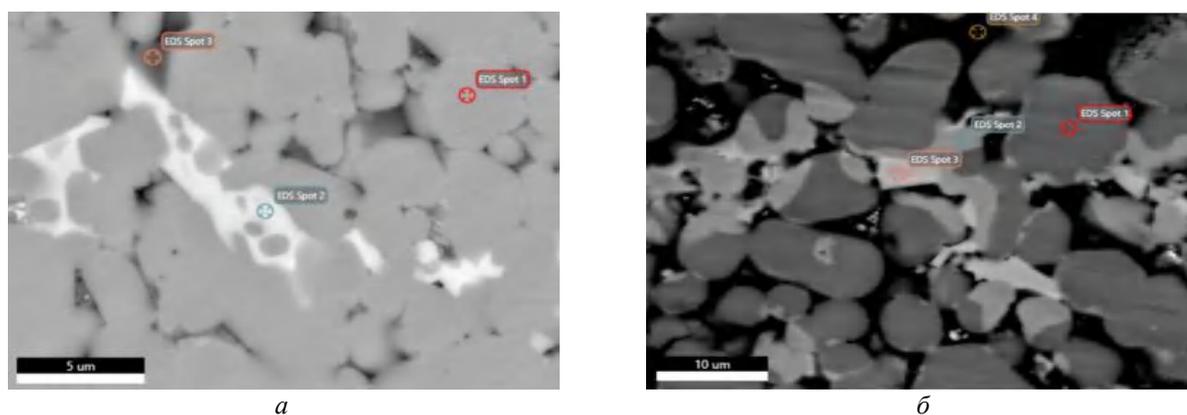


Рис. 3. СЭМ-изображение срединной части покрытия после ТО по режиму 700 (а) и 850 °С (б), 20 ч

Таблица 3

Результаты точного ЭДС анализа состава срединной части покрытия (700 °С, 20 ч)

Анализируемая точка (см. рис. 3, а)	Содержание элемента, ат. %			Предполагаемая фаза
	Al	Ti	Fe	
1	76,29	23,71	–	TiAl ₃
2	74,92	11,22	13,86	TiAl ₃ (Fe), FeAl ₃ (Ti) или тройная
3	77,12	22,88	–	TiAl ₃

Результаты точечного ЭДС анализа состава срединной части покрытия (850 °С, 20 ч)

Анализируемая точка (см. рис. 3, б)	Содержание элемента, ат. %			Предполагаемая фаза
	Al	Ti	Fe	
1	74,09	25,1	–	TiAl ₃
2	66,33	25,21	8,46	TiAl ₃
3	70,58	4,51	24,91	FeAl ₃

Выводы

1. Посттермообработка алитированного титана VT1-0 приводит к формированию дисперсной структуры покрытия. Причем, чем ближе к поверхности, тем более выражен этот процесс.

2. Визуально поперечное сечение покрытия после 20-часовой выдержки при 700 и 800 °С состоит из двух слоев: внешнего и прилегающего к титановой подложке.

3. Во внешнем слое округлые частицы TiAl₃ разделены между собой оксидом алюминия Al₂O₃. На границе с титаном образуется сплошная диффузионная зона толщиной ~10 мкм, состоящая из нескольких прослоек, представляющих собой алюминиды TiAl₂, TiAl и Ti₃Al.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Alloy phase transformations driven by high temperature corrosion processes/ D. J. Young, B. Gleeson. // *Corrosion Science*, Volume 44, Issue 2, February 2002, Pages 345–357.
- Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – М. : Металлургиздат, 2016. – 346 с.
- Effect of surface aluminizing on long-term high-temperature thermal stability of TC4 titanium alloy/ Jingjie Dai, Jiyun Zhu, Lei Zhuang and Shouying Li// *Surface Review and Letters*, Vol. 23, No. 2 (2016) 1550102.
- Aluminizing of TiAl-Based Alloy Using Thermal Spray Coating /Tomohiro Sasaki,Takahiro Yagi and Takehiko Watanabe// *Materials Science Forum*. Vols. 654-656, pp 1884-1887.
- Tribological properties of detonation coatings based on titanium aluminides and aluminum titanate / V. E. Oliner [et al] // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, Vol. 44, Nos. 11-12, 2005, pp. 531–536.
- In situ synthesis of titanium-aluminides in coating with supersonic free-jet PVD using Ti and Al nanoparticles/ A. Yumoto, F. Hiroki, I. Shiota, N. Niwa// *Surface and Coatings Technology* 169 – 170(2003)499–503.
- Formation and Study of Electrospray Coatings Based on Titanium Aluminides/S. A. Pyachin, A. A. Burkov and V. S. Komarova// *Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*, 2013, Vol.7, No. 3, pp. 515–522.
- Effect of oxidation resistant Al₃Ti coating on tensile properties of a near α -Ti alloy/ Chandrakant Parlikar, MdZafir Alam, Rajdeep Sarkar, Dipak K. Das// *Surface & Coatings Technology* 236 (2013) 107–117.
- Thermodynamic study on pack aluminizing systems of pure titanium and nickel / H. R. Karimi Zarchi, M. Soltanieh, M. R. Aboutalebi, X. Guo// *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 23(2013) 1838-1846
- Heat Treatment of In Situ Laser-Fabricated Titanium Aluminide/ Shaik E. Hoosain, Sisa Pityana, Christopher S. Freemantle and Monnamme Tlotleng// *Metals* 2018, 8, 655.
- Structure and oxidation behavior of γ -TiAl coating produced by laser cladding on titanium alloy / I. N. Malutina, H. Si-Mohand, J. Sijobert, P. Bertrand, D. V. Lazurenko, I. A. Bataev // *Surface & Coatings Technology (Surface and Coatings Technology)*. – 2017. – Vol. 319. – P. 136–144.
- Формирование интерметаллидов при взаимодействии расплава алюминия с титаном / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун // *Металлург*. – 2015. № 12. – С. 68–74.
- Структурообразование в титано-алюминиевых композитах в присутствии жидкой фазы / Л. М. Гуревич [и др.] // *Журнал функциональных материалов*. – 2008. – Т. 2. – № 4. – С. 153–157.
- Microstructural Features of TiAl₃ Base Compounds Formed by Reaction Synthesis / M. Sujata, S. Bhargava and S. Sangal // *Materials & Design*. Volume 32. Issue 1. January 2011. – P. 207 – 216.
- Поверхностные явления в твердых телах в процессах их деформации и разрушения / П. А. Ребиндер, Е. Д. Щукин // *Успехи физических наук*. – 1972. – Т. 108. – Вып. 1. – С. 3–42.
- Исследование структуры и состава покрытия на титане VT1-0 после жидкостного алитирования / В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, В. П. Кулевич, М. А. Разуваев, В. Д. Гринцов // *Известия ВолГТУ : научный журнал № 2 (285) / ВолГТУ*. – Волгоград, 2024. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 6–11.
- Surface Modification of TiAl Intermetallics by Liquid Aluminizing/ I.C.Hsu, S.K.Wu, R.Y.Lin // *Materials Chemistry and Physics*, Vol.49, p. 184-190, The Netherland. (SCI) (CS83-0210-D002-003)
- Reassessment of the Binary Aluminum-Titanium Phase Diagram / Julius C. Schuster, Martin Palm // *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. Vol. 27. № 3. 2006. – P. 255 – 277.

УДК 621.791

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-10-293-15-19

*В. Г. Шморгун, В. П. Кулевич, А. И. Богданов, В. Д. Гринцов, А. С. Махмутова***КИНЕТИКА РОСТА ДИФФУЗИОННЫХ ПРОСЛОЕК В СКМ 20880+АД1+ВТ1-0*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Показано, что диффузионная зона на межслойной границе сталь 20880 + алюминий АД1 состоит из двух прослоек: интерметаллида Fe_2Al_5 , расположенного со стороны стали и составляющего основную часть диффузионной зоны, и тонкой (до 10 мкм) прослойки интерметаллида $FeAl_3$ со стороны алюминия. Микротвердость диффузионной зоны ~ 12 ГПа. Установлено, что интенсивность роста диффузионной зоны на межслойной границе алюминий АД1+титан ВТ1-0 с фазовым составом $TiAl_3$ почти в полтора раза ниже, чем на межслойной границе сталь 20880 + алюминий АД1. Ее микротвердость ~5 ГПа.

Ключевые слова: сварка взрывом, микроструктура, фазовый состав, диффузионная зона, алюминиды железа, алюминиды титана

*V. G. Shmorgun, V. P. Kulevich, A. I. Bogdanov, V. D. Grintsov, A. S. Mahmutova***KINETICS OF GROWTH OF DIFFUSION LAYERS IN SCM 20880+AD1+VT1-0****Volgograd State Technical University**

It is shown that the diffusion zone at the interlayer boundary of steel 20880 + aluminum AD1 consists of two layers: the Fe_2Al_5 intermetallic compound located on the steel side and constituting the main part of the diffusion zone, and a thin (up to 10 μm) layer of the $FeAl_3$ intermetallic compound on the aluminum side. Microhardness of the diffusion zone ~ 12 GPa. It has been established that the intensity of growth of the diffusion zone at the interlayer boundary of aluminum AD1 + titanium VT1-0 with the phase composition $TiAl_3$ is almost one and a half times lower than at the interlayer boundary of steel 20880 + aluminum AD1. Its microhardness is ~5 GPa.

Keywords: explosion welding, microstructure, phase composition, diffusion zone, iron aluminides, titanium aluminides

Разработка новых технологических процессов получения покрытий с воспроизводимыми и стабильными свойствами в настоящее время является актуальной задачей. На кафедре «Материаловедение и КМ» предложена методика модифицирования поверхности титана путем диффузионной металлизации алюминидами титана, заключающаяся в сварке взрывом трехслойной сталь-алюминий-титан композиции с последующим диффузионным отжигом для формирования на границе сталь-алюминий интерметаллидных прослоек толщиной, достаточной для самопроизвольного отделения стального слоя. Для ее практической реализации необходимо было выполнить исследование структуры и свойств диффузионных зон на межслойных границах трехслойного композита сталь 20880+ алюминий АД1+ титан ВТ1-0, что и явилось целью настоящей работы.

Материалы и методика эксперимента

В качестве исходных материалов использовали листы стали марки 20880, алюминия АД1 и титана ВТ1-0 толщиной 1,6, 1 и 3 мм соответственно. Композиционную заготовку получали

сваркой взрывом по одновременной плоскопараллельной схеме на режимах, обеспечивающих прочность соединения на уровне алюминия АД1 (скорость соударения на границе сталь-алюминий 530 м/с, на границе алюминий – титан 590 м/с, скорость точки контакта 2000 м/с). Термическую обработку (ТО) проводили в печи SNOL 8.2/1100. Металлографические исследования осуществляли с применением оптической (модульный моторизованный микроскоп Olympus BX61 с фиксацией изображения цифровой камерой DP-12) и электронной (растровый электронный микроскоп Versa 3D) микроскопии. Химический состав оплавленного металла и диффузионной зоны определяли с помощью энергодисперсионного спектрометра EDAX Trident XM 4 (ЭДС). Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3М с нагрузкой на индентор 50–100 г.

Результаты и их обсуждение

Металлографические исследования структуры границы соединения сталь 20880 + алюминий АД1 после сварки показали наличие в начале пластины оплавленного металла в виде тон-

© Шморгун В. Г., Кулевич В. П., Богданов А. И., Гринцов В. Д., Махмутова А. С., 2024.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00231, <https://rscf.ru/project/24-29-00231/>.

ких (~10 мкм) участков небольшой протяженности. Их твердость не превышает ~ 3 ГПа, а площадь составляет в среднем ~ 0,003 мм² (рис. 1, а). В конце пластины (рис. 1, б) наблюдаются оплавы значительно большей толщины и протяженности со средней площадью 0,013 мм², при этом

состав оплава остается неизменным. Результаты ЭДС анализа показали, что оплав, как и в соединении АД1+Ст3 [1], состоит из механической смеси алюминия с интерметаллидом FeAl₃, а у границы со сталью обнаружена тонкая прослойка чистого интерметаллида FeAl₃.

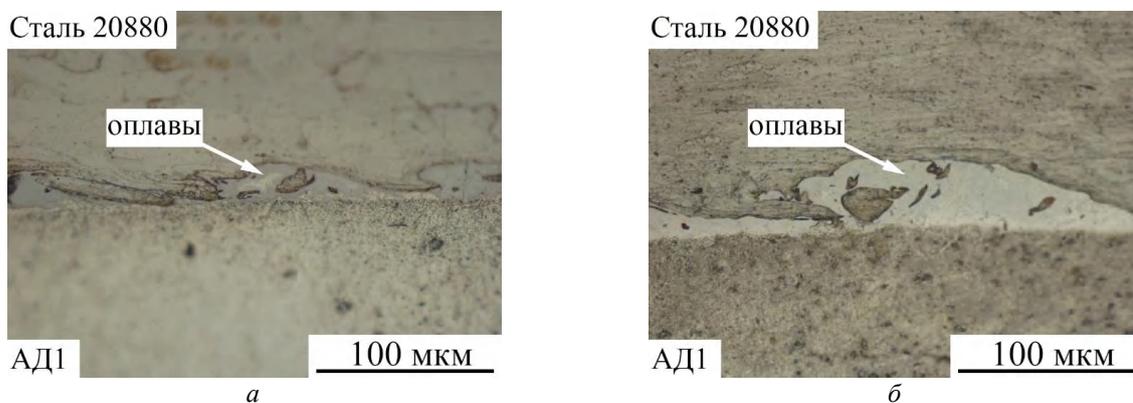


Рис. 1. Участки оплавленного металла на границе соединения сталь 20880-алюминий АД1 после сварки

Проведенный металлографический анализ границы соединения титан ВТ1-0 + алюминий АД1 в сваренном взрывном трехслойном композите позволил установить формирование

на межслойной границе сплошной прослойки оплавленного металла. В начале пластины ее толщина составляла 5–10 мкм (рис. 2, а), а в конце – 9–18 мкм (рис. 2, б).

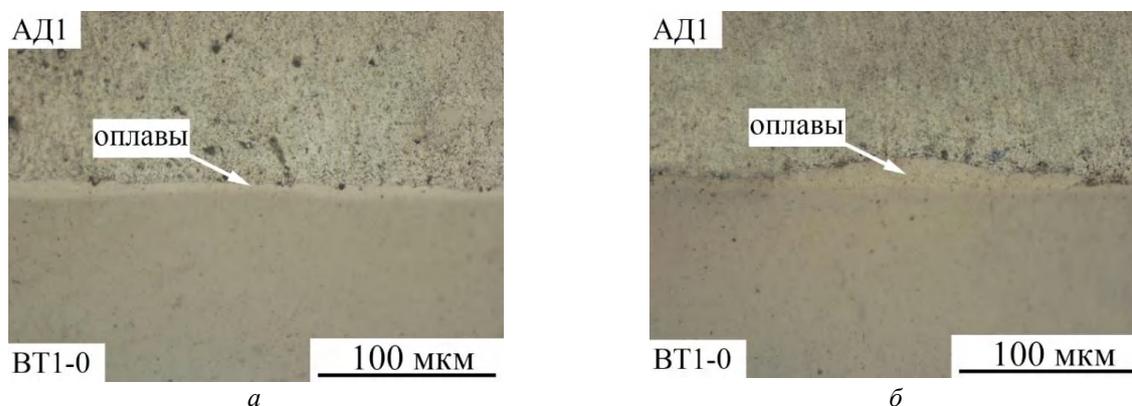


Рис. 2. Участки оплавленного металла на границе соединения алюминий АД1-титан ВТ1-0 после сварки

При больших увеличениях (рис. 3) выявлялась гетерогенная структура оплава, которая согласно результатам ЭДС, представляет собой включения состава 75 ат.% Al и 25 ат.% Ti (интерметаллид TiAl₃) в алюминиевой матрице (таблица). Микротвердость оплавленного металла менялась от 1,6 ГПа до 2,1 ГПа.

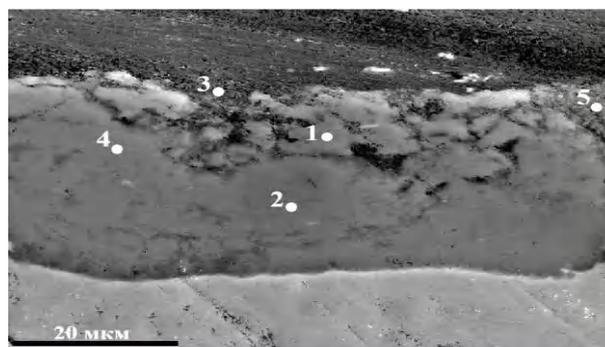


Рис. 3. СЭМ-изображение оплавленного металла на границе алюминий АД1-титан ВТ1-0 (точками указаны места ЭДС анализа химического состава)

Химический состав оплавленного металла

Зона	Содержание элементов, ат. %			Фаза
	Al	Ti	Fe	
1	77,1	22,4	0,5	TiAl ₃
2	74,7	24,8	0,5	TiAl ₃
3	95,0	4,8	0,2	Al
4	75,1	24,4	0,5	TiAl ₃
5	91,2	8,5	0,3	Al

Для формирования диффузионной зоны (ДЗ) на межслойной границе сваренного взрывом триметалла сталь 20880 + алюминий АД1+ титан ВТ1-0 его ТО проводили при температуре 600–640 °С в течение 0,5–20 ч. Выбор верхнего предела температурного диапазона обуславливался температурой эвтектического превращения, а нижний – значительным замедлением диффузионных процессов.

Обработка данных металлографического и энергодисперсионного анализа показала, что на малых временах выдержки со стороны стали

вдоль границы с оплавом начинает формироваться тонкая интерметаллидная прослойка Fe₂Al₅. После полного «поглощения» оплавов формируется сплошная ДЗ, состоящая из двух прослоек: интерметаллида Fe₂Al₅, расположенного со стороны стали и составляющего основную часть ДЗ, и тонкой (до 10 мкм) прослойки интерметаллида FeAl₃ со стороны алюминия (рис. 4). Увеличение времени ТО приводит к изменению средней толщины ДЗ (рис. 5), повышению разнотолщинности и количества дефектов. Микротвердость ДЗ составила ~ 12 ГПа.

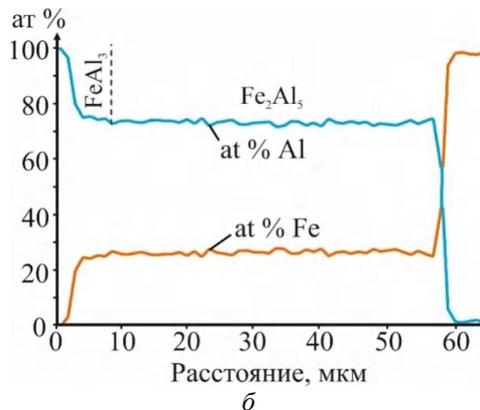
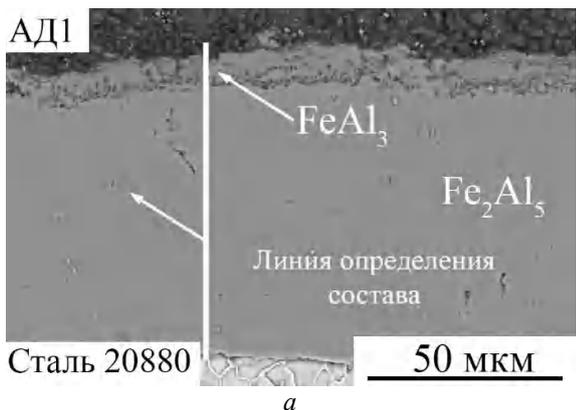


Рис. 4. СЭМ-изображение ДЗ границе алюминий АД1-сталь 20880 после ТО 640 °С, 5 ч (а) и распределение химических элементов по ее толщине (б)

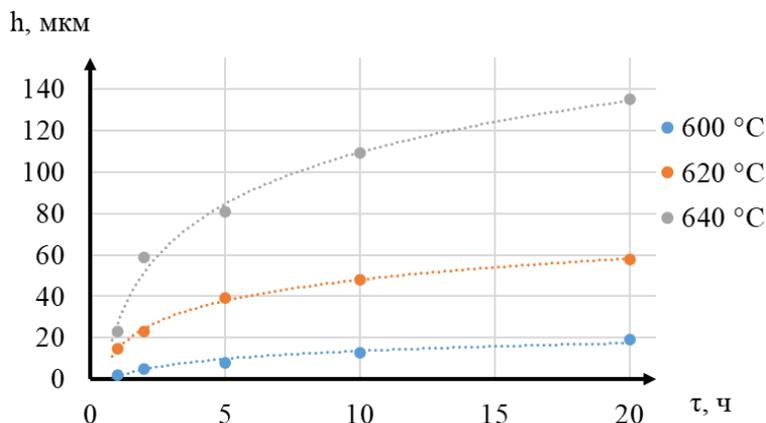


Рис. 5. Кинетика роста ДЗ на межслойной границе алюминий АД1-сталь 20880

Рост ДЗ на границе ВТ1-0 + АД1 начитается при более высоких температурах и временах выдержки. Из рис. 6, а видно, что после ТО 600 °С, 2 ч ДЗ практически неразличима. С увеличением температуры и времени вы-

держки образовавшаяся ДЗ росла по толщине и протяженности (рис. 6, б). Кинетика роста толщины ДЗ на границе ВТ1-0+ АД1 при нагреве образцов с выдержками до 20 ч представлена на рис. 7.

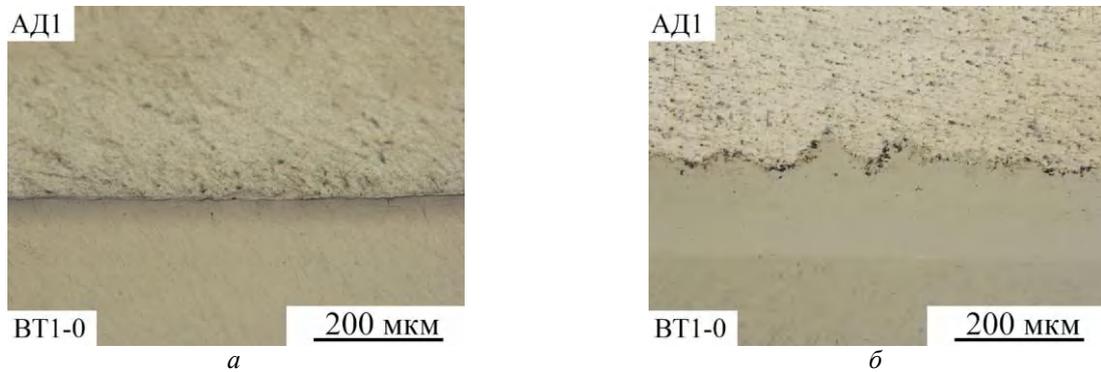


Рис. 6. Микроструктура ДЗ на границе алюминий АД1-титан ВТ1-0 после ТО при 600 °С, 2 ч (а) и 640 °С, 20 ч (б)

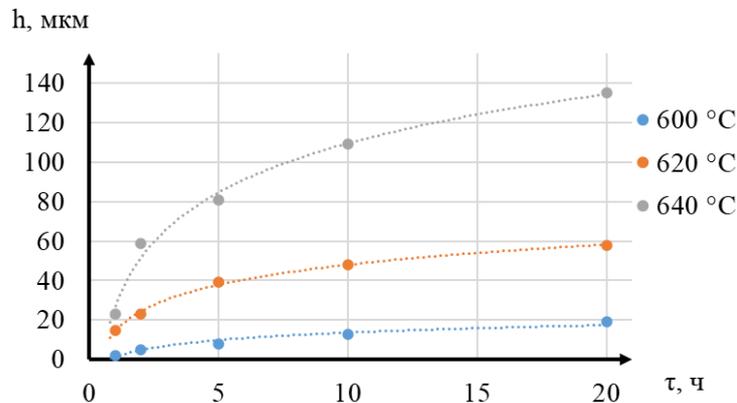


Рис. 7. Кинетика роста ДЗ на межслойной границе алюминий АД1-титан ВТ1-0

Исследования диффузионного взаимодействия между титаном и алюминием в процессе отжига при 600–640 °С показали, что интенсивность роста ДЗ почти в полтора раза ниже, чем на межслойной границе сталь 20880 + алюминий АД1.

Согласно результатам ЭДС анализа (сканирование по линии), в ДЗ в среднем содержится

~75 ат. % Al, ~25 ат. % Ti, т.е. состав соответствует интерметаллиду $TiAl_3$ (рис. 8). Аналогичный вывод о фазовом составе ДЗ был сделан и в работе [2]. Микротвердость ДЗ составляла 5,3–5,5 ГПа и не зависела от времени выдержки, что косвенно подтверждает стабильность ее фазового и химического состава.

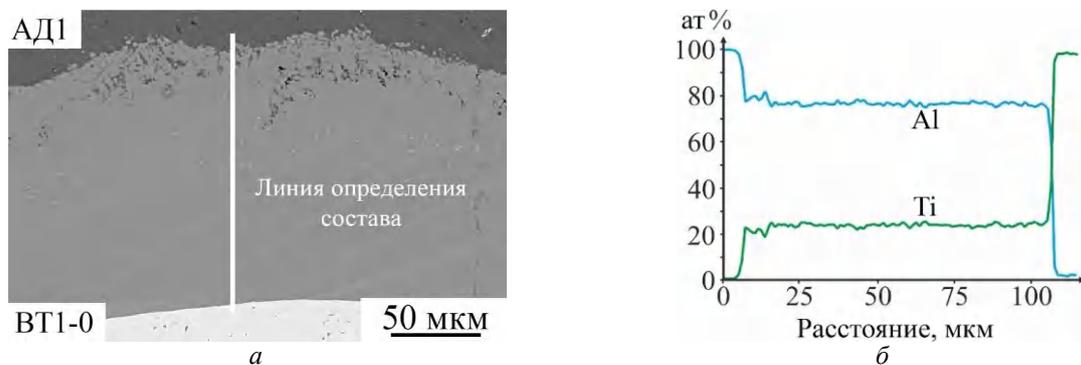


Рис. 8. СЭМ-изображение ДЗ на межслойной границе алюминий АД1-титан ВТ1-0 после ТО 640 °С, 20 ч и распределение химических элементов по ее толщине

Выводы

1. Диффузионная зона на межслойной границе сталь 20880 + алюминий АД1 состоит из двух прослоек: интерметаллида Fe_2Al_5 , расположенного со стороны стали и составляющего основную часть диффузионной зоны, и тонкой (до 10 мкм) прослойки интерметаллида $FeAl_3$ со стороны алюминия. Микротвердость диффузионной зоны ~ 12 ГПа.

2. Интенсивность роста диффузионной зоны на межслойной границе алюминий АД1+титан ВТ1-0 с фазовым составом $TiAl_3$ почти в полтора раза ниже, чем на межслойной границе сталь 20880 + алюминий АД1. Ее микротвердость ~5 ГПа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шморгун, В. Г. Структура и фазовый состав локальных участков оплавленного металла в сваренном взрывом биметалле Ст3-АД1 / В. Г. Шморгун, Д. В. Проничев, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич, А. Д. Кинина // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (205) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 54–57.

2. Трыков, Ю. П. Диффузия в слоистом титано-алюминиевом композите ВТ1-АД1 при повышенных температурах / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, А. Н. Жоров, В. Н. Арисова, Д. Н. Гурулев // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 3 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 1). – С. 5–8.

УДК 621.791.044+621.771:669.018.95

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-10-293-19-24

В. Н. Арисова¹, А. И. Богданов¹, Л. М. Гуревич¹, В. С. Семенова², А. П. Голикова¹

**РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ
СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ МЕДНО-СТАЛЬНОГО БИМЕТАЛЛА
ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ**

¹Волгоградский государственный технический университет

²АО «Всероссийский научно-исследовательский и конструкторско-технологический институт оборудования нефтеперерабатывающей и нефтехимической промышленности»

e-mail: arisova1954@mail.ru

Приведены результаты исследований диффузионных процессов в зоне соединения биметалла медь М3 + сталь 30ХГСА после сварки взрывом и последующих термических воздействий при 880 °С с временем выдержки до 10 ч, 1000 °С с временами выдержки 24, 50, 100 ч и 1050 °С с временем выдержки 1 ч. Показано, что интенсификация диффузионных процессов стали в медь и меди в сталь вблизи границы соединения с образованием твердых растворов вызывает существенное развитие характеристик тонкой структуры: увеличение уровня относительной деформации решетки и измельчение блоков мозаики.

Ключевые слова: медно-стальной биметалл, сварка взрывом, высокотемпературные нагревы, диффузия, микроструктура, рентгеноструктурный анализ, тонкая структура

V. N. Arisova¹, A. I. Bogdanov¹, L. M. Gurevich¹, V. S. Senenova², A. P. Golikova¹

**X-RAY STUDIES OF EXPLOSION-WELDED COPPER-STEEL
BIMETAL AFTER THERMAL IMPACTS**

¹Volgograd State Technical University

²"Research, Design And Technological Institute Of Oil Refining And Petrochemical Equipment" Joint Stock Company

The article presents the results of studies of diffusion processes in the joint zone of the bimetallic copper М3 + steel 30CrMnSiA after explosion welding and subsequent thermal effects at 880 °С with a holding time of up to 10 hours, 1000 °С with holding times of 24, 50, 100 hours and 1050 °С with a holding time of 1 hour. It is shown that the intensification of diffusion processes of steel into copper and copper into steel near the joint boundary with the formation of solid solutions causes a significant development of the thin structure characteristics: an increase in the level of relative lattice deformation and a refinement of mosaic blocks.

Keywords: copper-steel bimetal, explosion welding, high-temperature heating, diffusion, microstructure, X-ray diffraction analysis, thin structure

Детали металлургического оборудования, изготовленные из медно-стальных биметаллов, работают в тяжелых эксплуатационных усло-

виях, поэтому существенное влияние на их долговечность оказывают применяемые материалы и рабочие температуры [1].

Требуемые служебные показатели обеспечиваются созданием улучшенного комплекса физико-механических свойств композитов, которыми может не обладать каждый материал в отдельности. Свойства слоистых композитов, в свою очередь, определяются характером и закономерностями формирования структуры металлов, особенно в зоне соединения [2,3].

В [4–7] приведены результаты исследований медно-стального биметалла медь МЗ + сталь 30ХГСА после сварки взрывом и различных термических воздействий – отжигов при температурах 880–1050 °С и временах выдержки 1–100 ч и термического улучшения. Было установлено, что при температуре 880 °С диффузионные процессы начинают протекать при временах выдержки 5 и 10 ч, а увеличение температуры и длительности нагрева до 1000 °С от 24 до 100 ч способствует интенсификации диффузионных процессов как меди в сталь на глубину до 103 мкм, так и компонентов стали в медь – до 300 мкм. При повышении температуры до 1050 °С в течение 1 ч диффузионные зоны соответствовали толщинам 95 мкм со стороны меди и 25 мкм со стороны стали. Показано, что в «вихревых» зонах соединения с оплавками при отжиге 1000–1050 °С происходит растворение образующихся после сварки взрывом стальных фрагментов различного размера с образованием дисперсной структуры.

Целью данной работы являются исследования по влиянию температуры и длительности термического воздействия на тонкую структуру сваренного взрывом медно-стального композита с использованием рентгеноструктурного анализа.

Материалы и методика проведения исследований

Медно-стальной композит получен СВ по плоскопараллельной схеме метанием медной пластины марки МЗ толщиной 3 мм на лист конструкционной стали 30ХГСА толщиной 10 мм.

Нагрев сваренного взрывом композита проводился в печи СНОЛ-1.6,2.5,1/11-ИЗ при температурах 880 °С с временем выдержки от 1 до 10 ч, 1000 °С и временах выдержки 24–100 ч, а также при температуре 1050 °С в течение 1 ч с последующим охлаждением на воздухе.

Микроструктуру изучали с помощью оптического металлографического микроскопа «Olympus BX61» с фиксацией микроструктур компонентов КМ с помощью цифровой камеры микроскопа DP12 при увеличениях $\times 50$ – $\times 200$ и растрового двухлучевого электронно-ионного микроскопа системы Versa3D DualBeam. Распределение химических элементов в околошовной зоне композиционного материала изучали с использованием энергодисперсионного спектрометра INCA X-Max (Oxford Instruments). Измерение микротвердости проводили на приборе ПМТ-3М.

Для определения изменений характеристик тонкой структуры осуществляли рентгено съемки на дифрактометре D8 ADVANCE BRUKER профилей дифракционных линий (110) и (220) стали и (1110 и (222) меди в сечениях перпендикулярных толщине биметалла, начиная с поверхности меди МЗ до зоны соединения и от нее в сталь 30ХГСА путем последовательного удаления слоев (рис. 1).

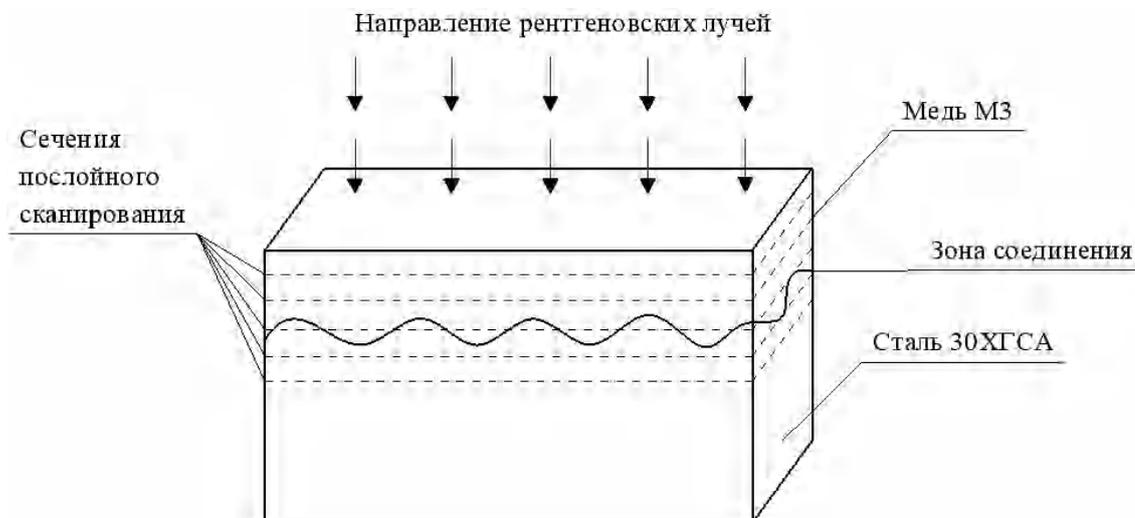


Рис. 1. Схема рентгеновских съемок при последовательном снятии слоев от меди МЗ к стали 30ХГСА

Для выделения из общей ширины рентгеновских линий физического уширения (β), определения относительной деформации решетки (Δ/a) и размера областей когерентного рассея-

ния (ОКР) – блоков мозаики использовали метод аппроксимации [8]. Общий вид дифрактограммы в зоне соединения в диапазоне углов $2\Theta = 20\text{--}110$ град представлен на рис. 2.

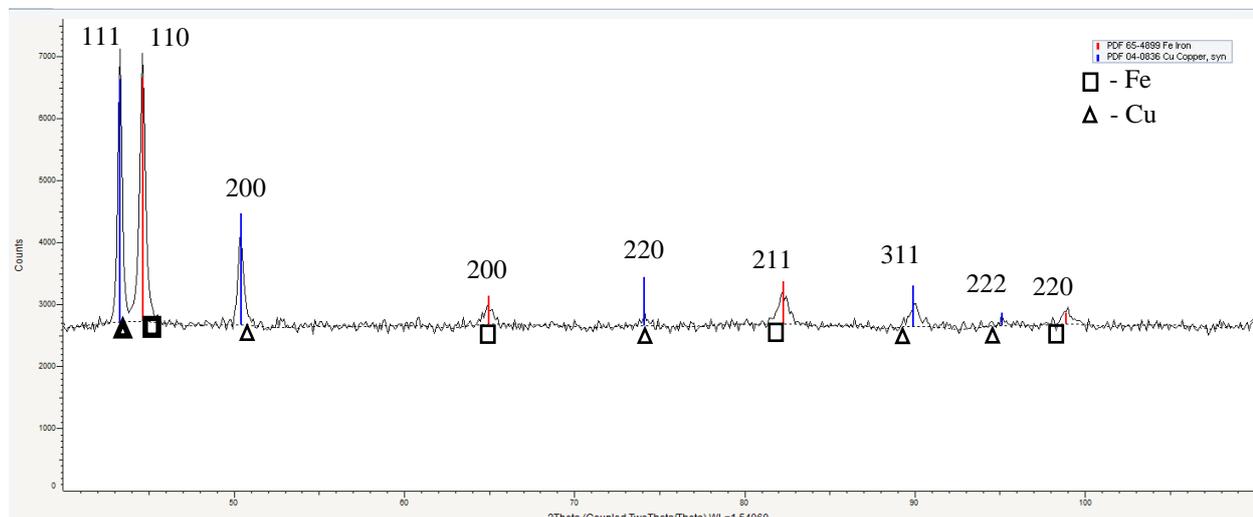


Рис. 2. Дифрактограмма М3+ Сталь 30ХГСА после СВ в зоне соединения, отражения Cu: 111, 200, 220, 311, 222; отражения Fe: 110, 200, 211, 220

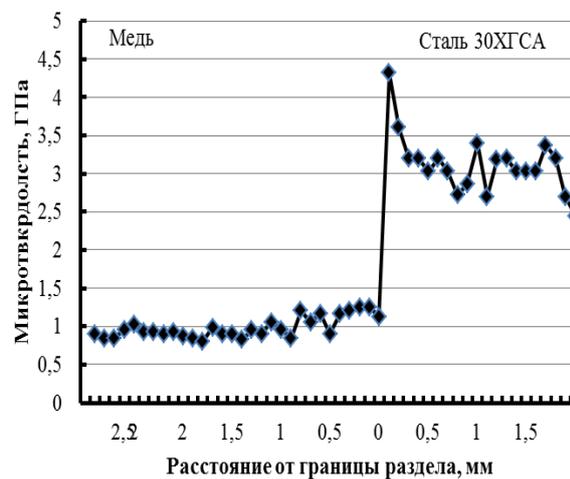
Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 3 представлены полученные оптической микроскопией микроструктура зоны со-

единения медно-стального композита после сварки взрывом (рис. 3, а) и распределение микротвердости составляющих композита возле зоны соединения (рис. 3, б).



а



б

Рис. 3. Микроструктура зоны соединения композита медь М3+сталь 30ХГСА после сварки взрывом (а) $\times 50$ и распределение микротвердости по сечению биметалла (б)

Анализ микроструктуры (излома рис. 3, а) показал, что после сварки взрывом в зоне соединения наблюдаются участки «вихрей», которые образовались вследствие расплавления меди при сварке, в которых присутствуют равномерно распределенные частицы стали, при этом взаи-

модействия между компонентами меди и стали по данным рентгеноспектрального анализа [4] не происходит. Из рис. 3, б следует, что сталь возле зоны соединения имеет более высокую твердость до 4,5 ГПа вследствие явления наклепа при соударении пластин при сварке взрывом.

На рис. 4 приведены данные рентгеноструктурного анализа по определению характеристик тонкой структуры: относительной деформации

решетки $\frac{\Delta a}{a}$, вызванную микронапряжениями, и размеров областей когерентного рассеяния – блоков мозаики D .

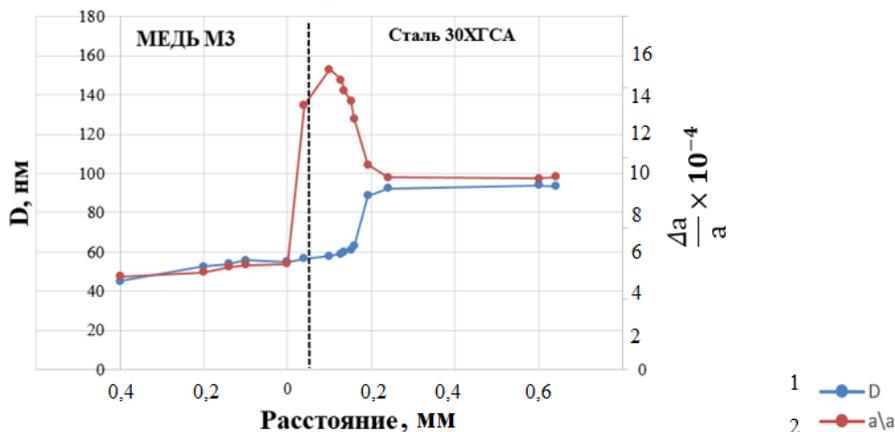


Рис. 4. Изменение уровня относительной деформации решетки $\frac{\Delta a}{a}$ и размеров блоков мозаики D в зависимости от расстояния до зоны соединения в сваренном взрывом композите

Из рис. 4 следует, что изменение характеристик тонкой структуры коррелирует с изменением твердости. В стали наблюдается существенное увеличение уровня относительной деформации решетки возле зоны соединения: относительная деформация решетки $\frac{\Delta a}{a}$ достигает 15×10^{-4} , при этом измельчаются блоки мозаики до 60 нм. В меди повышение уровня относительной деформации решетки заметен только в зоне волнообразования (см. рис. 1), а на всем остальном протяжении уровень деформации незначительный и составляет 3×10^{-4} ,

при этом блоки мозаики достаточно мелкие и находятся на уровне стали в зоне наклепа – порядка 50 нм.

После термического воздействия на сваренный взрывом биметалл [6, 7] происходят диффузионные процессы, которые начинаются при температуре 880 °С и сваренного времени вторичной выдержки 5–10 часов с толщиной диффузионного слоя около 10 мкм и интенсифицируются при температуре 1000 °С от 24 до 100 часов и более высокой температуре 1050 °С в течение 1 часа (таблица).

Толщины диффузионных зон в сваренном взрывом композите МЗ+сталь 30ХГСА после высокотемпературных нагревов

Режим нагрева	Толщина диффузионной зоны, мкм	
	со стороны МЗ	со стороны стали
1000 °С, 24 ч	100	25
1000 °С, 50 ч	230	55
1000 °С, 100 ч	380	103
1050 °С, 1 ч	95	25

На микроструктуре (рис. 5), полученной при оптической металлографии биметалла нагреве 1000 °С в течение 24 ч, диффузионная зона в меди имеет более яркую окраску, толщиной до 100 мкм. Диффузия меди в сталь, по данным рентгеноспектрального анализа [6], происходит на меньшую глубину – до 20–30 мкм.



Рис. 5. Микроструктура диффузионной зоны при нагреве 1000 °С, 24 ч x500

В результате диффузионного взаимодействия происходит образование твердых растворов, которое оказывает влияние на тонкую структуру. На рис. 6 представлены результаты

измерений микротвердости (*a*) и изменения характеристик тонкой структуры (*б*) сваренного взрывом композита после термического воздействия 1000 °С, 24 ч.

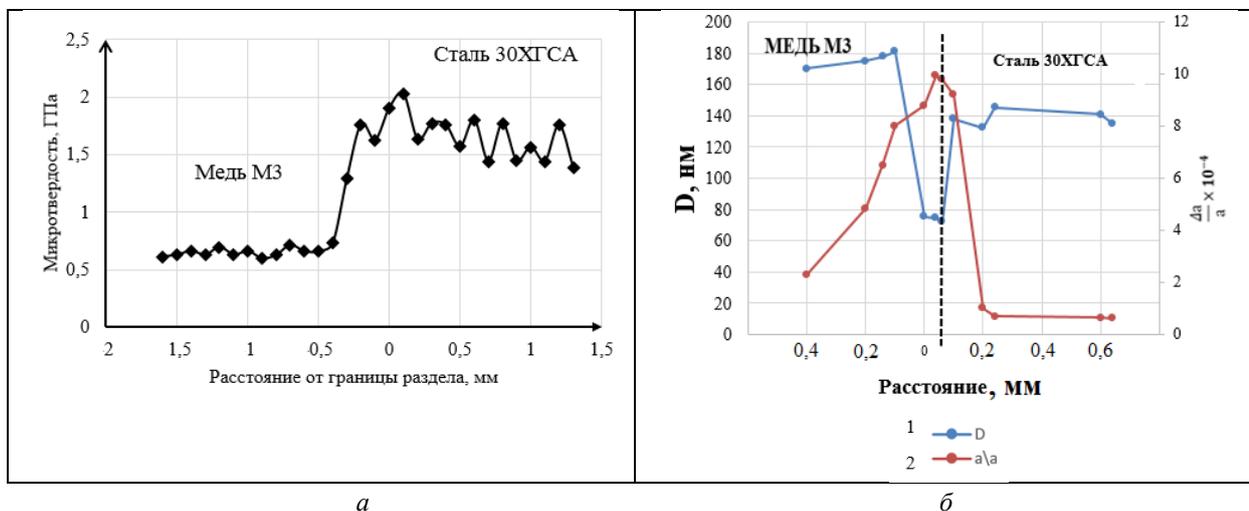


Рис. 6. Распределение микротвердости (*a*) и изменений уровня относительной деформации решетки и размеров блоков мозаики в зависимости от расстояния до зоны соединения в сваренном взрывом композите после отжига 1000 °С, 24 ч

Из рисунка 6 следует, что в зоне диффузионного взаимодействия стали в медь и меди в сталь идет развитие характеристик тонкой структуры: уровень относительной деформации решетки соответствует $\frac{\Delta a}{a} = 10 \times 10^{-4}$, а размер блоков мозаики уменьшается до 70–80 нм.

При увеличении времени выдержки до 50–100 ч при температуре 1000 °С развитие харак-

теристик тонкой структуры наблюдается на всем протяжении диффузионной зоны (рис. 7).

При времени выдержки до 50 ч на расстоянии до 0,25 мм от зоны соединения наблюдается увеличение, по сравнению с выдержкой 24 ч, уровня относительной деформации решетки и со стороны меди и со стороны стали $\sim \frac{\Delta a}{a} \approx 12 \times 10^{-4}$, блоки мозаики имеют размер ~ 80 нм.

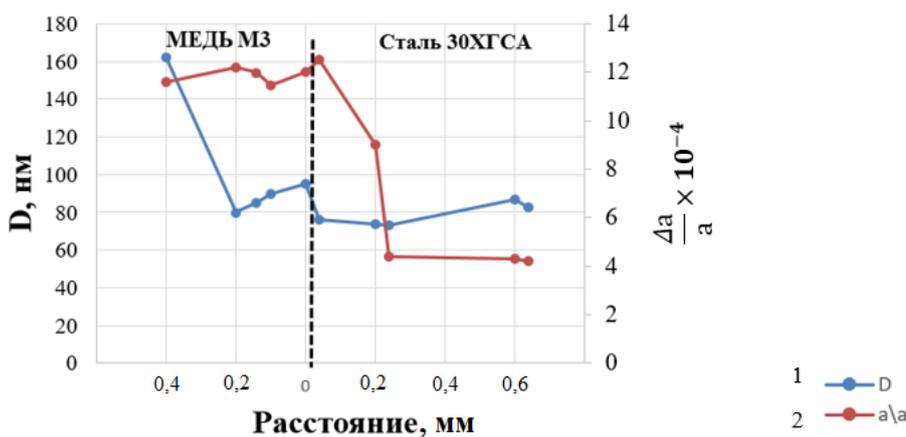


Рис. 7. Изменение уровня относительной деформации решетки и размеров блоков мозаики в зависимости от расстояния до зоны соединения в сваренном взрывом композите после отжига 1000 °С, 50 ч

При увеличении времени выдержки при температуре 1000 °С до 100 ч в зоне соединения значения относительной деформации ре-

шетки остаются на уровне, соответствующем 50 часам – 12×10^{-4} . Блоки мозаики имеют размер 90 нм.

При увеличении температуры 1050 °С в течение 1 часа установлено, что уровень относительной деформации решетки достигает максимального значения 13×10^{-4} в меди на расстоянии 0,4 до зоны соединения, а в стали на расстоянии 0,2 мм, при этом размер блоков мозаики составляет 80–90 нм.

Выводы

1. В медно-стальном биметалле в околосварочной зоне после сварки взрывом изменение характеристик тонкой структуры коррелирует с изменением микротвердости: в зоне наклепа стали происходит существенное увеличение относительной деформации кристаллической решетки, вызванное микронапряжениями в этой зоне, и дробление блоков мозаики. В меди развитие характеристик тонкой структуры наблюдается только в зоне волнообразования.

2. При термическом воздействии в интервале температур 880–1050 °С и различных временах выдержки увеличение относительной деформации решетки меди и стали и измельчение блоков мозаики происходит в диффузионных зонах, в которых образуются твердые растворы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пасечник, Н. В. Машиностроение : энциклопедия. В 40 т. Т. 4 – 5 Машины и агрегаты металлургического производства / Н. В. Пасечников, В. М. Синицкий, В. Г. Дрозд. – М. : Машиностроение, 2000. – 342 с.
2. Гуревич, Л. М. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шмор-

гун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва : Металлургиздат, 2016. – 346 с.

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

4. Арисова В. Н. Трансформация структуры в зоне соединения биметалла медь МЗ + 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.

5. Арисова В. Н. Особенности формирования структуры в зоне соединения медно-стального композита медь МЗ + 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.

6. Арисова В. Н. Исследование процессов диффузии в зоне соединения биметалла медь МЗ + 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 : научный журнал № 6 (265) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2022. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 13–18.

7. Арисова В. Н. Воздействие повышенных температур на сваренный взрывом биметалл медь МЗ-сталь 30ХГСА / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, В. О. Харламов, В. С. Семенова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (277) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2023. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 10–15. – DOI: 10.35211/1990-5297-2023-6-277-10-15.

8. Иванов, А. Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия / А. Н. Иванов, Л. Н. Расторгуев, Я. С. Уманский. – М. : Металлургия, 1982. – 632 с.

УДК 621.791

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-10-293-24-30

Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев, О. В. Слаутин, И. А. Соколенко

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОРРОЗИОННОГО ПОРАЖЕНИЯ НА ПОВЕДЕНИЕ СМК АД1-Ст3 ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: avatar@mail.ru

Проведено моделирование влияния коррозионного поражения на поведение биметалла АД1+Ст3 под нагрузкой, установлены закономерности деформирования биметалла с учетом возникающих дефектов и эффекта контактного упрочнения.

Ключевые слова: моделирование методом конечных элементов, биметалл алюминий-сталь, деформация, контактное упрочнение

L. M. Gurevich, D. V. Pronichev, O. V. Slautin, I. A. Sokolenko

MODELING THE INFLUENCE OF CORROSION DAMAGE ON THE BEHAVIOR OF THE AD1-St3 BIMETAL UNDER TENSION

Volgograd State Technical University

The modeling of the influence of corrosion damage on the behavior of the AD1+St3 bimetal under load was carried out, the patterns of deformation of the bimetal were established taking into account the emerging defects and the effect of contact hardening.

Keywords: finite element modeling, aluminum-steel bimetal, deformation, contact hardening

Введение

Коррозия характерна для большинства металлов и сплавов, коррозионное разрушение является одной из главных причин выхода из строя металлических деталей и конструкций. Вследствие этого большое внимание уделяется вопросам защиты от воздействия агрессивных сред, в первую очередь, конструкций из традиционных сплавов, разработаны различные химические и физические методы антикоррозионной защиты, новые материалы и покрытия [1–3]. Ужесточение требований к эксплуатационным свойствам материалов для конструкций и деталей машин привело к необходимости разработки новых материалов – слоистых металлических и металл-интерметаллидных композитов. Такие материалы получают прокаткой, литьем, диффузионной сваркой, сваркой трением и т.д., но основным методом для соединения разнородных металлов, склонных к образованию интерметаллидов, является сварка взрывом [4, 5]. Формируемая при этом ярко выраженная структурная неоднородность материалов обуславливает особенности их поведения в коррозионной среде, которые в настоящее время мало изучены.

Однако уже установлено [6–9], что главными факторами, определяющими коррозионную стойкость слоистых металлическим композитов (СМК), полученных сваркой взрывом, является наличие на границе соединения неоднородностей в виде оплавов и интерметаллидных прослоек, обладающих отличающимися от основных металлов электродными потенциалами.

Для СМК систем Fe-Al и Cu-Al определены многие параметры коррозионного поражения и раскрыты некоторые закономерности протекающих процессов [6, 7], однако до сих пор не было попыток оценить влияние коррозионного разрушения на механические свойства и работоспособность таких материалов.

Целью данной работы было моделирование поведения при растяжении полученного сваркой взрывом СМК АД1-Ст3 с различными величинами коррозионного поражения.

Материалы и методы исследования

Образцы СМК АД1+Ст3 для исследования были получены с применением угловой схемы сварки взрывом, что обеспечивало возможность варьирования вдоль границы соединения удельной энергии W_2 , затрачиваемой на пластическую деформацию металла [10].

Коррозионные испытания проводились по ГОСТ 9.913–85 методом циклического погружения образцов в 3%-ный раствор хлористого натрия и последующего высушивания их на воздухе (10 минут погружения / 50 минут на воздухе). Каждые 15 суток образцы очищались от продуктов коррозии и просушивались, после чего фиксировалось изменение в их микроструктуре – относительная протяженность поражения вдоль границы соединения и глубина коррозионных язв. Общая длительность испытаний составила 90 суток.

Исследование микроструктуры и глубины коррозионного поражения выполнялись на модульном металлографическом моторизованном микроскопе Olympus BX61, оснащенный цифровой камерой DP-12. 3D реконструкция рельефа проводилась методом фотосъемки с одного ракурса, но с различным положением фокальной плоскости, и последующей обработкой изображений в программе Combine ZP.

Моделирование поведения при растяжении полученного сваркой взрывом СМК АД1-Ст3 с различными величинами коррозионного поражения с расчетом напряженно-деформированного состояния проводилось в программном комплексе SIMULIA/Abaqus, предназначенном для конечно-элементных расчетов. Геометрические размеры образцов, применяемых для моделирования влияния дефектов, образующихся при коррозионном поражении сваренного взрывом биметалла АД1+Ст3, на характер деформирования при нагружении определялись на основании требований ГОСТ 1497–84 «Металлы. Методы испытаний на растяжение» [11]. Был выбран пропорциональный образец без головок № 11. Поскольку при моделировании нет

необходимости в площадках для захвата образца приспособлениями разрывной машины, в используемой модели эти площадки не задавались. Сечение образца по ГОСТ 1497–84 составило 30 мм (b_0) \times 15 мм (a_0). Торцы моделируемого образца прикреплялись к двум абсолютно жестким захватам: для поверхностей контакта алюминиевого и стального торцов образца с захватами задавали прочное сцепление (контакт Tie). Захват со стороны АД1 был неподвижен,

а прикрепленный к стали Ст3 перемещался со скоростью 3 мм/с в течение 10 с).

На основании полученных экспериментальных данных при моделировании в пакете программ SIMULIA/Abaqus для имитации коррозионного поражения были выбраны канавки треугольного равнобедренного поперечного сечения, расположенные у поверхности соединения со стороны алюминия, размеры катетов которых варьировались от 0 до 2,0 мм (рис. 1).

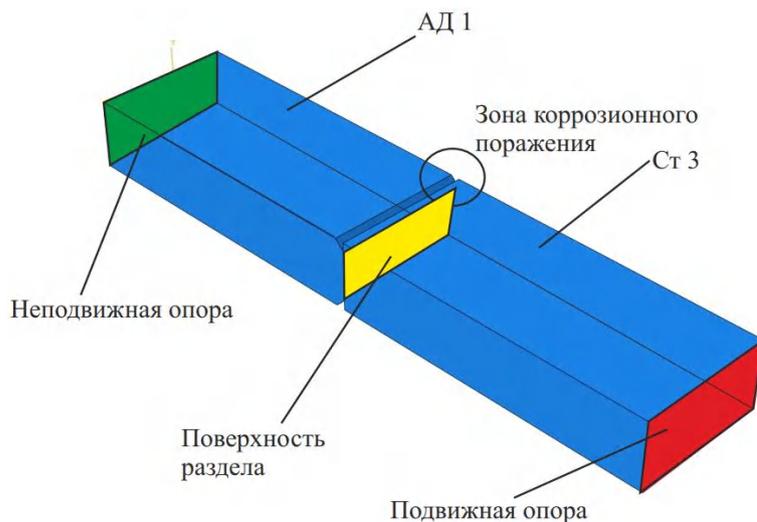


Рис. 1. Моделируемый образец СМК АД1+Ст3 с дефектом коррозионного поражения

Конечно-элементная сетка в АД1 имела переменную размерность, для повышения точности расчетов на поверхности раздела число ячеек удваивалось (рис. 2, а), сетка стали Ст3 име-

ла постоянный размер 1,0 мм ячеек типа C3D8R (континуальные трехмерные восьмиугольные элементы с редуцированным интегрированием) (рис. 2, б).

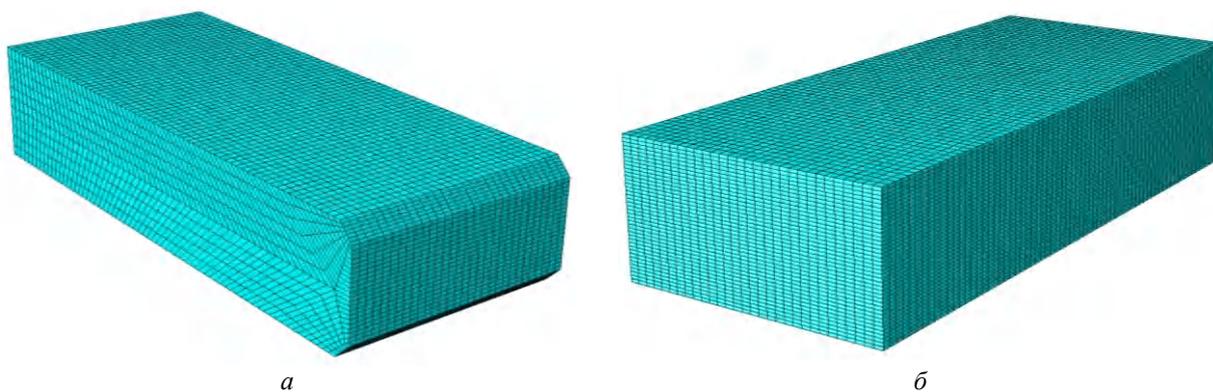


Рис. 2. Конечно-элементные сетки в деталях из АД1 (а) и Ст3 (б) со стороны контактирующих торцов

Результаты эксперимента

Анализ микроструктуры показал, что количество и площадь оплавов на границе соединения определяется величиной энергии W_2 , в связи с чем были выделены четыре типа структур

(табл. 1) с различной протяженностью оплавленных участков.

Коррозионные испытания, проведенные по ГОСТ 9.913–85 методом циклического погружения в 3%-ный раствор хлористого натрия,

показали, что разрушение начинается в оплавах, затем распространяются вдоль границы соединения и вглубь, локализуясь в слое алюминия. С течением времени (после 60 суток испы-

тания) отдельные очаги поражения (рис. 3, а) сливаются, образуя вдоль границы непрерывный дефект в виде канавки треугольного профиля (рис. 3, б).

Таблица 1

Характеристики типичных структур, полученных при сварке взрывом биметалла АД1+Ст3

Типы среды структур	I	II	III	IV
Энергия, расходуемая пластическую деформацию, W_2 , МДж/м ²	1,1–1,4	1,4–1,6	1,6–1,8	1,8–2,1
Относительная протяженность оплавов, %	0	2–5	15–25	65–75



Рис. 3. 3D-реконструкция профиля коррозионных поражений на начальном (а) и конечном (б) этапе испытаний

Глубина коррозионного поражения возрастала с увеличением энергии W_2 и длительно-

сти испытаний (табл. 2), достигая после 60 суток 2 мм.

Таблица 2

Глубина коррозионного поражения на границе соединения АД1 и Ст3

Длительность испытаний, сут.	Глубина коррозионного поражения, мм			
	$W_2 = 1,2-1,4$ МДж/м ²	$W_2 = 1,4-1,6$ МДж/м ²	$W_2 = 1,6-1,8$ МДж/м ²	$W_2 = 1,8-2,1$ МДж/м ²
15	0	0	0	0
30	0	0	0,2	0,6
45	0	0	0,3	0,75
60	0	0,15	0,5	1,0
75	0,1	0,49	0,8	1,5
90	0,3	0,75	1,0	2,0

Моделирование деформирования биметалла АД1 + Ст3 в исходном состоянии (без коррозионного поражения) показало (рис. 4), что уже на начальном этапе локализация деформации происходит в алюминиевой части биметалла на значительном удалении от поверхности соединения со сталью, где напряжения превышают предел текучести алюминия и достигают 65–75 МПа. При этом вблизи границы соединения со сталью деформация не наблюдается. Такое поведение материала объясняется проявлением контактного упрочнения – повышение сопротивления деформированию мягкого слоя

сварного соединения за счет сдерживания ее поперечных деформаций соседними более прочными его частями [12].

При дальнейшем деформировании в алюминии на некотором расстоянии от границы раздела алюминия и стали формируется шейка, в области которой и происходит дальнейшее пластическое течение алюминия, сопровождающееся снижением напряжений в остальных зонах биметалла.

Таким образом, в отсутствие дефектов разрушение при нагружении будет происходить по слою алюминия.

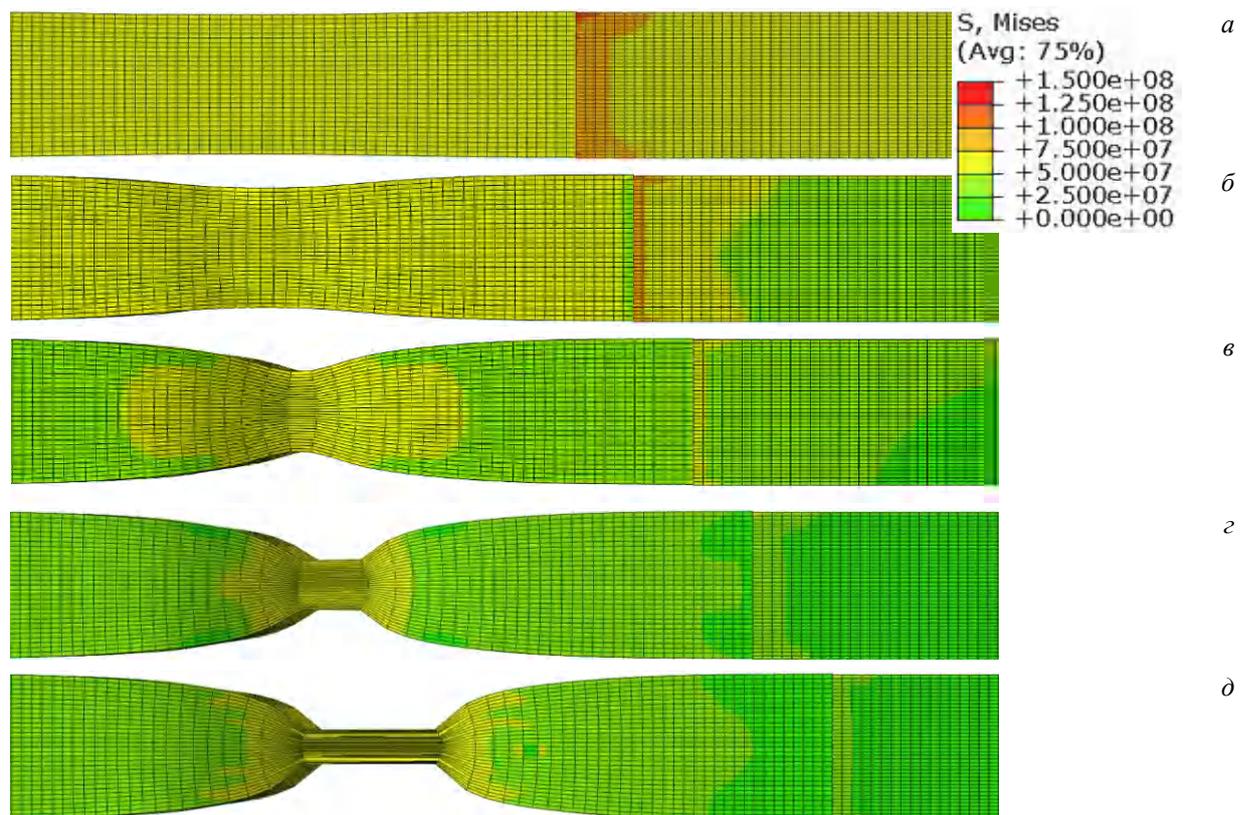


Рис. 4. Распределение напряжений Мизеса в биметалле АД1+Ст3, не подверженном коррозионному поражению: а-д – 1, 3, 5, 7 и 10 секунд деформирования со скоростью 3 мм/с соответственно

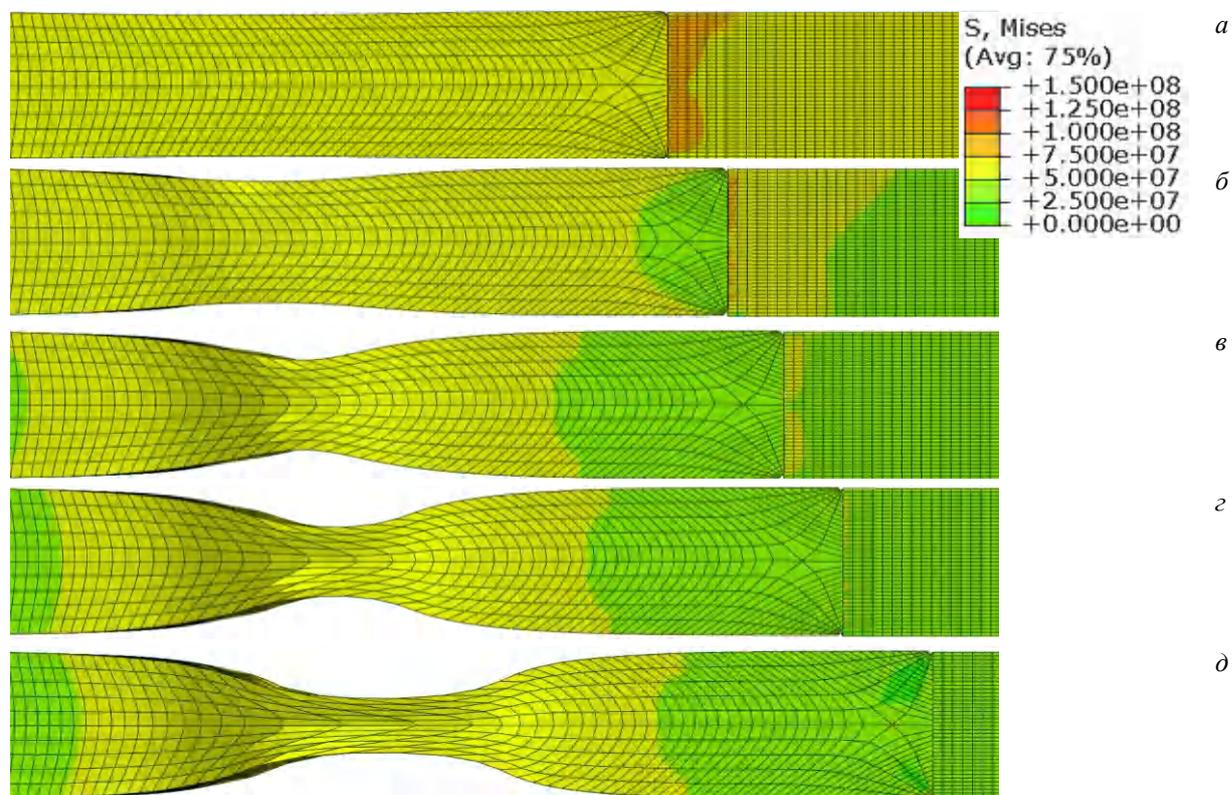


Рис. 5. Распределение напряжений Мизеса в биметалле АД1+Ст3, с глубиной коррозионного поражения 0,5 мм: а-д – 1, 3, 5, 7, 10 секунд деформирования со скоростью 3 мм/с соответственно

Добавление в модель дефекта (канавки треугольной формы с катетом 0,5 мм) качественно не изменяет характер деформирования биметалла – наблюдается локализация деформации в середине слоя алюминия, однако разгрузка

в приграничной области хоть и начинается раньше, но распространяется вглубь слоя АД1 на гораздо меньшее расстояние. В результате этого течение в области шейки происходит менее интенсивно (рис. 5).

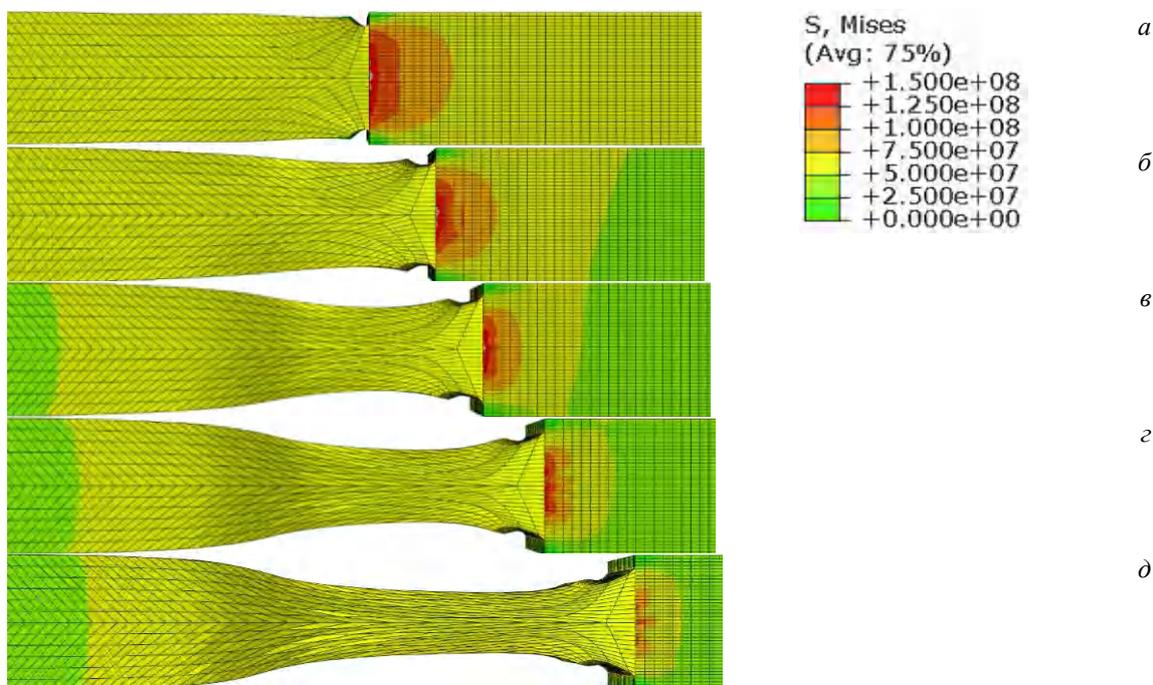


Рис. 6. Распределение напряжений Мизеса в биметалле АД1+Ст3 с глубиной коррозионного поражения 1 мм: а-д – 1, 3, 5, 7, 10 секунд деформирования со скоростью 3 мм/с соответственно

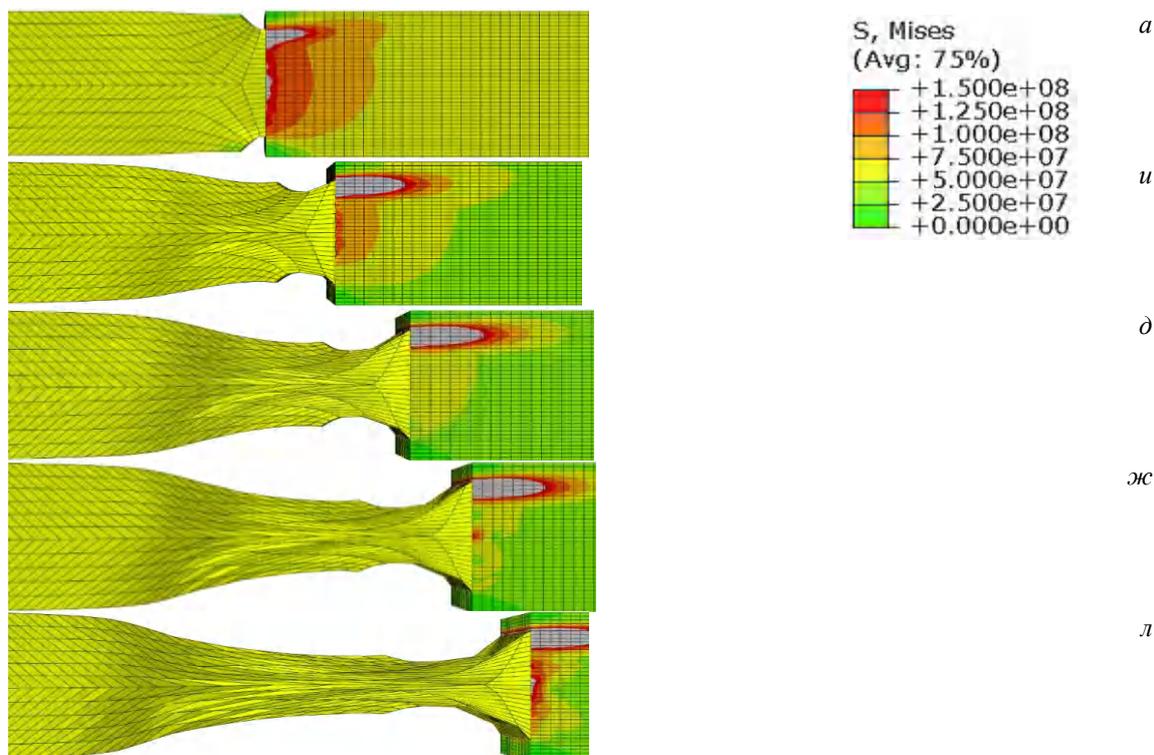


Рис. 7. Распределение напряжений Мизеса в биметалле АД1+Ст3 с глубиной коррозионного поражения 2 мм: а-д – 1, 3, 5, 7, 10 секунд деформирования со скоростью 3 мм/с соответственно

Увеличение размера катета дефекта до 1 и более мм (рис. 6 и 7) вызывает значительные изменения в характере процесса деформирования, наблюдается перенос концентрации деформации с центра слоя АД1 в приграничную зону, где напряжения в слое АД1 превышают предел его текучести, а эффект контактного упрочнения перестает оказывать достаточное влияние.

При этом, если при размере катета дефекта 1 мм эффект контактного упрочнения еще проявляет себя в том, что максимальная деформация наблюдается не в самом дефекте, а в области, непосредственно к нему примыкающей, то при увеличении до 2 мм деформация концентрируется непосредственно в зоне коррозионного поражения.

Выводы

1. Проведенное компьютерное моделирование показало, что при деформировании слоистого материала с дефектами коррозионного поражения действуют два основных фактора:

– ослабление несущей способности материала в областях коррозионного поражения, вызванное как появлением концентраторов напряжений, так и уменьшением сечения;

– действие эффекта контактного упрочнения, частично компенсирующее влияние первого фактора.

2. Характер деформирования и разрушения биметалла с коррозионным поражением будет определяться балансом влияния выше указанных двух факторов, зависящих от соотношения толщины материала и глубины коррозионных дефектов.

3. Количественное определение опасности сформировавшихся коррозионных повреждений может быть проведено моделированием методом конечных элементов в каждом конкретном случае.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Семенова, И. В. Коррозия и защита от коррозии / И. В. Семенова, Г. М. Флорианович, А. В. Хорошилов ; под ред. И. В. Семеновой. – Москва : ФИЗМАТЛИТ, 2002. – 336 с.
2. Коррозионная стойкость оборудования химических производств: способы защиты оборудования от коррозии : справ. изд. ; под ред. Б. В. Строкана, А. М. Сухотина. – Л. : Химия, 1987. – 280 с.
3. Кемхадзе, В. С. Коррозия и защита металлов во влажных субтропиках / В. С. Кемхадзе. – Москва : Наука, 1983. – 107 с.
4. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун. – Москва : Metallurgizdat, 2004. – 230 с.
5. Рябов, В. Р. Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами / В. Р. Рябов. – Киев : Наукова думка, 1983. – 264 с.
6. Исследование влияния режимов сварки взрывом и термической обработки на структуру и свойства биметалла АД1- сталь Ст3 / Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев, А. Ф. Трудов [и др.] // Известия ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9 (136) / ВолГТУ. – Волгоград, 2014. – С. 17–21.
7. Исследование коррозионной стойкости биметалла АД1+Ст3 / Д. В. Проничев, Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков [и др.] // Известия ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 23 (150) / ВолГТУ. – Волгоград, 2014. – С. 15–18.
8. Исследование коррозионной стойкости биметалла АД1+Ст3 / Д. В. Проничев, Л. М. Гуревич, М. Д. Трунов, В. М. Ястребов // Известия ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5 (160) / ВолГТУ. – Волгоград, 2015. – С. 24–28.
9. К вопросу о коррозионной стойкости полученных сваркой взрывом биметаллов состава медь М1 +алюминий АД1 после их термообработки с использованием ультразвукового воздействия / О. В. Слаутин, Д. В. Проничев, В. П. Кулевич, С. А. Кузнецов // Известия ВолГТУ : научный журнал № 10 (269) / ВолГТУ. – Волгоград, 2022. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 23–26.
10. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М. : Машиностроение - 1, 2005. – 543 с.
11. ГОСТ 1497–84. Металлы. Методы испытаний на растяжение : введ. 01.01.1986.
12. ГОСТ 2601–84. Сварка металлов. Термины и определения основных понятий : введ. 01.07.1985.

УДК: 669.13.62

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-10-293-31-35

*Л. М. Гуревич, С. А. Рогачев, Д. Н. Гурулев, А. А. Кандалов***ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ
В СЛОИСТОМ КОМПОЗИЦИОННОМ МАТЕРИАЛЕ АМГ2-ВТ1****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: rct2005@yandex.ru

Изучено влияние холодной пластической деформации при прокатке на изменение микротвердости слоев композиционного материала АМГ2-ВТ1, полученного сваркой взрывом на оптимальных режимах. Рекомендованы безопасные степени обжатия при прокатке слоистого композита, позволяющие обрабатывать давлением композиционный материал без получения хрупкой интерметаллидной прослойки.

Ключевые слова: прокатка, сварка взрывом, титано-алюминиевый композиционный материал, микротвердость

*L. M. Gurevich, S. A. Rogachev, D. N. Gurulev, A. A. Kandalov***THE EFFECT OF PLASTIC DEFORMATION ON THE DISTRIBUTION
OF MICROHARDNESS IN THE LAYERED COMPOSITE MATERIAL АМg2-AD1****Volgograd State Technical University**

The effect of cold plastic deformation (rolling) on the change in the microhardness of layers of composite material АМg2-VT1 obtained by explosion welding at optimal conditions has been studied. Safe degrees of compression during rolling of a layered composite are recommended, which make it possible to process the composite material by pressure without obtaining a brittle intermetallic layer.

Keywords: rolling, explosion welding, titanium-aluminum composite material, microhardness

Введение

При производстве узлов агрегатов, приборов, деталей машин неизбежно появляются новые вопросы и проблемы, связанные с необходимостью получения более высокого уровня механических и эксплуатационных свойств различных металлов и сплавов на их основе. Существующие методы и технологии, такие как, легирование и термическая обработка, позволяют улучшить механические свойства стали, но далеко не всегда позволяют достичь нужных эксплуатационных свойств в поставленной задаче, а порой наоборот, повышение одного показателя снижает значение другого. Основным фактором развития современного машиностроения, приборостроения и многих других сфер является использование новых материалов, которые по своим свойствам будут превосходить существующие [1–2]. Именно поэтому в современном производстве невозможно обойтись без применения композиционных материалов, в которых соединение отдельных составляющих позволяет получить целый комплекс новых уникальных свойств, превышающих свойства исходных компонентов. Для получения деталей композиционный материал

очень часто подвергается обработке давлением, причем в некоторых случаях обработка происходит в холодном состоянии, что приводит к изменению механических характеристик слоев композита [3–4].

Цель работы – изучить влияние величины обжатия при холодной деформации слоистого титано-алюминиевого КМ АМГ2-ВТ1 на изменение микротвердости слоев.

Методика исследований

В работе исследовалась влияние пластической деформации титано-алюминиевого композиционного материала АМГ2-ВТ1, полученного сваркой взрывом, на распределение микротвердости в составляющих СКМ. Выбранный режим сварки взрывом ($v_c=340$ м/с, $\gamma=11,11^\circ$, $W_2=0,465$ МДж/м²) обеспечивал получение композиционной пластины с качественным соединением слоев без разрывов и оплавов по границе соединения [5].

Из пластины (рис. 1, а) была вырезана заготовка для подготовки четырех образцов размерами 70×19×8 мм (рис. 1, б) под дальнейшую обработку, в том числе удаление заусенцев. Степень обжатия выбирали исходя

из пластических свойств составляющих композита и учитывая прочность соединения слоев [4]: 8, 18, 30 %. Образцы прокатывали на лабораторном двухвалковом стане (гладкая бочка) с диаметром валков 120 мм за один

проход в холодном состоянии, подавая образцы в валки прокатного стана слоем АМг2 вверх. Один из образцов был прокатан в несколько проходов вплоть до его разрушения при обжатии 33 %.

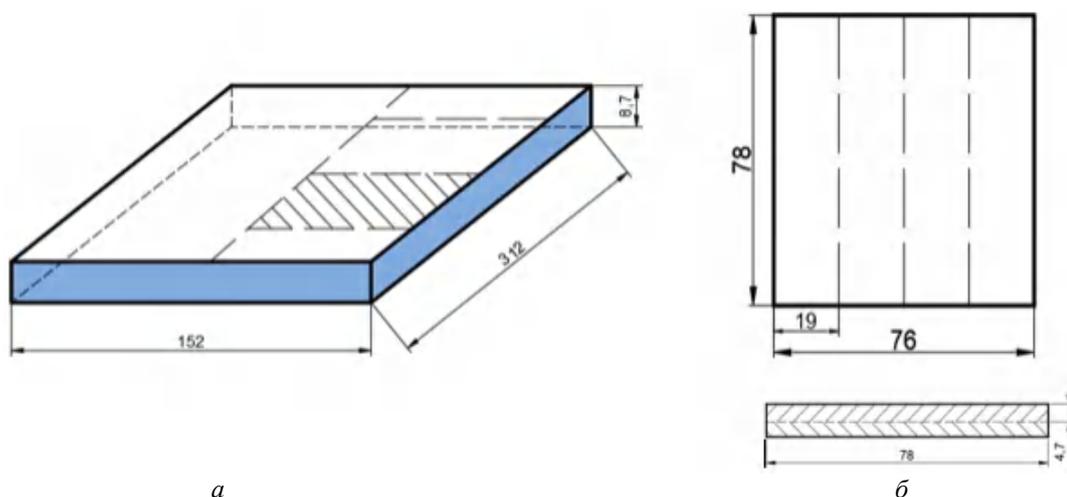


Рис. 1. Схема вырезки образца из сваренного взрывом КМ (а) и подготовка образцов для прокатки (б)

Изучение микроструктуры и измерение микротвердости проводилось на специально подготовленных шлифах. В связи с тем, что изготовление микрошлифов проводилась одновременно на двух слоях слоистого композита с разными прочностными и химическими свойствами, было затруднительно достичь зеркальной поверхности с $R_a = 0,1-0,2$ мкм на обоих составляющих КМ. Поэтому в связи с большей твердостью ВТ1 был предварительно добивались требуемого качества поверхности микрошлифа на титановом слое, а после этого проводилась окончательная шлифовка и полировка слоя АМг2 с использованием более мелкого абразива (образцы показаны на рис. 3).

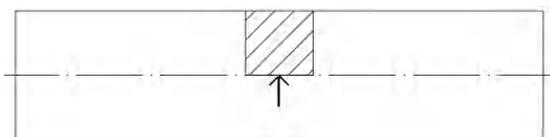


Рис. 2. Схема вырезки образца для подготовки поверхности к исследованию микроструктуры и замеру микротвердости (стрелка указывает на исследуемую поверхность)



Рис. 3. Образцы для изучения микротвердости (темный слой – ВТ1, светлый – АМг2)

Измерение микротвердости проводилось по толщине каждого слоя композиционного материала, особо уделялось внимание околошовной зоне. Испытание проводилось согласно ГОСТ 9450–76 [8] на микротвердомере ЛОМО ПМТ-3М со статической нагрузкой в 0,5 Н, прикладываемой в течение 5–8 секунд.

Результаты исследований

На рисунках 4 и 5 показано изменение микротвердости слоев титано-алюминиевого композита на различном расстоянии от границы соединения в зависимости от степени обжатия КМ. С повышением степени обжатия растет микротвердость в слоях КМ. Микротвердость слоя АМг2 (рис. 4) при одном и том же обжатии композита увеличивается более значительно, чем микротвердость слоя ВТ1 (рис. 5), что связано с наличием в композите слоя титана с более высоким пределом текучести, чем у алюминиевого сплава В результате при холодной деформации происходит преимущественно обжатие слоя АМг2.

Установлено, что на расстоянии 0,05 мм от границы соединения слоев АМг2 и ВТ1 обладают повышенным уровнем твердости, что связано с особенностями получения композиционного материала сваркой взрывом. В момент соударения двух металлов приграничные слои подвергаются в большей степени пластической

деформации, в следствии чего возникает до- формируется так называемая зона механиче-
полнительный наклеп в околошовной зоне и ского упрочнения (ЗМУ).

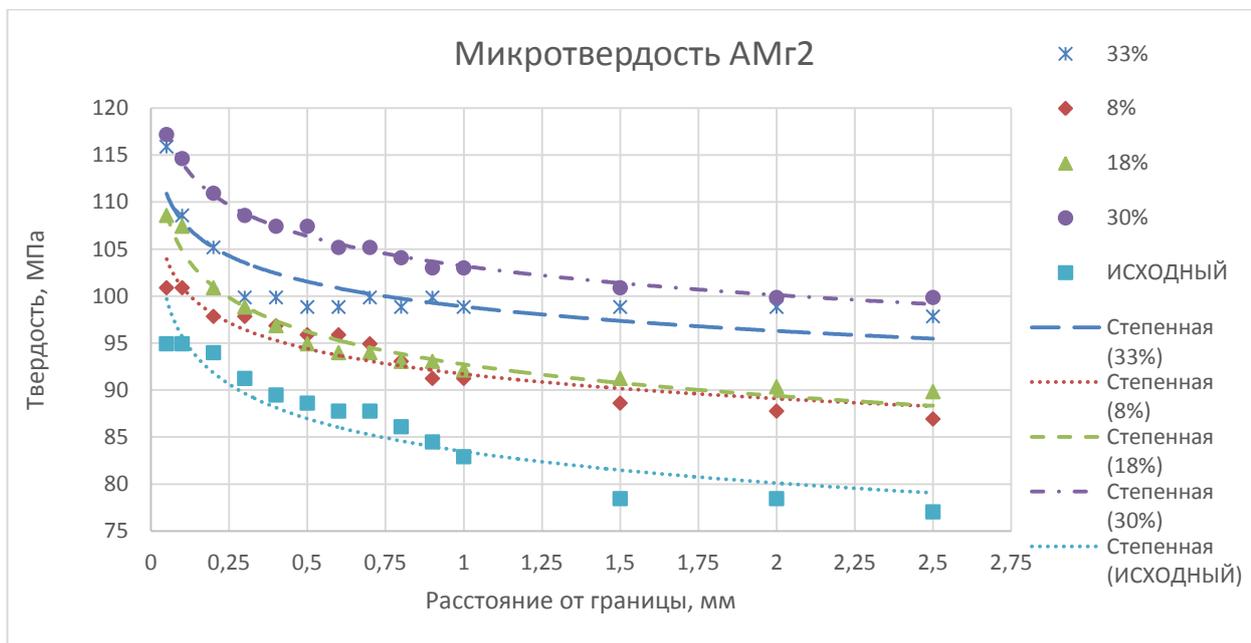


Рис. 4. Изменение микротвердости по толщине слоя АМг2 при различной степени обжатия композита

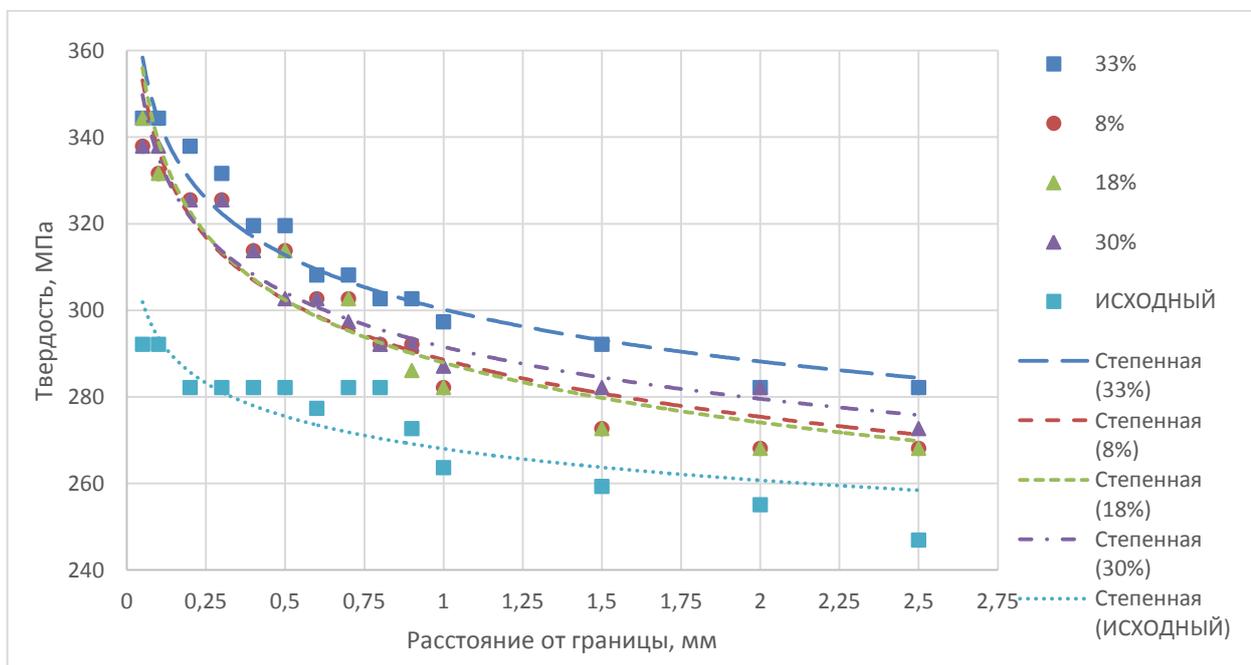


Рис. 5. Изменение микротвердости по толщине слоя АМг2 при различной степени обжатия композита

Интересным наблюдением стало изучение зависимости роста микротвердости каждого из слоев от величины обжатия. Для построения таблицы взяты средние значения микротвердости для

каждого слоя композита. После обработки средних значений и сравнении последних со значением микротвердости недеформированного образца получены данные, представленные в таблице.

Среднее значение микротвердости в зависимости от обжатия

Суммарное обжатие образца, %	Микротвердость, МПа		Прирост, %	
	АМг2	ВТ1	АМг2	ВТ1
Исходный образец	87	275	–	–
8	94	302	8,5	9,7
18	96	302	10,6	9,8
30	106	304	22,3	10,3
33	101	312	16,7	13,5

Из таблицы видно, что микротвердость слоя АМг2 увеличивается на 22,3 % (при обжатии 30 %) по сравнению с исходным образцом. В то же время, микротвердость слоя ВТ1 увеличилась

при аналогичной степени деформации всего на 10,3 %. Следует отметить, что градиент изменений микротвердости алюминиевого сплава в более чем два раза выше, чем слоя титана (рис. 6).

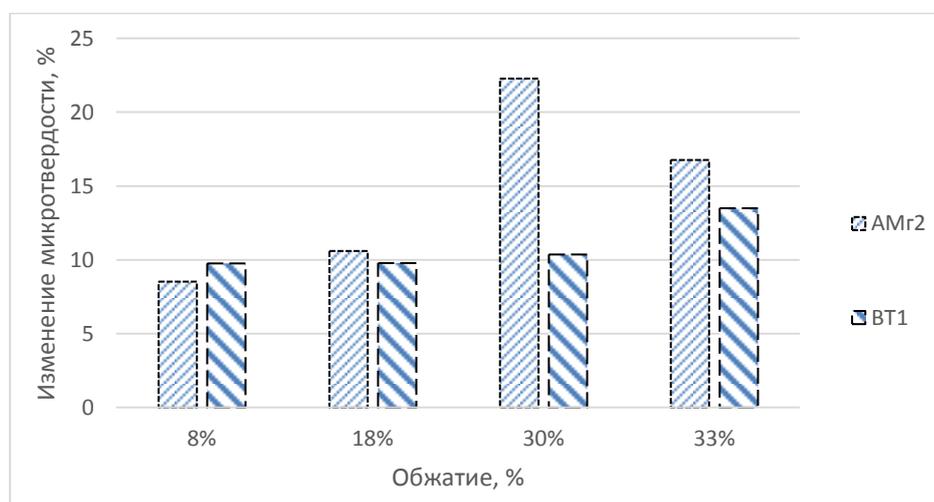


Рис. 6. Увеличение микротвердости композиционного материала АМг2-ВТ1 относительно начального образца (левая колонка в паре – АМг2)

Стоит обратить внимание на образец, разрушенный в результате холодной прокатки. Так как соединение слоев было нарушено, слой АМг2 подвергся небольшому разрыву, и произошло изменение остаточных напряжений, возникающих в процессе холодной пластической деформации, в этой локальной зоне вследствие исчезновения как минимум сдвиговых напряжений в приграничной зоне между слоями ВТ1 и АМг2. Это видно из таблицы, где рост микротвердости слоя АМг2 составил всего 16,7 % по сравнению с 22,3 % на участке прокатки с обжатием в 30 %, не подвергнувшегося расслаиванию. Прирост микротвердости слоя ВТ1 вблизи зоны трещины напротив значительно выше: если при обжатиях 8, 18 и 30 % микротвердость титанового слоя от начального

результата увеличилась на 9,7; 9,8 и 10,3 % соответственно, то дальнейшая прокатка, приводящая к разрушению, которая по степени деформации отличается всего на 3 % (30 против 33 %), привела к росту микротвердости на 3,2 %.

Заключение

1. Установлено, что увеличение обжатия при холодной прокатке титано-алюминиевого композиционного материала АМг2-ВТ1 вызывает рост микротвердости обоих слоев КМ, причем при суммарном обжатии прокатанного образца 30 % микротвердость слоя АМг2 возросла на 22,3 %, а слоя ВТ1 на 10,3 %.

2. Установлено, что для прокатки титано-алюминиевого композита АМг2-ВТ1 можно рекомендовать степень обжатия 18 %, так как

большие обжатия приводят к значительной деформации слоя AMg_2 , обладающего большей пластичностью, а также повышает вероятность образования и развития микротрещин в околошовной зоне.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Куркин, С. Э. Исследование структуры и свойств композиционного материала системы алюминий-титан / С. Э. Куркин, М. С. Холин // Вестник науки и образования. – 2015. – № 5 (7).
2. Гурулев, Д. Н. О предельной деформационной способности титано-алюминиевого композита полученного сваркой взрывом / Д. Н. Гурулев, К. В. Картушин // Научные исследования и их практическое применение. Современное состояние и пути развития` 2007: сб. науч. тр. по матер. междунар. науч.-практ. конф., 1–15 окт. 2007 г. / Одес. нац. морск. ун-т [и др.]. – Одесса, 2007. – Т. 2. – С. 30–31.
3. Гуськов, Д. О. Анализ способов создания композиционных материалов на основе сплавов титана и алюминия и перспективы применения технологии сварки взрывом / Д. О. Гуськов, Д. Б. Крюков, П. Е. Егоршин // Теория и практика современной науки. – 2018. – № 2 (32). – 112–116.
4. Композиционные материалы : справ. / под общ. ред. В. В. Васильева, Ю. М. Тарнопольского. – М. : Машиностроение, 1990. – 510 с.
5. Гурулев, Д. Н. Поведение титано-алюминиевого композиционного материала при холодной прокатке / Д. Н. Гурулев, С. А. Рогачев // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (285) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2024. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 20–24. – DOI: 10.35211/1990-5297-2024-2-285-20-24
6. Лившиц, Б. Г. Физические свойства металлов и сплавов / Б. Г. Лившиц, В. С. Крапошин, Я. Л. Липецкий. – М. : Metallurgia, 1980. – 320 с.
7. Козлов, Д. В. Расчет напряженно-деформированного состояния композиционного материала системы титан-алюминий с интерметаллическим упрочнением / Д. В. Козлов, И. С. Лось // Вестник Пензенского государственного университета. – 2018. – № 3 (23). – 82–87.
8. ГОСТ 9450–76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников [Электронный ресурс] // Электронный фонд правовых и нормативно-технических документов: URL: <https://docs.cntd.ru/document/1200012869> (дата обращения: 28.08.2024).
9. Прокатка слоистого композиционного материала титан-алюминий с интерметаллидным упрочнением / Г. В. Смирнов, Ф. Р. Карелин, В. Ф. Чопоров, В. С. Юсупов // Производство проката. – 2013. – № 11. – С. 19–22.
10. Крюков, Д. Б. Исследование влияния термической обработки на структурные превращения и физико-механические свойства композиционного материала титан-алюминий / Д. Б. Крюков, М. С. Гуськов, Д. С. Гуськов // Модели, системы, сети в экономике, технике, природе и обществе. – 2016. – № 1(17). – С. 290–298.
11. Перспективы использования титановых сплавов в слоистых композиционных материалах / А. А. Арисланов, Л. Ю. Гончарова, Н. А. Ночовная, В. А. Гончаров // Труды ВИАМ. – 2015. – № 10. – С. 4.
12. Структура сварного соединения алюминий-титан / А. А. Худяева, М. С. Дмитриев, М. Б. Лесков [и др.] // Новые материалы и технологии, Барнаул, 01–31 января 2017 года. Том Выпуск V. – Барнаул : Алтайский государственный университет, 2017. – С. 161–166.
13. Гуревич, Л. М. Исследование состава локальных участков оплавленного металла в сваренном взрывом титано-алюминиевом композите / Л. М. Гуревич, О. С. Киселев, М. В. Босов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 15 (118) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – Т. 8. – С. 12–15.

ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 678.743:539.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-10-293-36-39

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

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

В данной работе проведены сравнительные исследования термических и термомеханических характеристик прессовок ПТФЭ, полученных из исходного порошка и стружки. В работе были проведены комплексные исследования с использованием методов дифференциально-термического и термомеханического анализов. Полученные результаты имеют важное значение для разработки и совершенствования технологий переработки полимерных отходов.

Ключевые слова: взрывное прессование, ПТФЭ, вторичный ПТФЭ, теплостойкость, термомеханические свойства, термомеханическая стойкость

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

INVESTIGATION OF THE THERMODEFORMATION PROPERTIES OF POLYTETRAFLUOROETHYLENE

Volgograd State Technical University

In this paper, comparative studies of the thermal and thermal deformation characteristics of PTFE presses obtained from the initial powder and chips are carried out. The work carried out comprehensive studies using methods of differential thermal and thermomechanical analyses. The results obtained are important for the development and improvement of technologies for processing polymer waste.

Keywords: explosive pressing, PTFE, secondary PTFE, heat resistance, thermal deformation properties, heat resistance

Введение

В современных условиях интенсивного развития промышленности и увеличения объемов производства полимерных материалов, вопросы эффективной переработки и утилизации отходов приобретают особую актуальность [1]. Политетрафторэтилен (ПТФЭ) является одним из наиболее технологически сложных для переработки полимеров из-за его особых химических и физических свойств. Однако высокая термическая стабильность и химическая инертность, а также вязкость его расплава, создают препятствия для традиционных методов рециклинга, требующих значительных технологических и финансовых затрат [1, 2].

В этом контексте взрывное прессование (ВП) представляет собой инновационный под-

ход к вторичной переработке полимеров, позволяющий не только эффективно изменять их структуру, но и улучшать физические свойства [3–5]. Это открывает новые возможности для повторного использования ПТФЭ, что позволит снизить потребление первичных ресурсов, уменьшить воздействие на окружающую среду и сократить выбросы парниковых газов.

Данная работа посвящена сравнительному исследованию термических и термомеханических свойств политетрафторэтилена после взрывного прессования, с акцентом на возможности улучшения качества и характеристик вторичных полимерных продуктов. Такой подход может стать ключевым в решении проблемы утилизации и переработки одного из наиболее устойчивых к химическому воздействию полимеров.

Материалы и методы исследования

Образцы были получены взрывным прессованием в цилиндрической стальной ампуле порошка и стружки ПТФЭ давлением 0,4–0,6 ГПа. Для сравнительных исследований статическим прессованием давлением 100 МПа в цилиндрической пресс-форме получали прессовки из исходного порошка. Полученные полимерные прессовки спекали при температуре 380 °С с выдержкой 10 минут на каждый миллиметр толщины образца.

Структуры полученных компактов изучали на сканирующем электронном микроскопе системы FEI Versa 3D. DualBeam в среде высокого вакуума путем детектирования обратно отраженных электронов. Энергодисперсионный анализ (ЭДА) проводился на энергодисперсионном спектрометре EDAX Apollo X, установленном в виде приставки на микроскопе Versa-3D DualBeam.

Термические и деформационные свойства материала оценивались при помощи термомеханического анализа (ТМА) на установке Netzsch 402 F3 Huregion. Процесс включал измерение глубины пенетрации индентора диаметром 1,0 мм в образец размером 5×5 мм и высотой 2 мм. Нагрузка во время измерения составляла 1 Н, а скорость нагрева составляла 5 °С/мин. Данные, полученные в результате измерений, были обработаны с использованием программного обеспечения Proteus 61. Приведенные термомеханические кривые были получены на ос-

нове экспериментальных данных трех одинаковых образцов, и их анализ позволил получить дополнительные сведения о термических свойствах и поведении материала при деформации.

Дифференциально-термический анализ проводился с использованием дериватографа системы PAULIK-PAULIK-ERDEL (ГОСТ21553–76) при скорости нагрева 10 С/мин.

Результаты исследований

Исследования на сканирующем электронном микроскопе морфологии поверхности скола всех исследованных образцов (рис. 1) показали, что после ВП структура представляет плотно спрессованные частицы (рис. 1, а) порошкового ПТФЭ и стружки вторичного полимера (рис. 1, в). При большем увеличении (рис. 1, б, в) наблюдается трансформация как порошка, так и стружки в единый сплошной массив, состоящий из плотных областей, соединенных множеством пучков слипшихся наночастиц диаметром 50–100 нм (рис. 1, б, в) за счет частичной сварки при ВП. Такая структура сколов свойственна и исходному ПТФЭ [5, 6]. Однако по данным ЭДС наблюдается заметное отличие в элементном составе изученных образцов (табл. 1). У образца после ВП порошка отношение фтора к углероду почти не изменилось и составляет 2,2. У вторичного материала элементный состав существенно меняется ($F/C = 1,3$), что вызвано процессами карбонизации и возможно частичной деструкции полимера при ВП [3, 4].

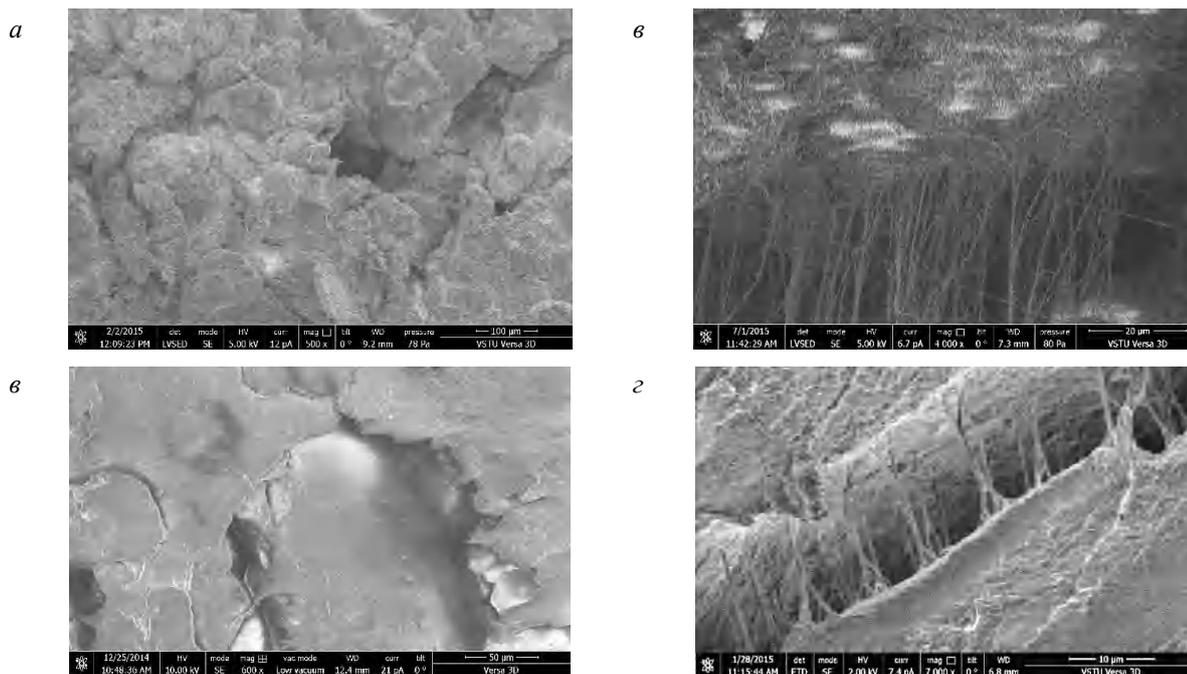


Рис. 1. СЭМ-изображения ПТФЭ после ВП порошка (а, б) и стружки (в, з)

Результаты энергодисперсионного анализа

Образец	C, ат.%	F, ат.%	F/C
ПТФЭ исходный	33,2	66,8	2,0
ПТФЭ исходный после ВП	31,4	68,6	2,2
ПТФЭ стружка после ВП	43,3	56,7	1,3

Дифференциально-термический анализ ПТФЭ показал (рис. 2), что ход кривых ДТА всех исследованных образцов аналогичен: количество эндотермических и экзотермических пиков у исходного полимера и после ВП стружки совпадает.

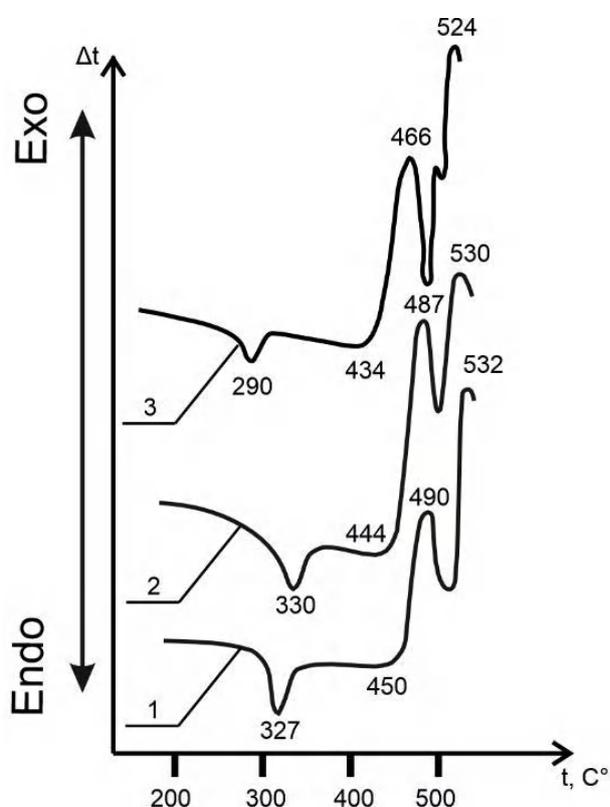


Рис. 2. Дифференциально-термические кривые ПТФЭ до (1) и после ВП порошка (2) и стружки (3)

Воздействие высокого давления ВП на исходный полимер не приводит к заметным структурным трансформациям. Это подтверждается лишь небольшими изменениями на 3–5 °С в характеристиках тепловых эффектов, что видно из сопоставления температурных показателей на графиках (рис. 2, кривые 1 и 2). Однако под влиянием энергии взрыва наблюдается расширение диапазона плавления кристаллитов. Это происходит за счет перемещения зоны предплавления в сторону более низких температур

относительно точки фазового перехода (рис. 2, кривые 2 и 3). Более существенные изменения выявлены после ВП стружки, температура плавления кристаллической фазы которой снижается на 37 °С, а температура начала разложения макромолекул уменьшается на 10 °С в сравнении с исходным полимером (рис. 1). Такие изменения обусловлены уменьшением термической стабильности кристаллитов, увеличением числа дефектов в их структуре и ростом внутренних напряжений, что с одной стороны способствует интенсификации процесса спекания вторичного ПТФЭ, лучшей «сварке» частиц, а с другой – снижению температуры начала термодеструкционных процессов.

Результаты исследования термомеханических свойств показали (рис. 3, табл. 2), что все исследованные образцы при нагреве ниже температуры плавления t_1 (327 °С) образцы испытывают небольшие деформации (0,35–3,3 %), что связано с высокоэластическим состоянием и высокой степенью кристалличности ПТФЭ.

В области температур, близких к плавлению (329–348 °С) наблюдается увеличение деформаций, обусловленное плавлением кристаллической фазы и ослаблением межмолекулярного взаимодействия в полимере, переходящего в аморфное состояние. Дальнейший нагрев в интервале t_1 - t_2 вызывает скачкообразное увеличение деформаций, максимальное значение ($\Delta\epsilon = 15,2$ %) которых наблюдается у статически спрессованного ПТФЭ, что обусловлено большим содержанием кристаллической фазы (83 %) [4], вызывающей большие объемные изменения при плавлении кристаллитов. Обращает внимание различие в термомеханическом поведении в этом интервале образцов из порошка и из стружки, испытывающих деформации расширения и пенетрации, соответственно. Малые деформации внедрения вторичного полимера обеспечиваются повышенной жесткостью его макромолекул и меньшей степенью кристалличности (52 %) [7].

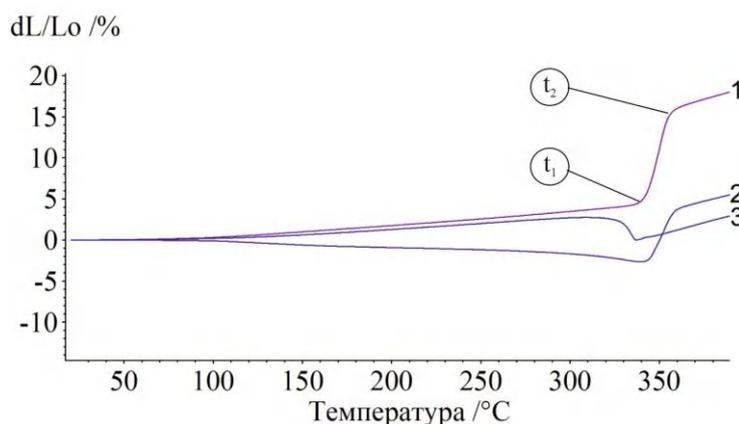


Рис. 3. Термомеханические кривые ПТФЭ после СП (1) и ВП порошка (2) и стружки (3)

Таблица 2

Термомеханические свойства ПТФЭ

Образец	Температура, °C		Относительная деформация при плавлении, %		
	$t_1 \pm 0,5$	$t_2 \pm 0,5$	$\Delta\varepsilon_1 \pm 0,001$	$\Delta\varepsilon_2 \pm 0,001$	$\Delta\varepsilon = \Delta\varepsilon_2 - \Delta\varepsilon_1$
СП	347	358	2,9	16,1	15,2
ВП (исходный порошок)	348	361	-3,3	3,2	6,5
ВП (стружка)	329	340	2,6	-0,5	3,1

Анализ показателей свидетельствует о высокой теплостойкости вторичного материала (329 °C), хотя она закономерно ниже, чем у исследованных образцов из порошка (347–348 °C) и согласуется с вышеприведенными результатами ДТА.

Выводы

Путем исследования морфологии вторичного ПТФЭ установлена трансформация стружки в единый сплошной массив, состоящий из плотных областей и пучков наночастиц.

Образцы ПТФЭ из стружки после взрывного прессования имеют температуры фазовых переходов, близкие к значениям исходного полимера, что свидетельствует о сохранении его основных свойств при незначительном снижении тепло- и термостойкости. Эти подтверждает перспективность применения взрывного прессования для переработки с сохранением эксплуатационных характеристик, что особенно актуально для условий эксплуатации при высоких температурах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бузник, В. М. Металлополимерные нанокомпозиты (получение, свойства, применение) : монография / В. М. Бузник, В. М. Фомин, А. П. Алхимов, Л. И. Игнать-

ева, А. К. Цветников, В. Г. Кудрявый, В. Ф. Косарев, С. П. Губин, О. И. Ломовский, А. А. Охлопкова, Н. Ф. Уваров, С. В. Клинов, И. И. Шабалин. – Новосибирск : Изд-во СО РАН, 2005. – 259 с.: – ISBN 5-7692-0735-3

2. Цветников, А. К. Энерго- и ресурсосберегающие материалы на основе ультрадисперсного низкомолекулярного политетрафторэтилена / А. К. Цветников // Вестник дальневосточного отделения российской академии наук. – 2021. – № 5. – С. 79–94.

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

4. Адаменко, Н. А. Формирование структуры и свойств политетрафторэтилена при ударно-волновой обработке / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Л. Ю. Дробот // Материаловедение. – 2023. – № 7. – С. 8–16.

5. Adamenko, N. A. Explosive Pressing of Fluoroplastic Industrial Waste / N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, A. E. Gerasimuk // Chemical and Petroleum Engineering. – 2015. – Vol. 50, No. 11-12. – P. 819–824.

6. Khatipov, S. A., Serov, S. A., Buznik, V. M. Radiation modification of polytetrafluoroethylene. In Opportunities for Fluoropolymer. Synthesis, Characterization, Processing, Simulation and Recycling. Progress in Fluorine Science / Bruno, A., Sergey, F., Eds. // Elsevier: Amsterdam. The Netherlands. 2020 p. 137–188.

7. Влияние взрывного прессования на структуру вторичного фторопласта-4 / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. И. Богданов, А. В. Казуров, Д. В. Савин // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 (227) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 31–35.

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 621.791

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-10-293-40-42

Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова, К. Э. Петухова

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИЗГИБА СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: arisova1954@mail.ru

В работе приведены результаты моделирования деформации изгиба магниево-алюминиевого композита с помощью программного комплекса *SIMULIA/Abaqus*.

Ключевые слова: магний, алюминий, трехточечный изгиб, деформация, напряжения Мизеса, моделирование

L. M. Gurevich, V. N. Arisova, K. E. Petukhova

SIMULATION OF THE BENDING PROCESS EXPLOSION WELDED MAGNESIUM-ALUMINUM COMPOSITE

Volgograd State Technical University

The paper presents the results of modeling the bending deformation of a magnesium-aluminum composite using the *SIMULIA/Abaqus* software package.

Keywords: magnesium, aluminum, three-point bending, deformation, Mises stress, modeling

Магниево-алюминиевые композиционные материалы (КМ) находят широкое применение в различных отраслях техники [1–3].

Для изготовления различных деталей и узлов из полученных сваркой взрывом (СВ) магниево-алюминиевых КМ используются технологические операции пластического деформирования (правка, гибка, прокатка и т.д.), а при их эксплуатации под нагрузкой происходит возникновение упругих и пластических деформаций, которые необходимо учитывать при расчете и проектировании конструктивных деталей и узлов.

Целью данной работы являлось определение распределения деформаций и напряжений Мизеса по сечению магниево-алюминиевого композита МА2-1–АД1 после СВ и изгиба с использованием пакета программ *SIMULIA/Abaqus*.

Материалы и методика исследований

Для моделирования поведения двухслойного композита МА2-1+АД1 с одинаковыми тол-

щинами слоев 5,0 мм при трехточечном изгибе индентором-оправкой Ø20 мм использовали программный комплекс *SIMULIA/Abaqus* [4, 5], позволяющий получать распределение главных напряжений, эквивалентных напряжений *Мизеса*, составляющих пластической деформации в различных направлениях и эквивалентной пластической деформации в композиционных материалах в зависимости от условий нагружения. Для описания реологии материалов слоев при деформировании использовалась упруго-пластическая модель с изменением пределов текучести $\sigma_{0,2i}$ в зависимости от степени ε_i деформации по данным [4]. Прочность связей между слоями соответствовала прочности менее прочного элемента пары. Размер стороны кубической ячейки конечно-элементной сетки выбирался равным 0,33 мм, что обеспечивало достаточную точность и приемлемое время проведения расчетов. Расчет проводился при вертикальном перемещении индентора вниз с постоянной скоростью до достижения задан-

ного перемещения, соответствующего экспериментальному прогибу образцов с учетом восстановленной упругой деформации. Поддерживающие опоры и деформирующая оправка принимались абсолютно жесткими телами. Коэффициент трения между ними и слоями балки принимался 0,1.

Результаты исследований

На рисунке показано моделирование распределения пластической деформации по сечению магниево-алюминиевого образца по двум схемам: *а* – алюминий в сжатом состоянии, магний в растянутом; *б* – магний в сжатом, алюминий в растянутом состоянии.

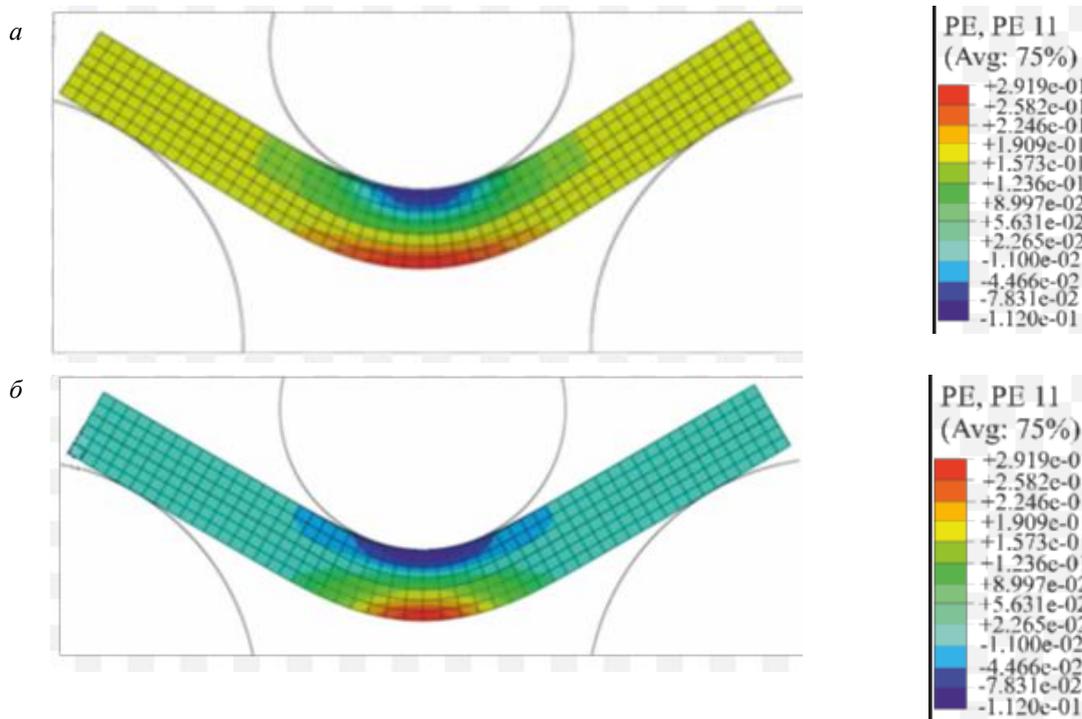


Рис. 1. Моделированное программой SIMULIA/Abaqus распределение пластической деформации при трехточечном изгибе с оправкой Ø 20 мм:
а – алюминий в сжатом состоянии, магний в растянутом; *б* – магний в сжатом, алюминий в растянутом состоянии

Первоначально при небольших нагрузках деформация локализуется вблизи места касания образца оправкой, на остальных участках она незначительна или полностью отсутствует. С повышением нагрузки наблюдается расширение

зоны деформации и снижение ее интенсивности на первоначальном участке.

На рисунке 2 приведены графики изменения пластической деформации в зоне соединения композита и на различном расстоянии от нее.

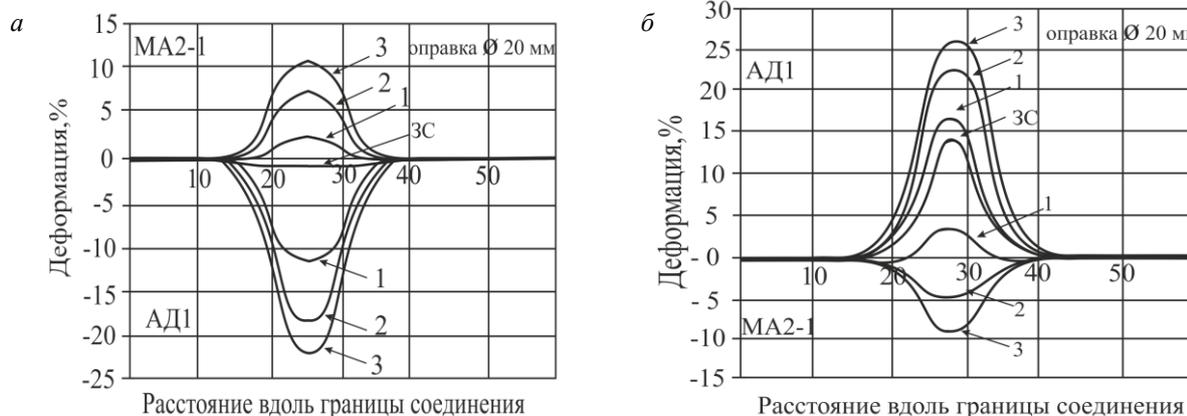


Рис. 2. Изменение пластической деформации на различном удалении от линии соединения МА2-1–АД1 при изгибе оправкой Ø20 мм, рассчитанное с использованием программного комплекса SIMULIA/Abaqus: ЗС – линия соединения; 1, 2, 3 – 1,5 мм; 3,0 мм; 4,5 мм от линии соединения; МА2-1 – в магнии; АД1 – в алюминии:
а – алюминий в сжатом состоянии, магний в растянутом; *б* – магний в сжатом, алюминий в растянутом состоянии

Из рисунка 2 следует, что при изгибе образцов оправкой $\varnothing 20$ мм, контактирующей с АД1, деформации на линии соединения композита незначительны. На удалении 4,5 мм от границы степень деформации увеличивается до 11 % по слою магния, и до 22 % по слою алюминия (рис. 2, а). При изгибе на оправку, контактирующую с МА2-1, максимальная деформация

в зоне соединения в АД1 составляет 15–16 %, а на удалении 4,5 мм от линии соединения она увеличивается до 26–28 % по слою алюминия, и до 9–10 % по слою магния (рис. 2, б).

Используя программный комплекс *SIMULIA/ Abaqus* получены распределения напряжений Мизеса на различных расстояниях от линии соединения композита МА2-1 – АД1 (рис. 3).

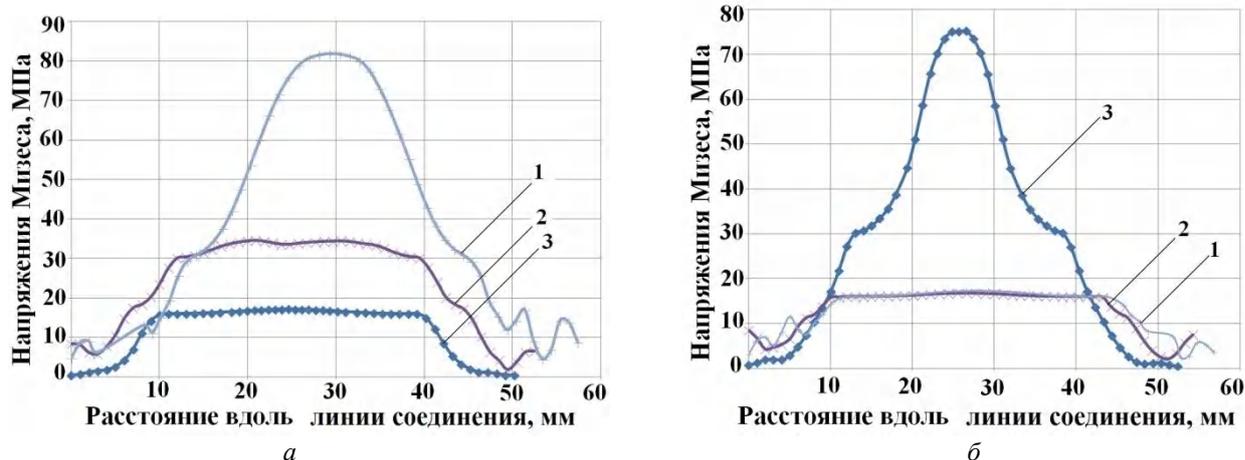


Рис. 3. Изменение напряжений Мизеса на различном удалении от линии соединения МА2-1–АД1 при изгибе оправкой $\varnothing 20$ мм:

1 – 4,5 мм от линии соединения в магнии; 2 – на линии соединения; 3 – 4,5 мм от линии соединения в алюминии; а – алюминий в сжатом состоянии, магний в растянутом; б – магний в сжатом, алюминий в растянутом состоянии

Установлено, что после изгиба образца оправкой, контактирующей с алюминиевым сплавом вблизи направления приложения нагрузки (рис. 3, а), напряжения Мизеса в МА2-1 составляют 80 МПа, а в слое АД1 – 18 МПа на расстоянии 4,5 мм от линии соединения. Аналогичная картина наблюдается в случае деформирования изгибом, контактирующей с магниевым сплавом (рис. 3, б): на расстоянии 4,5 мм от зоны соединения напряжения Мизеса в АД1 достигали 75–79 МПа, а в слое МА2-1 – 17 МПа.

Выводы

1. Изучены процессы деформации изгиба магниево-алюминиевого композита МА2-1-АД1 при различных условиях нагружения, полученных с помощью программного комплекса *SIMULIA/Abaqus*.

2. Рассчитаны изменения уровня пластической деформации и напряжений Мизеса на раз-

личном удалении от линии соединения исследуемого композита при варьировании условий изгиба.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Композиционные переходники : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев ; ВолгГТУ. – Волгоград: РПК «Политехник», 2007. – 328 с.
2. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов : монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич. – М. : Metallurgizdat, 2004. – 230 с.
3. Трыков, Ю. П. Деформация слоистых композитов : монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2001. – 242 с.
4. Третьяков, А. В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением / А. В. Третьяков, В. И. Зюзин. – М. : Металлургия, 1973. – 224 с.
5. Гуревич, Л. М. Компьютерное моделирование процессов обработки металлов давлением. Введение в Abaqus : учеб. пособие / Л. М. Гуревич, В. М. Волчков, В. Ф. Даниленко ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – 95 с.

УДК 621.81

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-10-293-43-45

*В. А. Казанкин, Е. Н. Казанкина***ОПЕРАТИВНЫЙ КОНТРОЛЬ ВЕЛИЧИНЫ ИСТИННОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ
РАЗРЫВУ СТАЛЕЙ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: kazankin_vmr@mail.ru

В работе представлен предложенный авторами метод неразрушающего определения истинного сопротивления разрыву сталей по параметрам упругопластического вдавливания сферического индентора. Показана приемлемая точность метода для инженерной оценки свойств углеродистых и легированных конструкционных сталей.

Ключевые слова: сферический индентор, неразрушающий контроль, пластическая твердость, истинное сопротивление разрыву

*V. A. Kazankin, E. N. Kazankina***OPERATIVE CONTROL OF THE VALUE OF TRUE TEAR RESISTANCE OF STEELS****Volgograd State Technical University**

The paper presents the method proposed by the authors for non-destructive determination of true tensile strength of steels by the parameters of elastic-plastic indentation of a spherical indenter. Acceptable accuracy of the method for engineering evaluation of the properties of carbon and alloy structural steels is shown.

Keywords: spherical indenter, non-destructive testing, plastic hardness, true tensile strength

Традиционный метод определения механических характеристик металлов, в том числе соответствующих разрушению – испытание образцов на растяжение согласно стандарту [1]. Очевидно, что при этом из готового изделия необходимо вырезать соответствующие образцы, а затем если это возможно изделие восстановить. Естественно, что и материальные и временные затраты при таком подходе оказываются весьма существенными. В последнее время получили значительное развитие методы неразрушающего контроля путем индентирования. Эти методы подробно представлены, например, в работе [2]. Отметим, что параметры, определяемые при вдавливании индентора, характеризуют сопротивление материала пластической деформации, а не разрушению. Поэтому обоснованными представляются методы определения характеристик разрушения путем царапания, который был предложен в работе [3] и получил дальнейшее развитие (включая разработку испытательного оборудования) в работе [2]. В то же время результаты ряда исследований позволяют предположить, наличие взаимосвязи и между параметрами упругопластического внедрения индентора и критическими характеристиками разрушения (например, истинного сопротивления разрыву S_k). Так еще в работе [4] показано, что величина S_k как

и предел текучести σ_T во многом определяются видом и количеством дефектов в материале. Необходимо отметить, что для конкретной группы материалов предел текучести однозначно зависит от его твердости. Это дает основание полагать, что процесс разрушения металла непрерывный и соответственно σ_T отражает начальный этап разрушения, а S_k – заключительный этап. В связи с этим цель данной работы состоит в установлении количественных соотношений между параметрами упругопластического внедрения сферического индентора и критическими характеристиками разрушения, в частности, истинным сопротивлением разрыву S_k .

Предварительно выполнили экспериментальное исследование прочностных свойств углеродистых и легированных конструкционных сталей с различным уровнем твердости материала. Значения истинного сопротивления разрыву S_k определяли на стандартных цилиндрических десятикратных образцах согласно [1]. Для проведения экспериментального исследования на растяжение использовали программно-технический комплекс для испытания металлов ИР 5143-200. В качестве числа твердости использовали пластическую твердость, определяемую согласно [5, 6]. Дополнительно твердость материала контролировалась с по-

мощью портативного твердомера ТКМ-459 ультразвуковым и динамическим методом, а затем полученные числа твердости переводились в пластическую твердость по известным формулам [6]. Отметим, что как известно [6], значение пластической твердости не зависит от диаметра сферического индентора и контактной нагрузки в широком диапазоне изменения глубин внедрения индентора, что удобно для практического использования. Результаты исследования показаны на рисунке, из которого следует, что зависимость истинного сопротивления разрыву $S_{k,10}$ десятикратных образцов с диаметром 10 мм от пластической твердости НД может быть аппроксимирована выражением

$$S_{k,10} = 0,18НД + 700. \quad (1)$$

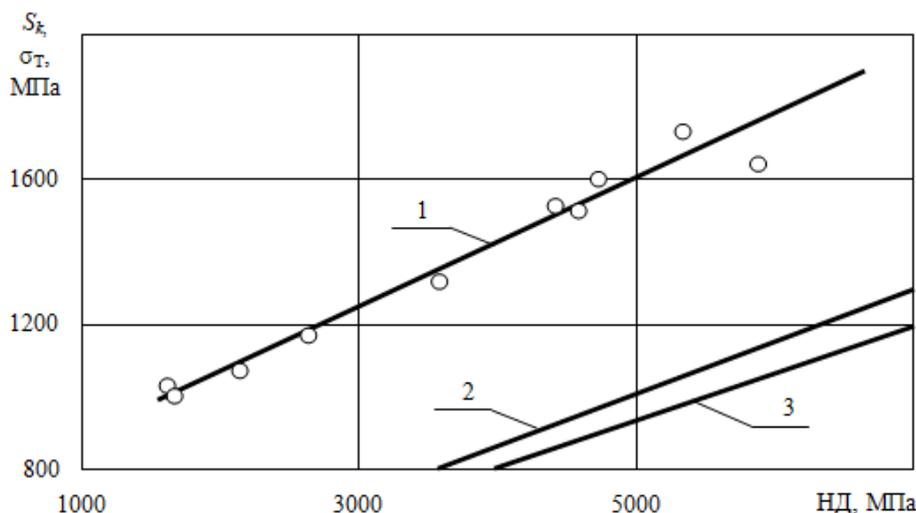
Погрешность расчета по формуле (1) в большинстве случаев не превышает (5...6) %. Там же, на рисунке, показаны графики зависимости предела текучести от пластической твердости, построенные по известной [6] зависимости

$$\sigma_T = (0,20...0,22)НД, \quad (2)$$

в которой меньшие значения – для углеродистых, а большие – для легированных сталей. Как видно из рисунка, графики зависимости для $S_{k,10}$ и σ_T от пластической твердости имеют аналогичный характер. Это подтверждает то, что эти параметры определяются одними и теми же указанными выше факторами.

Очевидно, что при практическом использовании полученных результатов необходимо учитывать масштабный эффект, который состоит в уменьшении прочностных характеристик с увеличением размеров образца или детали. Как известно указанный эффект наиболее ярко проявляется при переменных во времени нагрузках, однако и при статическом нагружении это явление также присутствует. Обзор проявлений масштабного эффекта приведен в работе [7], также на разных размерных уровнях в работе [2]. В работе [8] авторами выполнено специальное исследование масштабного эффекта с использованием сталей разной прочности. При этом для чистоты эксперимента было исключено влияние колебаний химсостава каждой из сталей (образцы изготавливали из материала одной плавки), а также исключено влияние технологического фактора (наклепа поверхности при изготовлении). Экспериментально установлено, что зависимость масштабного коэффициента K_d истинного сопротивления разрыву от диаметра d рабочей части образца (в диапазоне от 3 до 40 мм) может быть аппроксимирована следующей зависимостью (с коэффициентом корреляции 0,9)

$$K_d = \frac{1,15}{d^{0,06}}. \quad (3)$$



Графики зависимости истинного сопротивления разрыву $S_{k,10}$ (линия 1) и предела текучести σ_T (линии 2 и 3) от пластической твердости НД для углеродистых и легированных конструкционных сталей:

линия 1 – расчет $S_{k,10}$ по формуле (1), значки – экспериментальные данные авторов; линии 2 и 3 (расчет по формуле 2) соответственно предел текучести σ_T для легированных и углеродистых сталей в зависимости от пластической твердости НД

Согласно формуле (3), в условиях статического нагружения при изменении диаметра ра-

бочей части образца от 3 до 40 мм уменьшение истинного сопротивления разрыву составляет

порядка 20 %. Отметим, что этот результат соответствуют также и экспериментальным данным, приведенным в работах [9, 10].

Таким образом, для конструкционных сталей подтверждено наличие количественной взаимозависимости истинного сопротивления разрыву от параметров упругопластического внедрения сферического индентора (твердости). Это обеспечивает возможность оперативного неразрушающего контроля истинного сопротивления разрыву. Дополнительно отметим, что, несмотря на то, что значение истинного сопротивления разрыву сравнительно редко используется для расчетов деталей на прочность, она является одной из важных прочностных характеристик материала и используется, например, для расчета оптимальной глубины упрочненного слоя [6] при поверхностном пластическом деформировании, при расчете параметров для обработки металлов давлением и др.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ГОСТ 1497–84, ИСО 6892–84. Металлы. Методы испытания на растяжение.
2. Матюнин, В. М. Индентирование в диагностике ме-

ханических свойств материалов / В. М. Матюнин. – М. : Издательский дом МЭИ, 2015. – 288 с.

3. Давиденков, Н. Н. Некоторые проблемы механики материалов / Н. Н. Давиденков. – Л. : Лениидат, 1943. – 151 с.

4. Пашков, П. О. Пластичность и разрушение металлов / П. О. Пашков. – Судпромгиз, 1950. – 260 с.

5. ГОСТ 18835–73. Металлы. Метод измерения пластической твердости. – Введ. 01.01.74 (ограничение срока действия снято Межгосударственным Советом стандартизации, метрологии и сертификации, протокол №3-93, ИУС №5/6, 1993 г.).

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

7. Сухонос, С. И. Масштабный эффект – неразгаданная угроза / С. И. Сухонос. – М. : Новый Центр, 2001. – 68 с.

8. Матлин, М. М. К вопросу о влиянии масштабного эффекта на истинное сопротивление разрыву сталей / М. М. Матлин, В. А. Казанкин, Е. Н. Казанкина // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (249) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 42–44.

9. Потак, Н. М. Хрупкие разрушения сталей и стальных деталей / Н. М. Потак. – М. : Оборонгиз, 1955. – 390 с.

10. Когаев, В. П. Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность : справочник / В. П. Когаев, Н. А. Махутов, А. П. Гусенков. – М. : Машиностроение, 1985. – 224 с.

УДК 621.774.3: 004.942

DOI:10.35211/1990-5297-2024-10-293-45-52

*Л. М. Гуревич¹, А. И. Банников¹, О. А. Макарова¹, А. В. Красиков², А. С. Жуков³
С. А. Стручков³, А. С. Губарев¹, А. А. Кожевникова¹, А. В. Златкевич¹*

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗУБЬЕВ ПИЛЫ ДЛЯ ТЕРМОФРИКЦИОННОГО РЕЗАНИЯ МЕТОДОМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

¹ Волгоградский государственный технический университет

² АО «Волгоградский трубный завод»

³ АО «Корпорация «Красный Октябрь»

e-mail mv@vstu.ru

В данном исследовании рассмотрены результаты компьютерного 3D-моделирования термофрикционного процесса, происходящего между зубьями пильного диска из стали 50ХГФА и заготовкой из стали 45. Модели были созданы с использованием программного пакета SIMULIA/Abaqus для анализа изменений температуры на контактирующих поверхностях зубьев и пластины в условиях пластического деформирования. В рамках работы проанализированы различные нагрузки на зубья и их влияние на температурные параметры, выделение тепла и физические свойства материалов. Результатом моделирования установлено, что оптимальной нагрузкой для зубьев при температурах пластины от 400 до 600 °С является величина 3,1 кН. Данный режим позволяет предотвратить чрезмерный нагрев зубьев, поскольку температура их поверхности не превышает 650 °С после прохождения 250 мм – критической длины зоны контакта при пакетной резке

Ключевые слова: температура, деформация, зубья, пильный диск, моделирование, метод конечных элементов

*L. M. Gurevich¹, A. I. Bannikov¹, O. A. Makarova¹, A. V. Krasikov², A. S. Zhukov³
S. A. Struchkov³, A. S. Gubarev¹, A. A. Kozhevnikova¹, A. V. Zlatkevich¹*

DETERMINATION OF THE TEMPERATURE OF THE SAW TEETH FOR THERMAL FRICTION CUTTING BY COMPUTER SIMULATION

¹Volgograd State Technical University

²JSC Volgograd Pipe Plant

³JSC "Red October Corporation"

In this study, the results of computer 3D modeling of the thermal friction process occurring between the teeth of a saw blade made of 50XGFA steel and a billet made of 45 steel are considered. The models were created using the SIMULIA/Abaqus software package to analyze temperature changes on the contacting surfaces of teeth and plates under plastic deformation conditions. As part of the work, various loads on the teeth and their effect on temperature parameters, heat generation and physical properties of materials are analyzed. As a result of the simulation, it was found that the optimal load for the teeth at plate temperatures from 400 to 600 °C is 3.1 kN. This mode prevents excessive heating of the teeth, since their surface temperature does not exceed 650 °C after passing 250 mm, the critical length of the contact zone during batch cutting

Keywords: temperature, deformation, teeth, saw blade, modeling, finite element method

Введение

На многих металлургических предприятиях широко используется высокоскоростное термофрикционное резание металлопроката дисковыми пилами. Это обусловлено высокой производительности процесса резания, простотой технологической операции, а также относительной дешевизной пильного диска, изготавливаемого из пружинно-рессорной среднелегированной стали. Пильные диски, используемые для резки холодного и горячего металлопроката, имеют различную геометрию режущей части: сплошные диски, диски с трапециевидными или треугольными зубьями. Основным недостатком этого вида обработки является повышенный износ пил и значительное ухудшение качества реза [1–5].

Термофрикционное резание представляет собой разновидность обработки металлов резанием с нагревом. Силы трения в зоне контакта быстровращающегося инструмента с заготовкой [2, 3, 5] вызывают выделение тепла и нагрев заготовки, с образованием контактного слоя с пониженной прочностью. Разупрочненный поверхностный слой заготовки удаляется либо микронеровностями на периферии диска пилы, либо вершинами зубьев.

В трубопрессовом цехе ТПЦ–2 АО «Волжский трубный завод» при производстве бесшовных труб используется пакетная резка труб, поступающих из охладителя, салазковой пилой, относящаяся к термофрикционному резанию холодного трубопроката. Обрезается головная и хвостовая часть труб, а также производится разрезка труб на заданные размеры.

Для закрепления и формирования пакета заготовок используются специальные зажимные приспособления. Трубы прижимаются

к противоположной стенке лотка и распределяются в зависимости от диаметра в объеме, образованном горизонтальными прижимами, стенкой и нижними и верхними прижимами.

При высокоскоростном резании дисковой пилой пакетного резания наблюдается образование крупных заусенцев, прочно прикрепленных к телу заготовки, а также значительный износ пильного диска. Происходит заплывание впадин зубьев пилы и их деформация, что приводит к потере режущих свойств инструмента. Отдельные сильнодеформированные зубья имеют значительные поперечные трещины. Деформация и износ по периферии одного диска крайне неравномерна: отдельные зубья пилы изношены значительно больше других.

Согласно требованиям к выпускаемой продукции в условиях производства АО «Волжский трубный завод», торец трубы должен быть чистым, не иметь утолщений, трещин, вмятин, наплывов металла и др. Качество торца заготовок после резания дисковой пилой холодного или горячего металлопроката оценивается наличием заусенца на торце и такими параметрами как размеры сечения заусенца и длина заусенца. Значительный разогрев металла в околоконтактной зоне является причиной формирования заусенца. Износ зубьев пилы увеличивает вероятность формирования заусенца на торце трубы, а повышение стойкости инструмента способствует отрыву заусенца [2, 4].

Для обеспечения минимальной интенсивности износа инструмента и качества торца при пакетной резке необходимо достоверное описание протекающих процессов выделения тепла при трении и деформации в зоне резания, и его распределения в обрабатываемый материал и зубья пильных дисков. Особенно это акту-

ально при резке проката из высоколегированных сталей сопровождающейся повышенным износом пил. Необходимо учитывать влияние температуры на прочностные характеристики различных материалов.

Одним из методов исследования температурных процессов, протекающих в материале, является исследование микроструктуры металла зубьев пилы и заусенца [6, 7]. Повышение температуры в зоне обработки вызывает структурные изменения как в инструменте, так и в обрабатываемом материале, что позволяет охарактеризовать условия работы инструмента. Такие исследования достаточно информативны, но трудоемки и не позволяют провести анализ непосредственно в процессе резания.

Несмотря на проведенные исследования и математическое описание процессов высокоскоростного термофрикционного резания [2, 3, 5], вопрос формирования температурных полей в разрезаемой заготовке и инструменте является недостаточно изученным.

Высокая скорость процессов, протекающих при резании со скоростью около 100 м/с, создает большие трудности при проведении экспериментов, которые могут определить величину тепловыделения и направление тепловых потоков.

Для прогнозирования результатов и снижения затрат на натурный эксперимент необходимо использование численных методов, таких как метод конечных элементов.

В ранее проведенных исследованиях с использованием численных методов [8–10] проводилось моделирование процесса стружкообразования и распределения температуры по толщине стружки и зуба пилы при высокоскоростном резании цилиндрических заготовок, а также моделирование процесса образования заусенца при термофрикционном резании и определение напряжений и температуры в зоне его формирования. Эти исследования позволили обосновать модернизацию геометрии пильных дисков для повышения качества торца го-

рячего проката с помощью пакета программ Deform 3D.

Целью настоящей работы является исследование методами компьютерного моделирования термофрикционного резания с помощью методов конечных элементов в программном комплексе Abaqus и определение напряжений и температуры в зоне контактного взаимодействия зубьев пилы и обрабатываемого материала.

Методика проведения компьютерного моделирования

В данном исследовании приведены результаты компьютерного 3D моделирования с использованием пакета программ SIMULIA/Abaqus изменения температуры на контактирующих задних поверхностях трапецеидальных зубьев пильного диска из стали 50ХГФА и разрезаемой заготовки из стали 45. Моделирование процесса пластического деформирования проводилось с использованием модуля Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus компании Dassault Systemes), использующего явную схему интегрирования для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов. Используемая схема процесса показана на рис. 1. По поверхности пластины из стали 45 шириной 6 мм перемещались со скоростью 150 м/с 8 зубьев из стали 50ХГФА с размерами опорной площадки $2 \times 3 \text{ мм}^2$ и расстоянием между зубьями 12 мм. Моделировались три серии вариантов с усилиями прижима зубьев к поверхности пластины 3,1, 4,7 и 9,4 кН. Материалы элементов деформируемой системы задавались изотропными с повышающимися пределами текучести $\sigma_{0,2}$ при росте локальной пластической деформации. Для расчета изменения предела текучести материалов пилы и разрезаемой пластин в результате пластического деформирования при различных температурах и скоростях деформирования использовали модели пластичности Джонсона–Кука [10], значения которой приведены в табл. 1.

Таблица 1

Коэффициенты модели пластичности Джонсона–Кука для использованных сталей

Материал	Коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука							
	A, МПа	B, МПа	m	n	$\dot{\epsilon}_0, \text{с}^{-1}$	T_m, K	T_r, K	C
Сталь 45	410	280	1,1	0,47	1	1800	293	0,03
Сталь 50ХГФА	1539	477	1,0	0,18	1	1800	293	0,012

Зависимости теплофизических свойств сталей (теплоемкость и теплопроводность) от температуры (табл. 2) при моделировании принимались по данным [12, 13].

Расчет проводился с учетом выделения тепловой энергии в зоне трения и ее перераспределения между зубом пилы и поверхностью пластины. Для расчета процессов выработки тепла

использовался условия по умолчанию алгоритма Heat Generation, встроенного в модуль Abaqus/Explicit. При моделировании использовался коэффициент трения, равный 0,3, не зависящий от температуры, что может вызывать значительные погрешности вблизи температуры плавления, где прочность когезионных связей может оказаться ниже, чем силы трения.

Таблица 2

Зависимость теплофизических свойств сталей от температуры

Температура, °С	Теплоемкость C , Дж/(кг·°С)		Теплопроводность λ , Вт/(м·°С)	
	Сталь 45	Сталь 50ХГФА	Сталь 45	Сталь 50ХГФА
100	469	498	48	48
300	503	561	44	44
500	574	664	39	39
700	615	700	31	31
900	787	624	26	26
1100	800	645	25	25
1300	810	669	24	24
1500	816	670	23	23

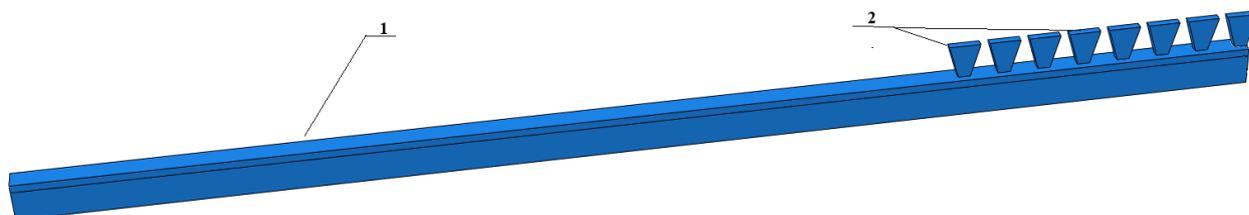


Рис. 1. Схема модели:
1 – пластина из стали 45; 2 – зубья пильного диска из стали 50ХГФА

Для расчета процессов выработки тепла использовался условия по умолчанию алгоритма Heat Generation, встроенного в модуль Abaqus/Explicit.

Были исследованы три варианта фрикционного контакта на зубья пильного диска при усилиях на каждый зуб 3,1, 4,7 и 9,4 кН, в процессе которых определяли изменение температуры зубьев и пластины в зависимости от длины пройденного пути:

1-й вариант – начальные температуры зубьев 20 °С и пластины 400 °С;

2-й вариант – начальные температуры зубьев 20 °С и пластины 600 °С;

3-й вариант – начальные температуры зубьев 20 °С и пластины 800 °С.

На рисунках 2–4 показано изменение средних температур поверхностей пластины, первого, четвертого и восьмого зуба по мере роста длины пройденного пути. Различия между тем-

пературами поверхностей разных зубьев может быть связана с постепенным прогревом поверхности пластины по мере прохождения предыдущих зубьев. Результаты моделирования процессов при 1-м варианте фрикционного контакта показали интенсивный нагрев задней поверхности зуба контактирующей с обрабатываемым материалом пластины при нагрузке на зуб 9,4 кН (рис. 2, в), средняя температура которой после прохождения 300 мм фрикционного контакта достигала 1950 °С, что превышает температуру плавления материала в 1450–1520 °С после прохождения 210 мм. Причина такой возможности, как было указано выше, связано с принятым постоянством коэффициента трения. Изменение температуры контактирующей поверхности пластины от 400 до 520 °С практически не влияло на скорость нагрева контактирующей поверхности зуба, что указывает на определяющее влияние в нагреве зуба давления

прижима и, в результате, теплоты, выделяемой непосредственно в зоне трения, что подтверждается также проведенными ранее исследованиями.

Основной проблемой при термофрикционной обработке пильными дисками холодного металла является недостаточный нагрев обрабатываемого материала и перегрев зубьев пильного диска, т. е. при большей длине зоны контакта повышение температуры поверхности зуба пилы приводит к ее пластической деформации за счет того, что предел текучести становится ниже напряжений на границе зуб-пластина.

Анализ влияния приложенной нагрузки показал, что с увеличением усилия прижима зубьев пилы потеря их стойкости будет происхо-

дить быстрее, что объяснимо более интенсивным процессом тепловыделения в зоне резания

Моделирование показало что предпочтительным усилием на зуб при температурах пластины 400–800 °С будет усилие 1,2 кН (рис. 2, а), так как хоть и процесс нагрева зуба идет намного быстрее чем нагрев пластины, но после прохождения 250 мм (то есть максимальной длины зоны контакта при пакетной резке в условиях ТПЦ – 2 АО «Волжский трубный завод») не превышает 650 °С. При усилиях 3,1 и 4,7 кН (рис. 2–4) при максимально возможной длине контакта зуба с обрабатываемым металлом 250 мм по мере прогресса разрезаемого металла температура зубьев достигает практически точки плавления стали (1500 °С).

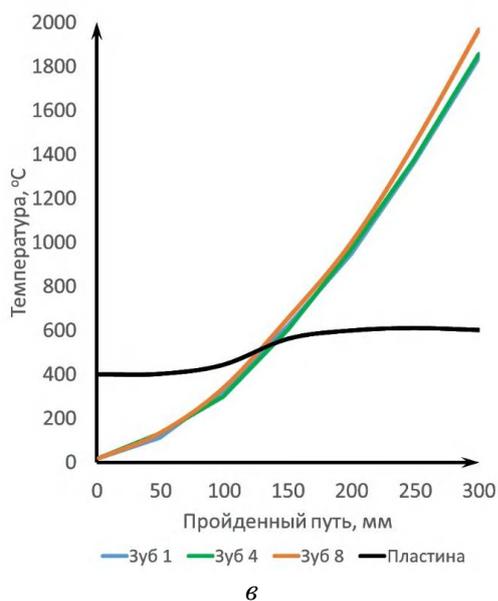
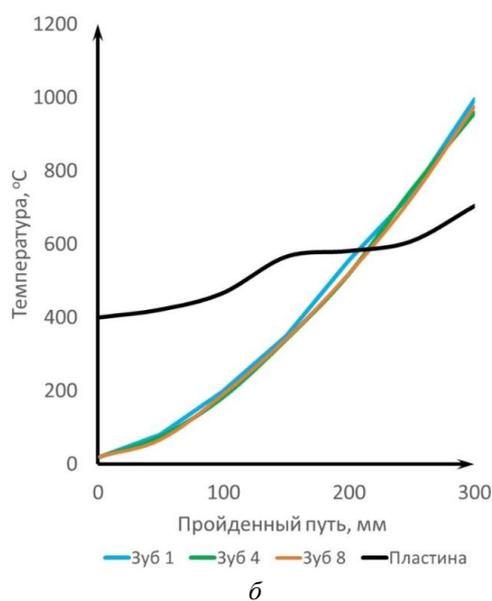
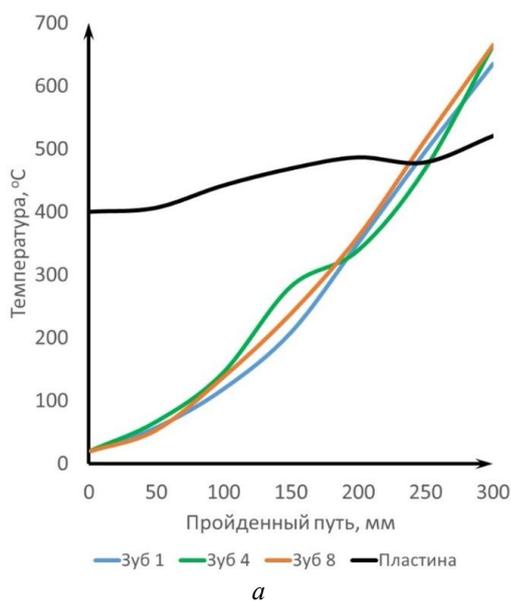


Рис 2. Изменение средних температур поверхностей пластины, первого, четвертого и восьмого зуба по мере роста длины пройденного пути при начальной температуре пластины 400 °С:

а – усилие прижима зуба 3,1 кН; б – усилие прижима зуба 4,7 кН; в – усилие прижима зуба 9,4 кН

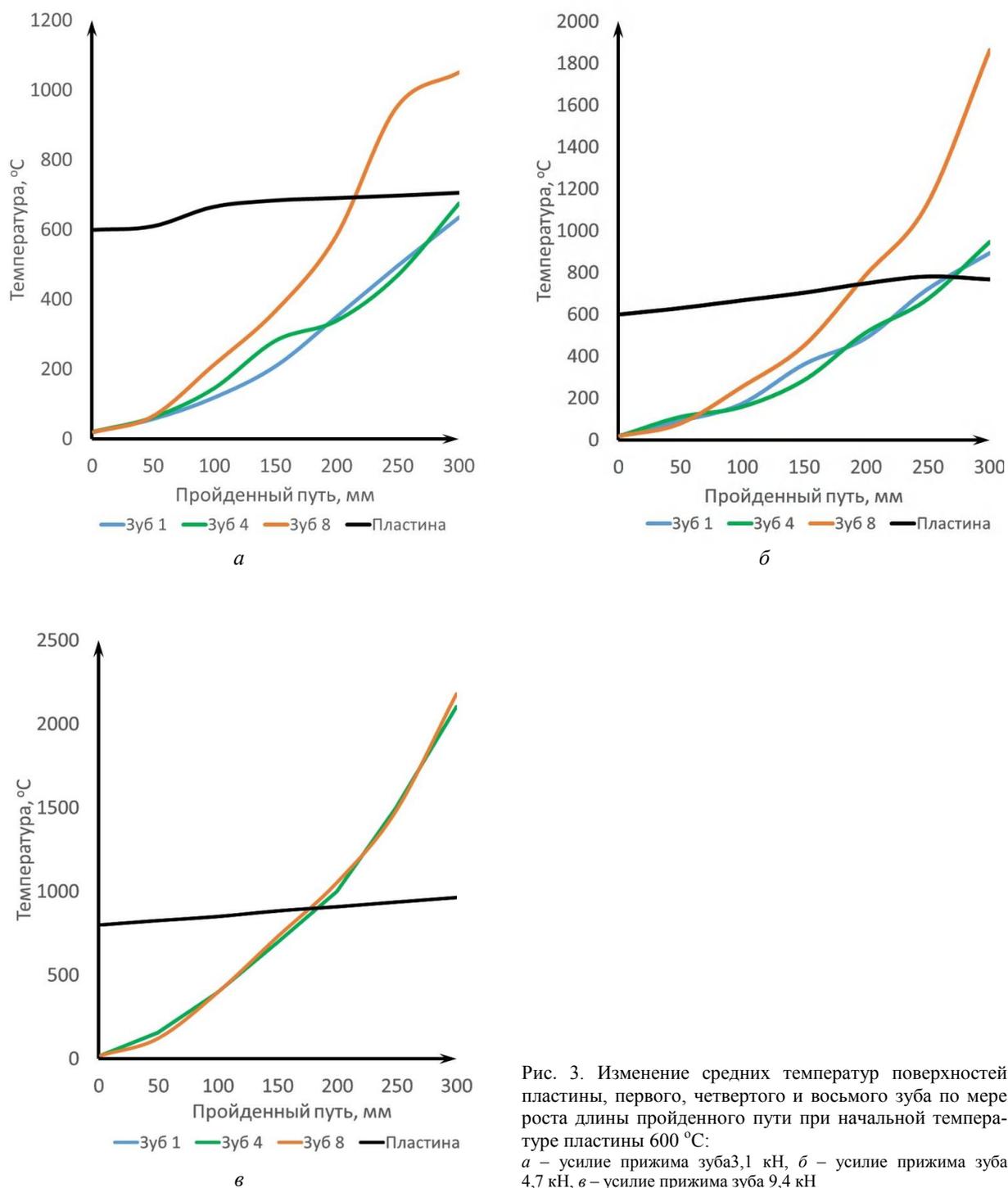


Рис. 3. Изменение средних температур поверхностей пластины, первого, четвертого и восьмого зуба по мере роста длины пройденного пути при начальной температуре пластины 600 °С:

а – усилие прижима зуба 3,1 кН, *б* – усилие прижима зуба 4,7 кН, *в* – усилие прижима зуба 9,4 кН

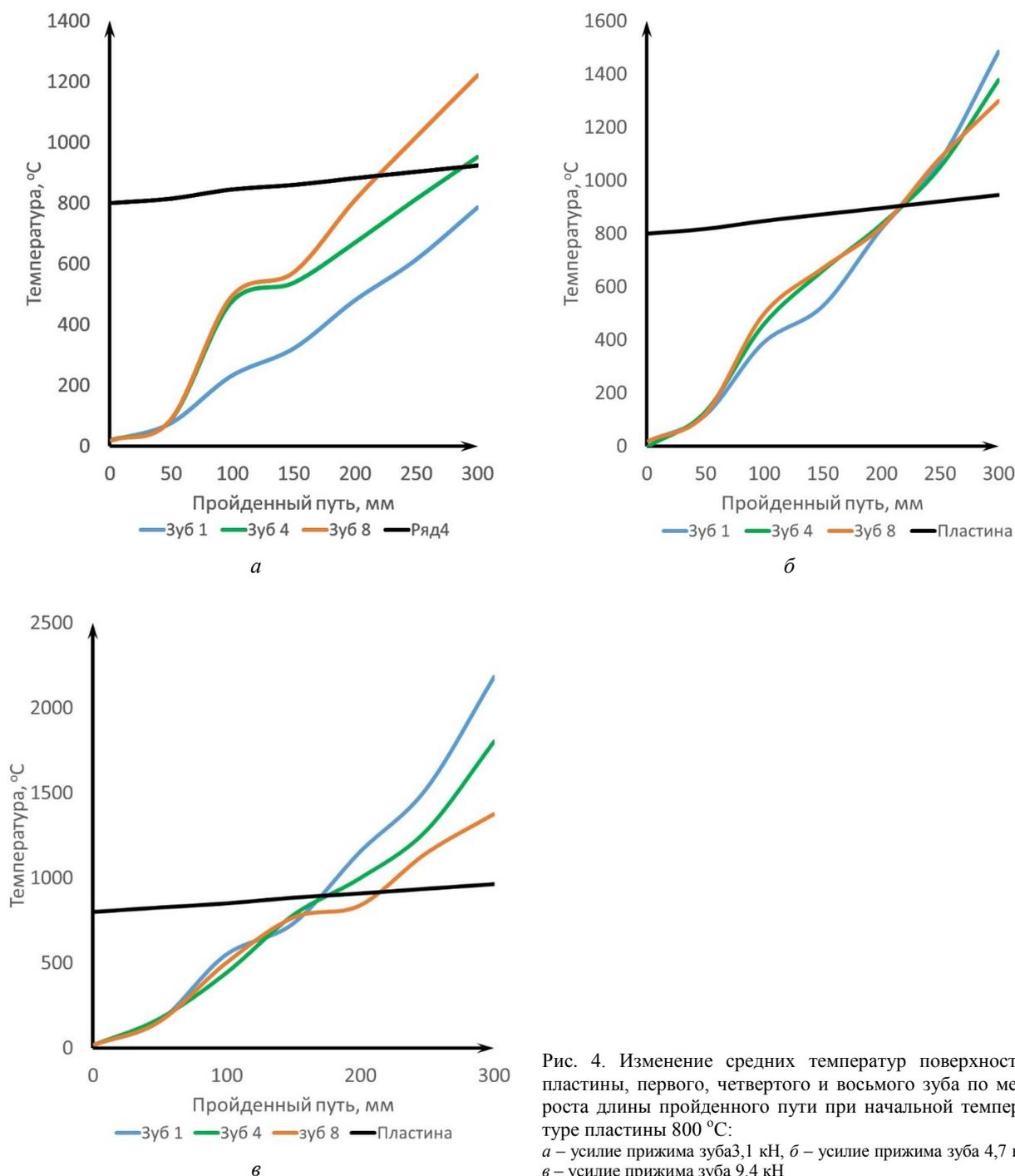


Рис. 4. Изменение средних температур поверхностей пластины, первого, четвертого и восьмого зуба по мере роста длины пройденного пути при начальной температуре пластины 800 °С:
 а – усилие прижима зуба 3,1 кН, б – усилие прижима зуба 4,7 кН, в – усилие прижима зуба 9,4 кН

Как видно из рис. 4, при начальной температуре разрезаемой пластины 800 °С она на пути трения 300 мм 8 проходящими зубьями нагревается до 963 °С при нагрузке на зуб 9,4 кН, в то время как зубья нагревались на этом пути трения почти до температуры плавления. Это связано со значительным интервалом во времени между прохождением по локальному участку пластины каждого зуба, который при выбранной конструкции пилы превышает время

трения зуба об пластину почти в 2 раза. Для повышения интенсивности нагрева пластины необходимо максимально увеличивать длину задней поверхности зубьев пилы.

Выводы

1. Методами конечно-элементного компьютерного моделирования в пакете программ SIMULIA/Abaqus проведен анализ термофизических процессов, учитывающий генерацию

теплоты в процессе фрикционного контакта задней поверхности зубьев пильного диска и поверхности заготовки при скоростях резания около 100 м/с, с учетом влияния термофизических характеристик сталей от температуры резания.

2. Моделирование показало что предпочтительным усилием на зуб при температурах пластины 400–800 °С будет нагрузка в 3,1 кН, так как хотя и процесс нагрева зуба идет намного быстрее чем нагрев пластины, но после прохождения 250 мм (то есть максимальной длины зоны контакта при пакетной резке в условиях ТПЦ – 2 АО «Волжский трубный завод») температура поверхности зуба не превышает 650 °С.

3. Анализ проведенного моделирования показал, что одним из путей достижения интенсификации выделения тепла в обрабатываемой поверхности является увеличение длины задней поверхности зубьев и уменьшение расстояния между ними. Данная проблема требует дальнейшего анализа с использованием моделей пил с модифицированной геометрией режущей части.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Насад, Т. Г.* Высокоскоростная обработка труднообрабатываемых материалов с дополнительными потоками энергии в зоне резания : монография / Т. Г. Насад, А. А. Игнатьев ; Саратов. гос. техн. ун-т. – Саратов, 2002. – 112 с.
2. *Банников, А. И.* Теоретические основы модернизации термофрикционных пил для резки горячего трубопроката : монография / А. И. Банников ; ВолГТУ. – Волгоград, 2014. – 135 с.
3. *Кравченко, О. С.* Деформационные и тепловые явления в зоне термофрикционного резания металла / О. С. Кравченко, Н. И. Покинтелица // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2016. – Т. 18. – № 1.
4. *Банников, А. И.* Повышение эффективности термофрикционной резки трубопроката / А. И. Банников, А. А. Банников, А. И. Курченко, Н. А. Дятлов, И. Л. Пермяков // СТИН, 2010. – № 10. – 34–37 с.
5. *Сизый, Ю. А.* Нагрев диска при фрикционной разрезке проката / Ю. А. Сизый // Известия вузов. Машиностроение, 1987. – № 1. – С. 111–115.
6. *Макарова, О. А.* Исследование нагрева зуба традиционной пилы пакетного резания с использованием металлографического анализа / О. А. Макарова // Научные технологии в машиностроении. – 2022. – № 2 (128). – С. 44–48. – DOI: 10.30987/2223-4608-2022-2-44-48.
7. *Макарова, О. А.* Исследование микроструктуры заусенцев на торцах заготовок при пакетном резании дисковой фрезой / О. А. Макарова // Известия ВолГТУ : научный журнал № 1 (260) / ВолГТУ. – Волгоград, 2022. – (Серия «Прогрессивные технологии в машиностроении»). – С. 23–29.
8. *Банников, А. И.* Исследование распределения тепла в зубе пилы с учетом периодичности процесса при пакетной резке холодного металлопроката / А. И. Банников [и др.] // Известия ВолГТУ : научный журнал № 8 / ВолГТУ. – Волгоград, 2020. – С. 7–13.
9. *Гуревич, Л. М.* Моделирование высокоскоростного резания в Deform 3D / Л. М. Гуревич, Р. Е. Новиков, А. Г. Серов // Известия ВолГТУ : научный журнал № 9 (188) / ВолГТУ. – Волгоград, 2017. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 60–64.
10. Исследование термо-деформированного состояния зубьев пилы пакетной резки с использованием МКЭ / Л. М. Гуревич, А. И. Банников, О. А. Макарова, В. Ф. Даненко, С. П. Писарев, А. С. Губарев, Д. В. Шагоян, Н. В. Трутнев, А. В. Красиков // Известия ВолГТУ : научный журнал № 2 (261). – Волгоград, 2022. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 40–45.
11. *Третьяков, А. В.* Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением: справочник / А. В. Третьяков, В. И. Зюзин. – М. : Металлургия, 1973. – 224 с.
12. *Гуревич, Л. М.* Моделирование процессов деформирования слоистых титано-алюминиевых композитов в процессе изгиба / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. М. Волчков, О. С. Киселев, В. Ф. Даненко, С. П. Писарев // Известия ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9 / ВолГТУ. – Волгоград, 2012. – С. 11–15.
13. *Фрункин, Д. Б.* Применение системы CAE-моделирования MSC. MARC для оптимизации технологии формообразующих операций на производстве сварных прямошовных труб большого диаметра АО «Волжский трубный завод» / Д. Б. Фрункин, Л. М. Гуревич, И. Л. Пермяков, А. С. Христофоров, П. П. Титаренко // Известия ВолГТУ : научный журнал № 8 / ВолГТУ. – Волгоград, 2015. – С. 103–110.
14. *Алимов, А. И.* Совершенствование технологии изготовления колец из титанового сплава ВТ6 путем определения рациональных режимов деформирования: автореф. дис. ... канд. техн. наук (05.02.09) / Алимов Артем Игоревич ; Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана. – Москва, 2017. – 16 с.
15. *Алиев, И. С.* Получение полых сложнопрофильных изделий ковкой из слитков / И. С. Алиев, Я. Г. Жбанков, С. В. Мартынов // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2019. – № 5. – С. 121–130.

ВОПРОСЫ СВАРКИ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

УДК 621.791

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-10-293-53-57

*Д. А. Муругов, А. В. Савинов, А. А. Чудин, В. И. Лысак, О. А. Полесский, П. П. Красиков***ПРИМЕНЕНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ
(ОБЗОР)*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: svarka-nv@vstu.ru

В работе на основе анализа литературных данных описаны различные методы применения ультразвуковых колебаний в дуговой сварке. Основное внимание уделяется недавно разработанному методу воздействия ультразвука на дугу. Показаны преимущества и недостатки существующих методов применения ультразвуковых колебаний при сварке неплавящимся электродом.

Ключевые слова: ультразвук, дуга с неплавящимся электродом, глубина проплавления

*D. A. Murugov, A. V. Savinov, A. A. Chudin, V. I. Lysak, O. A. Polesskiy, P. P. Krasikov***APPLICATION OF ULTRASONIC OSCILLATIONS IN ARC WELDING (REVIEW)****Volgograd State Technical University**

The paper describes various methods of using ultrasonic vibrations in arc welding based on the analysis of literature data. The main attention is paid to the recently developed method of ultrasound action on the arc. The advantages and disadvantages of existing methods of using ultrasonic vibrations in non-consumable electrode welding are shown.

Keywords: ultrasonic, arc with a non-consumable electrode, ultrasound, depth of penetration

Применение ультразвуковых колебаний при дуговой сварке плавлением способствует повышению качества сварного шва, снижению трещинообразования, улучшению механических характеристик сварных швов [1–5]. Однако применение ультразвуковых колебаний не распространено в производстве из-за отсутствия рациональных колебательных систем, которые способны стабильно работать при определенных механических и тепловых нагрузках, а также рациональных способов введения ультразвука в сварочную ванну и плазму сварочной дуги. Кроме того, еще недостаточно исследованы процессы воздействия ультразвуковых колебаний на дугу переменного тока с прямоугольной формой импульсов (ПФИ) посредством ультразвуковых излучателей.

Ниже приведены работы, представляющие значительный интерес, в которых рассмотрены

способы введения ультразвуковых колебаний в плазму дуги, а также результаты исследования влияния ультразвука на процессы сварки металлов.

В работе [2] представлен способ сварки неплавящимся электродом с воздействием ультразвука на дугу постоянного тока прямой полярности. При непосредственном воздействии УЗ колебаний на сварочную дугу происходит взаимодействие ультразвука с плазмой дуги и его передача в сварочную ванну. Результаты экспериментов показывают, что с воздействием ультразвука давление дуги значительно увеличивается. Авторы утверждают, что применение данной технологии оказывает влияние на сварочную ванну и позволяет увеличить глубину проплавления.

Влияние ультразвука на обработку материалов известно по исследованиям [3]. Тем не

© Муругов Д. А., Савинов А. В., Чудин А. А., Лысак В. И., Полесский О. А., Красиков П. П., 2024.

* Исследование выполнено за счет средств программы развития ВолгГТУ «Приоритет 2030», в рамках научного проекта № 15/631-24.

менее, возможность применения ультразвука в дуговой сварке интенсивно изучается. Результаты исследований подчеркивают потенциал применения ультразвука в дуговой сварке для увеличения производительности процесса и улучшения качества сварных швов. Особое внимание уделяется методам использования ультразвуковых излучателей, которые бывают пьезоэлектрическими, либо магнито-стрикционными [2]. Также разработан новый метод, основанный на импульсном токе ультразвуковых частот, получившим название дугового с ультразвуковым возбуждением тока. В этом методе дуга действует не только как источник тепла, но и как механизм, который воздействует ультразвуком на сварочную ванну [3, 4].

Способы применения ультразвуковых колебаний можно классифицировать следующим образом:

1) воздействие на заготовку (Wen, Dong, Watanabe и др.);

2) влияние на сварочную ванну в процессе сварки (L. He, T. Yuan);

3) воздействие на электрод или сварочную проволоку (Watanabe и др.)

4) ультразвук с дуговым возбуждением (Hua и др.);

5) воздействие на сварочную дугу (J. Wang, Sun, Fan и др.).

В последние годы основное внимание уделяется воздействию ультразвука на дугу (U-GTAW).

Т. В. Атаманенко и Д. Г. Ескин [5] исследовали влияние ультразвука на расплавленный металл и установили, что механические свойства сварных соединений улучшаются. С. Xiaoyu и др. [6] предложили процесс сварки неплавящимся электродом с воздействием ультразвуковыми колебаниями на заготовку (рис. 1).



Рис. 1. Влияние мощности УЗК на глубину проплавления:
а – без УЗК; б – 400 Вт; в – 1000 Вт [6]

Авторы работы [6] утверждают, что увеличение мощности УЗ колебаний приводило к росту глубины проплавления, ультразвуковая кавитация способствует измельчению микро-структуры, следовательно, повышались механические свойства. По сравнению со сварными соединениями, выполненными традиционной сваркой, твердость увеличилась на 8 %, а предел прочности на растяжение – на 29 %.

Sun и др. [7, 8] предложили способ, в котором применялся пьезоэлектрический ультразвуковой преобразователь. Во время сварки ультразвуковые колебания передаются в сварочную ванну независимо от формы волны и полярности сварочного тока. Используя этот метод и основываясь на результатах, полученных при сварке коррозионностойкой стали AISI 304, Sun и др. [8, 9] показали, что применение УЗК может значительно увеличить глубину проплавления. По результатам экспериментов установлено, что глубина проплавления увели-

чилась с 1,18 до 3,12 мм и с 1,20 до 3,71 мм, при значении сварочного тока 100 А и 150 А, соответственно. Частота УЗК составляла 20,5 кГц, мощность – 200 Вт [9] (рис. 2).

Соотношение глубины/ширины сварных швов с УЗК было явно выше, чем без ультразвука, независимо от значения сварочного тока.

Увеличение проплавления подтверждается в работах [10, 11] за счет применения ультразвуковых колебаний мощностью до 1 кВт. Кроме того, при тех же условиях, когда рассматривается коэффициент формы шва, наблюдается увеличение проплавления на 235 % при значении сварочного тока $I_{св.}=100$ А и на 380 % при $I_{св.}=150$ А по сравнению с проплавлениями, выполненными без УЗК. [10]. По мнению авторов [10, 11], это связано с большей проникающей способностью ультразвукового поля, что, по-видимому, увеличивает давление дуги на сварочную ванну.

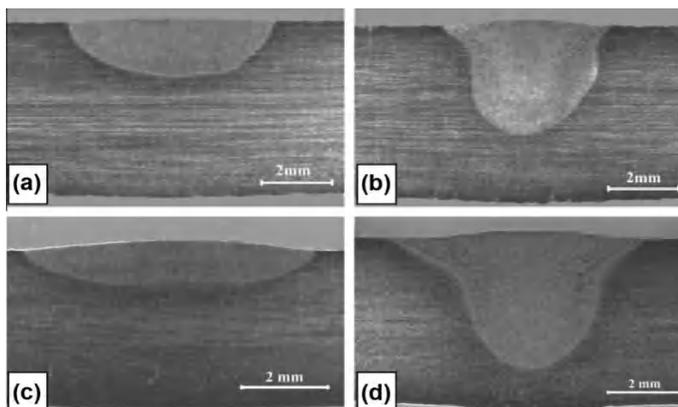


Рис. 2. Макрошлифы проплавов:
 $I_{св}=100$ А: (а) без УЗК; (б) с УЗК; $I_{св}=150$ А: (с) без УЗК; (д) с УЗК [9]

В работе [12] показано, что давление дуги при сварке с УЗК имеет некоторые особенности. В отличие от того, что происходит при обычной сварке, где давление дуги постоянно уменьшается с увеличением расстояния между электродом и заготовкой, при использовании УЗК максимальное значение давления дуги достигается при дуговом промежутке, равном 4,4 мм.

Авторы работы [13] подтверждают увеличение глубины проплавления при сварке с УЗК. По результатам, полученным при аргонодуговой сварке алюминиевого сплава 7075-T6 с частотой ультразвуковых колебаний 20 кГц и мощностью 2 кВт, произошло увеличение глубины проплавления до 45 % и уменьшение размера зерна до 42 %.

Wen, Dong [13, 14] исследовали влияние УЗК при сварке внахлест сплава АМг-6 с оцинкованной сталью и коррозионностойкой сталью. Предел прочности сварного соединения на растяжение увеличился на 20 %.

В отличие от того, что предлагают исследователи Wen, Dong [13, 14], Watanabe и др. [15] применяли ультразвуковые колебания параллельно перемещению горелки при аргонодуговой сварке

неплавящимся электродом. С помощью этого метода авторы [15] обнаружили увеличение предела прочности на растяжение сварных швов и уменьшение ширины аустенитных зерен, выполненных при различных скоростях сварки.

Методы, в которых ультразвуковой преобразователь не соединен со сварочной горелкой [13, 14, 1], являются более гибкими, поскольку ультразвуковая колебательная система не подвергается воздействию высоких температур дуги или перемещению во время сварки. Однако эти способы предназначены для сварки изделий небольших размеров, так как по мере увеличения размеров пластины, в которую вводятся ультразвуковые колебания, требуется большая мощность УЗК, что делает их применение нецелесообразными [15].

Столкнувшись с этой трудностью, Watanabe и др. [16] разработали метод введения ультразвуковых колебаний непосредственно в сварочную ванну через присадочную проволоку (рис. 3). Таким образом, УЗК передаются в сварочную ванну через присадочный материал, колебания осуществляются перпендикулярно направлению сварки и параллельно поверхности заготовки.

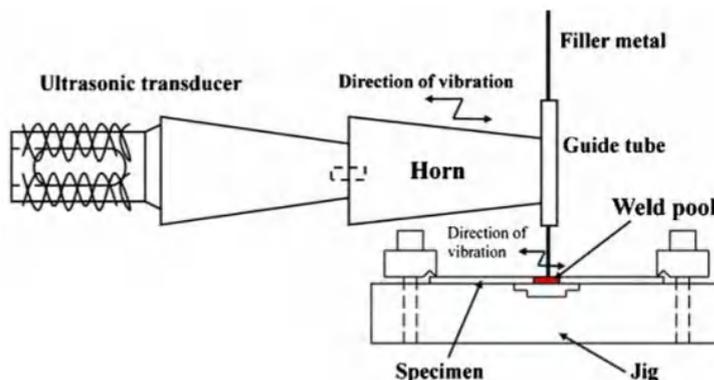


Рис. 3. Схема экспериментальной установки с воздействием ультразвука на присадочную проволоку [16]

Результаты [16] показали, что предел прочности на растяжение увеличился на 20 %, а относительное удлинение на 40 %.

Sun и др. [17] исследовали влияние УЗК на дугу постоянного тока при сварке неплавящимся электродом с различными конструкциями излучателей (рис. 4).

На рисунке 5 показаны макрошлифы проплавлений с воздействием УЗК при различном расстоянии излучателя до поверхности заготовки.

По результатам экспериментов [17] было обнаружено, что глубина проплавления увеличивается при диаметре излучателя от 25 до 31 мм (рис. 6). Наибольшее проплавление наблюдается при диаметре 31 мм, что составляет 250 % от значения, полученного при обычной аргонодуговой сварке (0,78 мм).

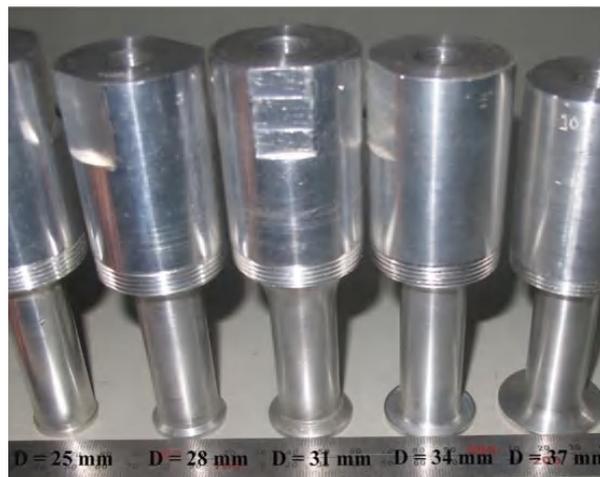


Рис. 4. Концентраторы ультразвуковых колебаний с различными диаметрами излучателей [17]

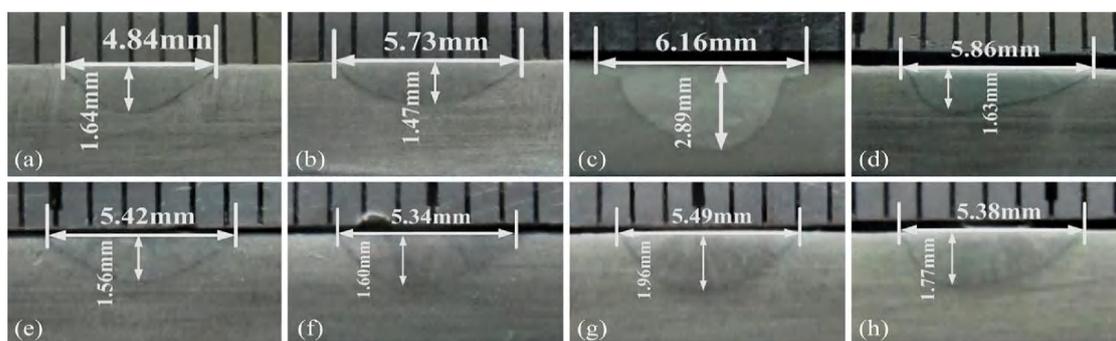


Рис. 5. Проплавления при различной высоте излучателя: *a* – 15 мм; *b* – 17 мм; *c* – 19 мм; *d* – 21 мм; *e* – 23 мм; *f* – 25 мм; *g* – 27 мм; *h* – 29 мм [17]

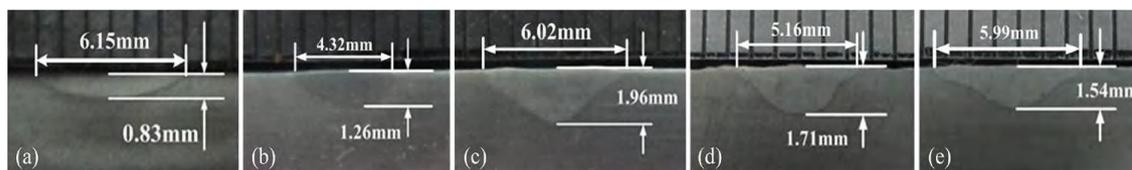


Рис. 6. Поперечное сечение сварных швов при разных диаметрах излучателя: *a* – 25 мм; *b* – 28 мм; *c* – 31 мм; *d* – 34 мм; *e* – 37 мм [17]

Степень сужения сварочной дуги приближается к максимальному значению при высоте излучателя $H=19$ и 27 мм. Наименьшее значение коэффициента сжатия дуги при диаметре излучателя 31 мм, что указывает на его оптимальный размер. Размер зерна значительно уменьшается, что приводит к лучшим механическим характеристикам сварных соединений. Основной механизм дуго-акустического взаимодействия объясняется с учетом распределения акустического давления. Оптимальная конфигурация излучателя со ступенчатыми пластинами имеет самое высокое акустическое давление, что создает сильный вибрационный эффект.

Выводы

1. При использовании ультразвуковых преобразователей при дуговой сварке возникает ряд трудностей, связанных с размером и массой преобразователей, которые затрудняют движение сварочной горелки. Кроме того, в сочетании с относительно низкой максимальной рабочей температурой преобразователя, это еще больше усложняет применение из-за присущих дуге высоких температур. С другой стороны, когда ультразвуковые колебания непосредственно воздействуют на заготовку, требуется высокая мощность ультразвука, которую необходимо значительно повышать с увеличением размеров заготовки.

2. Несмотря на присущие сложности использования ультразвука при дуговой сварке с использованием преобразователей с плоским излучателем, отмечается увеличение глубины проплавления, что способствует повышению производительности сварки. Однако мощность акустического поля может достигать более 1500 Вт, что энергетически неэффективно, так как затраты электрической энергии на преобразование в ультразвуковые колебания больше, чем повышение мощности дуги посредством увеличения силы тока. Впрочем, остается открытым вопрос влияния сфокусированных в межэлектродном пространстве ультразвуковых колебаний малой мощности на изменение технологических свойств дуги с неплавящимся электродом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Arc characteristic of ultrasonic assisted TIG welding. S. Qingjie; Q. Sun; L. Sanbao; Y. Chunli; F. Yangyang; Z. Guoqing // *China Welding (English Edition)*. – V. 17 (4). – P. 52–57. – 2008.
2. High Power Ultrasonics in Pyrometallurgy / S. V. Komarov, M. Kuwabara, O. V. Abramov // *ISI International*. – 2005. – Vol. 15. – P. 1765–1782.
3. Ultrasonic generation by exciting electric arc: a tool for grain refinement in welding process / L. He // *Applied Physics Letters*. – 2006. – Vol. 89. – P. 13–15
4. Improving weld quality by arc-excited ultrasonic treatment / C. Zhang, M. Wu, J. Du, t. Tsinghua // *Tsinghua Science and Technology*. – 2001. – V. 6. – No. 5. – P. 475–478.
5. Experimental study of grain growth in aluminum melts under the influence of ultrasonic melt treatment / T. V. Atamanenko, D. G. Eskin // *Mater. Sci.* – 2007. – P. 987–990.
6. Characteristics of Periodic Ultrasonic Assisted TIG Welding for 2219 Aluminum Alloys / C. Xiaoyu, L. Sanbao, W. Xianneng, Y. Chunli, F. Chenglei // *Materials*. – 2019. – Vol. 12. – P. 70–81.
7. Penetration increase of AISI 304 using ultrasonic assisted tungsten inert gas welding / Q. J. Sun // *Welding Joining*. – 2009. – Vol. 10. – P. 330–334.
8. The arc characteristic of ultrasonic assisted TIG welding / Q. Sun // *China Welding*. – 2008. – Vol. 17. – P. 100–104.
9. Penetration increase of AISI 304 using ultrasonic assisted tungsten inert gas welding / Q. J. Sun, S. B. Lin, C. L. Yang & G. Q. Zhao // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2009. – Vol. 14. – P. 765–767.
10. TIG welding of the stainless steel 304 based on the ultrasonic vibration / Y. Fan // *Transactions of the China Welding Institution*. – 2009. – Vol. 30. – P. 91–94.
11. Investigation and application of ultrasonic–TIG hybrid welding equipment / Q. Sun et al. // *China Welding – Inst. 02* (2010).
12. Characteristic of arc pressure in ultrasonic–TIG hybrid welding / Q. Sun et al. // *Journal of Engineering Mechanics* – 2011. – Vol. 47. – P. 65–69.
13. Effects of high-intensity ultrasonic-wave emission on the weldability of aluminum alloy 7075-T6 / L.D. Wen // *Materials Letters*. – 2003. – Vol. 57. – P. 2447–2454.
14. Improving arc joining of Al to steel and Al to stainless steel H. Dong, L. Yanga, C. Dong, S. Kou // *Materials Science and Engineering A*. – 2012. – Vol. 534. – P. 424–435.
15. The Effect of Ultrasonic Vibration on The Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steel Weld / T. Watanabe, S. Ookawara, S. Seki, A. Yanagisawa, S. Konuma // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2003. – Vol. 21. – P. 249–255.
16. Improvement of mechanical properties of ferritic stainless steel weld metal by ultrasonic vibration / T. Watanabe, M. Shiroki, A. Yanagisawa // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2010. – Vol. 210. – P. 1646–1651.
17. Enhanced arc-acoustic interaction by stepped-plate radiator in ultrasonic wave-assisted GTAW / J. Wang, Q. Sun, J. Teng, P. Jin, T. Zhang, J. Feng // *Journal of Materials Processing Tech.* – 2018. – Vol. 262. – P. 19–31.

УДК 621.791.011: 621.791.015

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-10-293-57-65

Р. А. Рзаев¹, Л. М. Гуревич², И. М. Державин¹, Д. И. Меркулов¹

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ В СВАРНОМ ШВЕ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ АЛЮМИНИЯ И МЕДИ*

¹ Астраханский государственный университет

² Волгоградский государственный технический университет

e-mail: radmir.82@mail.ru

В статье рассматривается численное моделирование температурных полей при сварке трением с перемешиванием (СТП) алюминия АД1 и меди М1 с использованием термомеханической трехмерной модели конечных элементов, основанной на подходе связанного Эйлера–Лагранжа (CEL).

В работе моделируется и экспериментально верифицируется влияние параметров СТП на распределение и пиковые значения температуры в зонах сварного шва. Максимальные значения температуры наблюдались на медной стороне, что вызвано высокими теплофизическими свойствами меди (в первую очередь, температурой плавления) по сравнению с алюминием. Повышение скорости вращения сварочного инструмента от 800 об/мин до 1000 об/мин приводит к увеличению пиковой температуры от 492 °С (800 об/мин) до 692 °С со стороны медной пластины (1000 об/мин). Максимальное расхождение между расчетными и экспериментальными кривыми температуры не превышает 9 %, что является вполне приемлемым для оценки температурного поля.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, компьютерное моделирование, разнородные соединения, алюминий, медь

R. A. Rzaev¹, L. M. Gurevich², I. M. Derzhavin¹, D. I. Merkulov¹

COMPUTER SIMULATION OF TEMPERATURE FIELDS
IN A WELD WITH CHANGING TECHNOLOGICAL PARAMETERS
OF FRICTION STIR WELDING OF ALUMINUM AND COPPER

¹ Astrakhan State University

² Volgograd State Technical University

This paper discusses numerical modeling of temperature fields in friction stir welding (FSW) of aluminum (AD1) and copper (M1). A three-dimensional thermomechanical finite element model based on the coupled Euler-Lagrange (CEL) approach is used.

The paper models and experimentally confirms the influence of FSW parameters on the distribution and peak temperature values in weld zones. The maximum temperature values are observed on the copper side. This is due to the high thermophysical properties of copper compared to aluminum. Changing the rotation speed of the welding tool from 800 rpm to 1000 rpm leads to an increase in the peak temperature from 492 °C (800 rpm) to 692 °C on the side of the copper plate (1000 rpm). The maximum discrepancy between the calculated and experimental temperature curves does not exceed 9%, which is quite acceptable for assessing the temperature field.

Keywords: friction stir welding, computer simulation, dissimilar joints, aluminum, copper

Важность математическое моделирование процессов при СТП связана с возможностью детально изучить сложное поведение материала, происходящее во время высокоскоростного процесса. Технологические этапы СТП представляет собой мультифизическую проблему, связанную с высокой деформацией материала и тепловым потоком [1–4]. Во время СТП на распределение температуры, течение материала и образование дефектов большое влияние оказывают параметры сварки, геометрия инструмента и конструктивные элементы сварного соединения [5–7].

Существуют различные подходы к моделированию с использованием метода конечных элементов (МКЭ) распределения температуры и материала в процессе СТП: подходы Эйлера или Лагранжа, гидродинамика более гладких

частиц (SPH), объединенные методы Эйлера и Лагранжа (CEL), произвольные методы Лагранжа и Эйлера (ALE) для моделирования термомеханического поведения свариваемых материалов в процессе СТП [8, 9].

Методика проведения эксперимента
и моделирования

При подходе CEL лагранжевый корпус инструмента может погружаться в эйлеровую заготовку на границе раздела инструмент-заготовка без искажения сетки. Поскольку материал течет через эйлерову область, требования к мелкой сетке в области деформации можно избежать. Эйлерова область разделена на область заготовки и пустоту, чтобы удерживать поток материала из области заготовки (рис. 1) и проследить образование грата [10].

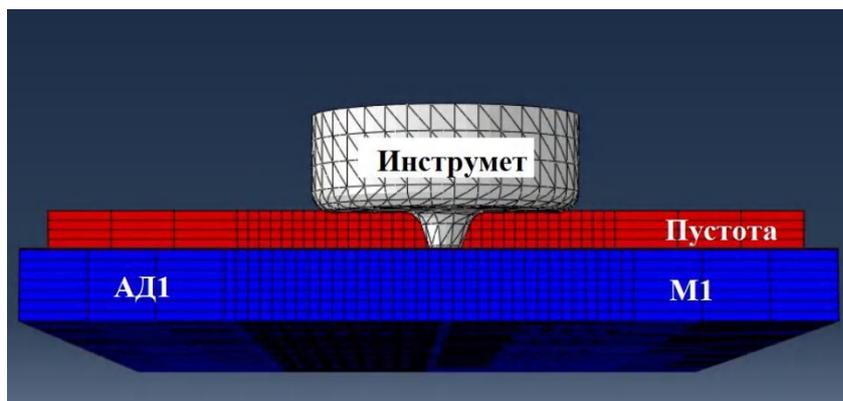


Рис. 1. Сборка лагранжевого инструмента и эйлеровой заготовки

Для моделирования температурного распределения и перемещения свариваемого металла был предложен сварочный инструмент (СИ) в виде лагранжевого тела без острых уг-

лов пина и заплечика (рис. 2). Диаметр заплечика 14 мм, диаметр пина и длина соответственно 3 мм и 2,89 мм. Эйлерова деталь имеет габаритные размеры 400 × 40 × 7 мм³.

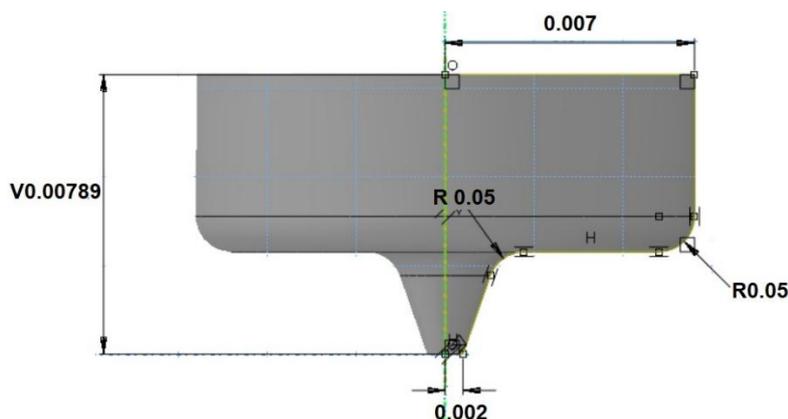


Рис. 2. Чертеж лагранжевого инструмента

По литературным источникам при моделировании СТП игнорируется теплообмен между СИ и заготовкой, рассматривая инструмент как абсолютно твердое тело. На границу лагранжевого тела действует величина давления, полученная в результате решения уравнений Эйлера [11].

Чтобы визуализировать поток материала, для отслеживания положения материала использовался алгоритм межфазной реконструкции на основе объема жидкости, называемый эйлеровой объемной долей (ЭОД). Переменные решения из члена Лагранжа корректируются с учетом потока материала с помощью алгоритма транспортировки [12, 13]. С целью учета пластического деформирования элементов материала использовалась эмпирическая модель

пластичности Джонсона – Кука (ДК), которая учитывала кинематическое упрочнение, эффекты изотропного упрочнения, адиабатический разогрев деформируемого металла и изменение температуры [14]. В данной модели предел текучести определялся следующей формулой:

$$\bar{\sigma}_s = [A + B\bar{\epsilon}^n] \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\bar{\epsilon}}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right], \quad (1)$$

где m – коэффициент термического размягчения, $\bar{\epsilon}$ и $\dot{\bar{\epsilon}}$ – эффективная пластическая деформация и скорость деформации, A, B, C являются константами, n – показатель наклепа, T_r и T_m – комнатная температура и температура плавления соответственно. Значения параметров модели уравнения пластичности ДК представлены в табл. 1.

Таблица 1

Значения параметров модели пластичности ДК для алюминия, меди и стали [0, 0]

Материал	A, МПа	B, МПа	C	m	n	$\dot{\epsilon}_0$	T_r (°C)	T_m (°C)
Алюминий АД1	60	6,4	0,001	0,859	0,62	1	25	620
Медь М1	90	292	0,025	1,09	0,31	1	25	1083
Сталь	410	280	0,03	1,1	0,47	1	25	1538

Для упрощения расчетов математической модели было решено использовать независимые от температуры значения теплофизических свойств алюминия и меди, стали (табл. 2).

Процесс СТП алюминия и меди при моделировании состоял из трех этапов. Первый шаг – ввод СИ в заготовку 3 мм с постоянной скоростью за 0,1 с. Поскольку длина пина 2,89 мм, то глубина погружения заплечика 0,11 мм в образцы. Второй этап (прогрев свариваемых металлов) – вращение с угловой скоростью от 800 до 1000 об/мин без линейного перемещения в течение 0,2 с.

Третий шаг – сварка при скорости вращения СИ от 800 до 1000 об/мин и скорости перемещения от 25 мм/мин до 63 мм/мин в течение 50 с.

Поскольку эйлерова сетка является жесткой, ограничения скорости были применены как к нижнему, так и к боковым краям, чтобы предотвратить выход материала из эйлерова объема. В области системы СТП эйлерова заготовка закрепляется по осям x, y и z , а лагранжевому инструменту прикладываются вращательные и поступательные граничные условия, как показано на рис. 3.

Теплофизические свойства свариваемых материалов [0, 0]

Теплофизические величины	АД1	М1	Сталь
Плотность, ρ (кг/м ³)	2690	8930	7800
Удельная теплоемкость, c (Дж/кг·К)	880	390	460
Удельная теплота плавления, λ (кДж/кг)	390	205	270
Теплопроводность, χ (Вт/м·К)	135	398.6	74.4
Коэффициент расширения металла, α (1/°C)	2.3×10^{-5}	1.67×10^{-5}	1.2×10^{-5}
Модуль упругости, E (ГПа)	70	136,2	210
Коэффициент Пуассона	0.33	0.343	0,3

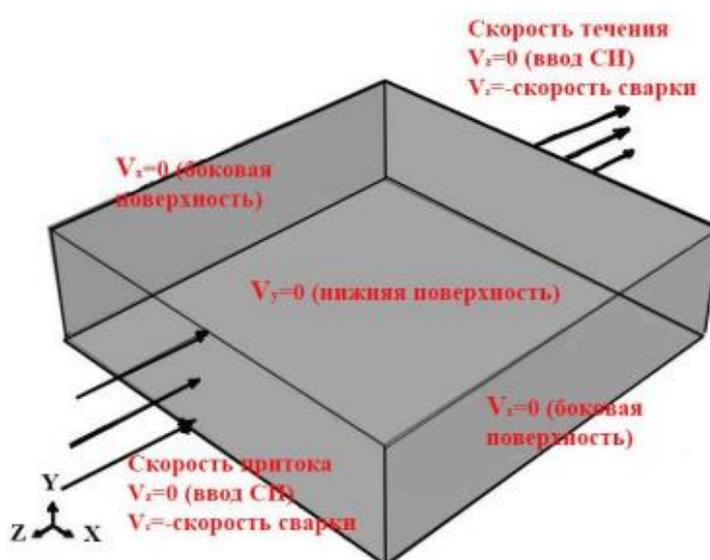


Рис. 3. Граничные условия поверхностей эйлерового тела

Понимание расчетов приращения времени посредством массового масштабирования помогает сократить общее время, необходимое для конвергентного решения, не влияя на качество результатов. Массовое масштабирование позволяет дискретизировать область решения на несколько небольших элементов [17]. Взаимодействие инструмента и материала в процессе СТП представлено соотношением кинетической энергии (КЭ) к внутренней энергии (ВЭ). В квазистатической системе масштабный коэффициент массы (МКМ) системы обычно приемлем, если это соотношение ниже 10 % [8]. При этом масса элементов искусственно увеличивается для достижения большей эффективности вычислений, поскольку общее время вычислений является функцией плотности материала [18, 19]. Приращение плотности выражается как [20, 21]:

$$\rho' = k_\rho \times \rho, \quad (2)$$

где ρ' – фиктивная плотность; k_ρ – коэффициент масштабирования, влияющий во сколько примерно раз будет сокращено время расчета ($k_m > 1$). Коэффициент масштабирования теплоемкости k_c принимался равным коэффициенту масштабирования массы $k_\rho = 100$.

Теплопередача за счет проводимости между нижней поверхностью двух разнородных сплавов (рис. 4) и верхней поверхностью подложки рассматривалась путем присвоения высокого значения конвекции ($h_{conv} = 4000$ Вт/м²·°C) между ними. Для боковых и верхней поверхности двух материалов коэффициент теплообмена с окружающей средой ($h_{conv} = 25$ Вт/м²·°C) [0].

Разбиение на конечные элементы инструмента и свариваемые образцы представлены на рис. 5.

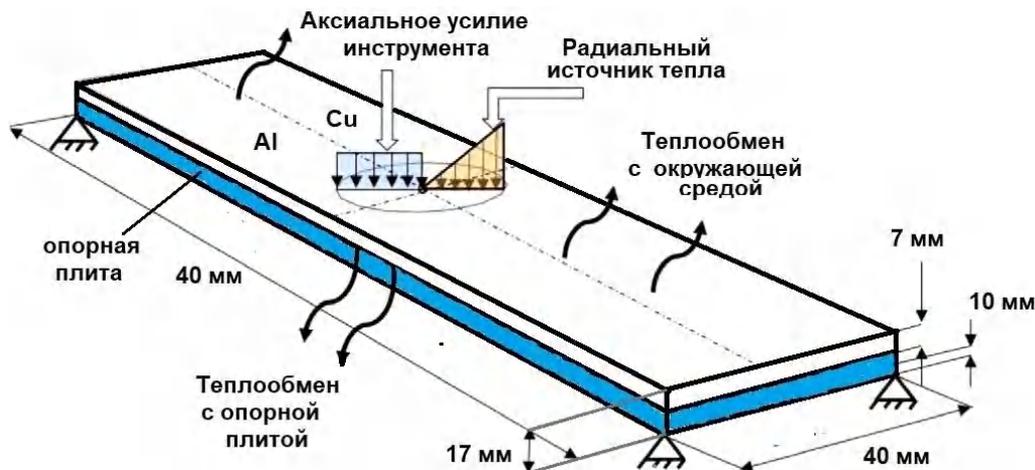


Рис. 4. Теплообмен поверхностей пластин с окружающей средой и опорной плитой

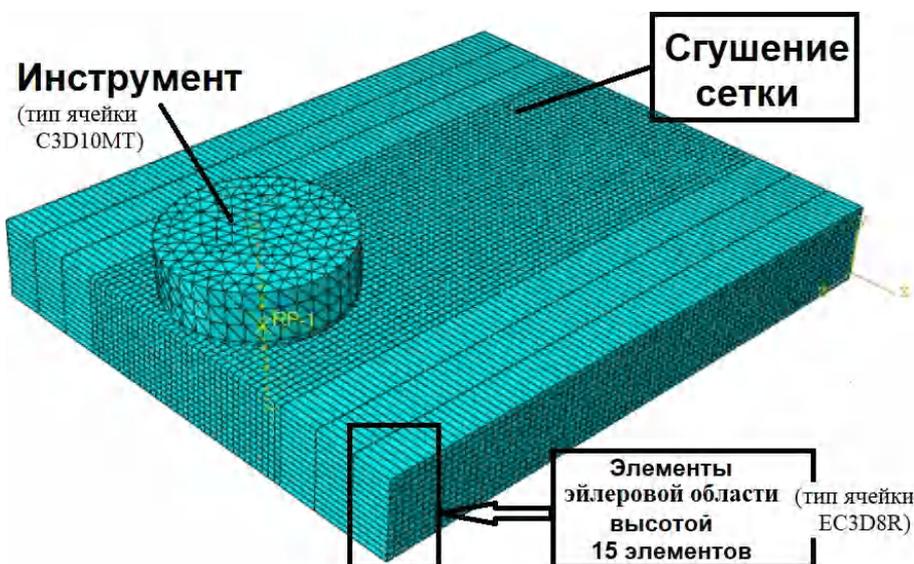


Рис. 5. Разбиение на элементы пластины и инструмента

Локальное сгущение сетки (рис. 5) вблизи центральной зоны пластин было установлено для обеспечения условий получения точных результатов при меньшем вычислительном времени. Для заготовок алюминия и меди использовались эйлеровы элементы с типами EC3D8RT. В зоне пустоты конечно-элементная сетка состоит из EC3D8R элементов, а для инструмента использован элемент C3D10MT, представляющий собой 4-узловой термосвязанный тетраэдр.

Результаты исследования и их обсуждение

Визуализация температурной динамики при СТП алюмо-медного соединения подтверждает

экспериментальные данные по измерению температуры в точках сварного шва. На рис. 6 представлена карта распределения температуры при сварке по срединной линии соприкосновения свариваемых образцов ($\delta = 0$ мм) в интервале частот вращения СИ 800–1000 об/мин со скоростью сварки 25 мм/мин.

Наибольшее значения пиковой температуры наблюдается на медной стороне. Это вызвано высокими теплофизическими свойствами меди по сравнению с алюминием. Изменение скорости вращения СИ от 800 об/мин до 1000 об/мин приводит к увеличению пиковой температуры от 492 °С (800 об/мин) до 692 °С со стороны медной пластины (1000 об/мин).

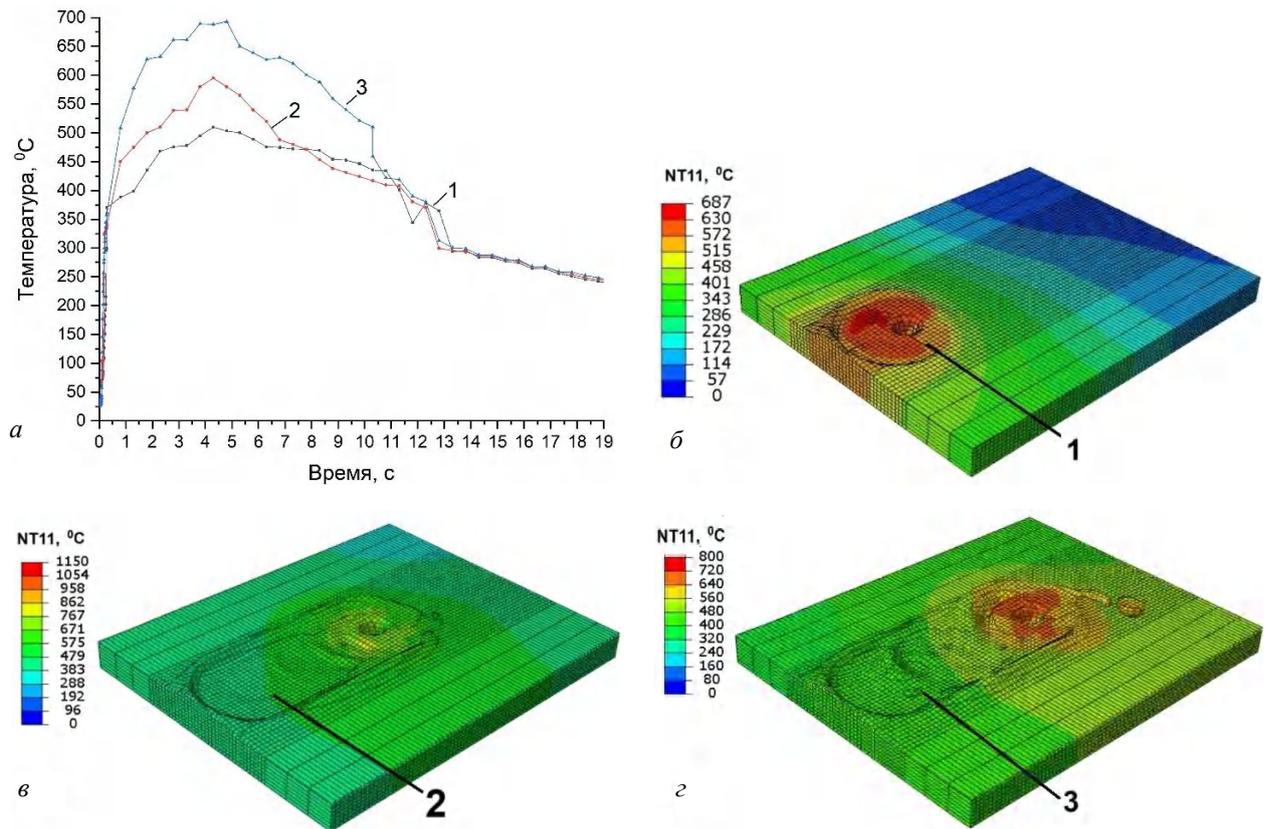


Рис. 6. Зависимость узловой температуры (NT11) от частоты вращения инструмента ($v=25$ мм/мин, $\alpha=3^\circ$, смещение СИ на 1 мм медь) при СТП алюминиевых и медных пластин (а); распределение температуры на поверхности образца: б – 800 об/мин, в – 900 об/мин, г – 1000 об/мин

На рисунке 7 представлены температурные динамики для точек, находящихся на расстоя-

ние 4 мм от места ввода инструмента на медь и алюминии ($\omega=900$ об/мин, $v=25$ мм/мин, 3°).

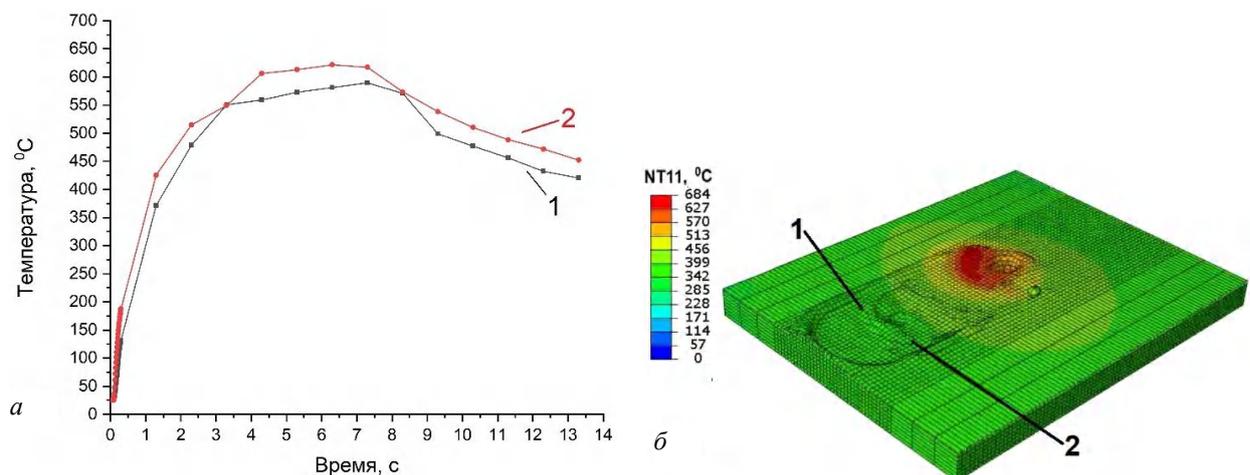


Рис. 7. Зависимость температуры (а) от времени ($\omega=900$ об/мин, $v=25$ мм/мин, по срединной линии, $\alpha=3^\circ$) и узловая температура (TNT11) поверхности образца (б): 1 – точка на 4 мм от места ввода СИ на алюминии, 2 – точка на 4 мм от места ввода СИ на медь

Температура теплового потока на наступающей стороне выше, что приводит к более высоким (на 50–70 °С) температурам в этой области (рис. 7). Эта разница температур вызвана вектором тангенциальной скорости, который

совпадает с направлением вектором скорости на стороне продвижения и противоположно на стороне отступления. Как можно видеть, самые высокие температуры, получены на наступающей стороне до 642 °С.

Для получения швов с высокими механическими свойствами необходимо достижения зон сварного соединения температуры пластического или сверхпластического состояния (СПС). Смещение инструмента на медь позволяет получить температуры свариваемых материалов до сверхпластичности.

Карта температурной динамики режима СТП со скоростью вращения 900 об/мин и скорости сварки $v = 25$ мм/мин при смещении на медь $\delta = +1$ мм представлена на рис. 8.

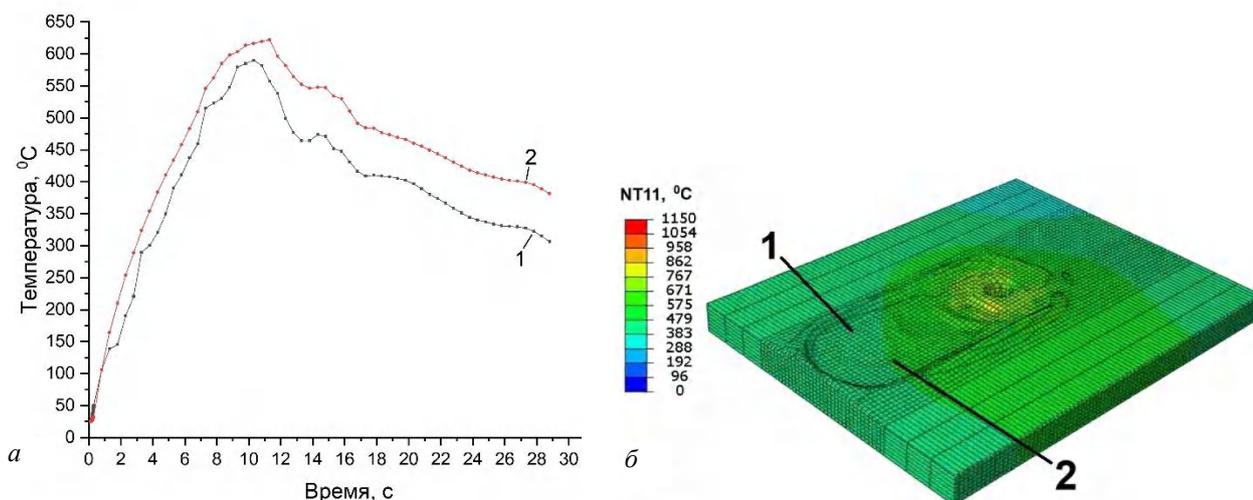


Рис. 8. Зависимость температуры от времени (а) при СТП ($\omega=900$ об/мин, $v = 25$ мм/мин, смещение на медь $\delta=+1$ мм, вращение по часовой стрелке) и узловая температура (NT11) поверхности свариваемого образца (б): 1 – точка на 4 мм от места ввода СИ на алюминии, 2 – точка на 4 мм от места ввода СИ на медь

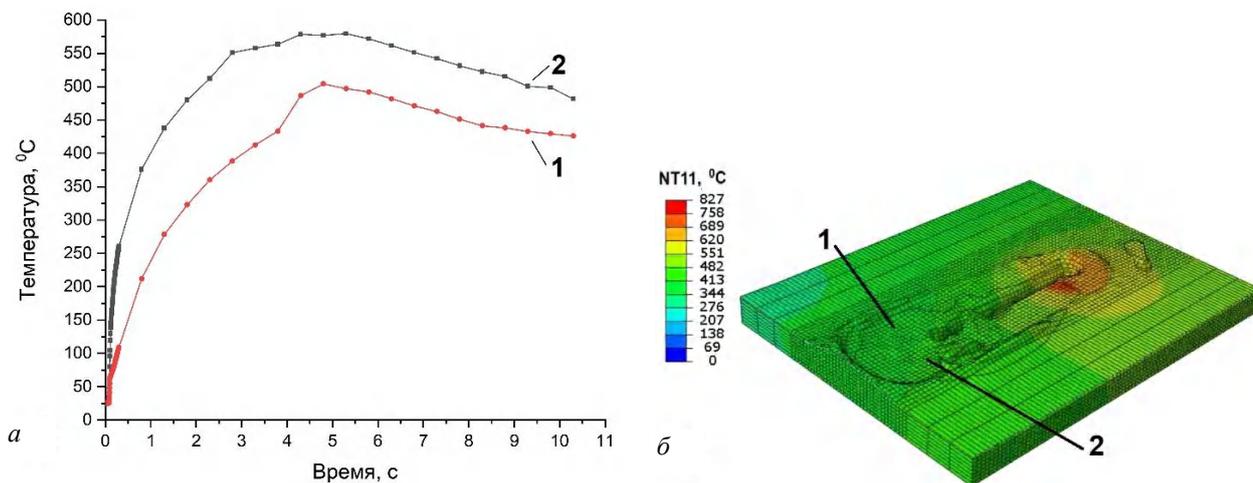


Рис. 9. Зависимость температуры от времени при СТП ($\omega=900$ об/мин, $v = 25$ мм/мин, смещение на медь $\delta=+1$ мм, медь на отступающей стороне): 1 – точка на 4 мм от места ввода СИ на алюминии, 2 – точка на 4 мм от места ввода СИ на медь

При вращении СИ по (рис. 8) и против часовой стрелки (рис. 9), где медь находится на отступающей стороне, разность температур составляет 90 °С. Алюминий не заполняет сварной шов, так как он не достигает температуры перехода в СПС. Куски меди распределяются

На рис. 8 мы наблюдаем в точке 2 пиковую температуру равной 620 °С, а алюминии в точке 1 достигает значения 580 °С. Это говорит о том, что свариваемые материалы достигли перехода в СПС.

Изменение направления вращения инструмента против часовой стрелки, когда медь оказывается на отступающей стороне, приводит к недостаточному прогреву поверхности пластины и сварного соединения (рис. 9).

по поверхности сварного соединения и выделяют накопленную теплоту во внешнюю среду, что понижает температуру шва.

При изменении положения инструмента относительно линии соприкосновения смещение $\delta=+1$ мм на медь и $\delta=-1$ мм алюминии наблю-

даются изменения пиковой температуры в зоне ядре и зоне перемешивания (рис. 10).

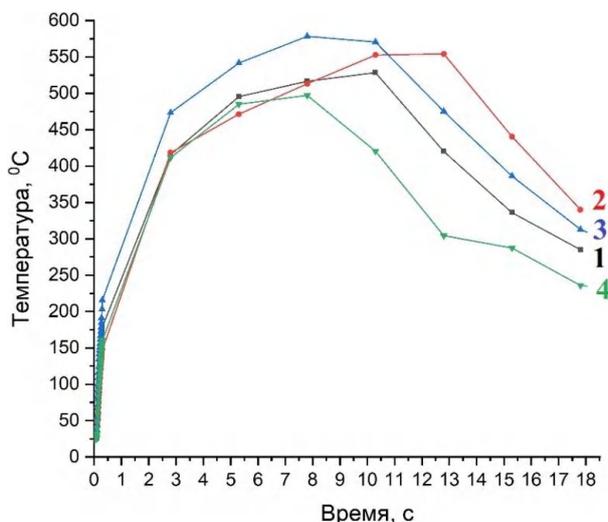


Рис. 10. Зависимость температуры (a) от смещения СИ ($\omega=900$ об/мин, $v=25$ мм/мин, $\alpha=3^\circ$): точка 1 и 2 – смещение 1 мм на алюминии, точка 3 и 4 – смещение 1 мм на медь

Исследуя кривые температуры в точках 2 и 4 (рис. 10), которые находятся на расстоянии 4 мм от ввода СИ, установили, что максимальная температура составила 552°C и уменьшается на 12,5 % при смещении на медную пластину. Измерение пиковых температур на медном образце в точке 1 ($\delta = -1$ мм алюминии) показало 520°C , для точки 3 ($\delta = +1$ мм на медь) происходит увеличение до 580°C . Разность температур ЗТДВ при смещениях составляет 60°C .

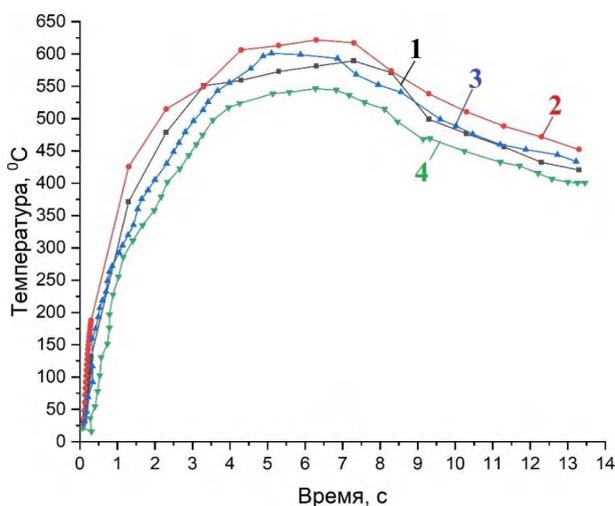


Рис. 11. Зависимость температуры в сварном соединении от времени ($\omega = 900$ об/мин, $v = 25$ мм/мин, $\alpha = 3^\circ$, смещение на медь $\delta = +1$ мм):

1 и 2 – кривые температуры, полученные при моделировании; 3 и 4 – экспериментально данные

Численные результаты температуры, полученные при моделировании и показаны на рис. 6–10, сравнивались с экспериментальными данными по измерению температуры заготовки методом термопар на расстояние 4 мм от места ввода СИ (рис. 11).

Расчетные и экспериментальные температуры отличаются максимально на 39°C для медной стороны, а для алюминия на 67°C в случае точки, находящейся на 4 мм от места ввода инструмента. Максимальное расхождение между расчетными и экспериментальными кривыми температуры не превышает 9 %, что является вполне приемлемым для оценки температурного поля.

Выводы

Трехмерное моделирование термоциклов при СТП алюминия и меди с помощью МКЭ, основанное на формулировке СЕЛ, с использованием законов трения Кулона и пластического деформирования Джонсона – Кука показало, что изменение скорости вращения СИ от 800 об/мин до 1000 об/мин приводит к увеличению пиковой температуры от 492°C (800 об/мин) до 692°C со стороны медной пластины (1000 об/мин).

Максимальное расхождение между расчетными и экспериментальными кривыми температуры не превышает 9 %, что является вполне приемлемым для оценки температурного поля.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Turkan M., Karakas U. Two different finite element models investigation of the plunge stage in joining AZ31B magnesium alloy with friction stir welding// SN Applied Sciences. – 2021. – № 3(165).
2. Choudhary A.K., Jain R. Influence of stir zone temperature and axial force on defect formation and their effect on weld efficiency during friction stir welding of AA1100: A simulation and experimental investigation// Materials Today Communications. – 2023. – Volume 37. – 107413.
3. Salloomi K. N., Al-Sumaidae S. Coupled Eulerian–Lagrangian prediction of thermal and residual stress environments in dissimilar friction stir welding of aluminum alloys// Journal of Advanced Joining Processes. – 2021. – № 3, 100052.
4. Khan N.Z., Siddiquee A.N., Khan Z.A., Shihab S.K. Investigations on tunneling and kissing bond defects in FSW joints for dissimilar aluminum alloys// J. Alloy. Compd. – 2015. – № 648. – pp. 360–367.
5. Al-Badour F., Merah N., Shuaib A., A. Bazoune. Coupled Eulerian Lagrangian finite element modeling of friction stir welding processes// J. Mater. Process. Technol. – 2013. – № 213. – pp. 1433–1439.
6. Chaudhary A., Kumar Dev A., Goel A., Butola R., Ranganath, M.S. The mechanical properties of different alloys in friction stir processing: a// Review, Mater. Today Proc. – 2018. – № 5. – pp. 5553–5562.
7. Kashaev N., Ventzke V., Çam, G. Prospects of laser beam welding and friction stir welding processes for alumi-

num airframe structural applications// J. Manuf. Process. – 2018. – № 36. – pp. 571–600.

8. *Meyghani B., Awang M.B., Wu C.S.* Thermal analysis of friction stir processing (FSP) using arbitrary Lagrangian-Eulerian (ALE) and smoothed particle hydrodynamics (SPH) meshing techniques// Mater. Werkst. – 2020. – № 51. – pp. 550–557.

9. *Bagheri B., Abbasi M., Abdolhazadeh A., Kokabi A.H.* Numerical analysis of cooling and joining speed effects on friction stir welding by smoothed particle hydrodynamics (SPH)// Arch. Appl. Mech. – 2020. – № 90. – pp. 2275–2296.

10. *Fraser K., St-Georges L., Kiss L.I.* Prediction of defects in a friction stir welded joint using the smoothed particle hydrodynamics method// Proc. 7-th Asia Pac. IIW Inter. Cong. – 2013. – pp. 474–479.

11. *Guerdoux S., Fourment L.* Error estimation and accurate mapping based ALE formulation for 3D simulation of friction stir welding// AIP Conf. Proc. – 2007. – № 908. – pp. 185–190.

12. *Wang X., Gao Y., McDonnell M., Feng Z.* On the solid-state-bonding mechanism in friction stir welding// Extrem. Mech. Lett. – 2020. – № 37, 100727.

13. *Chauhan P., Jain R., Pal S.K., Singh S.B.* Modeling of defects in friction stir welding using coupled Eulerian and Lagrangian method// J. Manuf. Process. – 2018. – № 34. – pp. 158–166.

14. *Huang Y., Xie Y., Meng X., Li J., Zhou L.* Joint formation mechanism of high depth-to-width ratio friction stir welding// J. Mater. Sci. Technol. – 2019. – № 35. – pp. 1261–1269.

15. *Гуревич, Л. М.* Особенности поведения при растя-

жении слоистого титаноалюминиевого композита с осевыми эллиптическими отверстиями / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. М. Волчков, Р. Е. Новиков, А. А. Загребина // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 5 (160) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – С. 96–99.

16. *Гуревич, Л. М.* Влияние пластического обжатия на поведение медно-стального несущего троса при нагружении / Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, Р. Е. Новиков // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 9 (219) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – С. 86–92.

17. *Memon S., Fydrych D., Fernandez A. C., Derazkola H. A., Derazkola H. A.* Effects of FSW tool plunge depth on properties of an Al-Mg-Si alloy T-Joint: Thermomechanical modeling and experimental evaluation// Materials. – 2021. – № 14. 4754.

18. *Zhu Z., Wang M., Zhang H., Zhang X., Yu T., Wu Z.* A finite element model to simulate defect formation during friction stir welding// Metals. – 2017. – № 7, 256.

19. *Turkan M., Karakas O.* Two different finite element models investigation of the plunge stage in joining AZ31B magnesium alloy with friction stir welding// SN Appl. Sci. – 2021. – № 3, 165.

20. *Lorrain O., Serri J., Favier V., Zahrouni H., Hadrouz M.* A contribution to a critical review of friction stir welding numerical simulation// J. Mech. Mater. Struct. – 2009. – № 4. – pp. 351–369.

21. *Zhu Y., Chen G., Chen Q., Zhang G., Shi Q.* Simulation of material plastic flow driven by non-uniform friction force during friction stir welding and related defect prediction// Mater. Des. – 2016. – № 108. – pp. 400–410.

УДК 669.716:621.785

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-10-293-65-72

С. А. Кузнецов, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, М. В. Крохалев

ВЕРИФИКАЦИЯ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ПРОЦЕССА ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ БИМЕТАЛЛА VT1-0+MN45*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: kuzj321@yandex.ru

Представлены результаты моделирования процесса распределения температурных полей при лазерной обработке биметалла VT1-0+MN45. Показано, что использование конечно-элементной модели в пакете программ COMSOL Multiphysics позволяет оценивать распределение температурного поля в сваренном взрывом биметалле VT1-0 + MN45 при прохождении по его поверхности лазерного луча.

Ключевые слова: лазерная обработка, моделирование, титан VT1-0, константан MN45

S. A. Kuznetsov, V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, M. V. Krokhalev

VERIFICATION OF THE DISTRIBUTION OF TEMPERATURE FIELDS IN MODELING THE PROCESS OF LASER PROCESSING OF BIMETAL VT1-0+MN 45

Volgograd State Technical University

The results of modeling the distribution of temperature fields during laser treatment of bimetal VT1-0+MN45 are presented. It is shown that the use of a finite element model in the COMSOL Multiphysics software package makes it possible to estimate the distribution of the temperature field in an explosion-welded bimetal VT1-0 + MN45 when a laser beam passes over its surface.

Keywords: laser processing, modeling, titanium VT1-0, constantan MN45

© Кузнецов С. А., Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Крохалев М. В., 2024.

* Исследование выполнено за счет средств программы развития ВолгГТУ «Приоритет 2030», в рамках научного проекта № 16/636-24.

Введение

Моделирование распределения температурных полей в процессе лазерной обработки титана и сплавов на его основе позволяет предсказывать поведение обрабатываемых материалов, а также сокращать количество дорогостоящих и длительных экспериментов, ускоряя процесс разработки новых технологий [1].

Лазерное легирование титана и сплавов на его основе заключается в насыщении поверхностного слоя легирующими элементами посредством диффузии элементов из предварительно нанесенного слоя под воздействием лазерного луча [2–4]. В настоящей работе выполнено моделирование распределения температурных полей и формы ванны расплава на поверхности титана в зависимости от скорости движения лазерного луча по поверхности биметалла титан ВТ1-0+медный сплав МН45 при прочих равных параметрах лазерной обработки.

Материалы и методы исследования

Для моделирования распределения температурных полей и формы ванны расплава при лазерной обработке использовали программу COMSOL Multiphysics с применением модуля «Heat Transfer in Solids», включающего элементы: Boundary Heat Source (тепловой поток лазерного излучения), Heat Flux (тепловой поток конвективного охлаждения поверхности), Thermal insulation (теплоизоляция), Open Boundary

(свободная граница) и Diffuse Surface (рассеивание тепла посредством излучения).

Геометрия расчетной области задавалась в трехмерном виде, модель имитировала прохождение лазерного луча заданной мощности и диаметра по поверхности сплава МН45. Размер титановой основы $20 \times 100 \times 2$ мм, материал «Ti Grade 1 [solid, not oxidized]» из встроенной библиотеки материалов с добавлением отсутствующих теплофизических свойств, а именно: tangent coefficient of thermal expansion $9,26 \cdot 10^{-6}$ [1/K] [5]. Размер медно-никелевого сплава $20 \times 100 \times 0,2$ мм, материал «UNS C71500 [annealed, tested at 22C (295K)]» из встроенной библиотеки материалов с добавлением отсутствующих теплофизических свойств, а именно: теплоемкость (Heat capacity at constant pressure) = 658 J/(kg·K) [5]; плотность (Density) = 8900 kg/m³ [6]; теплопроводность (Thermal conductivity) = 29 W/(m·K) [7].

Источник лазерного излучения был задан как перемещающийся источник тепла с варьируемыми скоростью движения лазерного луча, распределение тепла по диаметру подчинялось Гауссовому распределению. Параметры источника лазерного воздействия приведены на рис. 1, 2. Коэффициент поглощения энергии поверхностью принимался равным 0,7 и вводился в формулу удельной мощности лазерного излучения.

»»	NaN Expression	Value	Description
p	0.7	0.7	Коэффициент поглощения поверхности
qtot	1400[W]	1400 W	Мощность лазерного излучения
Rq	2[mm]	0.002 m	Радиус пятна лазерного луча
vq	0.8 [m/min]	0.013333 m/s	Скорость перемещения лазерного луча
q0	$(qtot^2/pi/Rq^2) * p$	1.5597E8 W/m ²	Удельная мощность лазерного излучения

Рис. 1. Параметры, описывающие подвижный источник тепла

Variables				
»»	Name	Expression	Unit	Description
	r	$\sqrt{(y-vq*t)^2+x^2}$	m	

Рис. 2. Задание переменной локальной радиальной координаты в виде математического выражения расстояния от центра подвижного источника тепла

Для более точного определения пиковых температур и максимальной глубины проплавления титановой основы моделирование распределения температурных полей проводилось в продольном сечении образца в плоскости

движения лазерного луча, а ширина и форма ванны переплава определялась в поперечном сечении образца в момент прохождения через него центра лазерного луча, как показано на рис. 3.

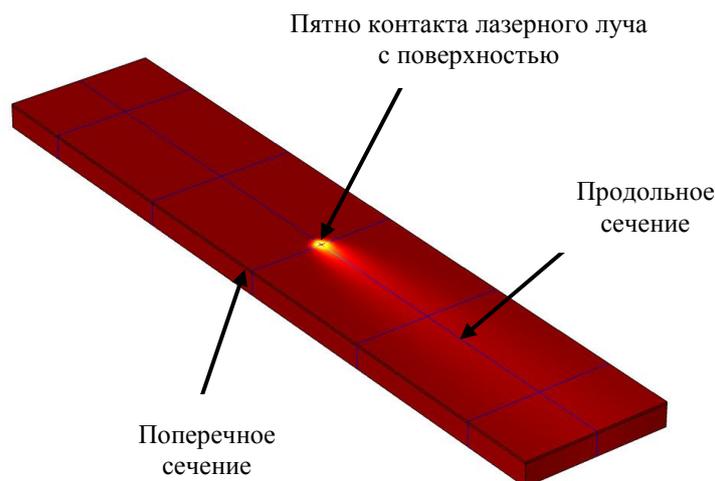


Рис. 3. Схема расположения продольного и поперечных сечений

За нижнюю границу отображаемого температурного диапазона была выбрана наименьшая температура структурного превращения по диаграмме состояния Ti-Cu (790 °С) [8], верхний предел определялся температурой плавления титана (1670 °С).

Для более наглядного отображения интересующего диапазона температурных полей, а именно 790–1670 °С использовалась градиентная температурная шкала (на рис. 4–7, 10 снизу), а для определения пиковых температур выбрана контурная, линейная шкала (на рис. 4–7, 10 сверху).

За цикл нагрев – охлаждение принимался временной промежуток, который рассчитывался как отношение длины участка с температурой выше 790 °С к скорости перемещения лазерного луча.

Для верификации данных моделирования проводилась лазерная обработка сваренного взрывом биметалла ВТ1-0 (3 мм) + МН45 (1 мм). Толщина сплава МН45 уменьшалась до 0,2 мм механической обработкой. Сварка взрывом осуществлялась по плоскопараллельной схеме на режимах, обеспечивающих надежное соединение двух пластин.

Лазерную обработку проводили на установке ТЛ 1200 в один проход при следующих режимах: мощность лазерного излучения $P = 1400$ Вт, диаметр пучка $d = 4$ мм, скорость перемещения лазерной головки 0,4–1,0 м/мин. Погонная энергия (рассчитывалась по формуле:

$$E = \frac{P}{d \cdot V},$$

где E – погонная энергия (Дж/мм²), P – мощ-

ность излучения, Вт; d – диаметр пучка, мм; V – скорость движения лазерного луча, мм/с) при этом менялась от 52,5 до 21,0 Дж/мм².

Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Olympus VХ-61 при увеличении $\times 50$.

При верифицировании результатов моделирования был принят ряд допущений:

- глубина проплавления титановой основы в эксперименте соответствует максимальной глубине проникновения температурного поля со значением 1670 °С в модели;
- ширина ванны переплава соответствует ширине температурного поля со значением 1300 °С (температура плавления сплава МН45);
- скрытая теплота плавления и теплота испарения металла не учитываются.

Результаты и их обсуждение

Моделирование процесса распределения температурных полей в процессе лазерной обработки биметалла ВТ1-0+МН45 при мощности лазерного излучения 1400 Вт, диаметре пучка 4 мм и скорости движения лазерного луча 1,0 м/мин (рис. 4) показало, что время цикла нагрев – охлаждение составляет 0,82 с, глубина проплавления 750 мкм, ширина ванны переплава 3,263 мм, значение пиковых температур 3361 °С.

При уменьшении скорости движения лазерного луча до 0,9 м/мин (рис. 5) при прочих неизменных параметрах время цикла нагрев – охлаждение увеличилось до 1,01 с, глубина проплавления до 900 мкм, ширина ванны переплава до 3,383 мм, значение пиковых температур до 3496 °С.

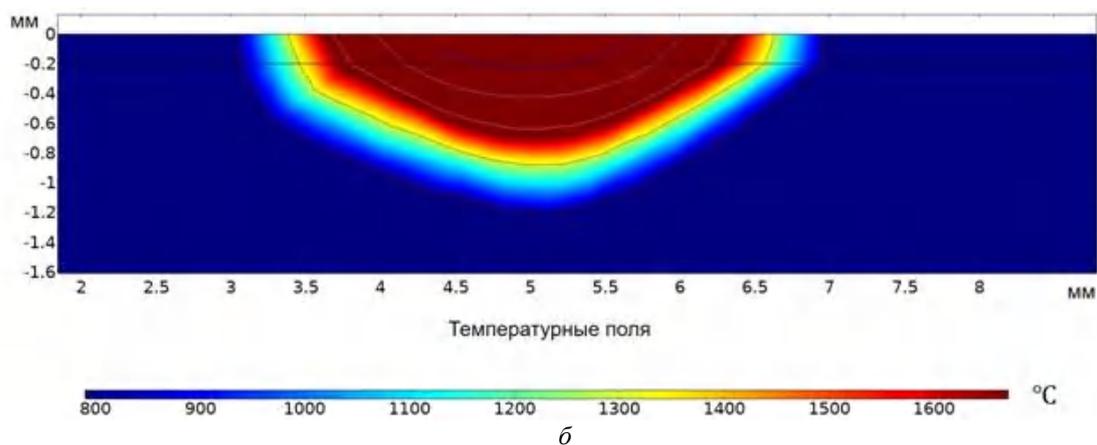
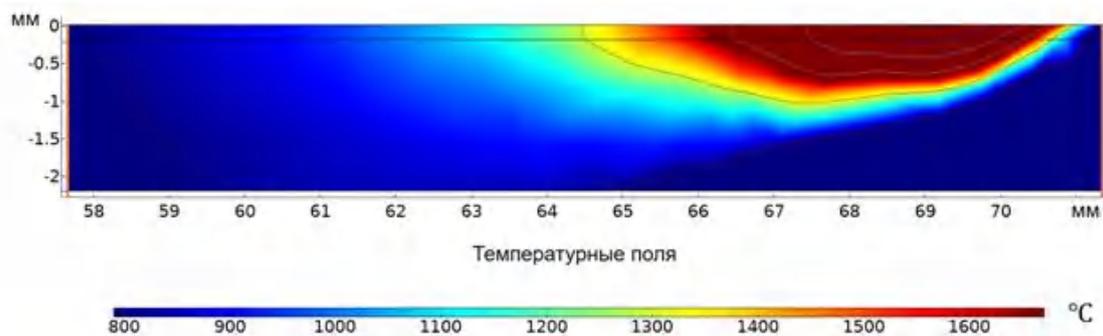


Рис. 4. Распределение температурных полей в продольном (*a*) и поперечном (*б*) сечении при скорости движения лазерного луча 1,0 м/мин

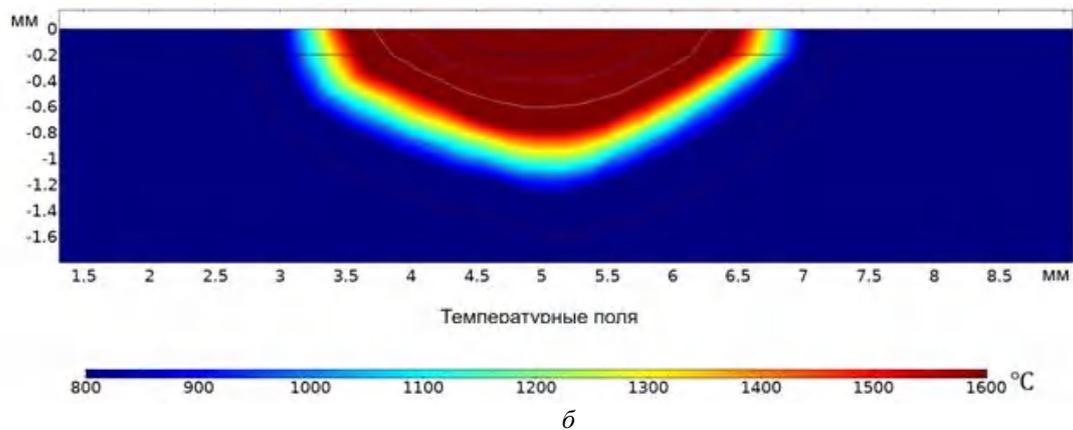
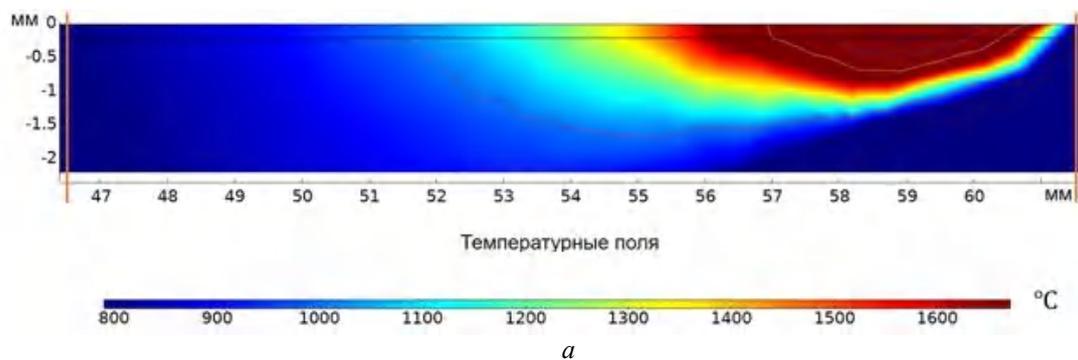


Рис. 5. Распределение температурных полей в продольном (*a*) и поперечном (*б*) сечении при скорости движения лазерного луча 0,9 м/мин

Дальнейшее уменьшение скорости движения лазерного луча до 0,8 м/мин (рис. 6) показало ту же, почти линейную, зависимость: увеличение времени цикла нагрев – охлаждение

до 1,27 с, глубины проплавления до 1010 мкм, ширины ванны переплава до 3,486 мм, значения пиковых температур до 3653 °С.

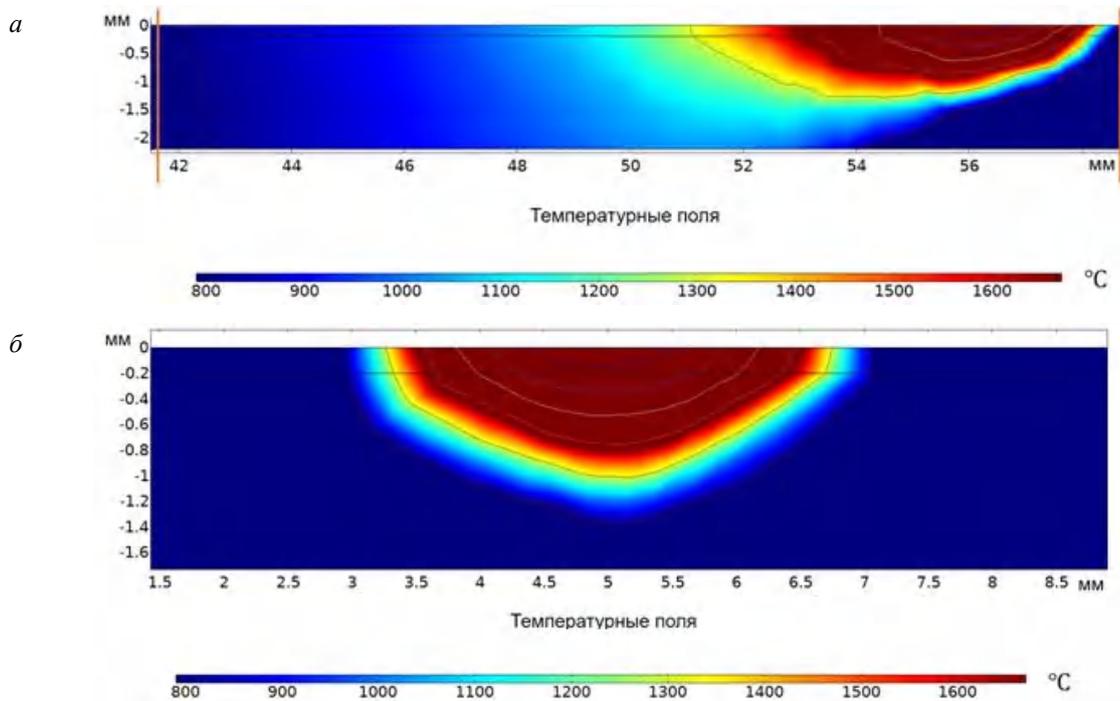


Рис. 6. Распределение температурных полей в продольном (а) и поперечном (б) сечении при скорости движения лазерного луча 0,8 м/мин

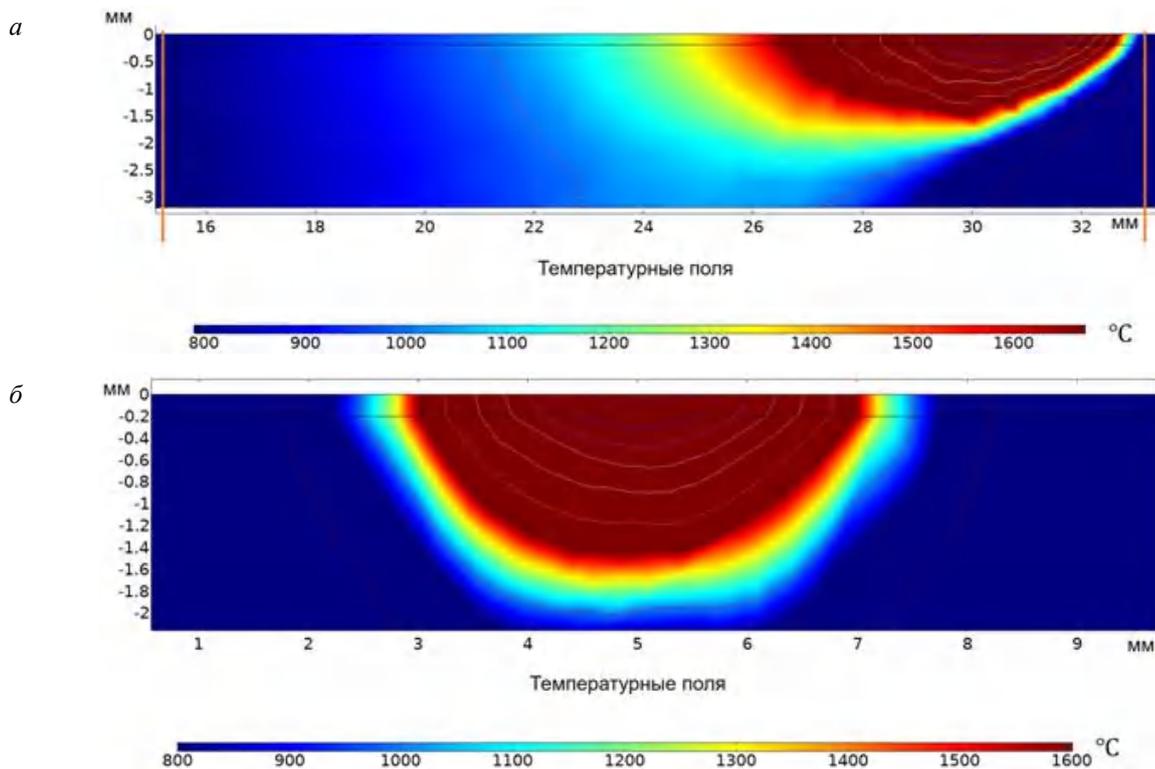


Рис. 7. Распределение температурных полей в продольном (а) и поперечном (б) сечении при скорости движения лазерного луча 0,4 м/мин

При скорости движения лазерного луча 0,4 м/мин (рис. 7), время цикла нагрев – охлаждение составило 2,69 с, глубина проплавления 1520 мкм, ширина ванны переплава 3,943 мм, значение пиковых температур 4980 °С.

Анализ результатов моделирования (рис. 4–7) показал, что увеличение скорости движения

лазерного луча при прочих равных параметрах лазерной обработки приводит к уменьшению глубины проплавления, пиковых температур и времени их воздействия на структуру. Ширина ванны переплава в исследуемом диапазоне скоростей изменяется от 3361 до 3943 мм.

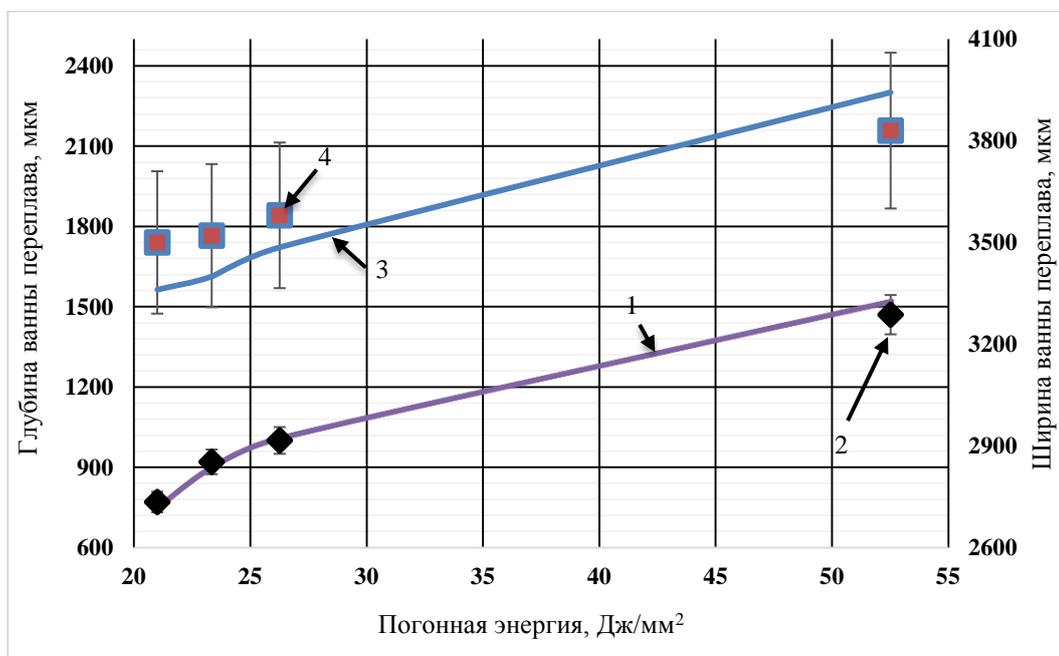


Рис. 8. Зависимость значений глубины (1 и 2) и ширины (3 и 4) ванны переплава полученных при моделировании (сплошные линии) и экспериментально (точки) от погонной энергии при лазерной обработке с изменяющейся скоростью лазерного луча V от 0,4 до 1,0 м/мин

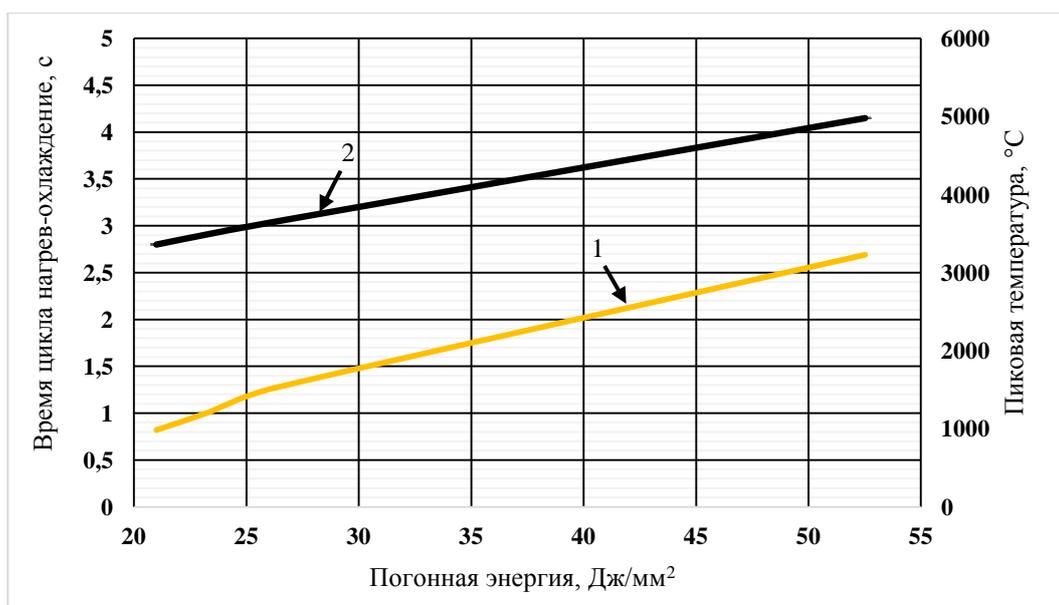


Рис. 9. Зависимость значений времени цикла нагрев – охлаждение (1) и пиковых температур (2) ванны переплава полученных при моделировании лазерной обработки от погонной энергии

Сопоставление микроструктуры подвергну-

той лазерной обработке образцов с результатами моделирования показало корреляцию глубины проплавления и ширины ванны переплава (рис. 8

и 9), что свидетельствует об адекватности полученных при моделировании данных и возможности использовать модель для прогнозирования геометрических размеров получаемого покрытия.

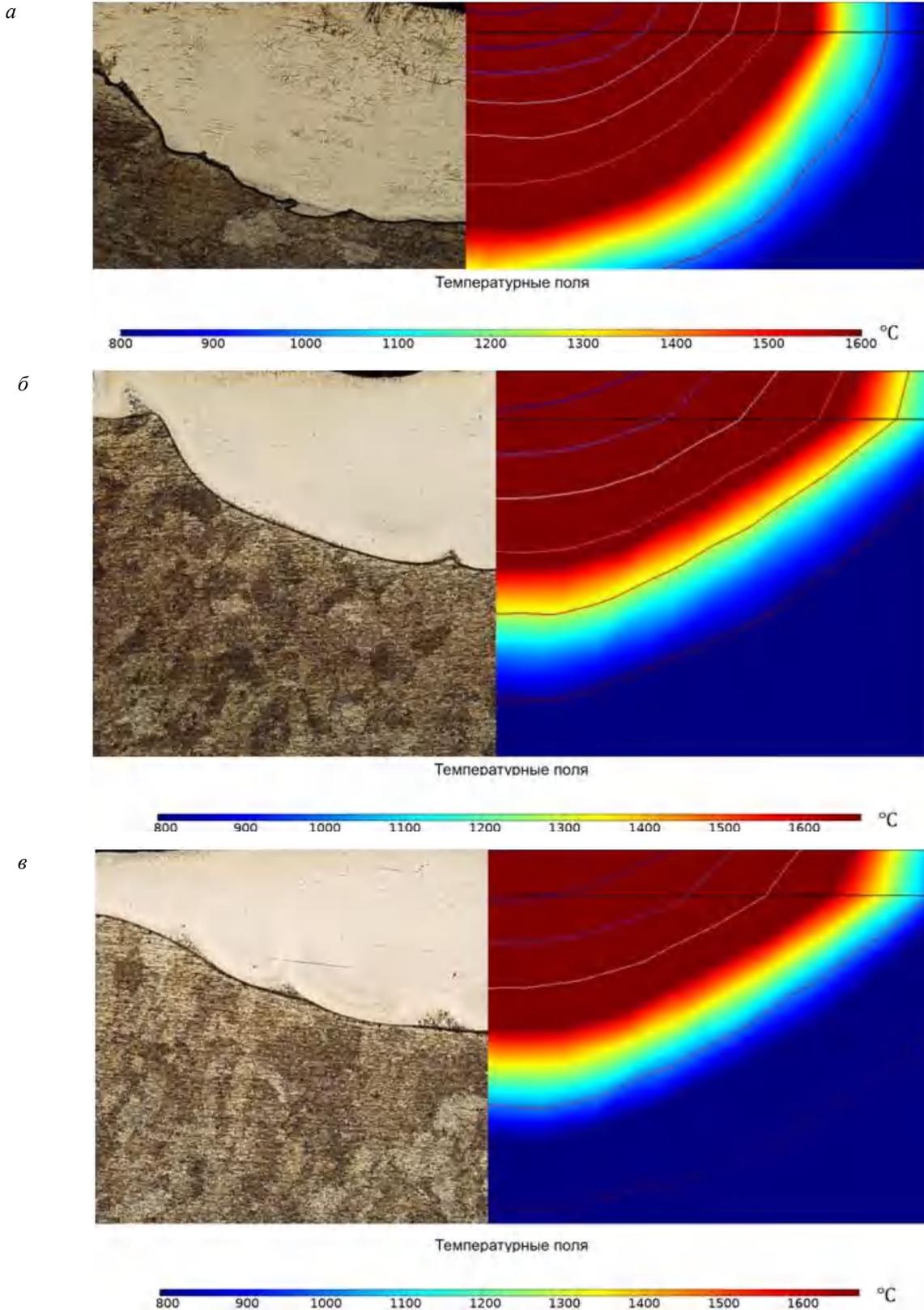


Рис. 10. Сопоставление результатов моделирования с экспериментальными данными при лазерной обработке со скоростью движения лазерного луча: *a* – 0,4 м/мин; *б* – 0,8 м/мин; *в* – 0,9 м/мин; *г* – 1,0 м/мин (см. также с. 72)

6

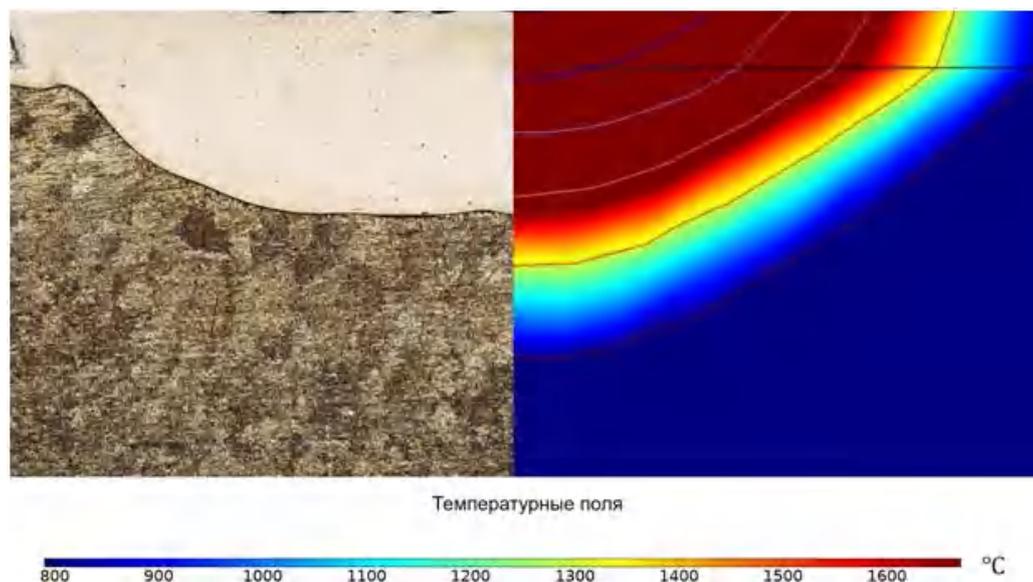


Рис. 10. Окончание

Выводы

1. Использование конечно-элементной модели в пакете программ COMSOL Multiphysics, позволяет оценивать распределение температурного поля в сваренном взрывом биметалле ВТ1-0 + МН45 при прохождении по его поверхности лазерного луча.

2. Сопоставление микроструктуры подвергнутых лазерной обработке образцов с полученными при моделировании температурными полями показало корреляцию глубины проплавления и ширины ванны переплава в модели и эксперименте.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Муратов, В. С. Определение температурных полей и параметров ванны расплава на поверхности титана при непрерывной лазерной обработке / В. С. Муратов, Е. А. Морозова // *Фундаментальные исследования*. – 2015. – № 11–4. – С. 719–723.
2. Шморгун, В. Г. Формирование диффузионной прослойки при лазерном нагреве композита медь–титан / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, А. Н. Романов // *Известия ВолГГТУ : научный журнал* № 6 (229) / ВолГГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия (Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении)). – С. 11–14.
3. Шморгун, В. Г. Локальное легирование титана медью / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, Р. Е. Новиков // *Известия ВолГГТУ ВолГГТУ : научный журнал* № 2 (237) / ВолГГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 12–16.
4. Шморгун, В. Г. Влияние конструктивно-технологических факторов на структуру и фазовый состав зоны переплава при лазерной обработке поверхности титана с медной плакировкой / В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, А. С. Кузнецов, А. Г. Серов // *Известия ВолГГТУ : научный журнал* № 2 (261) / ВолГГТУ. – Волгоград, 2022. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 13–19.
5. Zinelis S., Tsetsekou A., Papadopoulos T. Thermal expansion and microstructural analysis of experimental metal-ceramic titanium alloys // *The Journal of prosthetic dentistry*. – 2003. – Т. 90. – №. 4. – С. 332–338.
6. Hüpf T. et al. Thermophysical properties of five binary copper–nickel alloys // *International Journal of Thermophysics*. – 2010. – Т. 31. – С. 966–974.
7. Manzano C. V. et al. Thermal conductivity reduction by nanostructuring in electrodeposited CuNi alloys // *Journal of Materials Chemistry C*. – 2021. – Т. 9. – №. 10. – С. 3447–3454.
8. Wilthan B., Pottlacher G. Optical and electrical properties of 5 liquid binary alloys // *High Temperatures-High Pressures*. – 2011. – Т. 40.
9. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справ.: в 3 т. / под ред. Н. П. Лякишева. – М., 1997. – Т. 2. – С. 275–284.

УДК 669.15-194.56:620.186

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-10-293-73-76

*В. Ф. Петрова, А. А. Кузнецова***ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ПРЕССОВАНИЯ
НА МИКРОСТРУКТУРУ МЕТАЛЛА ТРУБ ИЗ СТАЛИ 08X18N10T****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: tecmat@vstu.ru

Приведены исследования микроструктуры металла труб размером $\varnothing 108 \times 9,0$ мм из стали 08X18N10T, прессование которых осуществлялось с различными скоростями. Определено, что труба, отпрессованная с меньшей скоростью, содержит больше δ -феррита и имеет меньший размер зерна аустенита.

Ключевые слова: скорость прессования, трубы, аустенит, δ -феррит, размер зерна

*V. F. Petrova, A. A. Kuznetsova***INFLUENCE OF PRESSING SPEED ON THE MICROSTRUCTURE
OF METAL OF 08X18N10T STEEL PIPES****Volgograd State Technical University**

The study of the microstructure of the metal of pipes with dimension $\varnothing 108 \times 9,0$ mm made of steel 08X18N10T, pressing of which was carried out at different speeds, is presented. It was determined that the pipe pressed at a lower speed contains more δ -ferrite and has a smaller austenite grain size.

Keywords: pressing speed, pipes, austenite, δ -ferrite, grain size

Сталь 08X18N10T является нержавеющей хромоникелевой сталью, стабилизированной титаном. В настоящее время она нашла широкое распространение в различных отраслях (пищевой, нефтегазовой, атомной и т.д.) благодаря сочетанию хороших прочностных свойств и коррозионной стойкости.

Однако, неоднократно упоминалась проблема получения прочностных свойств горячедеформированных изделий из стали 08X18N10T [1–3].

Так как сталь 08X18N10T относится к сталям аустенитного класса, обеспечить ее упрочнение за счет фазовых превращений не представляется возможным [4]. Широкое распространение получили способы упрочнения, направленные на измельчение зерна аустенита [4–6]. Связано это с тем, что границы зерен препятствуют развитию скольжения и передачи деформации из зерна в зерно. Для этой передачи, на границе – в месте скопления дислокаций, необходимы значительные напряжения для преодоления барьера, или повышение силы нагрузки, при которой деформация начинается и в зернах, имеющих менее благоприятную ориентацию (при повышении касательных напря-

жений) [6]. В работе [6] описана зависимость между размером аустенитных зерен и прочностными свойствами стали 08X18N10T, подчиняющаяся соотношению Холла–Петча.

На микроструктуру стали и, как следствие, ее механические свойства, оказывают влияние параметры деформирования (прессования). Влияние скорости деформации на скорость рекристаллизации рассмотрено в работах [7–11]. В работе подтверждается, что снижение скорости деформации приводит к замедлению скорости рекристаллизации, росту рекристаллизованных зерен и количества двойниковых прослоек [11].

Материалы и методы исследования

Исходные заготовки диаметром 184 мм, изготовленные из стали 08X18N10T подвергались горячему прессованию по режимам, представленным в таблице. Исследовались образцы, вырезанные из горячепрессованных труб размером $\varnothing 108 \times 9,0$ мм. Образец 1 – режим прессования 1; образец 2 – режим прессования 2.

Химический состав использованных для производства труб заготовок из стали 08X18N10T соответствует требованиям ТУ 14-3Р-197.

Параметры прессования труб

Режим прессования	Скорость прессования, мм/с	Температура прессования, °С
Режим № 1	248–256	1151–1162
Режим № 2	189–224	1143–1161

Образцы для проведения исследований подготовлены, в соответствии с требованиями ГОСТ 5639 и ГОСТ 1778, вдоль направления деформирования (т. е. в продольном направлении) и включают всю толщину стенки. Исследования проводились с использованием светового микроскопа «Axiovert 40Mat» при увеличениях 100–300 крат.

Оценка загрязненности металла труб проведена на не травленых микрошлифах при увеличении в соответствии с ГОСТ 1778, метод Ш6 (по максимальному баллу).

После образцы были повергнуты электролитическому травлению в 10 % водном растворе щавелевой кислоты.

Оценка величины зерна металла труб проведена в соответствии с ГОСТ 5639 методом сравнения с эталонными шкалами.

Оценка содержания δ -феррита проведена в соответствии с ГОСТ 11878 методом сравнения с эталонной шкалой.

Результаты исследований

При оценке загрязненности металла труб неметаллическими включениями определено, что загрязненность металла нитридами и карбонитридами строчечными не превышает 3,0 балл (рис. 1), нитридами и карбонитридами точечными – 2,0 балл, что соответствует требованиям ТУ (допускается не более 3,5 балла для обоих видов включений).

Микроструктура обоих образцов представляет собой аустенитную матрицу, содержащую некоторое количество δ -феррита, с нитридными и карбонитридными включениями (рис. 2).

Зерно аустенита образца № 1 по всему сечению стенки (вблизи наружной поверхности,

в центре стенки и вблизи внутренней поверхности стенки) соответствует 5–6 номеру. Величина зерна образца № 2 по всему сечению стенки одинакова и находится в пределах 6–7 номера.

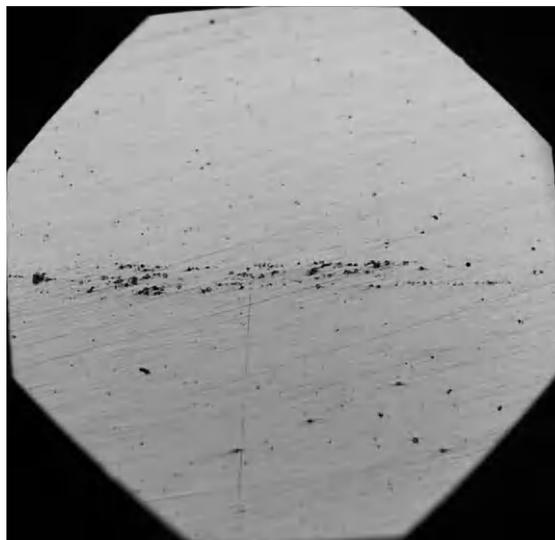


Рис. 1. Нитриды строчечные в металле образца № 1, $\times 100$

Содержание ферритной фазы в образце № 1 соответствует 0,5 баллу, или 1–2 %, в образце № 2 – 1,0 баллу, или 2,5–3,5 % (рис. 3).

В работе [12] показано влияние температуры нагрева и выдержки при ней на изменение содержания ферритной фазы в аустенитной стали. Уменьшение количества связано со снижением стабильности феррита при снижении температуры. Чем ниже температура нагрева и деформирования (также стоит учитывать разогрев металла в процессе деформирования), тем больше разница между энергией аустенитной матрицы и ферритными включениями, из-за чего содержание δ -феррита уменьшается [12, 13].

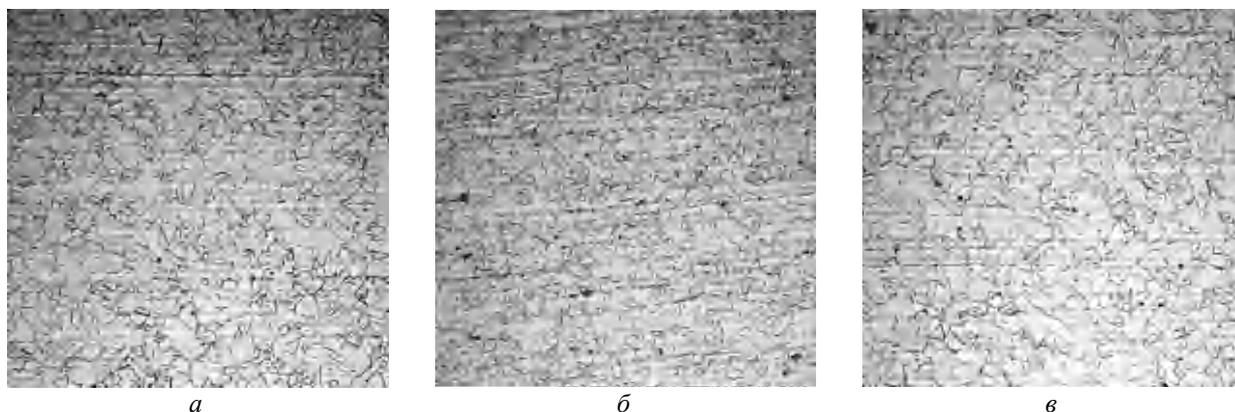


Рис. 2. Микроструктура металла образца № 1 (а, в, д) и образца № 2 (в, з, е), $\times 100$:
а, б – наружная поверхность; в, з – середина стенки; д, е – внутренняя поверхность (см. также с. 75)

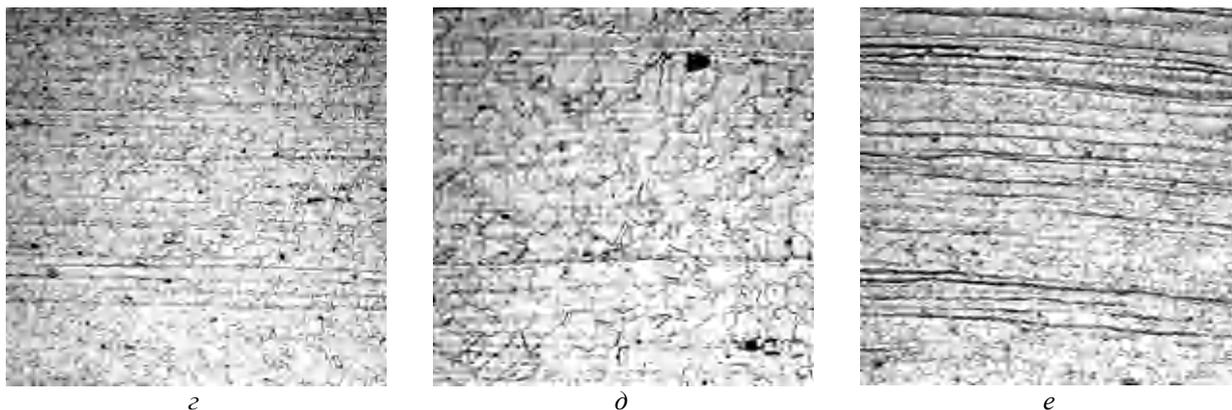
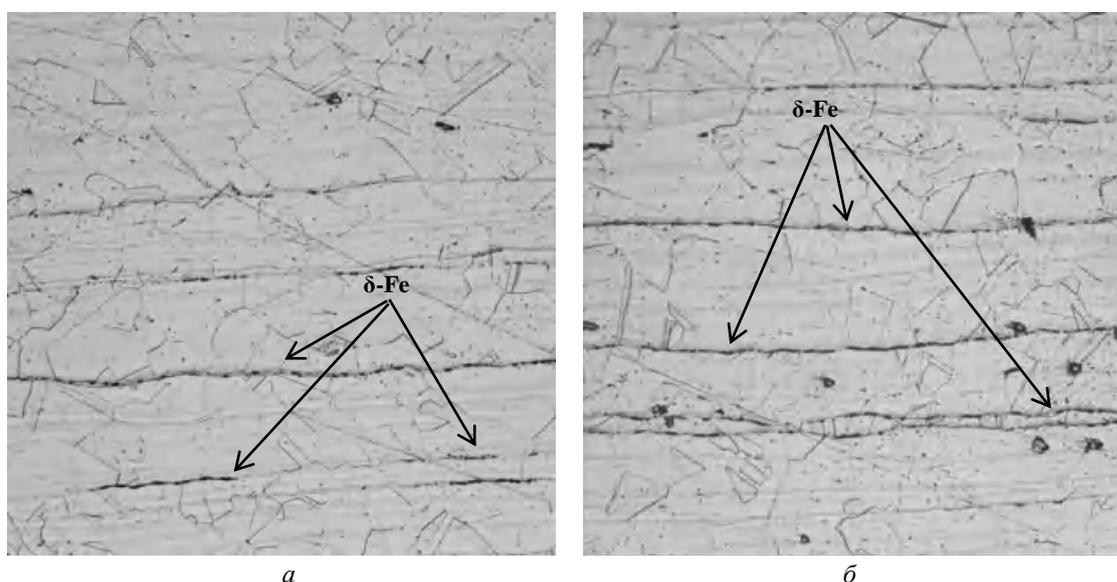


Рис. 2. Окончание

Рис. 3. Ферритная фаза (δ -Fe) в металле образцов № 1 (а) и № 2 (б), $\times 200$

Выводы

С уменьшением скорости прессования труб $\text{Ø}108 \times 9,0$ мм из стали 08X18H10T:

– загрязненность металла труб не изменилась;

– содержание δ -феррита увеличилось из-за меньшего разогрева металла в процессе деформирования.

– произошло измельчение размера зерна аустенита (по всей толщине стенки) по сравнению с образцом от трубы, прессование которой осуществлялось с более высокой скоростью. Связано это с изменением скорости рекристаллизации и ростом зерен [11].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Järvenpää, A., Jaskari M., Kisko A., et al. Processing and properties of reversion-treated austenitic stainless steels // *Metals*. – 2020. – V.10 (2). DOI: 10.3390/met10020281

2. Ke, R., Wan X.L., Zhang Y.J., Hu C.Y., Wu K.M. The impact of annealing temperature on the microstructure - properties relationship of reversion-induced austenitic stainless steels // *Mater. Sci. Eng.* – 2022. – V. 843. DOI: 10.1016/j.msea.2022.143100.

3. Ke, R., Wan X., Zhang Y., Hu C., Wu K. Insight the pact of pre-deformation on structure - deformation - property relationship in Cr-Mn-N stainless steel // *Mater. Charact.* – 2021. – V. 184. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111689.

4. Сагарадзе, В. В. Упрочнение и свойства аустенитных сталей / В. В. Сагарадзе, А. И. Уваров. – Екатеринбург : РИО УрО РАН, 2013. – 720 с. – ISBN 978-5-7691-2334-4.

5. Ohkubo, N., Miyakusu K., Uematsuand Y., Kimura H. Effect Stable of Alloying Elements on the Austenitic Stainless Steel // *SIJ International*. – 1994. – Volume 34 (9). – pp. 764–772. DOI: 10.2355/isijinternational.34.764.

6. Mirzadeh, H. Superplasticity of fine-grained austenitic stainless steels: A review // *Journal of Ultrafine Grained and Nanostructured Materials*. – 2023. – V. 56 (1). – pp. 27–41. DOI: 10.22059/jufgsm.2023.01.04

7. Sakai, T., Saito Y., Kato K. Recrystallization and Texture Formation in High Speed Hot Rolling of Austenitic Stainless Steel // *Transactions of the Iron and Steel Institute of Ja-*

pan. – 1987. – V. 27 (6). – pp. 520–525. DOI: 10.2355/isijinternational1966.27.520.

8. *Gavard, L., Montheillet F., Le Coze J.* The Effect of Purity on Dynamic Recrystallization in Austenitic Stainless Steels // *Materials Transaction, JIM.* – 2000. – V. 41 (1). – pp. 113–115. DOI: 10.2320/matertrans1989.41.113.

9. *Němec, J., Kunčická L., Opěla P., Dvořák K.* Determining Hot Deformation Behavior and Rheology Laws of Selected Austenitic Stainless Steels // *Metals.* – 2023. – V. 13 (11). DOI: 10.3390/met13111902.

10. *Radionova, L.V., Perevozchikov D.V., Makoveckii A.N., Eremin V.N., Akhmedyanov A.M., Rushchits S.V.* Study on the Hot Deformation Behavior of Stainless Steel AISI 321 //

Materials. – 2022. – V. 15 (12). DOI: 10.3390/ma15124057.

11. *Jian, H., Zong-xu P., Ji-chun G., Liu-qun F., Jian-ping Z., Dian-dong S., Yong W.* Microstructure evolution and constitutive analysis of nuclear grade AISI-316H austenitic stainless steel during thermal deformation // *Material Research Express.* – V. 10 (11). DOI: 10.1088/2053-1591/ad07cb.

12. *Green, G., Higginson R., Hogg S., Spindler S., Hamm C.* Analysis of Ferrite Formed in a 321 Grade Austenitic Stainless Steel // *Materials Science and Technology.* – V.31 (4). DOI: 10.1179/1743284714Y.0000000564.

13. *Новиков, И. И.* Теория термической обработки металлов : учебник / И. И. Новиков. – Москва : Металлургия, 1986. – 480 с.

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: ianovakov@vstu.ru

Темплан 2024 г. Поз. № бж. Дата выхода в свет 23.10.2024 г. Формат 60 x 84 1/8
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 8,84. Уч.-изд. л. 8,61.
Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 486.

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