

ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского
государственного
технического
университета

ISSN 1990-5297



Серия
Сварка взрывом и свойства
сварных соединений

16+

№ 11 (282)
2023

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

Редакционная коллегия:

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

Серия «СВАРКА ВЗРЫВОМ
И СВОЙСТВА СВАРНЫХ
СОЕДИНЕНИЙ»

ИЗВЕСТИЯ



ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО
ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

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

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Председатель

В. И. Лысак, академик РАН, д-р техн. наук,
засл. деятель науки РФ

М. И. Алымов, член-корр. РАН, д-р техн. наук
(Институт структурной макрокинетики и
проблем материаловедения РАН, г. Черного-
ловка)

С. В. Кузьмин, член-корр. РАН, д-р техн. наук

В. И. Калита, д-р техн. наук (Институт
металлургии и материаловедения
им. А. А. Байкова РАН, г. Москва)

А. В. Крохалев, д-р техн. наук

Е. А. Левашов, д-р техн. наук (НИТУ «МИСиС»,
г. Москва)

В. В. Пай, д-р физ.-мат. наук (Институт
гидродинамики им. М. А. Лаврентьева
СО РАН, г. Новосибирск)

Л. Б. Первухин, д-р техн. наук (ООО «Битруб
Интернэшнл», г. Красноармейск)

В. В. Рыбин, член-корр. РАН, д-р техн. наук,
(Санкт-Петербургский политехнический
университет Петра Великого)

В. Г. Шморзун, д-р техн. наук

А. А. Штерцер, д-р физ.-мат. наук (Институт
гидродинамики им. М. А. Лаврентьева
СО РАН, г. Новосибирск)

Е. В. Кузьмин, канд. техн. наук
(ответственный секретарь)
тел. 89047717348

Международный индекс журнала
ISSN 1990-5297.

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

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

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

№ 11 (282)
Ноябрь
2023

УЧРЕДИТЕЛЬ
ФГБОУ высшего образования
«Волгоградский государственный технический университет»

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

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

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

Печатается по решению редакционно-издательского совета
Волгоградского государственного технического университета

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

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

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

Head Editor of the scientific journal “Izvestiya VSTU”:

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

Editorial board:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

**SERIES «EXPLOSIVE WELDING AND
PROPERTIES OF WELDED JOINTS»**

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

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

Alymov M. I., Corresponding Member of RAS, D. Sc. (Engineering) (Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science of the RAS, Chernogolovka)

Kuz'min S. V., Corresponding Member of RAS, D. Sc. (Engineering)

Kalita V. I., D. Sc. (Engineering), Chief research worker (A. A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the RAS)

Krokhalev A. V., D. Sc. (Engineering)

Levashov E. A., D. Sc. (Engineering) (National University of Science and Technology «MISIS», Moscow)

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

Pervukhin L. B., Dr. Sc. (Engineering) (Bitrub International, Krasnoarmeysk)

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

Shmorgun V. G., D. Sc. (Engineering)

Shterzer A. A., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences) (Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of the SB RAS, Novosibirsk)

Kuz'min E. V., Cand. Sc. (Engineering), (executive secretary)
tel. 89047717348

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-ru.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

Twelve times a year

№ 11 (282)
November
2023

FOUNDER

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

Editorial office address:

Volgograd, Lenin avenue, 28.

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

E-mail: izvestiya@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*

СОДЕРЖАНИЕ

<i>С. В. Хаустов, В. В. Пай, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. Д. Кочкалов</i> Исследование кумулятивных и ударно-волновых процессов в воздушной среде в сварочном зазоре при сварке взрывом	5
<i>В. В. Пай, Я. Л. Лукьянов, Л. Л. Фрумин</i> О влиянии зависимости коэффициента вязкости от температуры на процесс высокоскоростной деформации металла	12
<i>М. П. Королев, Е. В. Кузьмин, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Влияние термических условий при сварке взрывом титана с алюминиево-магниевым сплавом	16
<i>Л. Б. Первухин, Д. В. Ноняк, О. Л. Первухина, И. В. Денисов</i> Исследование возможности ремонта дефектов сплошности биметаллических плит сталь-титан сваркой взрывом	23
<i>Е. В. Кузьмин, М. П. Королев, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, В. М. Данилевич, Н. С. Гниломёдов, А. А. Ахмедов</i> Исследование влияния ультразвука на формирование структуры и свойств соединения алюминия со сталью при сварке взрывом на форсированных режимах соударения	32
<i>Л. Б. Первухин, Д. В. Ноняк, О. Л. Первухина, И. В. Денисов</i> К вопросу испытания предела прочности соединения слоев в биметалле, полученном сваркой взрывом	42
<i>С. Н. Буравова, А. Ф. Беликова, Н. И. Мухина, В. О. Копытский, Е. В. Петров</i> Повреждаемость цилиндрической оболочки в процессе ее инерционного схождения	47
<i>А. В. Крохалев, В. О. Харламов, Д. Р. Черников, Е. А. Косова, Г. К. Кузнецов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Металлокерамические материалы, получаемые взрывным прессованием смесей порошков карбидов с титаном	52
<i>А. В. Крохалев, Д. Р. Черников, В. О. Харламов, Д. В. Россеин, Ю. А. Мукменев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Влияние фазового состава материалов системы титан-железо на водородную емкость	58
К сведению авторов	68

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-11-282-5-11

С. В. Хаустов, канд. техн. наук, В. В. Пай, д-р физ.-мат. наук, С. В. Кузьмин, чл.-корр. РАН,
В. И. Лысак, академик РАН, А. Д. Кочкалов, аспирант*

ИССЛЕДОВАНИЕ КУМУЛЯТИВНЫХ И УДАРНО-ВОЛНОВЫХ ПРОЦЕССОВ В ВОЗДУШНОЙ СРЕДЕ В СВАРОЧНОМ ЗАЗОРЕ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

**Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, г. Новосибирск, pai@hydro.nsc.ru*

Предложен фотоэлектрический метод определения скорости фронта ударной волны в воздухе в зазоре между соударяющимися пластинами при сварке взрывом. С использованием ловушек, размещаемых в сварочном зазоре, обнаружены дисперсные металлические частицы кумулятивного происхождения, заполняющие область ударно-сжатого воздуха в зазоре и существенно влияющие на скорость фронта ударной волны в воздухе.

Ключевые слова: сварка взрывом, ударно-сжатый газ, тепловой поток, термопарный метод

S. V. Khaustov, V. V. Pai, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, A. D. Kochkalov*

STUDY OF CUMULATIVE AND SHOCK WAVE PROCESSES IN THE AIR IN THE WELDING GAP DURING EXPLOSION WELDING

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

**Lavrentyev Institute of hydrodynamics, SB RAS, Novosibirsk, pai@hydro.nsc.ru*

A photoelectric method is proposed for determining the velocity of the shock wave front in air in the gap between colliding plates during explosion welding. Using traps placed in the welding gap, dispersed metal particles of cumulative origin were discovered, filling the area of shock-compressed air in the gap and significantly affecting the speed of the shock wave front in the air.

Keywords: explosion welding, shock-compressed gas, cumulation, photoelectric method

При сварке взрывом в сварочном зазоре возникает область ударно сжатого газа (УСГ), нагретая до нескольких тысяч градусов, которая, по многочисленным экспериментальным данным, может вызывать предварительный подогрев свариваемых поверхностей [1–6]. При этом на параметры области УСГ (температура, скорость ударной волны) очень сильно влияют дисперсные кумулятивные частицы, которые вылетают из точки контакта при соударении пластин [2, 5, 6]. В работах [5, 6] с использованием малоинерционных термобатарей, размещаемых в зазоре, был определен тепловой эффект от ударно-сжатого газа и определены значения конвективного теплового потока, что позволило оценить температуру предварительного подогрева поверхностей перед соударением. Там же отмечалось механическое воздействие на термодатчики дисперсных металлических частиц кумулятив-

ного происхождения. Также было отмечено, что тепловой эффект от области УСГ слабо зависит от скорости точки контакта, а определенная скорость фронта ударной волны в воздухе оказалась больше, чем рассчитанная по ударной адиабате, что связывалось с наличием в воздушном зазоре между пластинами дисперсных металлических частиц.

В связи с этим целью данной работы явилось исследование процессов соударения металлических пластин при сварке взрывом и определение параметров дисперсных металлических частиц, образовавшихся из диспергированной кумулятивной струи, а также разработка фотоэлектрического метода определения скорости фронта ударной волны в воздухе.

При соударении металлических пластин в условиях сварки взрывом (малые углы соударения $\gamma < 20^\circ$, скорости точки контакта $V_k = 2,5 \dots 3$ км/с) кумулятивная струя пред-

ставляет собой облако металлических частиц, образованных из материала соударяемых пластин [4]. Для определения параметров частиц и их распределения по сечению

зазора между пластинами использовалась схема сварки взрывом показанная на рис. 1. Сваривались стальные пластины толщиной 4+10 мм по параллельной схеме, с зазором

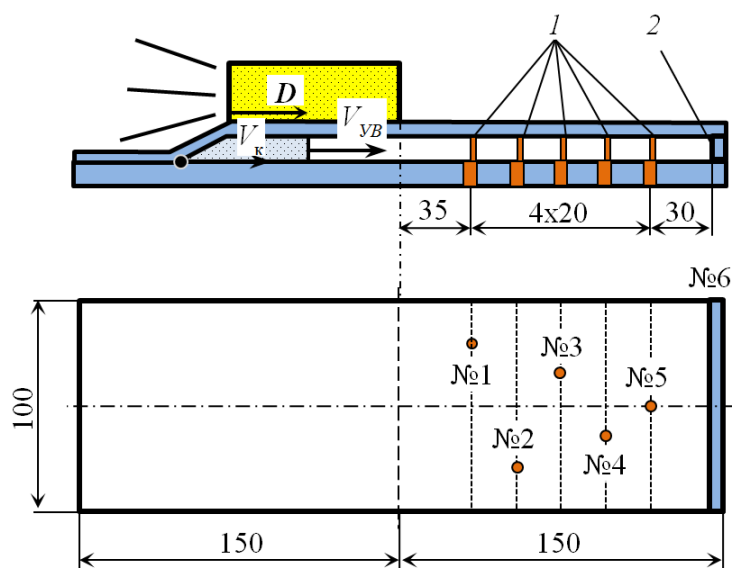


Рис. 1. Схема установки мишеней в зазоре ($h = 8$ мм) между стальными пластинами 4+10мм ($D = 2000$ м/с):

1 – медные мишени №1-5; 2 – стальная мишень №6

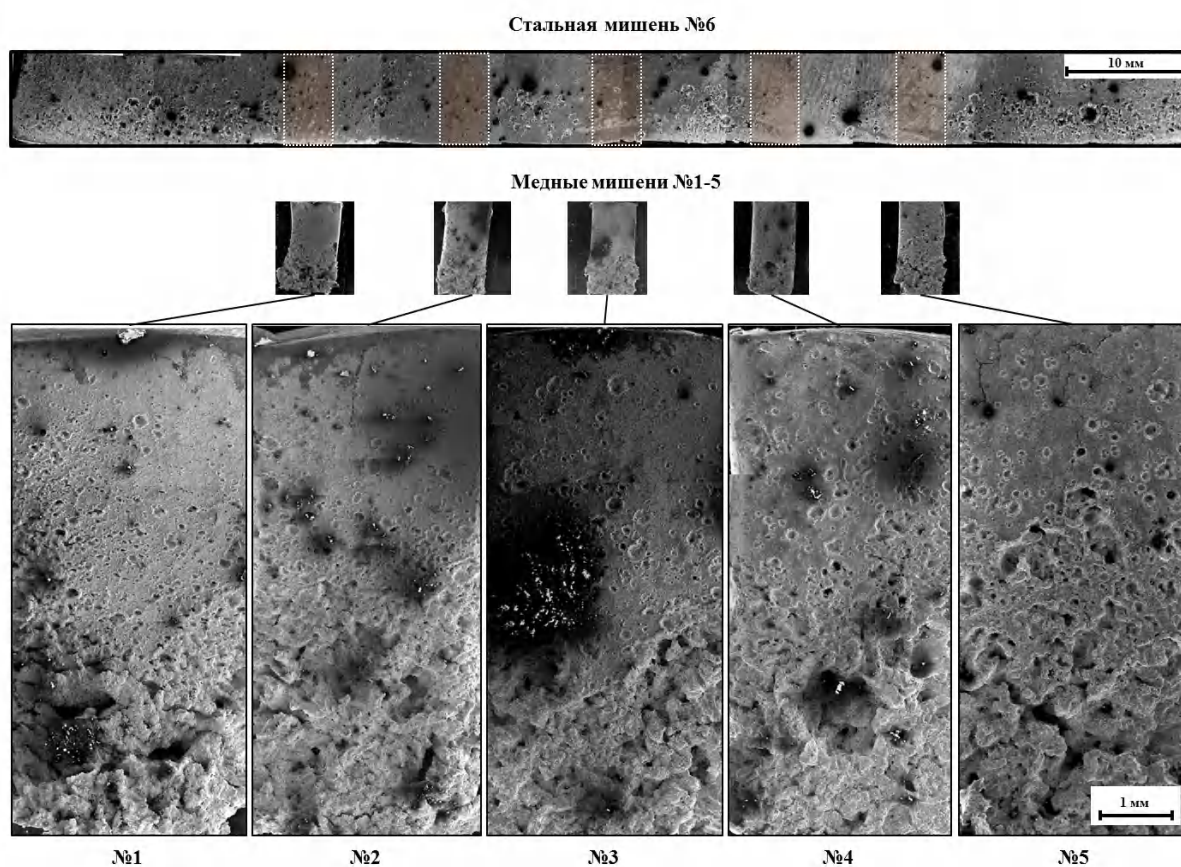


Рис. 2. Внешний вид стальной и медных мишеней после воздействия дисперсных металлических частиц, вылетающих из области точки контакта

равным 8 мм. Заряд взрывчатого вещества (ВВ) (смесь аммонита БЖВ с кварцевым песком) размещался в начальной части пластины, как показано на рис. 1. Таким образом, процесс сварки искусственно обрывался. В зазоре между пластинами, в части, не накрытой зарядом ВВ, размещались 5 медных мишеней в виде полуцилиндров, обращённых плоской частью перпендикулярно направлению сварки. В конце неподвижной

пластины размещалась стальная мишень, полностью закрывающая сварочный зазор. Скорость детонации ВВ, определенная электроконтактным способом, оказалась равной 2000 ± 50 м/с.

На рис. 2 показаны стальная и медные мишени после воздействия на них кумулятивного потока. Видно, что при столкновении металлических частиц с мишенями на поверхности последних, преимущественно в

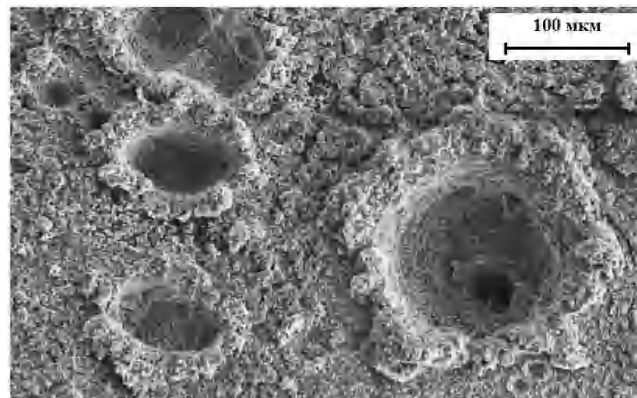


Рис. 3. Ударные кратеры на поверхности медной мишени

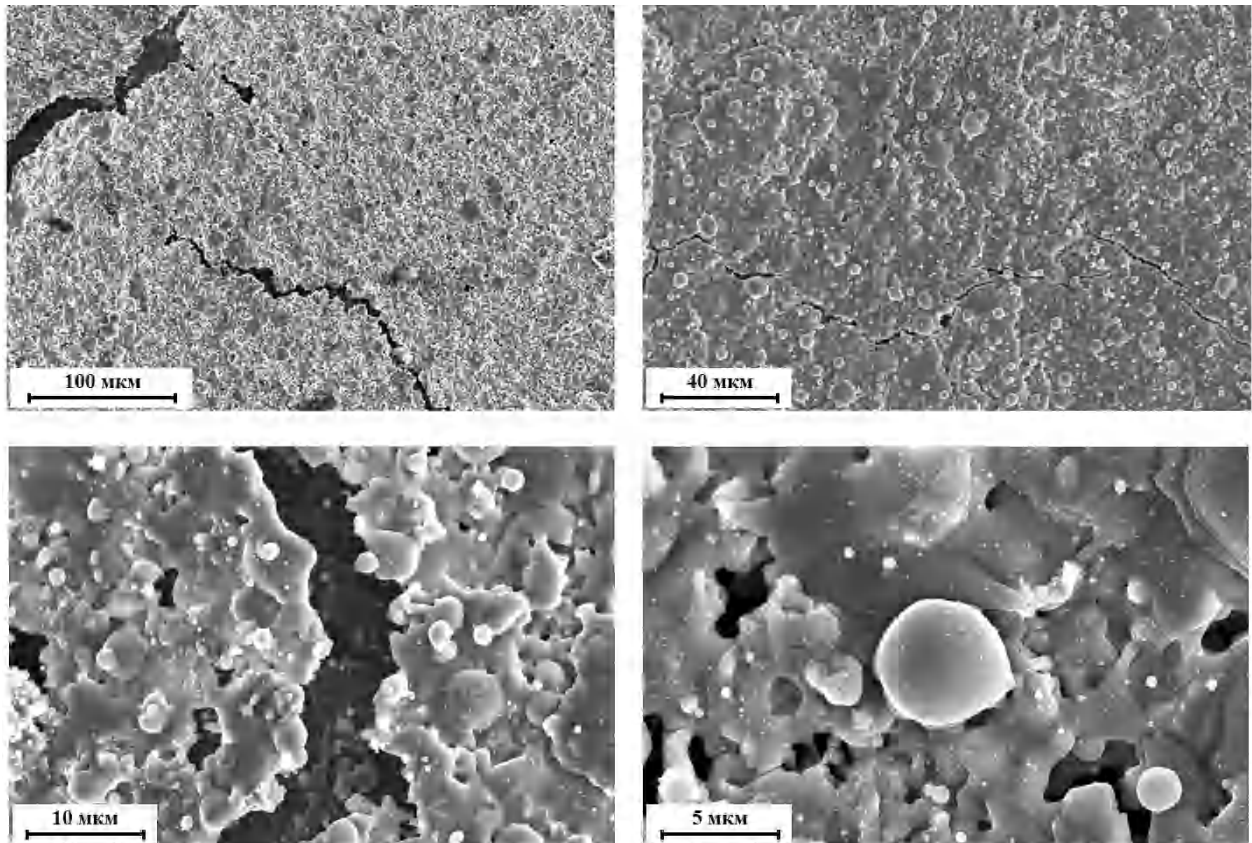


Рис. 4. Внешний вид и структура поверхности покрытия на медных мишенях

нижней части мишени, образовались ударные кратеры и сформировались покрытие. Пунктирными линиями показаны области на стальной мишени, которые оказались в «тени», образованной медными мишенями. Несмотря на то, что воздействие кумулятивных частиц оказалось минимальным и ударные кратеры практически отсутствуют, сплошное покрытие сформировалось и в этих областях.

На медных мишенях наблюдается похожая картина, следы механического воздей-

ствия кумулятивных частиц и ударные кратеры расположены, в основном в нижней части мишеней (рис. 3). При этом толщина сформированного покрытия практически не зависит от удаленности мишени от окончания соударения пластин и составляет от 4 до 15 мкм в верхней и средней областях мишени. Также следует отметить, что поверхность покрытия состоит из частиц, в основном, микронного и субмикронного размера, очевидно испытывающих наибольшее торможение в спутном потоке ударно-сжатого

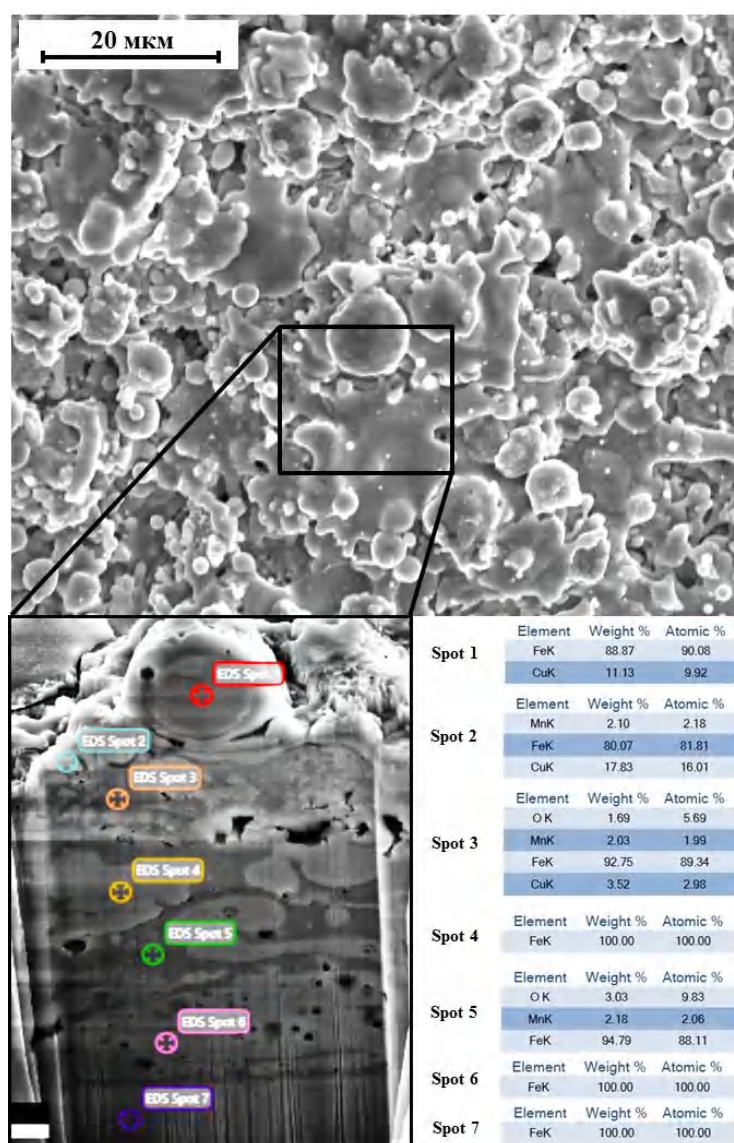


Рис. 5. Внешний вид поверхности покрытия на стальной мишени №6, место вырезки и общий вид поперечного сечения покрытия и химический состав участков сечения

воздуха.

Анализ структуры и химический анализ покрытия показывает (см. рис. 4), что оно сформировано из преимущественно (до 80%) железных частиц микронного и субмикронного размера, причем в верхней части мишеней, где толщина покрытия минимальна (2 ... 4 мкм), присутствуют трещины, а покрытие отстаёт от поверхности мишени, что связано с разностью температур покрытия и поверхности мишени, обусловленной интенсивным теплоотводом в массивную и относительно «холодную» медную мишень. Небольшое содержание меди (до 20%) в по-

крытии обусловлено выбросом из ударных кратеров продуктов разрушения медной мишени и оседанием их на поверхности.

Наличие кислорода и небольшого количества пор можно объяснить насыщением кислородом поверхностных слоев субмикронных железных частиц в процессе их движения в ударно-сжатом воздухе, нагретом до нескольких тысяч градусов.

На рис. 5 показан внешний вид поверхности стальной мишени и поперечное сечение сформированного на нем покрытия. Видно, что оно представляет собой слоистую структуру из чередующихся светлых (деформиро-

Параметры ВВ и кинематические параметры соударения стальных пластин (2 мм + 2 мм) зазор 8 мм

Тип ВВ	Содержание ВВ	Высота заряда, мм	Измеренная скорость детонации D , м/с	Скорость соударения V_c , м/с	Угол соударения γ , град	W_2 , МДж/м ²
(6ЖВ + кв. песок)	67/33 % об.	20	2580±50 (1,2 базы) 2560±50 (3 база)	550	12,3	0,89

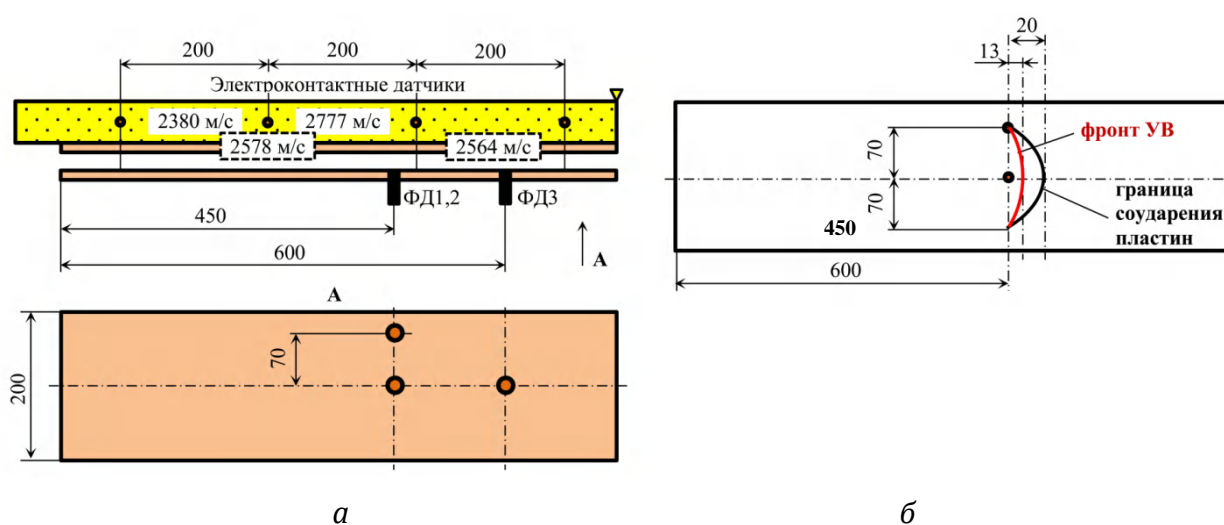


Рис. 6. Схема измерения скорости фронта ударной волны в воздухе в зазоре между пластинами и схема расположения фотодатчиков (ФД 1,2 и 3) в неподвижной пластине (а) и профили фронта ударной волны в воздухе с границами соударения пластин (б)

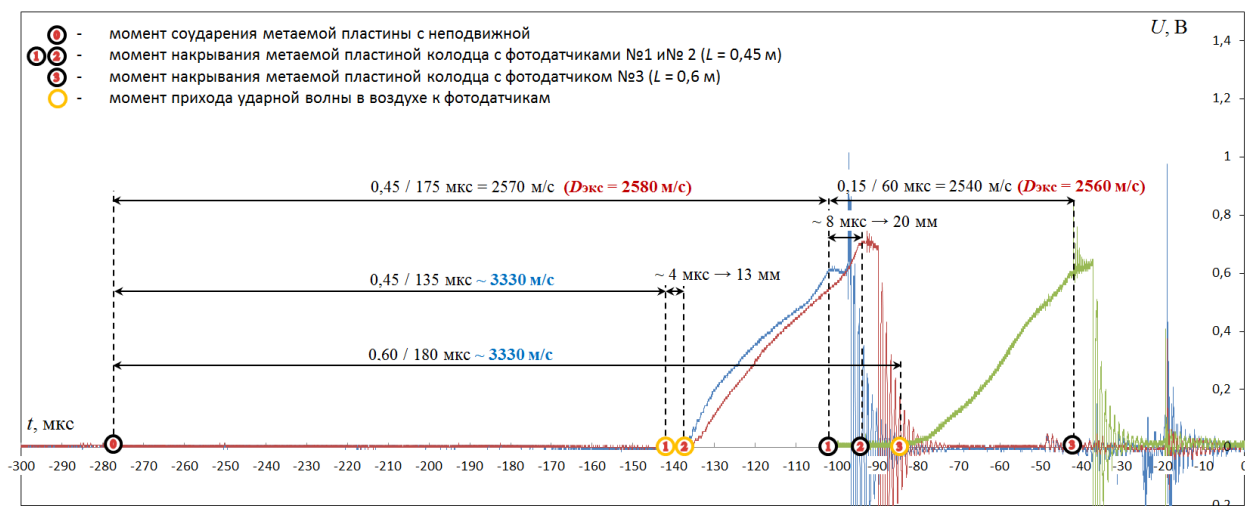


Рис. 7. Осциллограмма фото-ЭДС с датчиков ФД1, 2 и 3

ванных при ударе крупных железных частиц) и темных (образованные из более мелких, насыщенных кислородом, субмикронных железных частиц) областей.

Для определения скорости фронта УВ в воздухе $V_{УВ}$ использовали фотоэлектрические датчики (фотодиоды), размещенные в колодце, вырезанном в неподвижной пластине (рис. 6) на расстояниях 0,45 и 0,6 м. Для определения профиля фронта ударной волны на расстоянии 0,45 м от начала пластины размещались два фотодатчика ФД1 и ФД2 (в центральной и краевой части пластины).

Сваривали стальные пластины из низкоуглеродистой стали толщиной 2+2 мм. Зазор между пластинами составлял 8 мм. В таблице указаны параметры ВВ и параметры соударения. Контроль скорости детонации осуществлялся электроконтактным способом на трех базах. Расчетная скорость фронта УВ [7], при скорости поршня равной $V_k=2580$ м/с составила 3100 м/с, или $\sim 1,2 V_k$.

На рис. 7 показаны осциллограммы фото-ЭДС с датчиков ФД1, 2 и 3 синхронизированные во времени. Разница между моментами времени, соответствующими началу соударения пластин и нарастанию фото-ЭДС, характеризующей интенсивность излучения фронта ударной волны и области

ударно-сжатого воздуха, позволяет найти скорость фронта ударной волны в воздухе, равной $V_{УВ} \sim 3330$ м/с, или $\sim 1,3 V_k$. Также по разнице между моментами времени 1 и 2, соответствующими приходу ударной волны к фотодатчикам ФД1 и ФД2 и накрыванию их метаемой пластиной можно построить профиль фронта ударной волны в воздухе и границу соударения пластин в сечении, находящемся на расстоянии 0,45 м от начала сварки (см. рис. 6, б).

Выводы

1. Разработан фотоэлектрический метод определения скорости фронта ударной волны в воздухе в сварочном зазоре при соударении пластин в условиях сварки взрывом. Экспериментально определена скорость фронта ударной волны в воздушном зазоре между пластинами на расстояниях 0,45...0,6 м составляющая $\sim 1,3 V_k$.

2. С использованием мишеней-ловушек, размещаемых в сварочном зазоре при сварке взрывом обнаружены дисперсные металлические частицы кумулятивного происхождения субмикронного и микронного размера, влияющие на параметры ударно-сжатого газа в зазоре.

Библиографический список

1. Дерибас, А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерибас – 2-е изд. доп. перераб. – Новосибирск: Наука, 1980. – 222 с.
2. Ишуткин, С. Н. Исследование теплового воздействия ударно-сжатого газа на поверхность соударяющихся пластин / С. Н. Ишуткин, В. И. Кирко, В. А. Симонов // Физика горения и взрыва. – 1980. – №6. – С. 69-73.
3. Ишуткин, С. Н. Численное исследование воздействия газового потока на поверхность сталкивающихся пластин / С. Н. Ишуткин, В. И. Кирко, Н. И. Пак // Физика горения и взрыва. – 1981. – №1. – С. 151-153.
4. Годунов, С. К. О влиянии вязкости материала на процесс образования струй при соударениях металлических пластин / С. К. Годунов, А. А. Дерибас, В. И. Мали // Физика горения и взрыва. – 1975. – №1. – С. 3-18.
5. Investigation of Thermal Processes in the Gap during Explosion Welding / S. V. Khaustov, V. V. Pai, V. I. Lysak, S. V. Kuz'min // International Journal of Heat and Mass Transfer. – Vol. 209 (2023). – 124166.
6. Методика определения теплового потока от ударно сжатого газа перед точкой контакта к поверхности пластин при сварке взрывом / С. В. Хаустов, В. В. Пай, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. Д. Кочкалов // Известия ВолГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 2022. – № 11 (270). – С. 11-16.
7. Физика взрыва и удара : учеб. пособие для вузов / Орленко Л. П. – 3-е изд., перераб. – М. : Физматлит, 2019. – 399 с.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00942,
<https://rscf.ru/project/23-29-00942/>

В. В. Пай, д-р физ.-мат. наук, Я. Л. Лукьянов, с. н. с., Л. Л. Фрумин, д-р физ.-мат. наук*

О ВЛИЯНИИ ЗАВИСИМОСТИ КОЭФФИЦИЕНТА ВЯЗКОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПРОЦЕСС ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛА

Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, г. Новосибирск, pai@hydro.nsc.ru

** Институт автоматики и электрометрии СО РАН, г. Новосибирск, lfrumin@yandex.ru*

В работах [1–4] разными методами измерения были получены величины коэффициентов вязкости металлов, причем их значения для одинаковых металлов различаются в разы, а в некоторых случаях на порядки. Одной из причин такого расхождения в результатах является использование уравнений Навье–Стокса с постоянным коэффициентом вязкости. В данной работе проведен численный расчет коллапса медной трубы с учетом зависимости коэффициента вязкости от температуры. Путем сравнения результатов такого расчета с данными работы [1] показано, что влияние изменения вязкости с ростом температуры сильно меняет динамику процесса сжатия трубы.

Ключевые слова: сварка взрывом, кумуляция, вязкость металла

*V. V. Pai, Ya. L. Lukyanov, L. L. Frumin**

ABOUT INFLUENCE OF TEMPERATURE DEPENDENCE OF VISCOSITY COEFFICIENT ON THE PROCESS OF HIGH-SPEED DEFORMATION OF METAL

Lavrentyev Institute of hydrodynamics, SB RAS, Novosibirsk, pai@hydro.nsc.ru

** Institute of automation and electrometry SB RAS, Novosibirsk, lfrumin@yandex.ru*

In [1–4], different measurement methods were used to obtain the values of viscosity coefficients of metals, and their values for the same metals differ by times, and in some cases by orders of magnitude. One of the reasons for this discrepancy in the results is the use of Navier-Stokes equations with a constant viscosity coefficient. In this paper, a numerical calculation of the collapse of a copper pipe is carried out, taking into account the dependence of the viscosity coefficient on temperature. By comparing the results of this calculation with the data of [1], it is shown that the effect of viscosity change with temperature increase strongly changes the dynamics of the pipe compression process.

Keywords: explosive welding, cumulation, metal viscosity

Процессу экспериментального определения вязкости металлов при их высокоскоростном деформировании посвящен ряд работ [1–4]. Разные методы измерения величин коэффициентов вязкости одинаковых металлов, примененные в этих работах, дали значения, различающиеся в разы, а в некоторых случаях на порядки. Например, в работах [1, 4] значения коэффициентов вязкости меди различаются в 3 раза. Из сравнения результатов вышеперечисленных работ следует, что использование уравнений Навье–Стокса для вычисления величин коэффициентов вязкости по полученным экспериментальным данным позволила авторам [1–4] получить только их некоторые интегральные значения, зависящие от характера процесса деформации.

Рассмотрим здесь влияние условий деформации меди в работах [1] и [4] на трехкратное расхождение значений коэффициента вязкости, определенного разными методами. В работе [1] коэффициент вязкости вычисляется по деформации метки при соударении медных пластин в условиях сварки взрывом. При этом, конфигурация метки сопоставляется с рассчитанной по модели Навье–Стокса в области, не включающей зону волнообразования, где как скорости деформации, так и сами деформации на порядки превышают таковые в области их сравнения. Вычисленный таким образом динамический коэффициент вязкости оказался равен $2,0 - 2,7 \cdot 10^5$ пуаз.

В работе [4], путем измерения зависимости скорости сжатия медной трубки от вре-

мени и сравнения с результатами расчетов, выполненных в предположении постоянства коэффициента вязкости, получено значение $0,7 \cdot 10^5$ пуаз. Как следует из работы [4], основные диссипативные процессы, отвечающие за торможение процесса сжатия трубки, происходят на заключительной стадии ее сжатия, не допуская ее полного коллапса. Рассчитанная температура внутренних слоев трубки при этом превышает 10^5 К, что указывает на неприменимость модели вязкой несжимаемой жидкости с постоянным значением коэффициента вязкости для описания этого процесса.

В данной работе численно исследуется процесс инерционного сжатия медной трубы в двумерной постановке с учетом зависимости коэффициента вязкости от температуры.

Рассмотрим осесимметричное инерционное сжатие медной трубы (кольца) в двумерной постановке (Рис. 1). Плотность

меди $\rho = 8930$ кг/м³, теплоемкость $C = 383$ Дж/кг · град, начальная температура $T = 20^0$ С, коэффициент вязкости $\nu(T)$, внутренний и внешний начальные радиусы кольца $R(0) = 5 \cdot 10^{-3}$ м, $R_1(0) = 5,5 \cdot 10^{-3}$ м соответственно, начальная скорость внутренней поверхности кольца $V(0) = \dot{R}(0) = 10^3$ м/с, теплообменом пренебрегаем. Уравнение движения внутренней поверхности цилиндрической оболочки [4]:

$$\frac{d}{dt} \left[\pi \rho (R \dot{R})^2 \ln \frac{R_1}{R} \right] = - \int_R^{R_1} \frac{8 \pi \rho \nu(T) (R \dot{R})^2 dr}{r^3} \quad (1)$$

т.к. мощность диссипативных потерь на единицу объема в жидкой частице с координатой $r(t)$ [4]

$$N = \frac{4 \rho \nu R^2 V^2}{r^4},$$

где $\nu = \nu(T)$

Тогда изменение температуры в этой частице:

$$\frac{dT}{dt} = \frac{4 \nu(T) R^2 V^2}{C r^4}, \quad \frac{dT}{\nu(T)} = \frac{4 R^2 V dR}{C r^4} \quad (2)$$

В левой части уравнения (1) стоит произ-

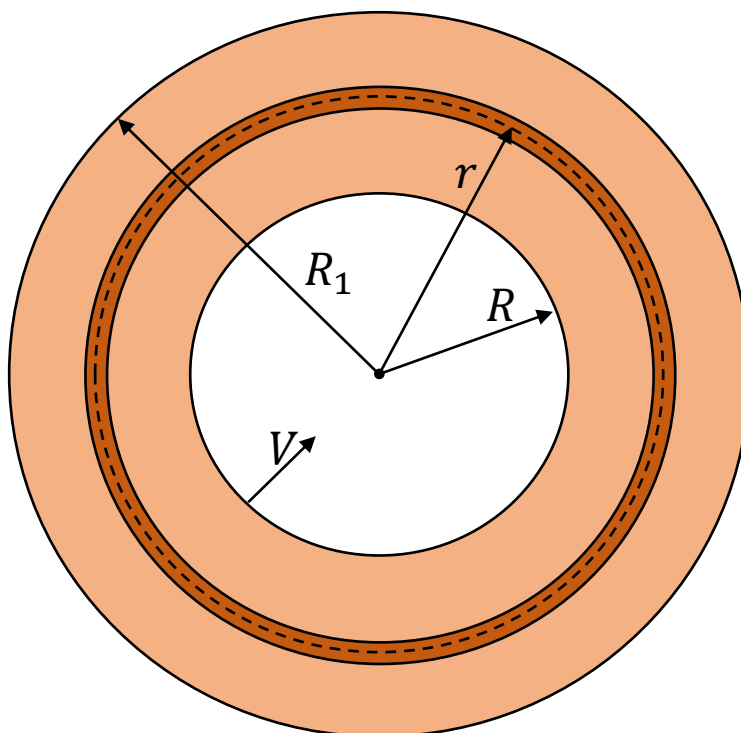


Рис. 1. Осесимметричное инерционное сжатие медной трубы (кольца) в двумерной постановке

водная по времени от кинетической энергии кольца, а в правой части мощность диссипативных потерь из-за вязкости. Сделав замену $\frac{d}{dt} = V \frac{d}{dR}$, перейдем к уравнению:

$$\frac{dV}{dR} + \frac{1}{R} \left(1 + \frac{\frac{R^2}{R_1^2} - 1}{2 \ln \frac{R_1}{R}}\right) V + \frac{4}{\ln \frac{R_1}{R}} \int_R^{R_1} \frac{v(T(r)) dr}{r} = 0 \quad (3)$$

Решая численно совместно уравнения (2) и (3), получим зависимость скорости внутренней поверхности от радиуса $\dot{R}(R)$, температуры $T(r, R)$, вида функции $v = v(T)$. Для расчета кольцо разбивалось на 10^5 слоев одинаковой толщины и выполнялось 10^6 шагов по радиусу. На рисунке 2 (а) приведены зависимости скорости внутренней поверхности кольца $\dot{R}(R)$ от его внутреннего радиуса для $v = v_0 = 0,625 \text{ м}^2/\text{с}$ и 2 (б) для $v = v(T)$, где $v = v_0 = 0,625 \text{ м}^2/\text{с}$ в интервале температур от комнатной до 720°С и линейно спадает до $v = 0,382 \cdot 10^{-7} \text{ м}^2/\text{с}$ при температуре $T = 1080^\circ \text{С}$ (вязкость расплавленной меди [5]), после чего с повышением температуры остается неизменной.

Как видно из сравнения этих двух расчетов, в случае постоянной вязкости радиус остановки равен $R_* \approx 1,07 \text{ мм}$ (рис. 2 а), а с учетом зависимости вязкости от температуры (рис. 2 б) сжатие кольца продолжается. При этом динамика движения внутренней поверхности начиная с радиуса 3 мм сильно различается. Следовательно, значение коэффициента вязкости металла, полученное путем сравнения экспериментальной зависимости $\dot{R}(R)$ с рассчитанной по модели вязкой несжимаемой жидкости с постоянным коэффициентом вязкости, будет зависеть от фазы движения. Например, величина коэффициента вязкости, полученная по измеренному радиусу остановки коллапсирующей трубы, может, сколь угодно сильно отличаться от вычисленной по начальному участку кривой ее сжатия.

Таким образом, результаты численных расчетов показали, что для экспериментального определения коэффициента вязко-

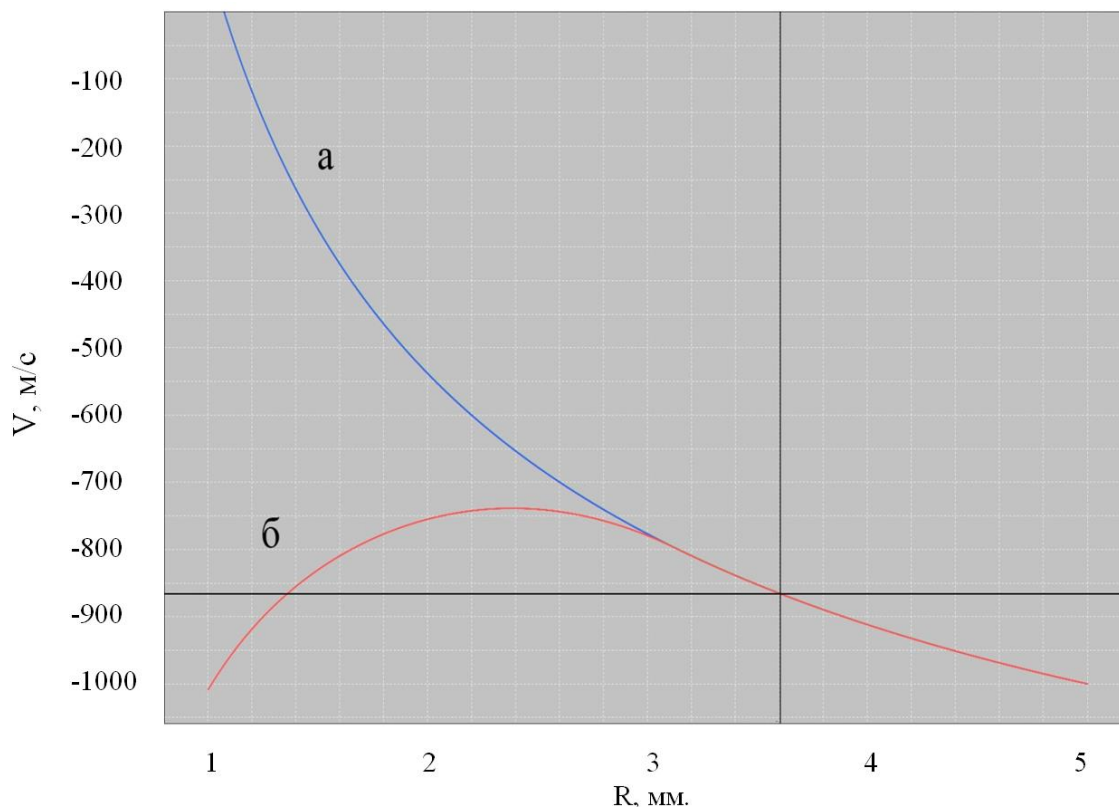


Рис. 2. Зависимости скорости внутренней поверхности кольца от его внутреннего радиуса

сти при высокоскоростном деформировании металлов необходимо учитывать зависимость этого коэффициента от температуры.

Библиографический список

1. Дерибас, А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерибас. – 2-е изд. доп. перераб. – Новосибирск: Наука, 1980. – 222 с.

2. Ильюшин, А. А. Инженерный сборник = Engineering review / кол. авт. Академия наук СССР, Институт механики; отв. ред. А.А. Ильюшин, Ю.Н. Работнов. –

Москва: Издательство Академии наук СССР, 1941. – т. 1, вып. 1. – 140 с.

3. Экспериментальное исследование устойчивости ударных волн и механических свойств вещества при высоких давлениях и температурах / А. Д. Сахаров, Р. М. Зайдель, В. Н. Минеевы, Л. Г. Олейник // Доклады Академии наук СССР. – 1964. – Т.159, N 5. – С.1019-1022.

4. Матюшкин, Н. И. О некоторых эффектах при взрывном обжатии вязкой цилиндрической оболочки / Н. И. Матюшкин, Ю. А. Тришин // Прикладная механика и техническая физика. – 1978. – № 3. – С. 99-112.

5. Борздыка, А. М. Методы горячих механических испытаний металлов / А. М. Борздыка. – Москва : Металлургиздат, 1955. – 352 с.

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-11-282-16-22

*М. П. Королев, м. н. с., Е. В. Кузьмин, канд. техн. наук, В. О. Харламов, канд. техн. наук,
С. В. Кузьмин, чл.-корр. РАН, В. И. Лысак, академик РАН*

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ ТИТАНА С АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВЫМ СПЛАВОМ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В статье приведены результаты экспериментов по сварке взрывом титана с алюминиево-магниевыми сплавами с предварительным подогревом и охлаждением неподвижной пластины, а также показаны особенности разрушения соединений.

Ключевые слова: сварка взрывом, алюминиево-магниевый сплав, АМг5, АМг6, титан, ВТ1-0, предварительный подогрев, предварительное охлаждение, разрушение, динамическая рекристаллизация

M. P. Korolev, E. V. Kuz'min, V. O. Kharlamov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak

INFLUENCE OF THERMAL CONDITIONS WHEN EXPLOSIVE WELDING TITANIUM WITH ALUMINUM-MAGNESIUM ALLOY

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The article presents the results of experiments on explosion welding of titanium with aluminum-magnesium alloys with preheating and cooling of a fixed plate, and also shows the features of the destruction of joints.

Keywords: explosion welding, aluminum-magnesium alloy, AMg5, AMg6, titanium, VT1-0, preheating, pre-cooling, destruction, dynamic recrystallization

Сварка взрывом титана с алюминиево-магниевыми сплавами АМг5 и АМг6 представляет собой сложную задачу. Зачастую соединения при сварке взрывом получить не удастся, или же они имеют низкую прочность и расслоения по краям пластин.

В работе [1] показано, что при сварке по угловой схеме соединение между ВТ1-0 и АМг6 образуется в узком диапазоне энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию, за пределами которого происходит расслоение по границе соединения.

В работе [2] приведены результаты исследования прочности соединения ВТ1-0 + АМг6 на отрыв слоев, согласно которым прочность композита после сварки взрывом остается невысокой и изменяется в широком диапазоне от 20 до 180 МПа.

Ранее нами было показано, что при одинаковых условиях сварки, соединения АМг2 и АМг3 с титаном обладают большей прочностью, в сравнении с аналогичными соединениями АМг5, а также был сделан вывод о том, что оплавленные участки в соединении

являются причиной плохой свариваемости этой пары материалов. Кроме того, было обнаружено, что при разрушении соединения по границе между материалами в ходе испытаний на отрыв слоёв, на поверхности титана остаются участки, покрытые слоем АМг5 [3].

Причины плохой свариваемости этой пары не до конца ясны. Существует предположение, что узкий диапазон области свариваемости ряда алюминиевых сплавов объясняется их высокими механическими свойствами и низкой температурой солидус, вблизи которой их прочность оказывается на порядок ниже, чем при комнатной температуре [4]. Повышение прочности алюминиевых сплавов означает увеличение критической энергии $W_{2кр}$, необходимой для образования соединения, а с увеличением степени легирования уменьшается температура солидус, при которой наступает термическое разупрочнение и материал оказывается не способен сопротивляться действию растягивающих напряжений, вызванных волной

разгрузки. Ситуация усугубляется тем, что с повышением прочности алюминиевого сплава, возрастает также и степень локализации пластической деформации, а следовательно, и температуры вблизи границы соединения, что ведёт к снижению верхней границы свариваемости $W_{2пр}$. В доказательство такого подхода приводятся исследования, согласно которым понижение температуры сплава АМг6 в процессе сварки способствует повышению прочности его соединений с титаном [4].

Исходя из этих рассуждений, свариваемость пары титан + алюминиево-магниевого сплав напрямую связана с температурным фактором и эффектами разупрочнения, вызванными нагревом.

Цель данной работы заключалась в проверке предположения о влиянии температуры на свариваемость данной пары, а также экспериментальном изучении возможности использования термического воздействия для повышения качества соединений титана с алюминиево-магниевыми сплавами.

Материалы и методы проведения исследований

Исследования образцов ВТ1-0+АМг5 после сварки с предварительным подогревом проводили на образцах, полученных в ходе эксперимента, методика проведения и результаты которого опубликованы в работе [5].

На рис. 1 приведена схема эксперимента по сварке с предварительным охлаждением неподвижной пластины. Неподвижную пластину из алюминиевого сплава (3) перед сваркой помещали в ёмкость с жидким азотом (1) и выдерживали до окончания кипения азота, после чего перемещали на основание (5), устанавливали термопару (4) и метаемую пластину (7) с зарядом ВВ (8). Чтобы исключить выпадение инея на поверхности охлаждённой пластины, сборку сварочного пакета осуществляли внутри контейнера (2), в котором за счёт активного испарения азота из ёмкости (1) создавалась атмосфера из чистого азота с низкой влажностью.

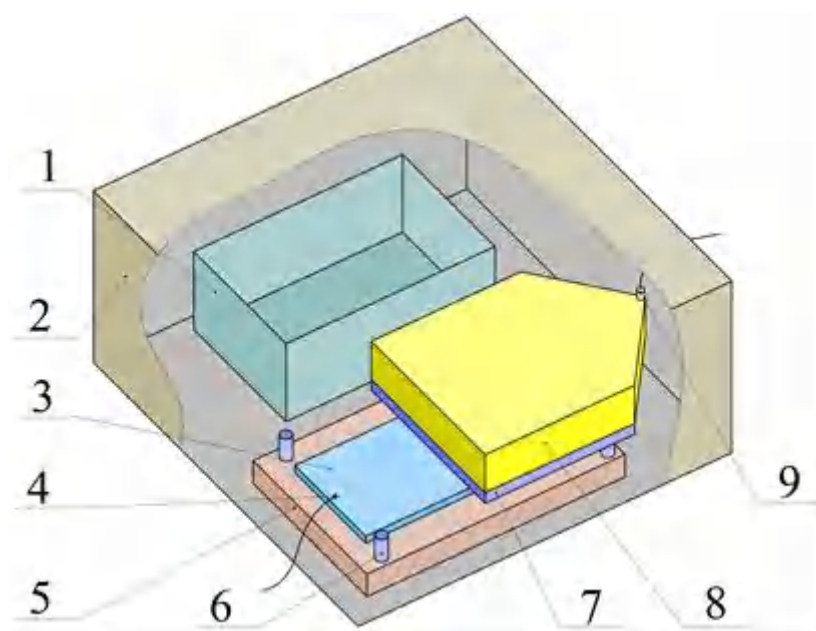


Рис. 1. Схема сварки с охлаждением неподвижной пластины (метаемая пластина и заряд условно рассечены): 1 – ёмкость с жидким азотом; 2 – закрытый контейнер; 3 – неподвижная пластина; 4 – термопара; 5 – основание; 6 – сварочный зазор; 7 – метаемая пластина; 8 – заряд ВВ; 9 – детонатор

Для проведения эксперимента была выбрана пара ВТ1-0 + АМг6. Режимы сварки выбраны близкими к верхней границе области свариваемости (табл. 1). Температура неподвижной пластины непосредственно перед сваркой составила -95°C .

Исследования микроструктуры проводили на электронном растровом микроскопе

сварке.

Изучение поверхностей разрушения показало, что на титановой части пластины в обоих случаях оставалась прослойка АМг6 (рис. 2), однако доля площади поверхности титана, занятая прослойкой различалась: 76% при сварке с охлаждением и 96% при обычной сварке.

Режимы сварки с предварительным охлаждением

Материалы	Толщины $\delta_1 + \delta_2$, мм	Тип ВВ, (аммонит/песок), %	Высота заряда H , мм	Сварочный зазор h , мм	Скорость точки контакта V_k , м/с	Скорость соударения V_c , м/с	Угол соударения γ , °	Энергия пластической деформации W_2 , МДж/м ²
ВТ1-0 + АМг6	4+6	67/33	35	10	2232	596	15,3	1,22

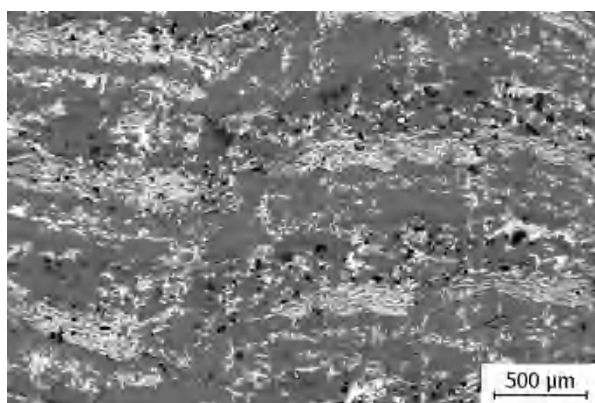
FEI Versa 3D. Изучение зёрненного строения проводили в ионном свете с регистрацией вторичных электронов при помощи детектора Эверхарта-Торнли.

Результаты и их обсуждение

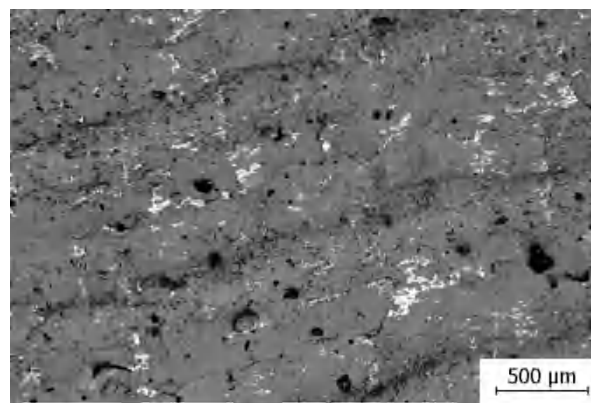
В результате проведенного эксперимента по сварке с предварительным охлаждением неподвижной пластины, соединения между ВТ1-0 и АМг6 не было получено ни в случае сварки с охлаждением, ни при обычной

Поверхность прослойки имеет в основном гладкий микрорельеф с разнонаправленными бороздками, что, по всей видимости, отражает хрупкий тип разрушения, а различное направление бороздок указывает на распространение трещин из разных очагов.

Исследование зеренного строения прослойки АМг6 на поверхности титана показало, что материал прослойки состоит из равноосных зёрен с размерами меньше 1 мкм.



а



б

Рис. 2. Поверхность ВТ1-0 с прослойкой АМг6 после расслоения при сварке с охлаждением (а) и при обычной сварке (б) (светло-серый – титан, тёмно-серый – АМг6)

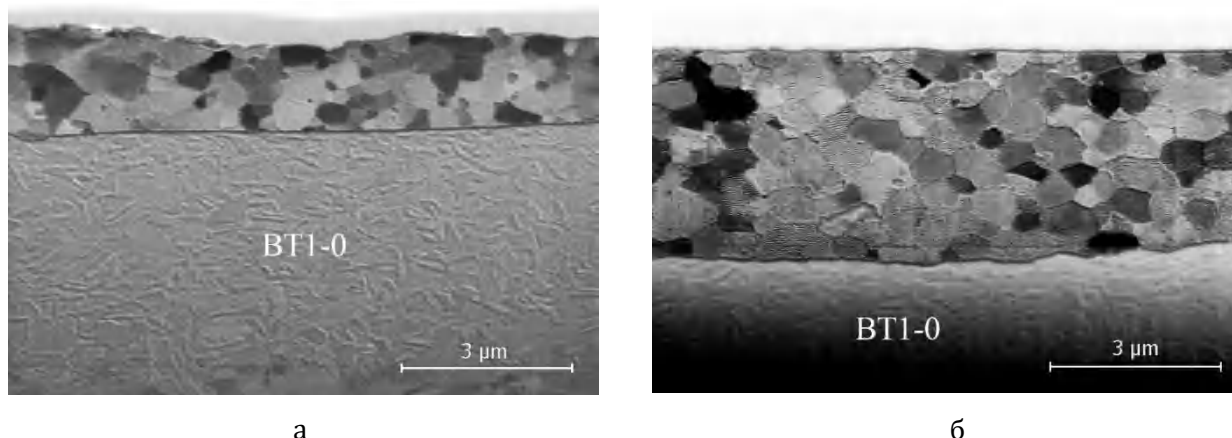


Рис. 3. Зёрненное строение прослойки АМг6 на поверхности ВТ1-0 при сварке с охлаждением (а) и при обычной сварке (б)

Средний размер зерна в прослойке при сварке с охлаждением оказался меньше, чем в контрольном образце и составил 0,4 мкм, против 0,56 мкм, соответственно (рис. 3). Толщина прослойки при сварке с охлаждением также оказалась меньше, чем при сварке при нормальной температуре и составила в среднем 1,7 мкм против 3,5 мкм в контрольном образце.

По данным литературы, механизмом формирования такой ультрамелкозернистой структуры в алюминиевых сплавах является динамическая рекристаллизация, которая протекает под действием пластической деформации [6]. Появление прослойки рекристаллизованных измельченных зёрен вблизи границы соединения, по всей види-

мости, является следствием высокой степени локализации деформаций в этой зоне.

Поверхность АМг6 после соударения также имела гладкий рельеф. При сварке с охлаждением до -95°C , на поверхности АМг6 были обнаружены участки оплавленного металла, рельеф которых был сформирован гребнями, характерными для вязкого типа разрушения, что вероятно является свидетельством того, что в момент расслоения оплавы находились в жидком состоянии (рис. 4, а).

Изучение зёрненной структуры АМг6 в поверхностном слое неподвижной пластины показало, что при сварке с охлаждением и при обычном способе сварки на глубине около 7 мкм от поверхности материал имел

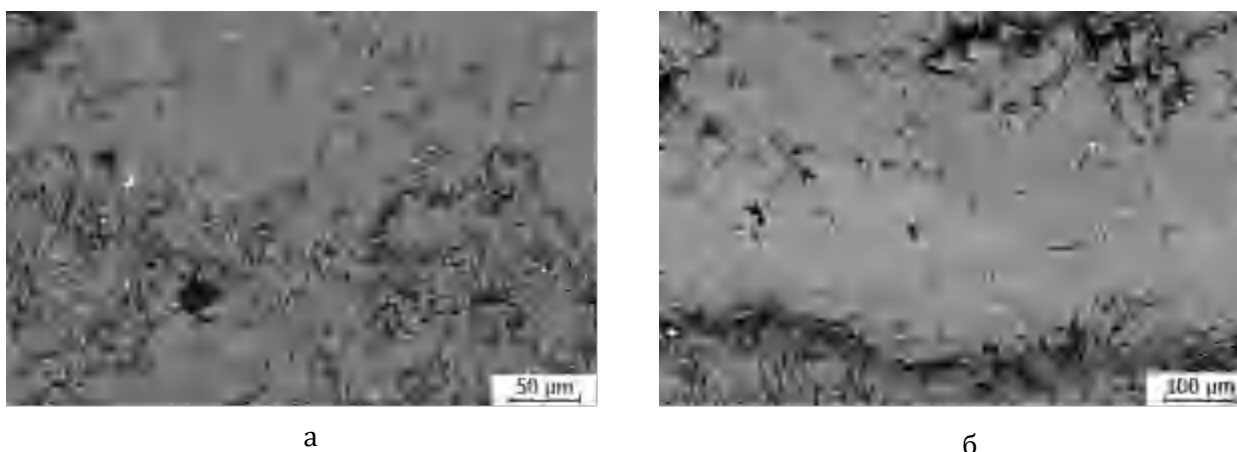


Рис. 4. Вид поверхности АМг6 после расслоения при сварке с охлаждением (а) и при обычной сварке (б)

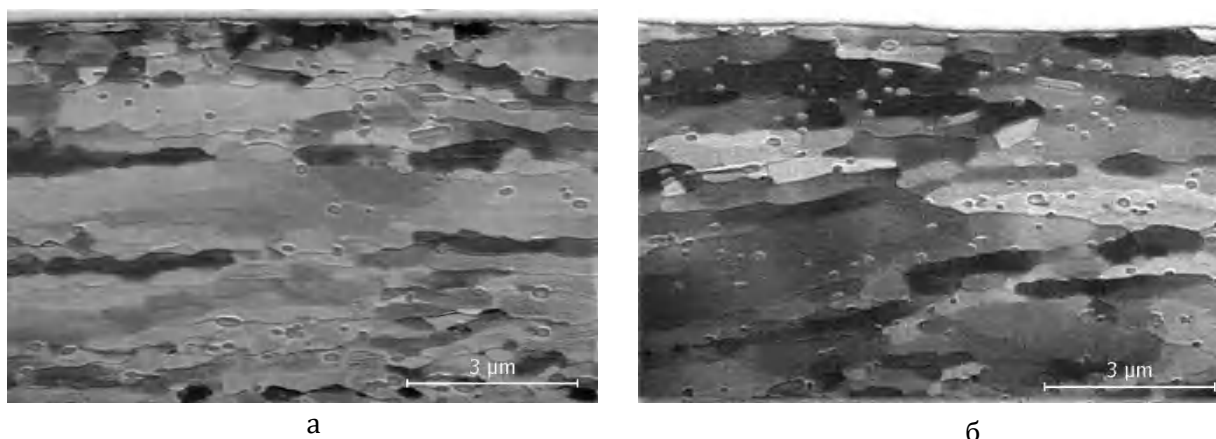


Рис. 5. Зёрненное строение АМг6 в поверхностном слое после расслоения при сварке с охлаждением (а) и при обычной сварке (б)

схожее строение (рис. 5). Структура АМг6 в поверхностном слое обоих образцов состояла из крупных вытянутых зёрен шириной 0,2-1 мкм и длиной 1,5-10 мкм, с развитой субструктурой внутри, а также мелких удлиненных зёрен шириной 0,2-0,4 и длиной 0,4-1,7 мкм.

При сварке ВТ1-0+АМг5 с предварительным подогревом до 200°C образования соединения не произошло, в то время как контрольный образец сварился и прочность его составила 144 МПа. На поверхности пластин после соударения сформировался волновой профиль с длиной волны около 400 мкм. Изучение изломов расслоившегося после сварки с подогревом до 200°C соединения, показало, что практически вся поверхность

титана была покрыта прослойкой АМг5, толщиной около 4,5 мкм (рис. 6, а). Зёрненная структура прослойки АМг5 состояла из равноосных рекристаллизованных зёрен размерами менее 1 мкм (рис. 6, б).

Поверхность АМг5 имела в основном гладкий рельеф с бороздками (рис. 7, а). Области с вязким разрушением соответствовали оплавленному участку, располагавшимся вблизи вершин волнового профиля. Структура поверхностного слоя пластины АМг5 состояла из крупных вытянутых зёрен размерами 1-3 мкм в ширину и до 15 мкм в длину с развитой субструктурой внутри, а также небольшого количества мелких зёрен с размерами менее 1 мкм (рис. 7, б).

Как показали результаты исследования,

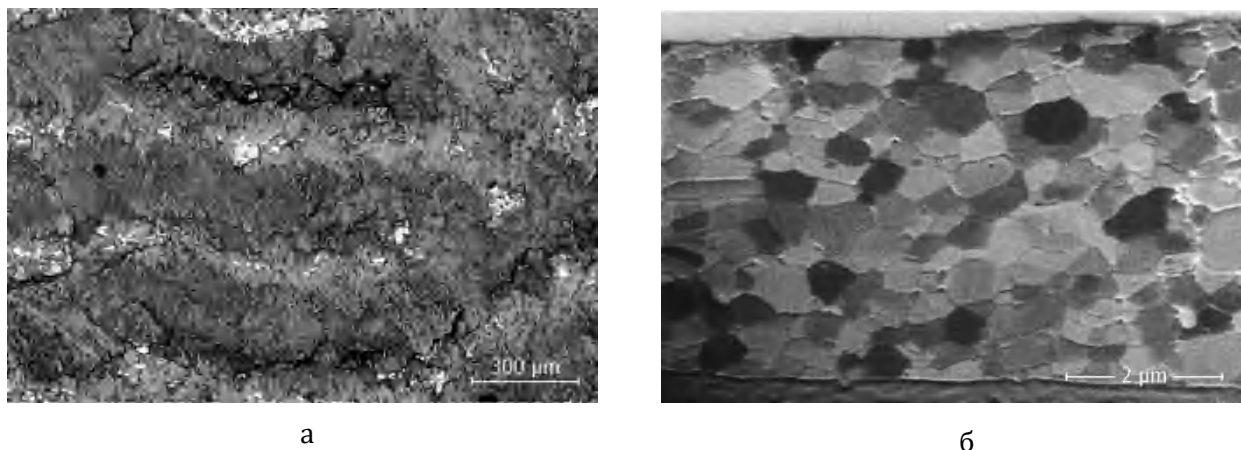
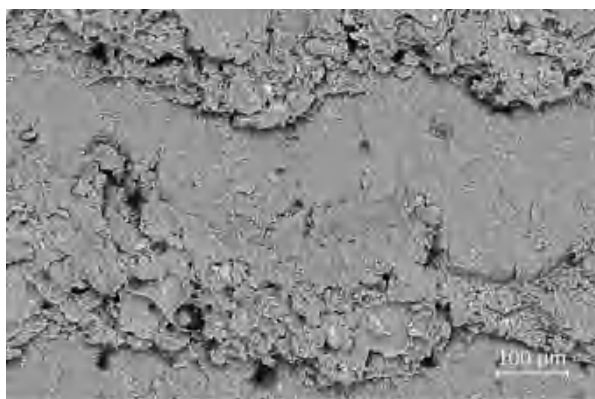
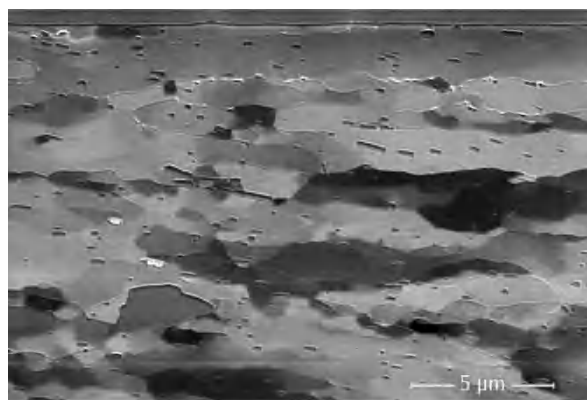


Рис. 6. Поверхность титановой пластины после разрушения при сварке с подогревом до 200°C (а) и зёрненная структура прослойки АМг5 на поверхности титана (б)



а



б

Рис. 7. Поверхность АМг5 после расслоения при сварке с подогревом до 200°С (а) и зёрненная структура поверхностного слоя АМг5 (б)

предварительный подогрев и охлаждение алюминиевого сплава не способствуют улучшению свариваемости пары титан + алюминиево-магниевый сплав. Причем, как в случае подогрева или охлаждения, так и в случае контрольного образца разрушение соединения происходит по приграничной зоне алюминиевого сплава и имеет хрупкий характер. На поверхности титана после разрушения остаётся слой алюминиевого сплава, состоящий из рекристаллизованных зёрен с размерами менее 1 мкм, в то время как структура поверхностного слоя алюминиевой пластины состоит из относительно крупных удлиненных зёрен. Полученный результат указывают на то, что «слабым местом» соединения титана с алюминиево-магниевым сплавом является приграничная зона алюминиевого сплава, а именно граница между рекристаллизованным слоем на границе и основным металлом со структурой деформационного происхождения. При этом, предварительный подогрев и охлаждение алюминиевой пластины, хотя и могут повлиять на размер рекристаллизованных зёрен и толщину прослойки, однако не оказывают существенного влияния на структуру приграничной зоны и не меняют характера разрушения соединения. В качестве вероятных причин разрушения материала по приграничной зоне можно назвать потерю пластичности и охрупчивание ме-

талла в результате динамической рекристаллизации [7], концентрацию напряжений на границе разнотерных областей [8], действие термических напряжений, возникающих вследствие высокого градиента пластической деформации и температуры вблизи границы и т.д.

Выводы

1. Установлено, что предварительный подогрев и охлаждение алюминиевого сплава не способствуют улучшению свариваемости пары титан + алюминиевый сплав при сварке взрывом.

2. Обнаружено, что разрушение соединения титана ВТ1-0 с алюминиево-магниевыми сплавами АМг5 и АМг6 после сварки взрывом происходит по приконтактной области алюминиевого сплава по границе между областями с различной структурой, в результате чего на поверхности титана остается прослойка алюминиевого сплава, состоящая из рекристаллизованных зёрен размерами менее 1 мкм.

Библиографический список

1. Структура и микромеханические свойства полученного сваркой взрывом биметалла ВТ1-0 + АМг6 / Л. М. Гуревич, А. И. Богданов, В. О. Харламов, А. Г. Серов, С. Ю. Оноколов // Известия ВолГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 2018. – № 11 (221). – С. 34-38.
2. Almg6 to titanium and almg6 to stainless steel weld interface properties after explosive welding / A. Y. Mala-

khov, I. V. Saikov, I. V. Denisov, N. N. Niyezbekov // Metals. – 2020. – Vol. 10. – No 11. – P. 1-13.

3. Сварка взрывом алюминиево-магниевых сплавов с титаном вблизи нижней границы области свариваемости / М. П. Королев, Е. В. Кузьмин, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. - Волгоград, 2022. – № 11 (270). – С. 21-28.

4. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – Москва : Издательство "Машиностроение-1", 2005. – 544 с.

5. Сварка взрывом ВТ1-0+АМг5 с предварительным подогревом / М. П. Королев, Е. В. Кузьмин, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. – Волгоград, 2022. – № 6 (265). – С. 83-89.

6. Пуарье, Ж.-П. Ползучесть кристаллов: механизмы деформации металлов, керамики и минералов при высоких температурах / Ж.-П. Пуарье ; перевод с англ. В. В. Костоглодова, С. В. Соболева; под ред. Н. В. Жаркова. – Москва : Мир, 1988. – 287 с.

7. Боголюбова, Д. Н. Исследование закономерностей проявления эффекта динамической рекристаллизации в металлах / Д. Н. Боголюбова, А. Е. Гвоздев, О. В. Пантюхин // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2011. – № 4. – С. 276-286.

8. Study of material recrystallized regions on deformation and cracking behaviours in cast steel brake discs / X. Xie, Z. Li, J. P. Domblesky, Z. Yang, W. Li, J. Han // Engineering failure analysis. – 2022. – Vol. 140. – P. 106508.

Исследование выполнено при финансовой поддержке ВолгГТУ
в рамках научного проекта №15/463-22

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-11-282-23-31

*Л. Б. Первухин, д-р техн. наук, Д. В. Ноняк, начальник цеха,
О. Л. Первухина*, д-р техн. наук, И. В. Денисов*, канд. техн. наук*

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ РЕМОНТА ДЕФЕКТОВ СПЛОШНОСТИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛИТ СТАЛЬ-ТИТАН СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

*ООО «Битруб Интернэшнл», г. Красноармейск, bitrub@mail.ru
* ИСМАН им. А. Г. Мерджанова РАН, г. Черноголовка, opervukhina@mail.ru*

Экспериментально показана возможность ремонта путём повторного плакирования сваркой взрывом дефектов сплошности соединения слоёв, возникших в процессе изготовления плит биметаллических «сталь+титан» сваркой взрывом. Проведена комплексная оценка качества повторного плакирования по сплошности и прочности соединения в различных зонах плиты. Методом магнитной памяти металлов определен уровень напряженно-деформированного состояния в объеме биметалла. Показано, что термообработка по заданному режиму снимает напряжения в области повторного плакирования до исходных. Даны рекомендации по ремонту дефектов сплошности повторным плакированием сваркой взрывом и приведены результаты ремонта.

Ключевые слова: сварка взрывом, биметалл, дефекты, механические свойства, напряженно-деформированное состояние

L. B. Pervukhin, D. V. Nonyak, O. L. Pervukhina, I. V. Denisov**

STUDY OF THE POSSIBILITY OF REPAIRING CONTINUITY DEFECTS IN STEEL-TITANIUM BIMETALLIC PLATES USING EXPLOSION WELDING

*Bitrub International, Krasnoarmeysk, bitrub@mail.ru
* Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS,
Chernogolovka, opervukhina@mail.ru*

The possibility of repair by re-cladding by explosion welding of continuity defects in the connection of layers that arose in the process of manufacturing bimetallic "steel + titanium" plates by explosion welding has been proven by experiments. The quality of re-cladding in terms of continuity and joint strength in different zones of the slab was comprehensively assessed. Using the magnetic memory method of metals, the level of stress-strain state in the volume of the bimetal was determined. It has been shown that heat treatment according to a given regime relieves stress in the area of re-cladding to the original value. Recommendations are given for repairing continuity defects by re-cladding and the results of the repair are shown.

Keywords: explosion welding, bimetal, defects, mechanical properties, stress-strain state

В настоящее время в России и за рубежом единственным промышленным методом производства биметалла «сталь+титан» является сварка взрывом. Этот биметалл используется при изготовлении ответственного оборудования в атомном и нефтехимическом машиностроении, судостроении, поэтому к нему предъявляются высокие требования по сплошности и прочности соединения слоёв. Необходимо отметить, что даже при хорошо отработанной технологии могут встречаться различные дефекты, появление которых связано с нестабильностью детонации заряда, отрицательной температурой

окружающей среды, свойствами исходных материалов, нарушением технологии. В работах [1, 2] проведена классификация дефектов и показано, что наиболее распространённый дефект – непровар (дефект сплошности), появление которого обычно связано с изменением скорости детонации крупногабаритного плоского заряда или её затуханием. Риск возникновения такого дефекта может быть связан с наличием сварных швов, выполняемых аргонодуговой сваркой для укрупнения плакирующего слоя, а также изменением поведения титана при отрицательных температурах [3].

При появлении дефектов сплошности в биметалле с лакирующим слоем из коррозионностойкой стали возможен ремонт путём удаления дефектного участка и последующей наплавки. В случае применения лакирующего слоя из титана подобный ремонт невозможен. Растворимость железа в α -Ti, крайне мала и при комнатной температуре составляет 0,05-0,10 %. При концентрации железа более 0,1% в сплаве образуются интерметаллические соединения TiFe и TiFe₂. Появление интерметаллидов в сплаве Ti-Fe значительно повышает прочность, но резко снижает пластичность биметалла. Например, твёрдость сплава с 0,14 % NV 199, а с 2,2 % Fe не менее NV 450. Удлинение при разрыве составляет соответственно 18,5 и 2,5 % [4]. При дуговой сварке титана с железом не удастся получить сварной шов с содержанием железа в пределах растворимо-

сти его в титане. Сварка титана с углеродистыми сталями сопровождается выделением в шве карбидов титана, которые также являются причиной образования хрупких трещин. Кроме того, при сварке плавлением возникают затруднения из-за насыщения титана кислородом, азотом и водородом при нагреве до температур, превышающих 400 °С. Это также понижает пластичность сварного соединения [5]. Отмеченные особенности не позволяют осуществлять качественный ремонт биметалла «сталь+титан» и плита биметаллическая площадью 10-25 квадратных метров бракуется из-за дефекта сплошности площадью свыше 0,2 квадратных метра.

В связи с этим в данной работе поставлена цель экспериментально исследовать возможность ремонта дефектов сплошности соединения слоёв путём повторного лакирования сваркой взрывом и провести экспе-

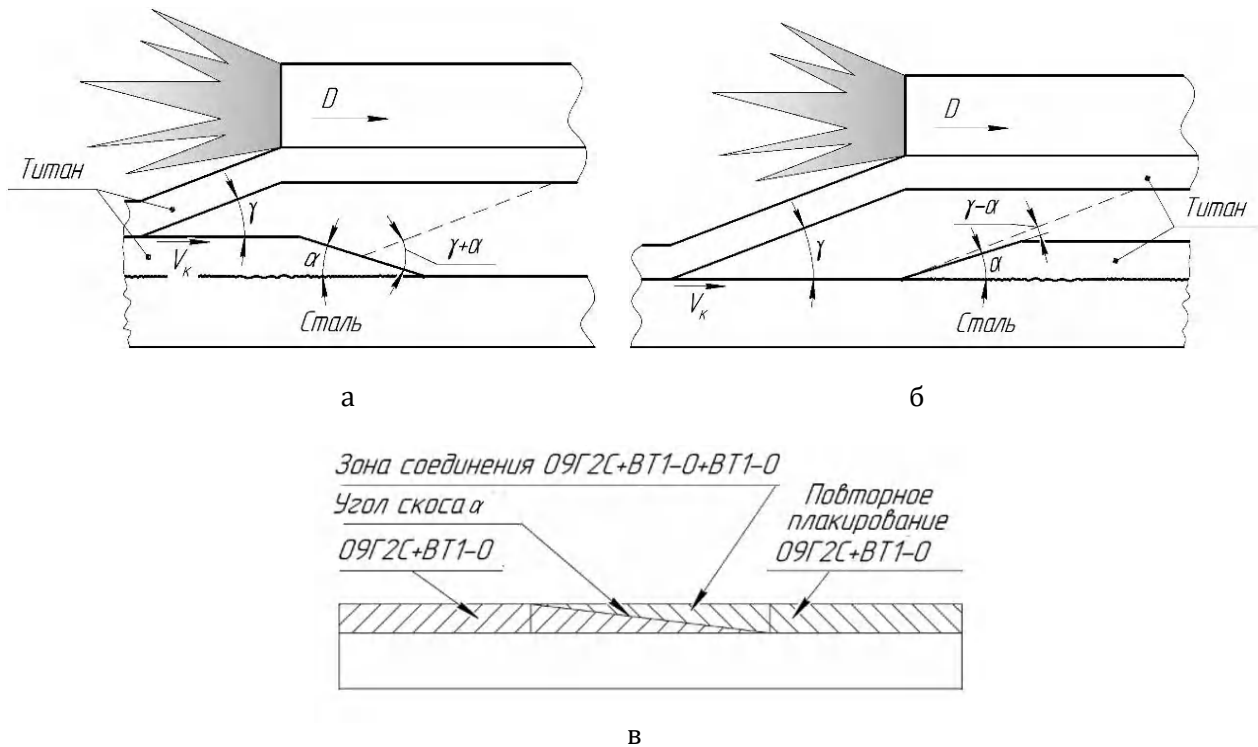


Рис. 1. Схема процесса соударения при ремонте дефекта сваркой взрывом, точка контакта набегаёт на скос: при спуске (а) и при подъёме (б), после повторного лакирования и удаления излишек восстановленного титанового слоя (в)

рименты на плитах натуральных размеров.

Методика исследований предусматривала:

- Разработку технологии ремонта дефектов сплошности соединения путём повторного плакирования дефектных участков.
- Проведение экспериментов по ремонту дефекта на опытной плите с исследованием свойств соединения в различных зонах.
- Разработку рекомендаций по ремонту дефектов сплошности в плитах биметаллических «сталь+титан» повторным плакированием сваркой взрывом и контролю качества, проведенного ремонта дефекта сплошности.

Разработка технологии ремонта

Дефекты сплошности соединения слоёв носят случайный характер и появляются по мнению авторов [1, 6] вследствие исчезновения сварочного зазора, наличия поверхностных загрязнений, нарушения гомогенности смесового заряда ВВ, искривления фронта детонации. При детонации крупногабаритных зарядов аммиачно-селитренных ВВ в толщинах близких к критическим воз-

можен переход процесса детонации в режим самораспространяющегося взрывного процесса, описанный в работах К.К. Шведова [7]. Смена режима детонации может быть локальной, что приводит на этих участках к появлению непроваров, а также вырывов плакирующего слоя. Форма и размеры участков дефектов сплошности могут быть различными и появляются при сварке титана чаще всего в краевых зонах.

Основная задача при разработке технологии ремонта: получить при повторном плакировании гомогенный плакирующий слой титана по всей площади плиты, то есть обеспечить прочное соединение не только титана со сталью, но и титана с титаном за пределами дефекта, то есть в переходной зоне. Для этого слой титана в дефектной зоне выбирается до поверхности стали, производится капиллярная дефектоскопия по границам дефекта и выполняется переходная зона в плакирующем слое плиты с определённым углом α , величина которого назначается с учётом следующего.

В переходной зоне в зависимости от начала процесса сварки взрывом будет изменяться угол соударения (рис. 1), условия



а



б

Рис. 2. Вырыв плакирующего слоя в краевой зоне биметаллической плиты 09Г2С-13 + ВТ1-0 до подготовки к ремонту (а) и после подготовки (б)

формирования соединения, а следовательно, и качество сварки. Рассмотрим изменение угла соударения в процессе сварки взрывом в зоне соединения титана с титаном. Для получения соединения в титане плакирующего слоя выполнен скос с углом α . Возьмём два крайних положения: процесс сварки с углом соударения γ набегаёт на скос при спуске (рис. 1, а) и подъёме (рис. 1, б). В первом случае соударение будет происходить под углом $\gamma + \alpha$, для получения качественной сварки необходимо подобрать угол скоса α таким, чтобы угол $\gamma + \alpha$ был меньше максимального критического угла соударения. В втором случае $\gamma - \alpha$ должен быть больше минимального критического угла соударения, при равенстве угла соударения γ и угла скоса α соединение титана с титаном не будет образовываться. Учитывая изложенное, необходимо при выборке дефекта и подготовки поверхности к повторному плакированию обеспечить угол скоса α на 5° меньше расчётного угла соударения γ для заданного режима сварки. Следует отметить, что не только угол соударения, но и сварочный зазор в этом случае будет переменным. Следо-

вательно, будут переменными кинематические параметры (угол и скорость соударения), которые определяют качество соединения.

Переходная зона в биметалле после повторного плакирования и удаления излишка восстановленного титанового слоя будет иметь вид, представленный на схеме (рис. 1, в).

Результаты экспериментов и обсуждение

Эксперименты по повторному плакированию проведены при ремонте вырыва титана в краевой зоне биметаллической плиты 09Г2С-13 + ВТ1-0 размерами 40(35+5)х3670х6320 мм (рис. 2, а).

Поверхность стали и выполнение скоса в переходной зоне плакирующего слоя проводилось абразивными кругами, угол скоса был принят $7 - 9^\circ$, длина скоса примерно 50 мм. Размеры плакирующего листа были на 100 мм больше размеров дефекта. Дефект после подготовки показан на рис. 2, б.

При проведении повторного плакирования сваркой взрывом были приняты меры, исключаящие деформацию и образование трещин в биметаллической плите, преду-



а



б

Рис. 3. Вид дефектного участка после повторного плакирования сваркой взрывом (а) и после удаления излишка восстановленного титанового слоя (б)

смотренные по технологии сварки взрывом. Ультразвуковой контроль сплошности не выявил дефектов (рис. 3, мелом показаны контуры дефекта сплошности до повторного плакирования).

После удаления излишек восстановленного титанового слоя и зачистки поверхности была проведена капиллярная дефектоскопия, которая не выявила расслоений в переходной зоне.

Для исследования влияния повторного плакирования (ремонта) на свойства биметалла «сталь+титан» после ремонта, термообработки при $500 \pm 20^\circ\text{C}$ и правки биметаллической плиты был отобран темплет (рис. 4), включающий зону соединения 09Г2С + ВТ1-0 без ремонта, зону с повторным плаки-

рованием, и промежуточная зона соединения 09Г2С + ВТ1-0 + ВТ1-0. Для точного определения границ промежуточной зоны соединения 09Г2С + ВТ1-0 + ВТ1-0 торцы темплета были механически обработаны. От темплета были отобраны образцы (рис. 4) для механических испытаний на отрыв плакирующего слоя: №1, №2 с зон соединения 09Г2С + ВТ1-0 (2 шт.); №3, №4 09Г2С + ВТ1-0 с зоны повторного плакирования (2 шт.). Для оценки прочности соединения 09Г2С + ВТ1-0 + ВТ1-0 отобраны: образец №5 - для испытания на изгиб в сторону плакирующего слоя; образец №6 - для последующего изготовления плоских образцов на растяжение плакирующего слоя в зоне соединения «титан+титан»; образец №7 - для испытаний на

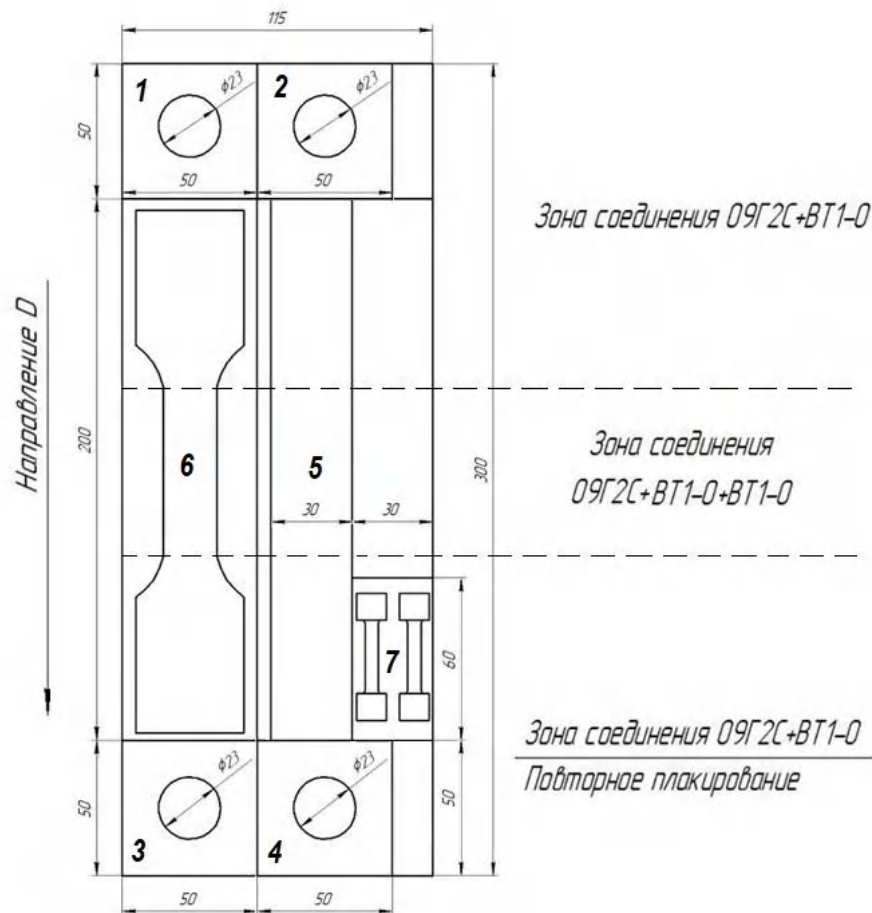


Рис. 4. Схема вырезки образцов из темплета

растяжение основного слоя цилиндрических образцов.

Результаты механических испытаний показали, что при повторном плакировании прочность соединения 09Г2С+ВТ1-0 соответствует прочности соединения слоёв в плите до ремонта и не изменилась в зоне, прилегающей к переходной зоне (таблица). Испытания на растяжения показали, что переходная зона (соединение «титан+титан» разрушается как монометалл, расслоений нет (рис. 5, а). Предел прочности на растяжение оказался выше, чем исходного титана ВТ1-0. При испытаниях на изгиб в переходной зоне не выявлено отслоений как между

плакирующим и основным слоем, так и в соединении титана с титаном (рис. 5, б). В результате повторного плакирования и термообработки прочность основного слоя также не изменилась.

В дополнении к механическим испытаниям в настоящей работе была проведена экспериментальная оценка изменения уровня напряженно-деформированного состояния методом магнитной памяти металла (ММП) до и после повторного плакирования, а также последующей термообработки и правки биметаллической плиты.

Регистрация магнитного поля рассеивания осуществлялась со стороны основного

Результаты механических испытаний

Номер образца	Прочность соединения на отрыв $\sigma_{отр}$, МПа	Изгиб в сторону титана, 120°	Прочность на растяжение, МПа	Примечание
1	160±5	-	-	До ремонта
2	150±5	-	-	До ремонта
3	200±5	-	-	После ремонта
4	205±5	-	-	После ремонта
5	-	расслоений не обнаружено	-	В зоне соединения 09Г2С+ ВТ1-0 + ВТ1-0
6	-	-	550	В соединении ВТ1-0 + ВТ1-0
7	-	-	580, 610	Сталь 09Г2С



а



б

Рис. 5. Образцы №5 и №6 после испытаний на растяжение (а) и изгиб (б)

слоя с помощью измерительной системы ИКН-4М-16 со сканирующим устройством Тип 1, вектор сканирования совпадал с направлением детонации при повторном плакировании титанового слоя (рис. 6, а). Для каждой линии сканирования была получена своя магнитограмма (рис. 6, б), при расшифровке которой определяли аномальные значения градиента поля (dH/dx), которые, в свою очередь, указывают на расположение зон концентрации напряжений в металле, а также на их протяженность. Подробная методика расшифровки магнитограмм изложена в работе [8].

Исследования полученных магнитограмм основного слоя до и после повторного плакирования титанового слоя сваркой взрывом выявили изменения значений градиента поля (dH/dx) (рис. 6, б). Уровень напряженно-деформированного состояния в области повторного плакирования в объеме биметалла увеличивается по сравнению с уровнем до восстановления плакирующего титанового слоя в 5 раз до 10 (А/м)/мм, что связано с деформациями изгиба слоев биметалла при нагружении в процессе сварки взрывом. Далее происходит изменение вида

деформации на сдвиговую (линейную), возникают механизмы растяжения в средней области повторного плакирования, которые приводят к приращению градиента поля (dH/dx) до 15 (А/м)/мм.

Нелинейное распределение градиента поля (dH/dx) по длине L области повторного плакирования (рис. 6, б) свидетельствует о возникновении высокого уровня остаточных напряжений.

Для снижения уровня остаточных напряжений в биметалле применяли последующую термическую обработку по режиму, указанному в [9], чтобы обеспечить достаточную пластичность слоев для механической холодной правки плит без образования трещин и разрушений. После термообработки остаточные напряжения в биметалле после ремонта снизились до исходных (рис. 6, б).

На основании проведенных исследований были разработаны рекомендации по ремонту дефектов сплошности в плитах биметаллических «сталь+титан» повторным плакированием сваркой взрывом и контролю качества. Рекомендуется следующий порядок ремонта плиты биметаллическая

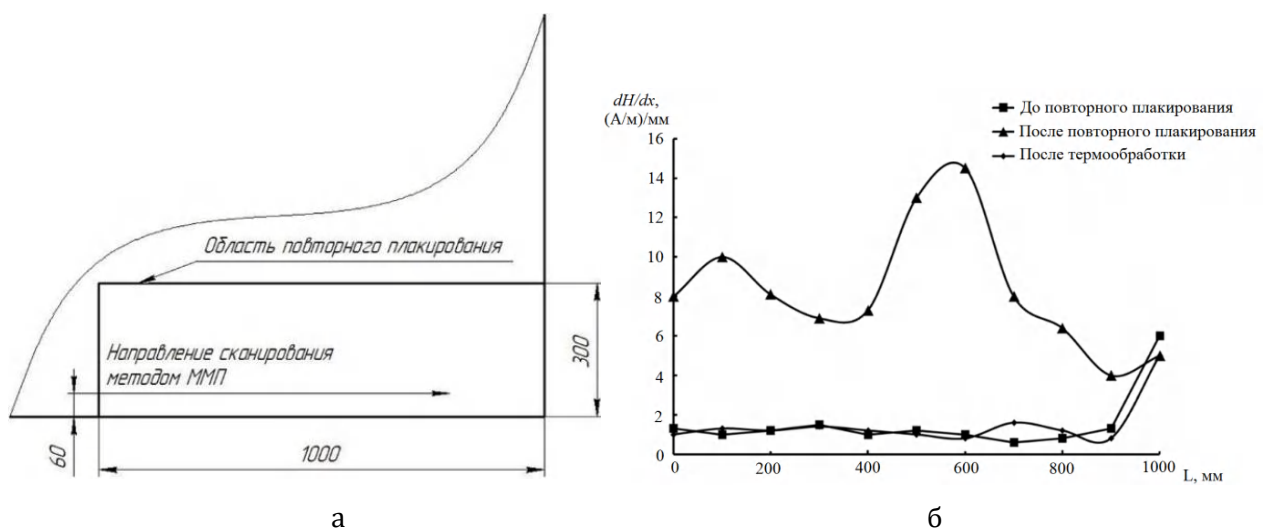


Рис. 6. Схема сканирования ММП (а) и график зависимости градиента поля (dH/dx) от длины L области повторного плакирования (б)

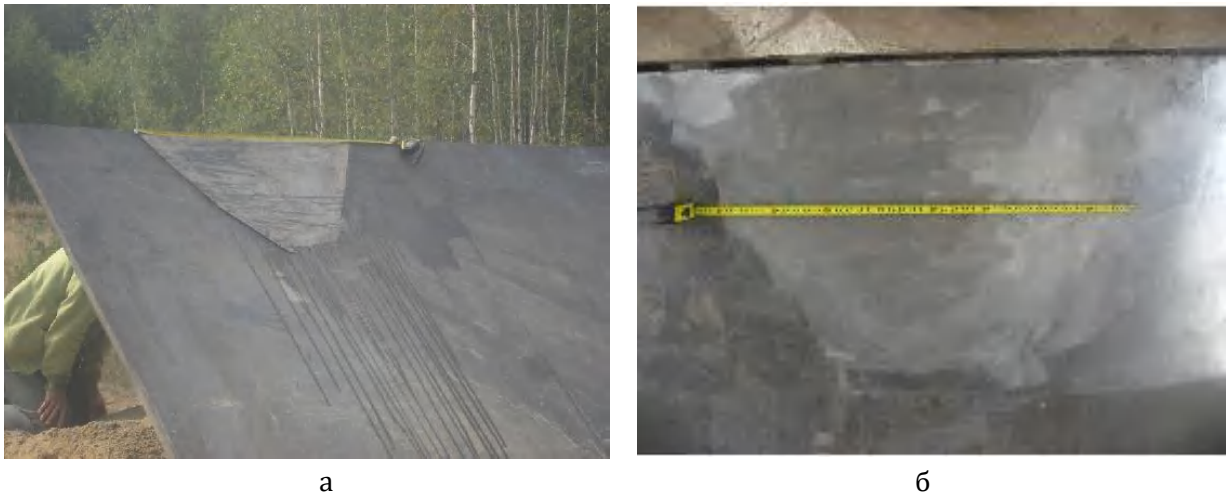


Рис. 7. Ремонт повторным плакированием биметаллической плиты марки 09Г2С-13+ВТ1-0 после сварки взрывом (а), после обработки шлифованием (б)

«сталь+титан»: проводится термическая обработка и механическая правка, затем ультразвуковой дефектоскопией определяются границы дефекта сплошности и механической обработкой удаляется дефектный участок. По периметру дефекта в плакирующем слое создаётся переходная зона с углом скоса α на 5° меньше расчётного угла соударения γ для заданного режима сварки. Плакирующий лист из титана изготавливается размером, превышающим по длине и ширине дефектный участок на 150 -200 мм. Собирается пакет и производится сварка взрывом, последующий контроль сплошности соединения, механическая обработка поверхности, термическая обработка и механическая правка.

На рис. 7 представлена плита биметаллическая 09Г2С-13 + ВТ1-0, размерами 60(55+5)×2600×3406 мм, после повторного плакирования сваркой взрывом. Контроль УЗК выявил 100% сплошность соединения слоёв по всей поверхности ремонтного участка. Капиллярная дефектоскопия не выявила трещин и несплошностей в переходной зоне.

Выводы

1. Разработана и применена технология восстановления плакирующего слоя методом повторного плакирования крупногабаритного биметалла марки 09Г2С-13 + ВТ1-0, произведенного сваркой взрывом.
2. Экспериментально показано, что технология повторного плакирования обеспечивает 100% сплошность соединения, заданную прочность соединения в зоне ремонта, включая переходную зону.
3. Термообработка биметаллической плиты «сталь+титан» после восстановления плакирующего слоя снижает уровень остаточных напряжений в биметалле до значений, наблюдаемых до восстановления.
4. Разработаны рекомендации по ремонту дефектов сплошности в плитах биметаллических «сталь+титан» повторным плакированием сваркой взрывом и контролю качества.
5. Проведен ремонт штатной плиты 09Г2С-13 + ВТ1-0, размером 60(55+5)×2600×3406 мм, с обеспечением 100% сплошности соединения слоёв.

Библиографический список

1. Конон Ю. А. Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л. Б. Первухин, А. Д. Чудновский. – М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.
2. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение. 2005. – 544 с.
3. Первухина, О. Л. Влияние температуры на деформацию и разрушение титана в процессе сварки взрывом в краевых зонах / О. Л. Первухина, И. В. Денисов, Т. А. Шишкин // Материаловедение. – 2016. – № 1. – С. 40-44.
4. Еременко, В. Н. Титан и его сплавы / В. Н. Еременко. – Акад. наук УССР. Ин-т металлокерамики и спец. сплавов. – 2-е изд., испр. и доп. – Киев : Изд-во Акад. наук УССР, 1960. – 500 с.
5. Бердыченко, А. А. Способы получения биметалла сталь-титан. Исторический обзор / А. А. Бердыченко // Ползуновский вестник. – 2017. – № 4. – С. 129-137.
6. Коррозионностойкий биметалл для сельхоз-машиностроения / Ю. А. Конон, В. Н. Фёдоров, Л. Б. Первухин, А. А. Быков. – М.: Машиностроение, 1984. – 112 с.
7. Шведов, К. К. Процессы детонации и взрыва гетерогенных конденсированных взрывчатых веществ / К. К. Шведов // Физические проблемы разрушения горных пород : Сборник трудов Третьей международной научной конференции, Абаза (Хакасия), 09-14 сентября 2002 года / Под редакцией академика К.Н. Трубецкого, д.т.н., профессора С.Д. Викторова. – Абаза (Хакасия): Новосибирское отделение издательства "Наука", 2003. – С. 19-24.
8. Ноняк, Д. В. Определение зон концентрации напряжений биметалла методом магнитной памяти металла / Д. В. Ноняк, О. Л. Первухина, Л. Б. Первухин // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2018. – № 11(221). – С. 28-33.
9. Ноняк, Д. В. Изменения напряженно-деформированного состояния крупногабаритного биметалла ВТ1-0+09Г2С, полученного сваркой взрывом в процессе производства / Д. В. Ноняк, О. Л. Первухина, Л. Б. Первухин // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2019. – № 11(234). – С. 47-54.

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-11-282-32-41

*Е. В. Кузьмин, канд. техн. наук, М. П. Королев, м. н. с., В. И. Лысак, академик РАН,
С. В. Кузьмин, чл.-корр. РАН, В. М. Данилевич, магистрант,
Н. С. Гниломёдов, магистрант, А. А. Ахмедов, магистрант*

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УЛЬТРАЗВУКА НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ
И СВОЙСТВ СОЕДИНЕНИЯ АЛЮМИНИЯ СО СТАЛЬЮ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ
НА ФОРСИРОВАННЫХ РЕЖИМАХ СОУДАРЕНИЯ**

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Работа посвящена изучению влияния введения ультразвуковых колебаний при сварке взрывом пары соединения алюминия со сталью. Проведено сравнительное исследование влияние схемы взрывного нагружения соединений, полученных обычным способом сварки взрывом и сваркой взрывом с воздействием ультразвуковых колебаний на форсированных режимах сварки. Экспериментально установлено, что введение дополнительной энергии ультразвука в процессе взрывного нагружения соединения алюминия со сталью способствует существенному уменьшению количества оплавленного металла на границе соединения во всем исследуемом диапазоне. Рассмотрен химический состав участков оплавленного металла. Приведены результаты прочности на отрыв слоев композита алюминий+сталь.

Ключевые слова: сварка взрывом, ультразвук, алюминий, сталь, зона соединения, прочность, оплавленный металл

E. V. Kuz'min, M. P. Korolev, V. I. Lysak, S. V. Kuz'min, V. M. Danilevich, N. S. Gnilomedov, A. A. Akhmedov

**INVESTIGATION OF THE EFFECT OF ULTRASOUND ON THE FORMATION OF THE STRUCTURE
AND PROPERTIES OF ALUMINUM-STEEL JOINTS DURING EXPLOSION WELDING
IN FORCED COLLISION MODES**

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The work is devoted to the study of the effect of the introduction of ultrasonic vibrations during explosion welding of a pair of aluminum-steel compounds. A comparative study of the effect of the explosive loading scheme of joints obtained by the conventional method of explosion welding and explosion welding with the influence of ultrasonic vibrations in forced welding modes was carried out. It has been experimentally established that the introduction of additional ultrasound energy in the process of explosive loading of an aluminum-steel compound contributes to a significant reduction in the amount of molten metal at the junction boundary throughout the studied range. The chemical composition of the areas of the melted metal is considered. The results of the tensile strength of aluminum+steel composite layers are presented.

Keywords: explosion welding, ultrasound, aluminum, steel, joint area, strength, molten metal

Композиционные материалы из стали с алюминием нашли широкое применение в различных отраслях промышленности в качестве переходных элементов, деталей и узлов электрометаллургического оборудования, судостроение и авиастроение и др. благодаря сочетанию высокой прочности сталей с малой плотностью, электросопротивлением и высокой теплопроводностью алюминия [1–4].

Сваркой взрывом возможно получить качественные соединения алюминия со сталью различной номенклатуры, типоразмеров и толщин. Однако основная сложность

при этом заключается в весьма ограниченном диапазоне свариваемости взрывом, что большинством исследователей связывается с различием механических и теплофизических свойств алюминия и стали. Следствием этого при сварке взрывом на границе соединения стали с алюминием является образование интерметаллидных фаз, появление которых в соединении обусловлено локальным оплавлением приконтактных слоев при форсированных режимах соударения [5–10].

В этой связи весьма актуальным является поиск новых путей формирования структуры и свойств композиционных материалов с

применением различных комбинированных методов, основанных на воздействии нескольких источников энергии или совмещении различных способов ее подвода. Всестороннее изучение совместного воздействия нескольких видов высококонцентрированных источников энергии позволит раскрыть фундаментальные механизмы их влияния на характеристики и поведение материалов в экстремальных условиях, в результате чего создается возможность получения уникальных физических, механических и эксплуатационных свойств, как самих материалов, так и их соединений, которые невозможно достичь внешними источниками энергии иной природы.

Ранее авторским коллективом в работах [11–14] была разработана методика получения высококачественных композитов нового типа, основанная на высокоскоростном соударении металлических пластин в условиях нагружения скользящей детонационной волной с одновременным воздействием на соударяющуюся систему ультразвуковых волн. Показано, что введение ультразвука в ходе взрывного нагружения оказывает су-

щественное влияние на структуру и свойства соединения алюминия со сталью при сварке взрывом на низкоинтенсивных и средних режимах соударения. Экспериментально установлено, что введение дополнительной энергии ультразвука в процессе сварки взрывом алюминия со сталью способствует существенному уменьшению количества оплавленного металла на границе соединения. Поскольку область свариваемости состоит не только из нижней, но и верхней границы, то целью данной работы стало определение степени влияния ультразвука на формирование структуры и свойств соединения алюминия со сталью при сварке взрывом на форсированных режимах соударения.

Материалы и методы проведения исследований

Для проведения исследований применялись следующие основные материалы: технически чистый алюминий А5 и конструкционная сталь ВСтЗсп.

Условия проведения каждой серии опытов приведены в таблице. В качестве метаемой пластины выступала алюминиевая пла-

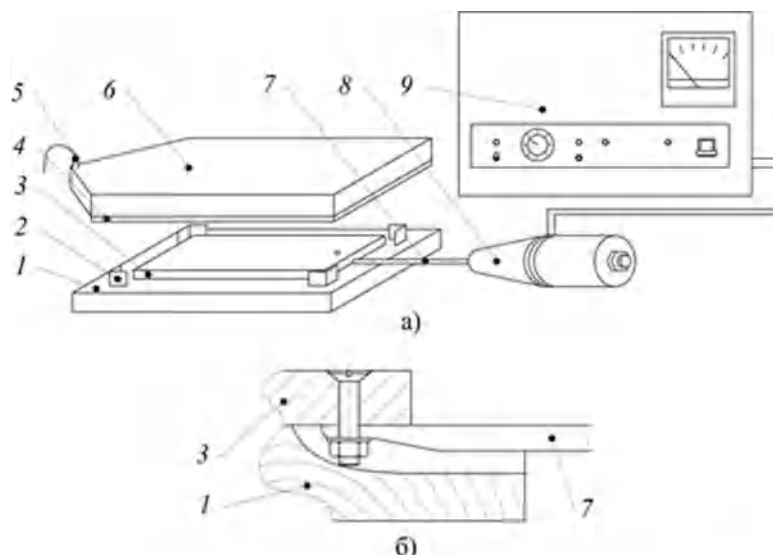


Рис. 1. Схема проведения опытов:

- а – схема сборки под сварку; б – схема подключения волновода к неподвижной пластине;
 1 – основание; 2 – зазор; 3 – неподвижная пластина; 4 – метаемая пластина;
 5 – детонатор; 6 – заряд ВВ; 7 – волновод; 8 – пьезокерамический преобразователь;
 9 – ультразвуковой генератор

стина толщинами 3,7 и 3,9 мм, а неподвижной служила стальная пластина толщиной 4 мм (см. таблицу, серии опытов 1-3). Сварку взрывом производили по плоскопараллельной схеме (рис. 1). Поскольку при сварке взрывом разнородных материалов существенное влияние на структуру и свойства соединений может оказывать схема метания, проводили дополнительные опыты по исследованию не только прямой (метается алюминий) схемы нагружения, но и обратной (метается сталь) схемы нагружения (таблица, серия опытов 4). В каждой серии опытов исследовали несколько пар соединений, состоящей из образца, свариваемого с воздействием ультразвуком, и контрольного образца, свариваемого взрывом без воздействия ультразвука. Параметры высокоскоростного соударения свариваемых металлов рассчитывали с использованием пакета прикладных программ EW Calc.

Ультразвуковые колебания в неподвижной пластине создавали при помощи пьезокерамических преобразователей с резонансными частотами в диапазоне от 16 до 24 кГц, и ультразвукового генератора УЗГ4-2, с максимальной выходной мощностью до 2 кВт. Колебания преобразователя подводили к

неподвижной пластине при помощи волновода со стороны конца детонации, благодаря чему воздействие ультразвука сохранялось в течение всего процесса сварки. Подачу ультразвуковых колебаний в неподвижную пластину начинали за 10-30 секунд до начала сварки. Схема крепления волновода к неподвижной пластине показана на рис. 1, б. Неподвижную пластину (3), присоединяли к волноводу (7), и устанавливали на основание из древесно-стружечной плиты (1). На основание устанавливали зазоры (2), на которых располагалась метаемая пластина (4) и заряд ВВ (5). С целью снижения влияния краевых эффектов, связанных с боковым разлетом продуктов детонации и падением импульса давления, размеры заряда и метаемой пластины со всех сторон превышали размеры неподвижной пластины. Сборку под сварку контрольных пластин, свариваемых без ультразвука, осуществляли аналогичным образом.

Амплитуду стоячей волны измеряли при помощи лазерного виброметра VibroFlex Neo (VFX-I-110). Измерения показали, что при заданной мощности ультразвука, среднеквадратическое значение (RMS) амплитуды вблизи пучностей составило 6 ± 1 мкм. На

Условия проведения опытов

№ обр.	Свариваемые материалы	Толщины, мм	Частота УЗ колебаний, кГц	Амплитуда УЗ колебаний, мкм	Скорость контакта, м/с	Скорость соударения, м/с	Энергия, затрачиваемая на пластическую деформацию МДж/м ²
1	А5 + ВСтЗсп	3,9+4,0	18	6±1	2200	610	1,2
1к			-	-			
2			20	6±1			
2к			-	-		670	1,4
3			22	6±1			
3к			-	-			
4	ВСтЗсп + А5	4,0+3,9	20	6±1	2300	560	1,0
4к			-	-			

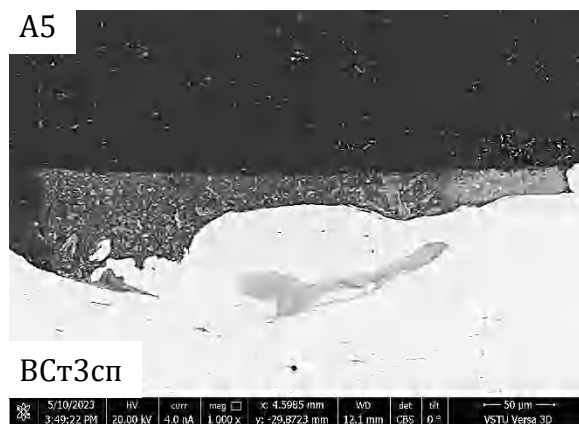
к – контрольный образец

противоположном конце пластины от точки закрепления преобразователя, амплитуда незначительно снижалась и составляла 5 ± 1 мкм.

Для проведения исследований из различных частей сваренных взрывом пластин вырезали образцы для изготовления микрошлифов и проведения механических испы-



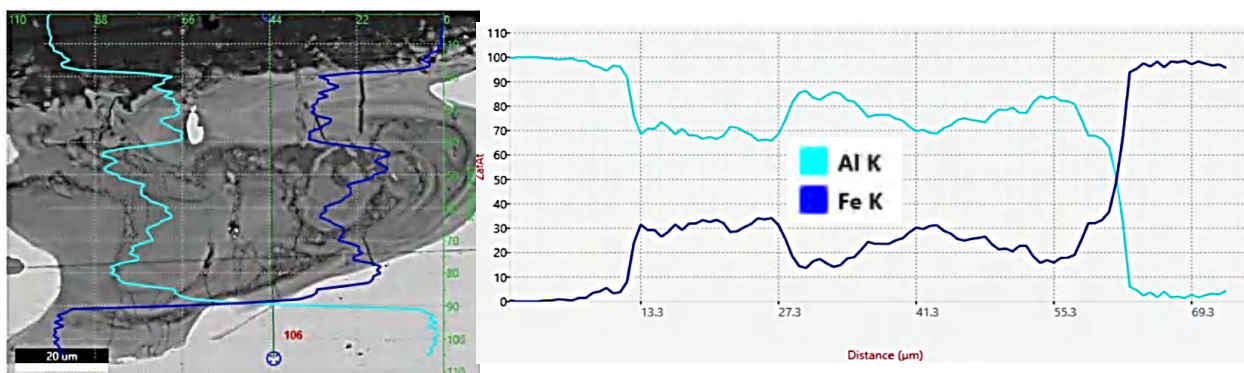
а



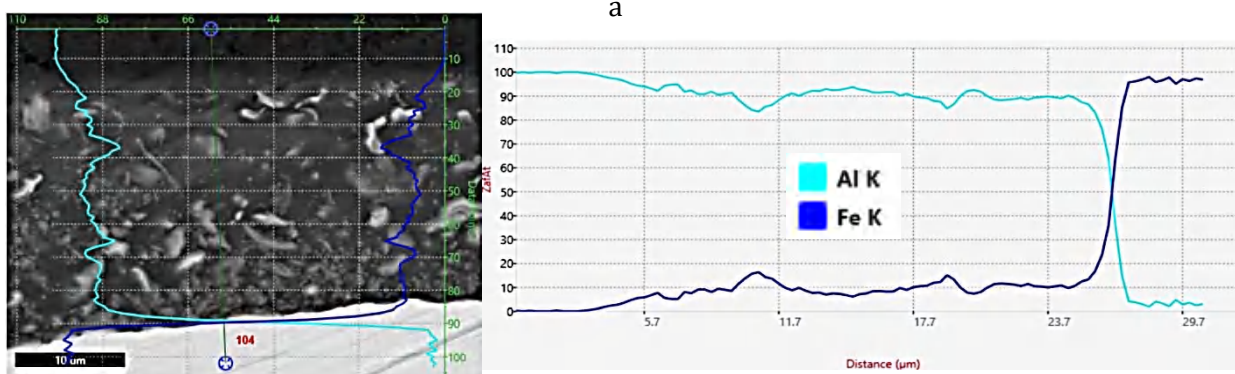
б

Рис. 2. Микроструктура зоны соединения А5+ВСт3сп, полученного при энергии $W_2=1,2$ МДж/м²:

а – сварка взрывом (контрольный образец);
б – сварка взрывом с воздействием ультразвука



а



б

Рис. 3. Распределение элементов в участке оплавленного металла соединения А5+ВСт3сп ($W_2 = 1,2$ МДж/м²), РЭМ:

а – сварка взрывом (контрольный образец);
б – сварка взрывом с воздействием ультразвука

таний. Образцы для металлографических исследований и механических испытаний на разрушение вырезали из центра сваренных пластин. Свойства и качество сваренных взрывом композитов оценивали по измене-

нию прочности слоев на отрыв, количества оплавленного металла и параметров волн на границе соединения металла околошовной зоны. Исследования структуры и химического состава проводили на электронном

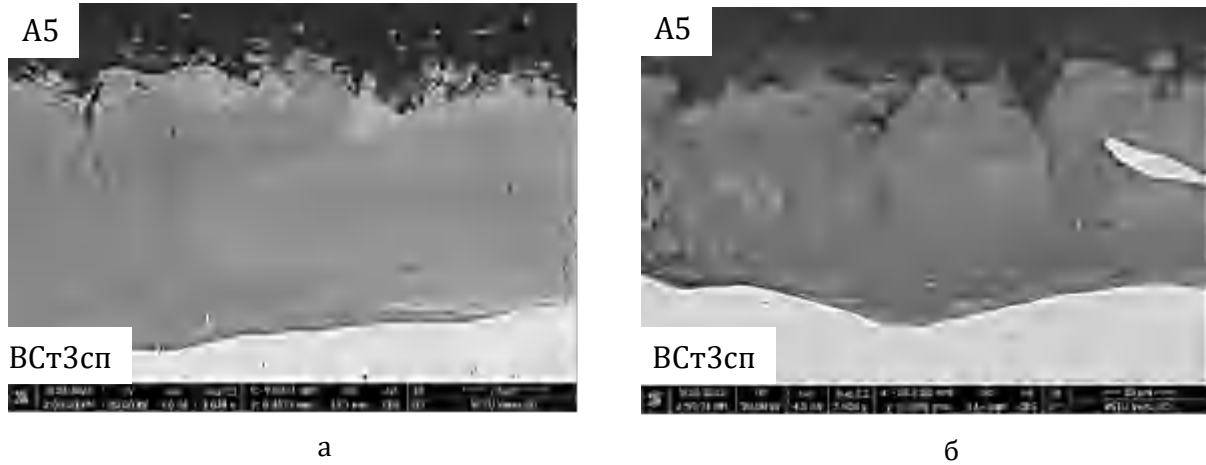


Рис. 4. Микроструктура зоны соединения А5+ВСт3сп, полученного при энергии $W_2=1,4$ МДж/м²:
 а – сварка взрывом (контрольный образец);
 б – сварка взрывом с воздействием ультразвука

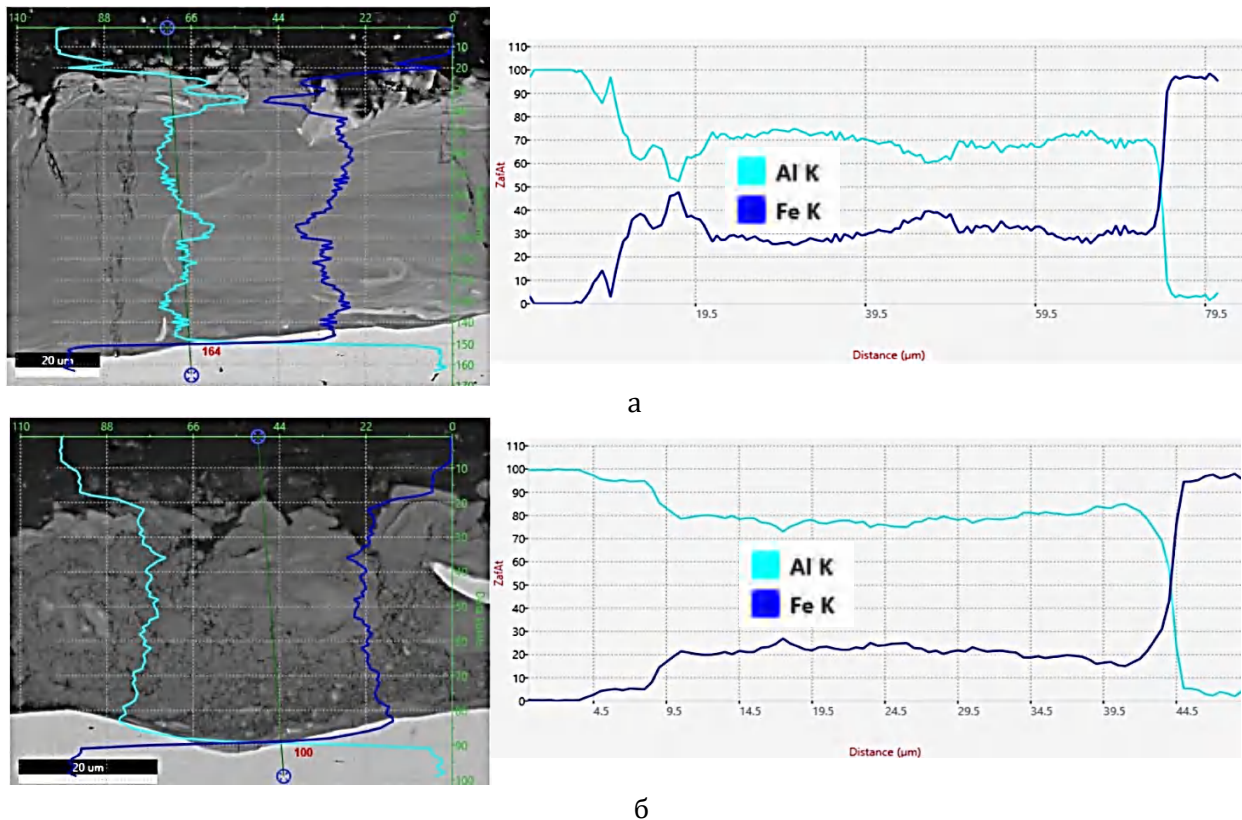


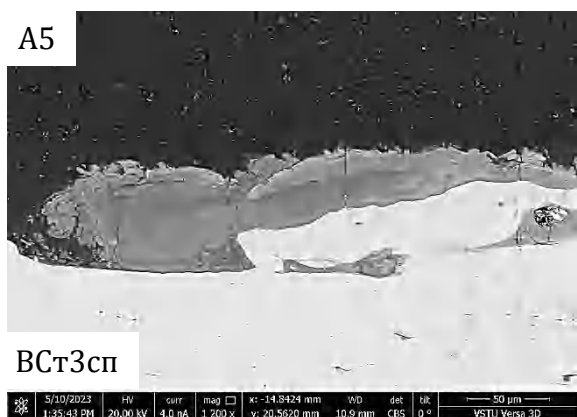
Рис. 5. Распределение элементов в участке оплавленного металла соединения А5+ВСт3сп ($W_2 = 1,4$ МДж/м²), РЭМ:
 а – сварка взрывом (контрольный образец);
 б – сварка взрывом с воздействием ультразвука

растровом микроскопе FEI Versa 3D.

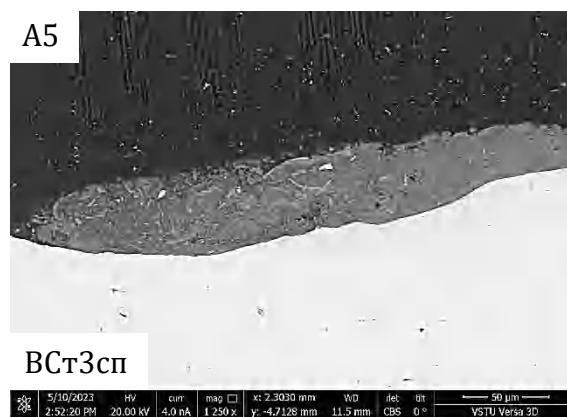
Результаты и их обсуждение

Результаты проведенных исследований показали, что ультразвук оказывает суще-

ственное влияние на формирование структуры и свойств сталеалюминиевых композитов в процессе взрывного нагружения.



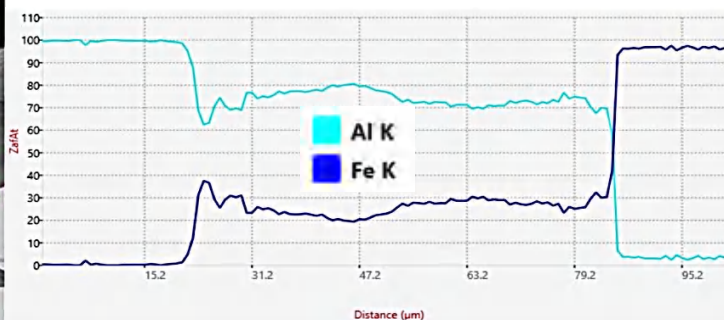
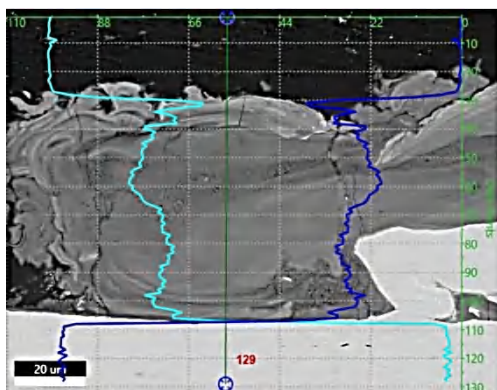
а



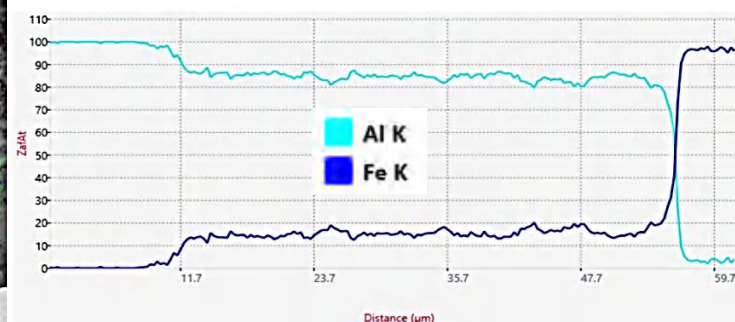
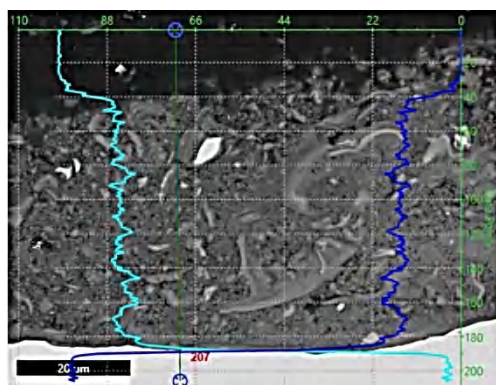
б

Рис. 6. Микроструктура зоны соединения А5+ВСт3сп, полученного при энергии $W_2=1,6$ МДж/м²:

а – сварка взрывом (контрольный образец);
б – сварка взрывом с воздействием ультразвука



а



б

Рис. 7. Распределение элементов в участке оплавленного металла соединения А5+ВСт3сп ($W_2 = 1,6$ МДж/м²), РЭМ:

а – сварка взрывом (контрольный образец);
б – сварка взрывом с воздействием ультразвука

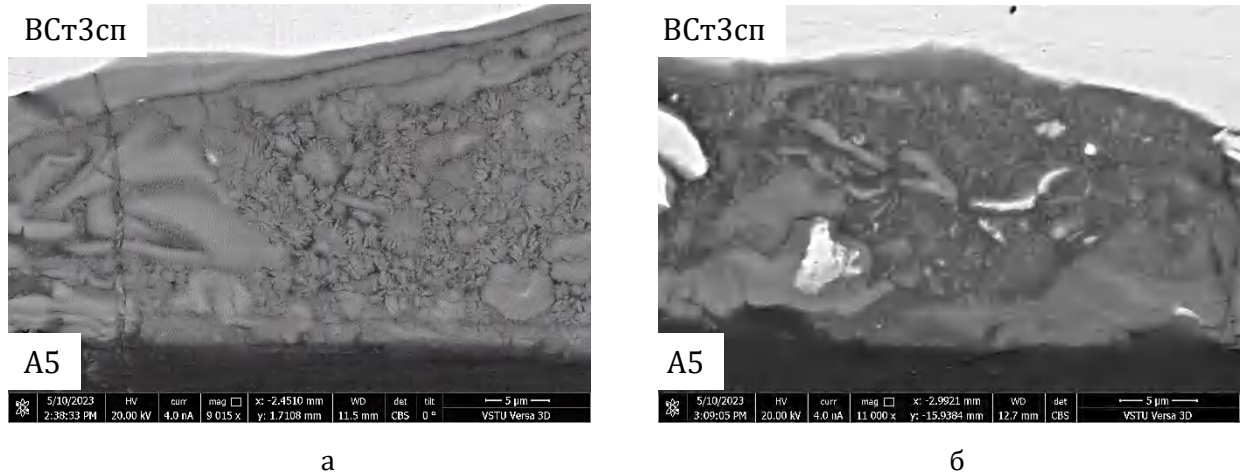


Рис. 8. Микроструктура зоны соединения ВСтЗсп+А5, полученного при энергии $W_2=1,0$ МДж/м²:

а – сварка взрывом (контрольный образец);
б – сварка взрывом с воздействием ультразвука

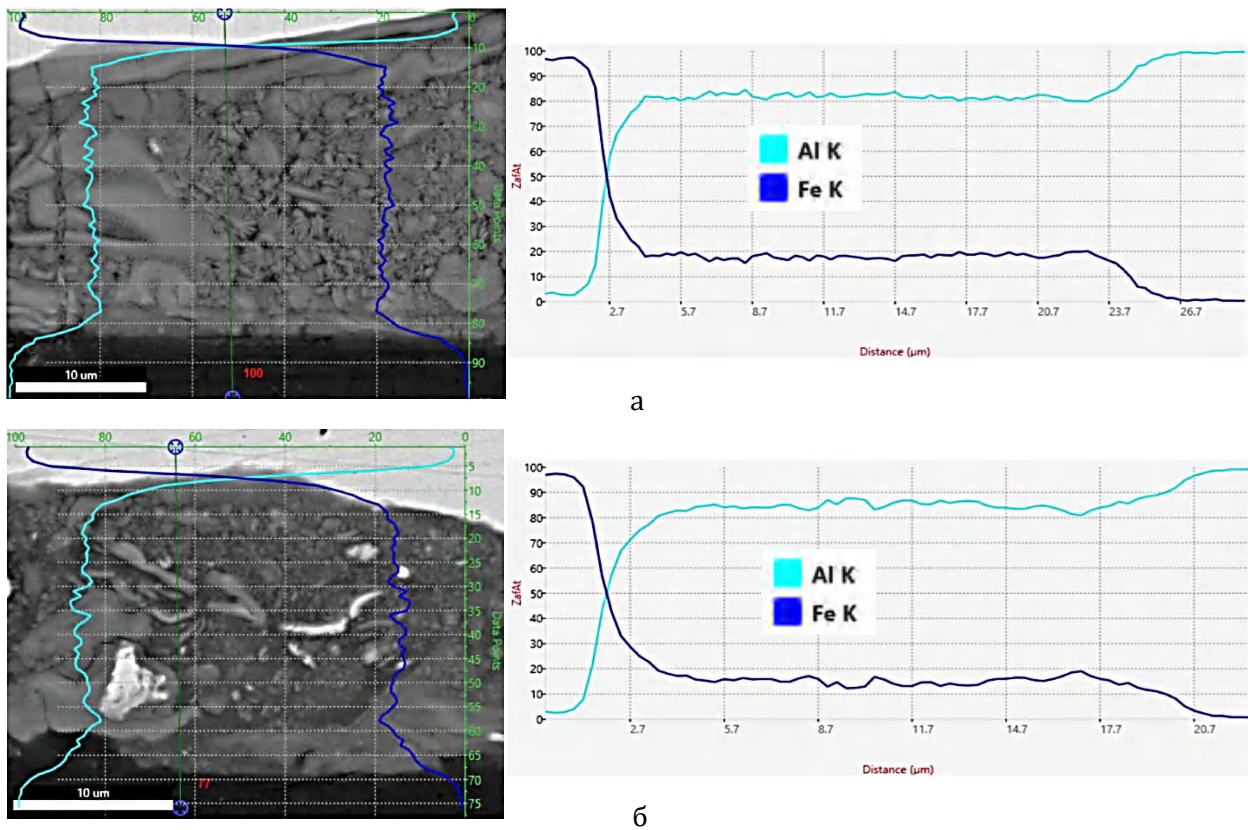


Рис. 9. Распределение элементов в участке оплавленного металла соединения ВСтЗсп+А5 ($W_2 = 1,0$ МДж/м²), РЭМ:

а – сварка взрывом (контрольный образец);
б – сварка взрывом с воздействием ультразвука

Как было отмечено ранее [15] при увеличении энергетических затрат на пластическую деформацию до $W_2=1,1$ МДж/м² зона соединения контрольного образца представляла собой неровную границу, на от-

дельных участках наблюдалось формирование волнового профиля с длиной порядка 450 мкм и размахом около 35 мкм. При сварке взрывом с воздействием ультразвука зона соединения имела практически прямоли-

нейную границу с значительно меньшей толщиной прослойки оплавленного металла. Структура прослойки оплавленного металла в обоих образцах была схожей, и также как в предыдущих парах образцов представляла собой механическую смесь частиц интерметаллида $FeAl_3$ с алюминиевой матрицей.

Причиной появления частиц интерметаллидов, по всей видимости, являлось взаимодействие расплавленного алюминия с частицами железа, вынесенными кумулятивным потоком. В пользу этого говорит форма частиц, а также наличие непрореагировавших участков железа внутри интерметаллидных частиц. На границе оплавленного металла со сталью была обнаружена тонкая прослойка чистого интерметаллида, содержание железа в которой по данным химического анализа составляет 25 атомных %, что соответствует соединению $FeAl_3$. Внутри этой прослойки обнаружены поперечные усадочные трещины.

При дальнейшем увеличении энергозатрат до $W_2=1,2$ МДж/м² в обоих образцах зона соединения представляет собой неровную границу раздела, на отдельных участках

также наблюдалось формирование волнового профиля (рис. 2). При сварке взрывом с воздействием ультразвука толщиной прослойки оплавленного металла значительно меньше. Отдельно следует отметить, что при указанных выше значениях энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию химический состав участков оплавленного металла в исследуемых и контрольных образцах отличается (рис. 3). Так, в исследуемых образцах содержание железа в зоне оплавленного металла по-прежнему находилось в диапазоне до 15-20 атомных % (рис. 3, б), в то время как, в контрольных образцах химический состав участка оплавленного металла неравномерен, содержание железа доходило до 35 атомных % (рис. 3, а).

Схожая картина наблюдалась и при значениях $W_2=1,4$ МДж/м² и $W_2=1,6$ МДж/м² с той лишь разницей, что в контрольных образцах химический состав участка оплавленного металла неравномерен, содержание железа увеличилось до 45 атомных % (рис. 4-7).

Результаты исследования влияния схемы взрывного нагружения показали, что влия-

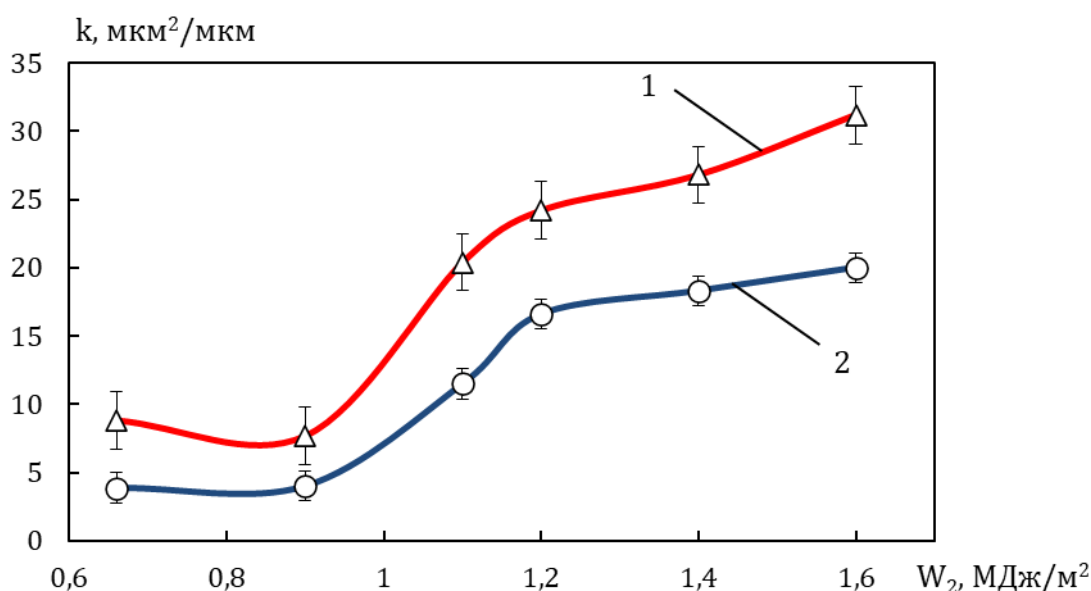


Рис. 10. Влияние энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию, на удельную площадь участков оплавленного металла соединения А5+ВСтЗсп:
а – сварка взрывом (контрольный образец);
б – сварка взрывом с воздействием ультразвука

ние ультразвука на структуру и свойства соединения несколько снижается. В обоих образцах зона соединения представляет собой неустойчивое волнообразование (рис. 8, а, б). Увеличение энергии W_2 при сварке сопровождалось незначительным увеличением содержания железа в зоне оплавленного металла до 15-20 атомных % (рис. 9).

Для численной оценки количества оплавленного металла была измерена удельная площадь оплавленного металла по отношению к длине соединения (что эквивалентно средней толщине прослойки оплавленного металла). Результаты показали, что при сварке взрывом с воздействием ультразвуковых колебаний количество оплавленного металла в зоне соединения во всем исследуемом диапазоне энергии оказалось значительно меньше, чем при обычном способе сварки взрывом (рис. 10). Так, при энергии $W_2=1,1$ МДж/м², удельная площадь в контрольных образцах составила 20,4 мкм²/мкм, в то время как в исследуемых образцах, полученных сваркой взрывом с воздействием ультразвука – 10,8 мкм²/мкм.

Результаты проведенных механических испытаний показали, что при сварке взрывом с воздействием ультразвука все полученные соединения были равнопрочными, в то время как при сварке взрывом только образцы, полученные при значениях $W_2=1,6$ МДж/м² не обладали равнопрочностью несмотря на наличие столь значительного количества оплавленного металла на границе не сказалось на прочности на отрыв слоёв (рис. 11). Вероятно, это связано со структурой прослойки оплавленного металла и наличием пластичной алюминиевой матрицы, позволяющей релаксировать напряжения при остывании расплава без образования трещин. Вместе с тем, в образцах А5+ВСтЗсп, полученных сваркой взрывом с воздействием ультразвука, прочность на отрыв слоёв во всем диапазоне изменения энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию выше по сравнению с контрольными образцами без воздействия ультразвука (рис. 11). Так, при $W_2 = 0,66$ МДж/м² среднее значение прочности на отрыв слоёв в образцах А5+ВСтЗсп, полученных сваркой

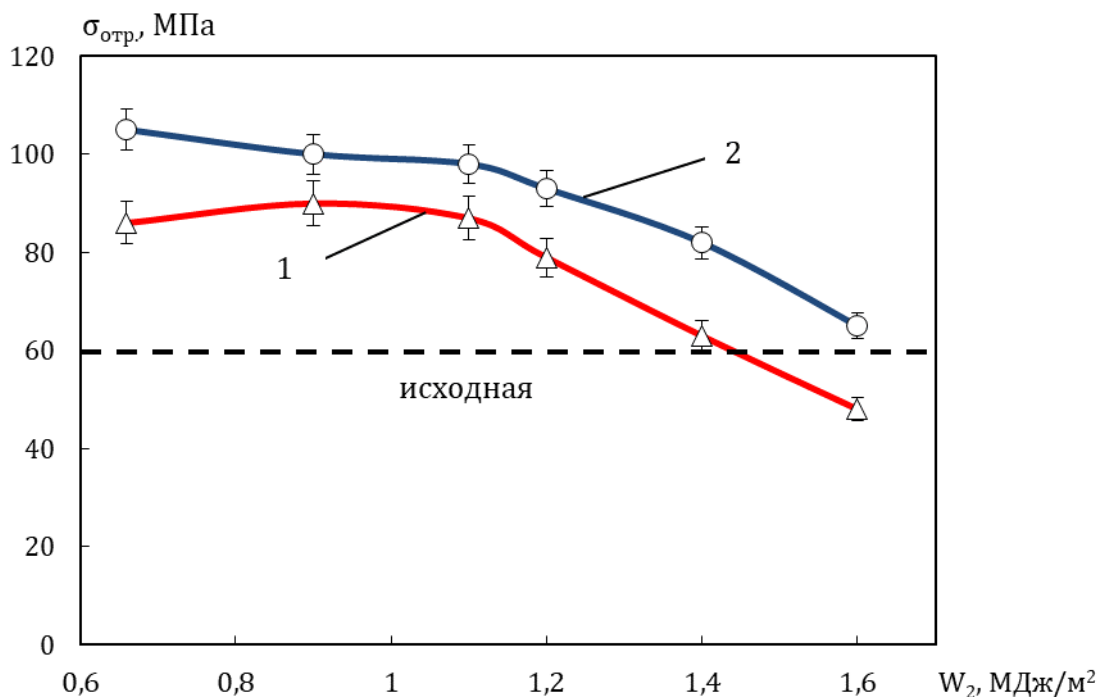


Рис. 11. Влияние энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию на прочность на отрыв слоёв сваренного взрывом А5+ВСтЗсп:

- а – сварка взрывом (контрольный образец);
- б – сварка взрывом с воздействием ультразвука

взрывом с воздействием ультразвука, составляло порядка 104 МПа, в то время как в контрольных образцах значение прочности было значительно меньше – 86 МПа.

Выводы

1. Ультразвук оказывает существенное влияние на формирование структуры и свойств соединений алюминия со сталью в процессе взрывного нагружения.

2. Во всем исследуемом диапазоне значенной энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию все полученные образцы имели неровную границу с прослойкой оплавленного металла вдоль поверхности контакта. В образцах, полученных сваркой взрывом с воздействием ультразвука, толщина прослойки оплавленного металла была значительно меньше.

3. Результаты проведенных механических испытаний показали, что при сварке взрывом с воздействием ультразвука все полученные соединения были равнопрочными, в то время как при сварке взрывом только образцы, полученные при значениях $W_2=1,6$ МДж/м² не обладали равнопрочностью.

Библиографический список

1. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение - 1, 2005. – 544 с.
2. Материаловедение и технология композиционных материалов / А. Г. Кобелев, В. И. Лысак, В. Н. Чернышев, Е. В. Кузнецов. – М.: Интернет Инжиниринг, 2006. – 368 с.
3. Структурная и механическая неоднородность свариваемых взрывом стале-алюминиевых соединений / Е. Б. Сахновская, В. С. Седых, Г. Т. Тарабрин, Ю. П. Трыков // Сварочное производство. – 1972. – № 9. – С. 7-9.
4. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун. – М., 2004. – 230 с.
5. Formation characteristics and properties of an explosion-welded steel-aluminum composite with a diffu-

sion barrier / V. I. Kuz'min, V. I. Lysak, S. V. Kuz'min, E. V. Kuz'min // Composite Interfaces. – 2023. – 24 p.

6. Explosive welding of aluminium to stainless steel using carbon steel and niobium interlayers / G.H.S.F.L. Carvalho, I. Galvão, R. Mendes, R.M. Leal, A. Loureiro // Journal of Materials Processing Technology. – 2020. – Vol. 283. – P. 116707.

7. Злобин, Б. С. Сварка взрывом стали с алюминием / Б. С. Злобин // Физика горения и взрыва. – 2002. – Т. 38. – № 3. – С. 137-140.

8. Исследование соединения биметалла сталь-алюминий, полученного сваркой взрывом / А. А. Калитова, Л. И. Квеглис, Ф. М. Носков, Н. В. Ларионова, И. С. Семенников // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2014. – Т. 11. – № 3. – С. 285-289.

9. Богунов, А.З. Получение биметалла алюминий-сталь с профилированной контактной границей / А. З. Богунов, А. А. Кузовников // Автоматическая сварка. – 2009. – №11. – С.74-77.

10. Кузьмин, В. И. Исследование закономерностей образования соединения при сварке взрывом толстолистовых композитов сталь-алюминий / В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, М. А. Тупицин // Физика и химия обработки материалов. – 2013. – № 3. – С. 64-69.

11. Influence of structure formation and properties of bimetal produced by ultrasound-assisted explosive welding / E. V. Kuz'min, V. I. Lysak, S. V. Kuz'min, M. P. Korolev // Journal of Manufacturing Processes. – 2021. – Vol. 71. – Pp. 734-742.

12. Влияние параметров высокочастотной акустической волны на структуру, свойства и пластическое течение металла зоны соединения свариваемых взрывом материалов с одновременным воздействием ультразвука / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин, А. Н. Дородников // Физика металлов и материаловедение. – 2017. – Т. 118, № 5. – С. 513-521.

13. Особенности формирования соединения композита титан-сталь при сварке взрывом с воздействием ультразвука / Е. В. Кузьмин, М. П. Королев, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, М. С. Зарубин, П. А. Петрушкин, В. А. Львов // Известия ВолГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 2020. – № 11 (246). – С. 19-23.

14. Влияние параметров высокоскоростного соударения на структуру и свойства соединений при сварке взрывом с одновременным воздействием ультразвука / Е. В. Кузьмин, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, М. П. Королев // Физика металлов и материаловедение. – 2019. – Т. 120. – № 2. – С. 212-218.

15. Закономерности формирования соединения алюминия со сталью при сварке взрывом с воздействием ультразвуковых колебаний / Е. В. Кузьмин, М. П. Королев, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин // Сварка и Диагностика. – 2023. – № 4. – С. 13-17.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-00217, <https://rscf.ru/project/22-79-00217/>

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-11-282-42-46

*Л. Б. Первухин, д-р техн. наук, Д. В. Ноняк, начальник цеха,
О. Л. Первухина*, д-р техн. наук, И. В. Денисов*, канд. техн. наук*

К ВОПРОСУ ИСПЫТАНИЯ ПРЕДЕЛА ПРОЧНОСТИ СОЕДИНЕНИЯ СЛОЕВ В БИМЕТАЛЛЕ, ПОЛУЧЕННОМ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

*ООО «Битруб Интернэшнл», г. Красноармейск, bitrub@mail.ru
* ИСМАН им. А. Г. Мержанова РАН, г. Черноголовка, opervukhina@mail.ru*

Проведен анализ типов образцов, изготовленных по различным стандартам, применяемых для испытания прочности биметалла «сталь+титан». Определены конструкции образцов, испытания которых показывают более объективную оценку прочности. Предложено для оценки прочности соединения в биметалле, полученном сваркой взрывом, проводить только испытания на отрыв лакирующего слоя.

Ключевые слова: биметалл сталь+титан, сварка взрывом, прочность соединения слоев

L. B. Pervukhin, D. V. Nonyak, O. L. Pervukhina, I. V. Denisov**

ON THE ISSUE OF TESTING THE STRENGTH LIMIT OF LAYER CONNECTION IN BIMETAL PRODUCED BY EXPLOSION WELDING

*Bitrub International, Krasnoarmeysk, bitrub@mail.ru
* Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS,
Chernogolovka, opervukhina@mail.ru*

Studies have been carried out on the types of samples manufactured according to various standards used to test the strength of the «steel + titanium» bimetal. Designs of samples have been determined, tests of which show a more objective assessment of strength. It is proposed to carry out only tear strength testing of the cladding layer to assess the strength of the connection in the bimetal by explosion welding.

Keywords: bimetal steel + titanium, explosion welding, tear strength testing

Биметалл «сталь+титан» производится в России по ТУ 5.961-11917-2015 [1], ТУ 27.81.09.009-2005 [2], ОСТ 5.9311-78 [3]. В этих стандартах предусмотрено проведение испытаний прочности слоев методом среза и отрыва лакирующего слоя. Испытание методом среза предусмотрено для биметаллов в ГОСТ 10885-85 [4], однако при испытании биметалла «сталь+титан» прочность соединения на срез, как правило, выше прочности на отрыв в 1,3-1,5 раза. Это связано с наличием в зоне соединения волнообразной структуры с различным шагом волн, поэтому наиболее показательным являются испытания прочности на отрыв лакирующего слоя. В ТУ и ОСТ приводятся три типа образцов для испытания прочности на отрыв (рис. 1 а, б, в).

При проведении сертификационных испытаний биметалла, изготовленного свар-

кой взрывом по ТУ 5.961-11917-2015, оказалось, что значение прочности в соединении зависит от типа образца (тип В и Е - таблица 1). Результаты испытаний, полученных на образцах типа Е, стабильно показывали более высокую прочность, чем на образцах типа В. Причем значения, получаемые при испытаниях образцов типа В, не отвечали требованиям приемки биметаллической продукции. В связи с этим была поставлена цель, выяснить причины несоответствия результатов испытаний и дать рекомендации по выбору типа образца на отрыв лакирующего слоя, соответствующего объективным результатам прочности.

Методика исследований предусматривала:

- Проведение испытаний прочности соединения слоёв на отрыв лакирующего

слоя на образцах различных типов, изготовленных из одного темплета.

- Анализ полученных результатов с выработкой рекомендаций по применению конструкции образца.

Результаты и их обсуждение

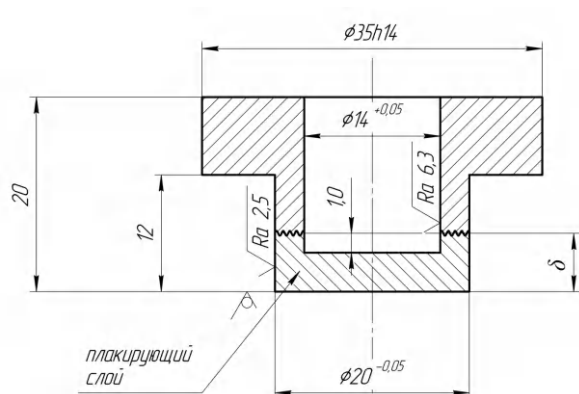
Чтобы экспериментально изучить, как влияет толщина лакирующего слоя и конструкция образца на результаты испытаний были проведены исследования прочности

соединения на отрыв образцов разных типов (тип В, тип Е и тип ВЕ), изготовленных из одного темплета размерами 60x100x150 мм из плиты биметаллической марки 09Г2С-13 + ВТ1-0. Образец типа ВЕ по конструкции соответствовал образцу типа В, а по размерам типу Е. Результаты исследований приведены в таблице 2.

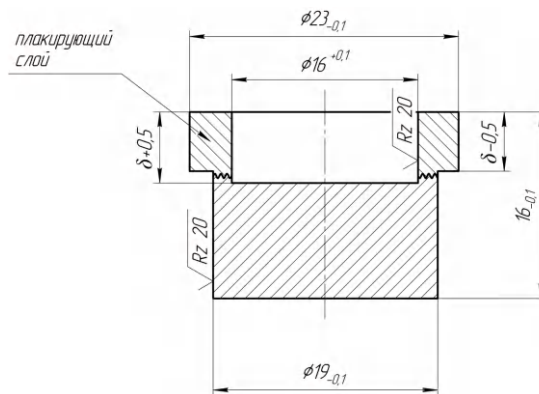
Рассмотрим схему нагружения образца при испытаниях (рис. 2).

Таблица 1 – Результаты испытаний прочности соединения на отрыв $\sigma_{отр}$ образцов, изготовленных из плит биметаллических марки 09Г2С-13+ВТ1-0

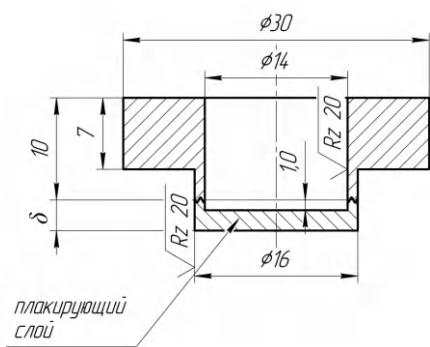
№ плиты	56-8	57-8	58-8	61-8	68-8	69-8	70-8	77-8	79-8	106-8	108-8	109-8
Образец тип В, $\sigma_{отр}$, МПа	153, 183	167, 150	151, 150	189, 227	208	200	195	176, 167	117, 121	151	170	119
Образец тип Е, $\sigma_{отр}$, МПа	280, 260	305, 243	380, 336	189, 227	336	343	372	345, 369	246, 234	294	328	302



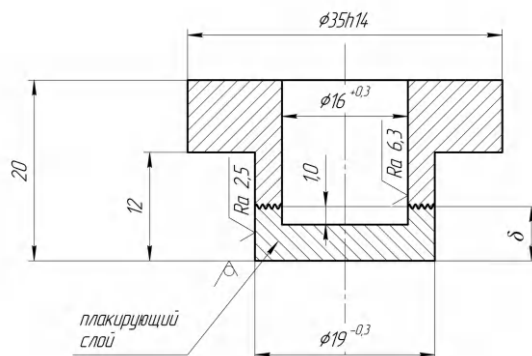
Образец тип В - ТУ 5.961-11917-2015 [1]



Образец тип Е - ТУ 27.81.09.009-2005 [2] - ТУ 5.961-11917-2015



Образец по ОСТ 5.9311-78 [3]



Образец тип ВЕ

Рис. 1. Типы образцов для испытаний прочности на отрыв лакирующего слоя

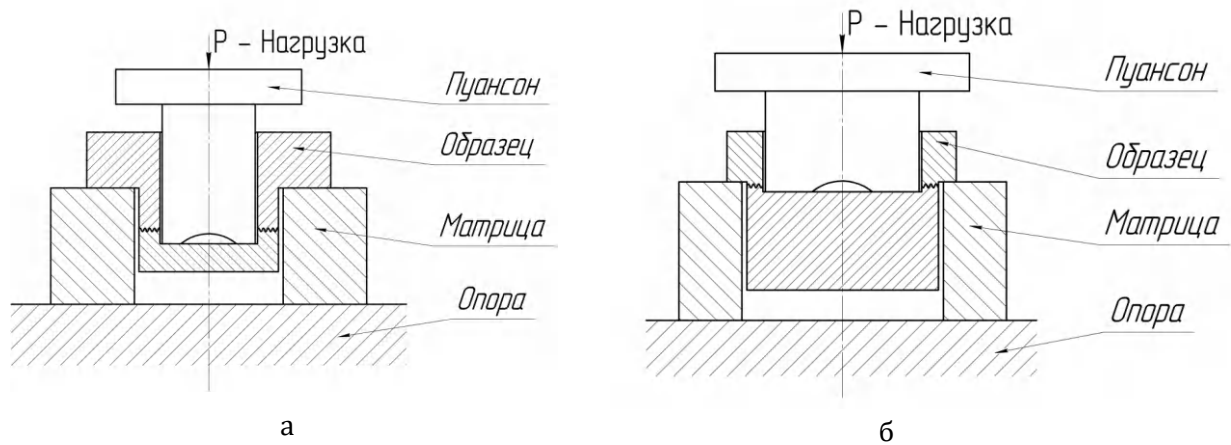


Рис. 2. Схема испытания образцов: тип В (а) и типа Е (б)

При испытаниях на образцах типа В пуансон воздействует на лакирующий слой. В этом случае минимально допустимая толщина лакирующего слоя определяется напряжением отрыва, которое должно быть меньше напряжения среза лакирующего слоя.

Для того, чтобы произошел отрыв лакирующего слоя при испытаниях по линии соединения слоев, необходимо, чтобы усилие среза ($P_{ср}$) лакирующего слоя было больше усилия отрыва ($P_{отр}$):

$$P_{отр} < P_{ср}, \quad (1)$$

Для образца типа В:

$$\frac{\sigma_{отр} \pi (d_2^2 - d_1^2)}{4} < \sigma_{ср} \pi d_1 (\delta_0 - 1), \quad (2)$$

Для образца типа Е:

$$\frac{\sigma_{отр} \pi (d_2^2 - d_1^2)}{4} < \sigma_{ср} \pi d_2 (\delta_0 - 1), \quad (3)$$

где d_1 - внутренний диаметр, d_2 - наружный диаметр, δ_0 - толщина лакирующего слоя.

Для случая равнопрочного соединения $\sigma_{отр} = \sigma_{ср} = \sigma$ - предел прочности материала лакирующего слоя будет:

$$\frac{d_2^2 - d_1^2}{4} < d_1 (\delta_0 - 1) \quad (4)$$

$$\frac{d_2^2 - d_1^2}{4} < d_2 (\delta_0 - 1) \quad (5)$$

Расчёты по этим зависимостям показывают, что образец типа В можно применять при испытании биметалла с лакирующим слоем толщиной более 4,6 мм, а образец типа Е при толщине более 2,4 мм (таблица 3).

Сертификационные испытания в процессе производства плит биметаллических «сталь+титан» выявили

Таблица 2 - Результаты испытаний прочности соединения на отрыв различных типов образцов, изготовленных из одного темплета

№ Плиты	Прочность соединения на отрыв $\sigma_{отр}$, МПа		
	Образец тип В	Образец тип Е	Образец тип ВЕ
	177, 139, 177, 196, 177	262, 272, 205	269, 240
70-8			

зависимость прочности соединения на отрыв лакирующего слоя от конструкции образца (см. таблицу 1). При этом на образцах типа В прочность всегда была в 1,5-2 раза меньше, чем на образцах типа Е.

соединения соответствовала образцу типа Е (таблица 2).

Следует отметить, что в этой оценке не учтено возникновение момента при нагружении образца из-за наличия

Таблица 3 – Определение минимальной толщины лакирующего слоя в образце

Расчетные значения, мм	Образец	
	тип В	тип Е
d_1	14	16
d_2	20	19
δ_0	>4,6	>2,4

Рассмотрим, как происходит нагружение образца в процессе испытаний. Прочность соединения на отрыв определяется по формуле:

$$\sigma_{\text{отр}} = \frac{4P}{\pi(d_2^2 - d_1^2)} \quad (6)$$

Отрыв лакирующего слоя происходит по кольцу, при этом разрывающее усилие по внутреннему диаметру больше, чем по наружному, и пропорционально отношению наружного диаметра к внутреннему. Для образца типа В разрывающее усилие по внутреннему диаметру в 1,43 больше, чем по наружному. Это приводит к тому, что отрыв лакирующего слоя начинается со стороны внутренней поверхности. При этом образуется трещина, которая распространяется по сечению, поэтому вместо разрыва происходит скол и, как следствие, наблюдается пониженный показатель прочности соединения слоёв. У образца типа Е этот показатель равен 1,18, что приводит к образованию скола на более поздних стадиях нагружения и, как следствие, показатель прочности соединения слоёв близок к фактическому.

По результатам расчетов было предложено внести изменения в размеры образца типа В (см. тип ВЕ, рис. 1, в). По внутреннему и наружному диаметру этот образец должен соответствовать типу Е, а по конструкции образца типу В. Испытания образцов показали, что прочность

перемычки, величина которого зависит от толщины перемычки (ширины кольца).

Сравнение значений прочности соединения на отрыв лакирующего слоя на образцах различной конструкции показали, что образцы типа Е дают более объективную оценку прочности, а образцы типа В понижают прочность в соединении «сталь+титан» в 1,5-2 раза. На основании проведенных исследований было предложено дополнительно ввести испытания прочности соединения слоёв методом отрыва лакирующего слоя в ГОСТ 10885-85 «Сталь листовая горячекатаная двухслойная коррозионно-стойкая. Технические условия».

Выводы

1. Испытания прочности соединения на отрыв лакирующего слоя на образцах различной конструкции показали, что образцы типа Е дают более объективную оценку прочности, а образцы типа В занижают значения прочности в 1,5-2 раза.

2. Недостаток конструкции образца типа В заключается в том, что разрывающее усилие по внутреннему диаметру в 1,43 раза больше, чем по наружному. Это приводит к образованию в соединении со стороны внутренней поверхности образца трещины и происходит скол вместо разрыва. У образца Е - разрывающее усилие больше в 1,18 раза, что приводит к образованию скола на более поздних стадиях нагружения.

3. Предлагается:

- Для оценки прочности соединения в биметалле, полученном сваркой взрывом, проводить только испытания на отрыв плакирующего слоя.

- Ввести в ГОСТ 10885-85 «Сталь листовая горячекатаная двухслойная коррозионно-стойкая. Технические условия» испытания прочности соединения слоёв методом отрыва плакирующего слоя.

Библиографический список

1. ТУ 5.961-11917-2015 Плиты биметаллические «сталь + титан». Технические условия.
2. ТУ 27.81.09.009-2005 Заготовки двухслойные СТАЛЬ+ТИТАН, изготовленные методом сварки взрывом. Технические условия.
3. ОСТ 5.9311-78 Сварка металлов взрывом биметаллические заготовки для трубных решеток теплообменных аппаратов. Общие технические требования.
4. ГОСТ 10885-85 Сталь листовая горячекатаная двухслойная коррозионно-стойкая. Технические условия.

УДК 669-1; 539. 89; 539.219.3

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-11-282-47-51

*С. Н. Буравова, д-р физ.-мат. наук, А. Ф. Беликова, с. н. с., Н. И. Мухина, инженер,
В. О. Копытский, м. н. с., Е. В. Петров, канд. техн. наук*

ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ОБОЛОЧКИ В ПРОЦЕССЕ ЕЕ ИНЕРЦИОННОГО СХОЖДЕНИЯ

ИСМАН им. А. Г. Мержанова РАН, г. Черногловка, svburavova@yandex.ru

В работе проведен анализ процессов, приводящих к повреждаемости цилиндрических оболочек в процессе их инерционного схождения. При исследовании повреждаемости твердого тела в условиях роста давления и температур при инерционном схождении на внешней поверхности оболочки формируется характерный волнистый рельеф, который состоит из чередующихся выступов и вмятин. Форма выступов свидетельствует об их гидродинамическом происхождении. На заключительной стадии схождения характер поведения оболочек близок к цилиндрической кумуляции сплошных цилиндрических образцов.

Ключевые слова: цилиндрическая оболочка, инерционное схождение, повреждаемость, волны разгрузки, возмущения

S. N. Buravova, A. F. Belikova, N. I. Mukhina, V. O. Kopytskiy, E. V. Petrov

INERTIAL CONVERGENCE DAMAGE TO THE CYLINDRICAL SHELL

*Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS,
Chernogolovka, svburavova@yandex.ru*

The mechanisms behind damage to cylindrical shells during inertial convergence are investigated in this article. As solids are subjected to increasing pressures and temperatures during this convergence, they develop a distinct wavy texture on the outer surface, consisting of raised and indented areas. The shape of the protrusions confirms its hydrodynamic origin. The behaviour of the shells is similar to that of cylindrical solid samples in the final stage of convergence.

Keywords: cylindrical shell, inertial convergence, damage, unloading waves, perturbations

Кумуляция, по определению, это явление, при котором объемная плотность энергии самопроизвольно растет и достигает значительной сколь угодно больших величин [1]. В природе кумуляцию можно наблюдать в сильный дождь. Удар дождевой капли по поверхности лужи сопровождается ответной реакцией: из лужи «выпрыгивает» капля, а иногда, если повезет, можно наблюдать каскад таких капелек. Коническая полость, возникающая при ударе дождевой капли, при схлопывании образует область высокого, «космического» давления в носике конуса. Как только массовая скорость в области высокого давления превысит скорость схождения конических поверхностей, возникает струя, которая опережает точку контакта, а в полете распадается на капли. Следует от-

метить, что кумулятивные струи в зарядах взрывчатых веществ (ВВ) образуются по тому же механизму.

Интерес к проблеме кумуляции, посвященный изучению особенностей поведения материала, подверженного всестороннему сжатию, связан с попыткой использовать неограниченный рост давления. Исследования показали, что, несмотря на высокие градиенты потока и сильные сдвиговые деформации, развиваемые вблизи фокусировки, диссипативные процессы: вязкость и теплопроводность, не способны привести к ограничению кумуляции [1]. Однако эксперимент показал, что достичь бесконечно больших величин энергии не удастся. В последние годы активно изучается процесс кумуляция при сходимости цилиндрических

оболочек. Традиционно исходные металлические оболочки окружаются слоем бризантного ВВ, который инициируется с помощью кольцевой системы. Время отбора энергии от взрывчатого вещества незначительно, основное время приходится на свободный «полет», инерционное схождение оболочки. При строго радиальном схождении оболочки ее поверхность имеет форму окружности. Реакция цилиндрических оболочек на действия импульсной нагрузки проявляется в образовании на поверхностях волнистого рельефа с наличием выступов и впадин, как результат потери устойчивости движения. Имеется критическое значение относительных толщин, меньше которых схождение оболочек неустойчиво. Показано, что во всех опытах, где толщина слоя ВВ меньше толщины оболочки, образуется откол [2].

Устойчивость схождения оболочки в процессе инерционного движения нарушается вследствие формирования в образце характерных структурных элементов (складок), размер которых слабо зависит от свойств материала и условий эксперимента [3]. Авторы показали, что масштабный эффект на инерционной стадии схождения оболочки не работает, а зависит от абсолютных размеров оболочки. На внутренней поверхности оболочки при сходимости оболочки выступы образуются всегда, независимо от размера оболочек и их материала.

В работе [4] на основе экспериментальных данных показано, что «выпучивание» (так в некоторых статьях называют складки, образующихся на поверхностях оболочек) на стадии пластической реакции контролируются как интенсивностью нагрузки, так их начальной геометрией. Рост начальной скорости увеличивает число возмущений в окружном направлении, наибольшая ампли-

туда выступов может достигать 3% толщины оболочки. Удовлетворительное соответствие между экспериментально определенным количеством выступов и теоретически рассчитанным числом возмущений не обнаружено [5–7].

В данной работе проведен анализ процессов, приводящих к повреждаемости цилиндрических оболочек в процессе их схождения. Исследование повреждаемости твердого тела в условиях роста давления и температур, которые реализуются при инерционном схождении (схлопывании), оболочки представляет несомненный интерес для физического материаловедения и понимания физики процессов, протекающих в материале при высокоскоростном деформировании.

Каждая цилиндрическая оболочка имеет две свободные грани, два источника волн разгрузки. Взаимодействие волн между собой и с гранями образца сопровождается осцилляцией в режиме *стоячей волны*. Стоячая волна характеризуется двумя параметрами: узел – место, где массовая скорость равна нулю. В узле волны сталкиваются и расходятся, вызывая деформирование материала путем сжатия-растяжения. Второй параметр – пучность – грани оболочки, где напряжение равно нулю. Особенностью стоячей волны является образование *энергетических "отсеков"* (между пучностью и узлом), в которых энергия сохраняется и не обменивается с соседними участками, в результате чего осцилляция продолжается без действия внешних сил, пока диссипативные потери не приведут к затуханию колебаний [8].

Из геометрического представления законов сохранения [9] следует, что энергия, переходящая в тепло, на P - V диаграмме равна площади, ограниченной прямой Михельсона и изэнтропой разгрузки. Для идеальной

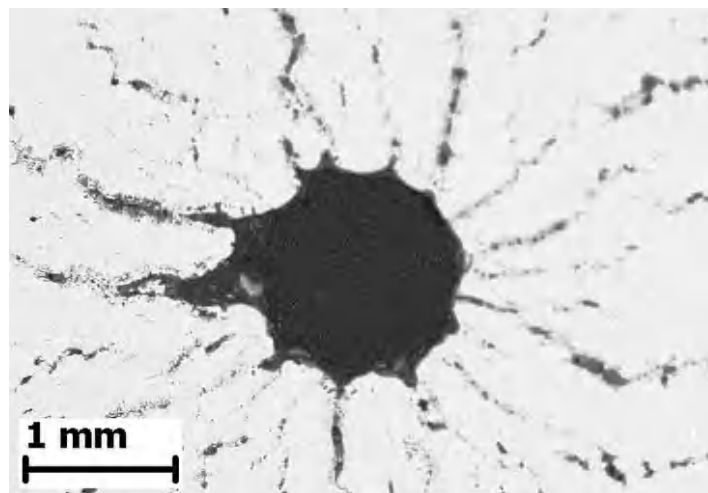
упругопластической среды (модуль упрочнения равен нулю) удельная потеря энергии e зависит от динамического предела текучести σ_y [10], и равна $e = \frac{2\sigma_y(\varepsilon - \varepsilon_g)}{3\rho_0}$, где ε - степень деформации, ρ_0 - плотность металла.

Коэффициент затухания характеризуется долей энергии, которая поглощается в единицу времени. Учитывая, что удельная энергия ударно-сжатого вещества пропорциональна квадрату массовой скорости, а локализация деформации возникает при напряжениях чуть ниже откольной прочности материала σ_{spall} , можно амплитудный коэффициент затухания α представить в виде: $\alpha \approx \frac{2\sigma_y(\sigma_{spall} - \sigma_g)}{3\sigma_{spall}^2}$, здесь σ_g - динамический предел упругости Гюгонио.

Полагая, что в небольшом диапазоне напряжений от σ_{spall} до σ_y экспоненциальный закон затухания справедлив, можно оценить время, необходимое волне, чтобы перестроиться в упругую волну $t = \frac{2 \ln(\sigma_{spall} - \sigma_g)}{\alpha}$. Дальнейшее затухание амплитуды стоячей волны проходит в режиме упругого колебания волн, и коэффициент затухания существенно снижается.

Проведем оценку длительности затухания амплитуды стоячей волны. Для алюминиевого сплава $\sigma_{spall} = 1.15$ ГПа, $\sigma_g = 0.38$ ГПа, $\sigma_y = 0.18$ ГПа, $c_0 = 6.4$ км/сек [11] в экспериментах - $d = 7$ мм. Коэффициент затухания в области упругопластического перехода оказался равным $\alpha = 0.07$ 1/ μ s, период стоячей волны $T = 2.2$ μ s, и частота колебаний $\gamma = 45$ КГц. Полное затухание амплитуды стоячей волны составит 132 μ s, за это время она совершит 60 колебаний [12]. При длительности начального импульса, равного отношению удвоенной толщины пластины - ударник к скорости звука, время затухания амплитуды стоячей волны в 330 раз превышает длительность начального импульса, которое считается характеристикой процесса ударного нагружения. Заметим, что в области упругого затухания ультразвуковых волн коэффициенты затухания на порядок меньше рассмотренного. Время реверберации откольной тарелочки, например, превышает длительность начального импульса на два-три порядка [13].

Другая особенность стоячей волны - образование новых собственных колебаний - обертонов (гармоник), в узлах которых (в процессе деформирования сжатие-



Поперечный шлиф сечения образца после обжатия детонационной волной

растяжение) возникают трещины и (или) полос локализованного сдвига в форме соосных кольцевых формообразований – это есть окружная откольная повреждаемость. Следовательно, центральная часть оболочки имеет тенденцию расслаиваться.

Под действием окружающих сжимающих напряжений, на фронте волн сжатия и разгрузки, циркулирующих между внешней и внутренней поверхностями оболочки, возникают возмущения, в виде выступов (рисунок).

При выходе возмущенных волн на свободные поверхности оболочек каждый выступ формирует складку, изменяя рельеф поверхности. Складка становится источником волны разгрузки, а зона интерференции волн разгрузки, возникающая от двух соседних складок, приводит к образованию зоны интерференции волн разгрузки, где образуются полосы локализованной деформации, когда растягивающие напряжения не превышают окольную прочность, и материал сохраняет сплошность. Следовательно, поверхностная повреждаемость оболочки характеризуется системой полос локализованной деформации, возникающих между складками рельефа поверхности (радиальная откольная повреждаемость). При распространении полос вглубь оболочки, их взаимодействие с окружной откольной повреждаемостью, приводит к созданию своеобразной «перемолотой» структуры.

Интересно сравнить экспериментально наблюдаемую повреждаемость цилиндрической оболочки в процессе инерционного схождения. Авторы работы [3] показали, что на внешней поверхности оболочки формируется характерный волнистый рельеф, состоящий из чередующихся выпуклостей и вмятин, где визуально определяются 12÷14 таких волн. Под действием сдвиговых

напряжений происходит локализация деформации в виде полос, исходящих из вмятин (между выступами). В центральной зоне локализованная деформация, по мнению авторов, преимущественно хаотическая, поскольку откольные поры и трещины возникают хаотически. На внутренней поверхности оболочки на завершающих стадиях схождения формируется порядка десяти выступов. Форма выступов свидетельствует об их гидродинамическом происхождении, и для них подходит определение «пластические струи». В процессе дальнейшего схождения выступы сближаются, в результате их слияния в середине схлопнутой оболочки образуется симметричная фигура в виде цветка. При соприкосновении выступов («лепестков цветка») в микроструктуре сохраняются их боковые границы, похожие на трещины.

Заметим, что на заключительной стадии схождения, характер поведения оболочек близок к цилиндрической кумуляции сплошных цилиндрических образцов [14]. При приближении ударной волны к оси симметрии, на фронте образуются несколько крупных выступов (маховских конфигураций), при этом фронт ударной волны разделяется на отдельные сектора, где они совершают колебательные движения. Столкновение мощных ударных конфигураций осуществляет выброс сжатого материала изпод фронта вперед перед фронтом ударной волны. Когда высота выступов становится равной расстоянию фронта ударной волны до оси, околоосевое пространство занимают выступы, останавливая движение фронта.

Библиографический список

1. Забабахин, Е. И. Кумуляция и неустойчивость. Сборник научных статей / Е. И. Забабахин – Снежинск: Изд-во РФЯЦ-ВНИИТФ, 1998. – 112 с.

2. Огородников, В. А. Вязкость и ее роль в динамических процессах. Монография / В. А. Огородников – Саров: ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ», 2012. – 239 с.
3. Зельдович, В. И. Деформационные явления при сжатии металлических цилиндрических оболочек. Потеря устойчивости / В. И. Зельдович, Н. Ю. Фролова, А. Э. Хейфец, И. В. Хомская, А. А. Дегтярев, У. В. Шорохов, У. Б. Смирнов, С. М. Долгих, А. В. Коваль // Физика горения и взрыва. – 2019. Т. 55. – № 4. – С. 92-102.
4. Иванов А. Г. Поведение оболочек под действием импульсной нагрузки. Малые возмущения / А. Г. Иванов, В. А. Огородников, Е. С. Тюнькин // Прикладная механика и техническая физика. – 1992. – № 6. – С. 112-115.
5. Goodier, J. N. The elastic cylindrical shell under nearly uniform radial impulse / J. N. Goodier, I. K. McIvor // Journal Applied Mechanics. – 1964. – Vol. 31. – No 2. – P. 259-266.
6. Lindberg, H. E. Buckling of a very thin cylindrical shell due to an impulsive pressure / H. E. Lindberg // Journal Applied Mechanics. – 1964. – Vol. 31. – No 2. – P. 267-272.
7. Stuiver, W. On the buckling of rings subject to impulsive pressure / W. Stuiver // Journal Applied Mechanics. – 1965. – Vol. 32. – No 3. – P. 511-518.
8. Горелик, Г. С. Колебания и волны. Введение в акустику, радиофизику и оптику / Г. С. Горелик. – М.: Физматлит, 1959. – 572 с.
9. Зельдович, Я. Б. Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений / Я. Б. Зельдович, Ю. П. Райзер – М.: Физматгиз, 1963. – 632 с.
10. Степанов, Г. В. Упругопластическое деформирование материалов под действием импульсных нагрузок / Г. В. Степанов. – Киев: Наукова думка, 1979. – 268 с.
11. Канель, Г. И. Ударно-волновые явления в конденсированных средах / Г. И. Канель, С. В. Разоренов, А. В. Уткин, В. Е. Фортов – М.: Янус-К», 1996. – 408 с.
12. Буравова, С. Н. Ускорение массопереноса при динамическом ускорении / С. Н. Буравова, Е. В. Петров // Химическая физика. – 2018. – Т.37. – №2. – С. 47-55.
13. Буравова, С. Н. Микроструктура металла в откольных пластинах / С. Н. Буравова, Е. В. Петров // Химическая физика. – 2020. – Т. 39. – № 9. – С. 63-70.
14. Буравова, С. Н. Модель цилиндрической кумуляции / С. Н. Буравова // Сборник тезисов докладов Всероссийской конференции «Физика взрыва: теория, эксперимент, приложения». – Новосибирск. – 2023. – С. 18-19.

УДК 621.762.4.04

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-11-282-52-57

*А. В. Крохалев, д-р. техн. наук, В. О. Харламов, канд. техн. наук, Д. Р. Черников, аспирант,
Е. А. Косова, старший преподаватель, Г. К. Кузнецов, магистрант,
С. В. Кузьмин, чл.-корр. РАН, В. И. Лысак, академик РАН*

МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ, ПОЛУЧАЕМЫЕ ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ СМЕСЕЙ ПОРОШКОВ КАРБИДОВ С ТИТАНОМ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Рассмотрены основные закономерности формирования металлокерамических материалов систем $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$ и SiC-Ti при взрывном прессовании смесей порошков на стальном основании. Установлено, что формирование прочных поверхностей раздела между карбидом (Cr_3C_2 или SiC) и титаном происходит при температуре разогрева порошковой смеси в результате ударно-волнового сжатия до $(0,35...0,4)T_{\text{пл}}$ карбидной фазы. При этом химический состав компонентов сплава не претерпевает изменений, перераспределения элементов между фазами в макрообъемах не происходит, а твердость достигает максимального уровня.

Ключевые слова: карбид хрома, карбид кремния, титан, твердый сплав, металлокерамика, взрывное прессование порошков, межфазные поверхности, пористость, твердость

A. V. Krokhalev, V. O. Kharlamov, D. R. Chernikov, E. A. Kosova, G. K. Kuznetsov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak

METAL-CERAMIC MATERIALS PRODUCED BY EXPLOSIVE PRESSING OF MIXTURES OF CARBIDE POWDERS WITH TITANIUM

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The main principles of the formation of metal-ceramic materials of the $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$ and SiC-Ti systems during explosive pressing of powder mixtures on a steel base are considered. It has been established that the formation of strong interfaces between carbide (Cr_3C_2 or SiC) and titanium occurs at the temperature of heating the powder mixture as a result of shock wave compression to $(0.35...0.4)T_m$ of the carbide phase. In this case, the chemical composition of the alloy components does not undergo changes, the redistribution of elements between phases in macrovolumes does not occur, and the hardness reaches its maximum level.

Keywords: chromium carbide, silicon carbide, titanium, hard alloy, cermets, explosive pressing of powders, interfacial surfaces, porosity, hardness

В настоящее время твердые сплавы чаще всего получают путем прессования исходных смесей порошков тугоплавких карбидов с металлами и спекания. Это накладывает определенные ограничения на подбор состава материалов, связанные, прежде всего, с химической совместимостью компонентов сплавов. При этом, как правило, используются квазиэвтектические системы [1], такие, например, как WC-Co (рис. 1).

Отличительной особенностью подобных систем является появление жидкой фазы при температурах, существенно меньших, чем температуры плавления исходных компонентов сплава, что, собственно, и обеспечивает качественное спекание, и практически полное восстановление исходного фазового состава при охлаждении.

Весьма интересной с научной точки зрения является возможность обойти данное ограничение путем использования при компактировании порошковых смесей карбидов с металлами энергии взрыва. Взрывная обработка порошков позволяет одновременно достигать и давлений, достаточных для уплотнения порошков до практически беспористого состояния, и температур, достаточных для сварки структурных компонентов порошкового материала в единое целое, что исключает необходимость последующего спекания прессовки.

Отказ от операции спекания твердых сплавов позволяет использовать для их получения компоненты, являющиеся несовместимыми с точки зрения термодинамики, такие, как $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$ или SiC-Ti , т.е. использо-

вать системы, исходный состав которых принципиально отличается от равновесного.

При проведении исследований смесь исходных порошков карбидов с титаном (рис. 2) располагали на поверхности монолитной металлической подложки и нагружали путем подрыва накладного заряда ВВ через промежуточную прокладку, отделяющую продукты детонации от порошка. Используемая схема нагружения достаточно проста и, что самое важное – перспективна в плане получения покрытий на заготовках деталей. Расчет численных значений давления при взрывной обработке проводился методом (P, u)-диаграмм с использованием специально составленной компьютерной программы. Температура разогрева порошка оценивалась по приращению его внутренней энергии при ударно-волновом сжатии [3].

Металлографические исследования образцов после ударно-волновой обработки смесей порошков на основе карбида хрома с титаном показали, что в структуре полученных порошковых материалов присутствуют частицы карбидной фазы (рис. 3, а), между которыми располагаются металлическая связка и отдельные микронесплошности (поры).

Линейный профиль распределения элементов при этом указывает на отсутствие следов вторичного химического взаимодействия между компонентами исходной порошковой смеси и перераспределения элементов между фазами. Этот факт позволяет предположить, что процессы, обусловленные диффузией, взаимным растворением компонентов и образованием новых фаз, и ведущие в конечном счете к формированию промежуточных слоев той или иной толщи-

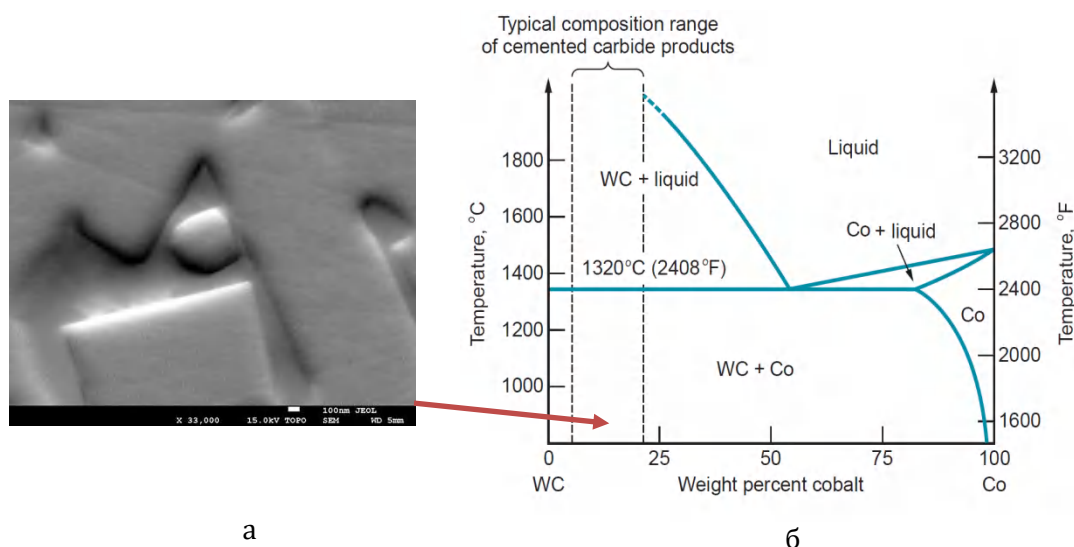


Рис. 1. Микроструктура сплава ВК8 (а) и диаграмма состояния WC-Co (б) [1]

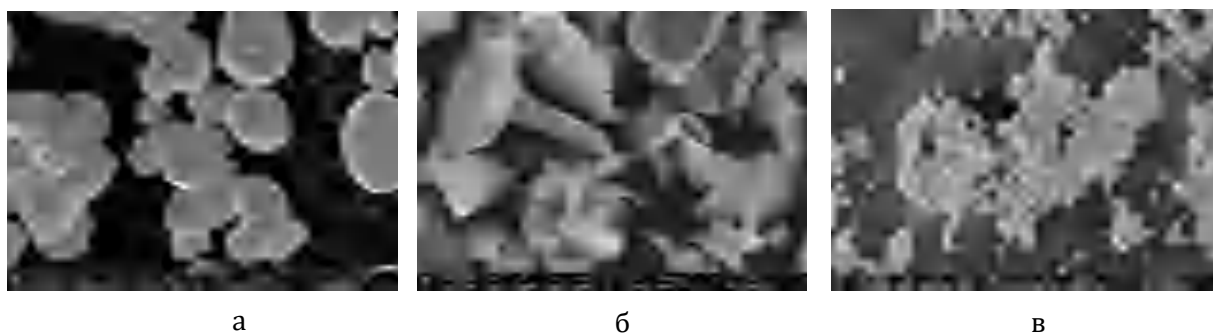


Рис. 2. Исходные порошковые материалы: а – Cr₃C₂, б – SiC, в – Ti

ны со свойствами, отличными от свойств исходных соединяемых материалов, за столь короткое время, в течение которого длится ударно-волновая обработка порошкового материала, протекать не успевают.

Исследование плотности полученных прессовок показало, что с увеличением интенсивности нагружения их пористость монотонно снижается (рис. 3, б). При этом порошковые смеси с более высоким содержанием титановой связки уплотняются существенно лучше, чем смеси с меньшим ее содержанием.

Твердость материалов с увеличением интенсивности ударно-волнового воздействия увеличивается (рис. 3, в), причем на ее плавный рост при увеличении температуры разогрева порошка в процессе обработки при 500-600 °С накладывается скачек, свидетельствующий о формировании прочного соединения между составляющими исходной порошковой смеси.

Температура 500 ... 600 °С, при которой наблюдается сварка частиц порошка друг с другом на стадии уплотнения, соответствует температуре $(0,35 \dots 0,4) T_{пл}$ используемого

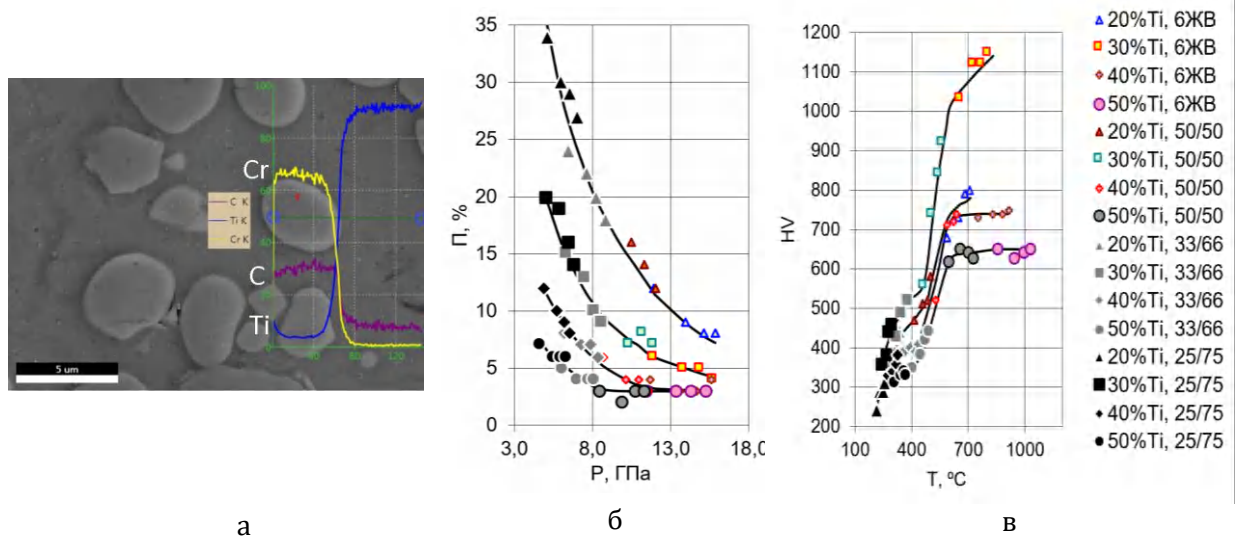


Рис. 3. Микроструктура твердого сплава системы Cr_3C_2-Ti (а) и его свойства: б – пористость, в – твердость в зависимости от давления и температуры взрывного прессования

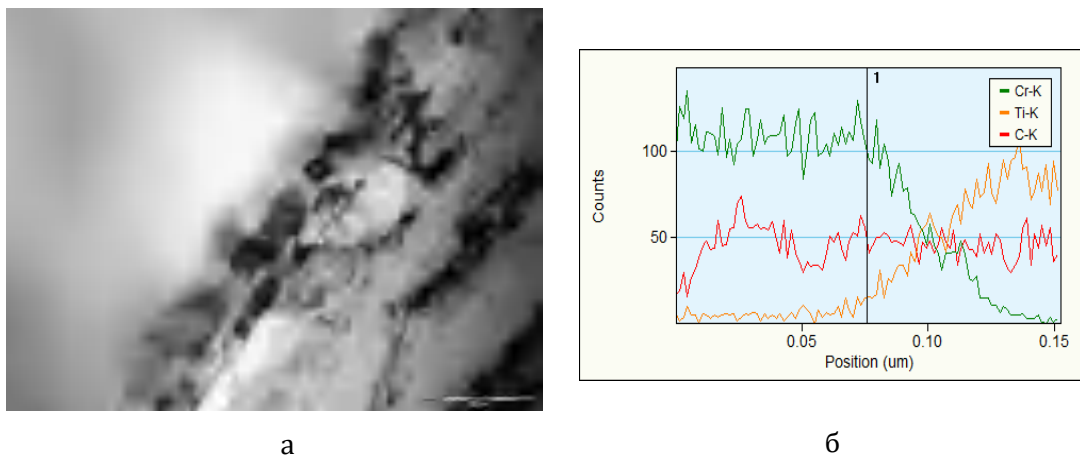


Рис. 4. Микроструктура на границе раздела фаз твердого сплава системы Cr_3C_2-Ti (а) и распределение элементов вдоль нее (б)

карбида, что вполне согласуется с современной теорией сварки в твердой фазе керамики с металлом [2].

Было обнаружено, что граница между компонентами твердого сплава представляет собой хорошо различимую прослойку толщиной порядка 80 ... 100 нм со своим собственным строением, отличным от строения карбида хрома и используемого в качестве связки титана (рис. 4, а). По толщине прослойки хорошо различимы две зоны, отличающиеся друг от друга по электронно-оптической плотности и фрагментированности субмикроструктуры.

Характерной особенностью этой прослойки является непрерывное изменение ее химического состава от максимально возможного содержания одного металла до максимально возможного содержания другого при практически неизменном по сечению содержанию углерода (рис. 4, б).

Как показало изучение образцов твердых сплавов, подвергнутых последующему нагреву, их исходное двухфазное состояние и описанное выше строение межфазных границ сохраняются в неизменном виде вплоть до температур порядка 600 °С (рис. 5, а).

Единственным превращением, которое удается зафиксировать в данном температурном интервале, является рекристаллизация титана при 400°С (рис. 5, б) и интенсивный рост рекристаллизованного зерна до температур порядка 600°С.

С увеличением температуры нагрева сплава после взрывной обработки до 650 °С внутри межфазного граничного слоя наблюдается появление мелкодисперсных зародышей новых фаз, которые при 700°С сливаются и образуют два отдельных диффузионных слоя (рис. 5, в), которые растут в противоположных направлениях. За счет их

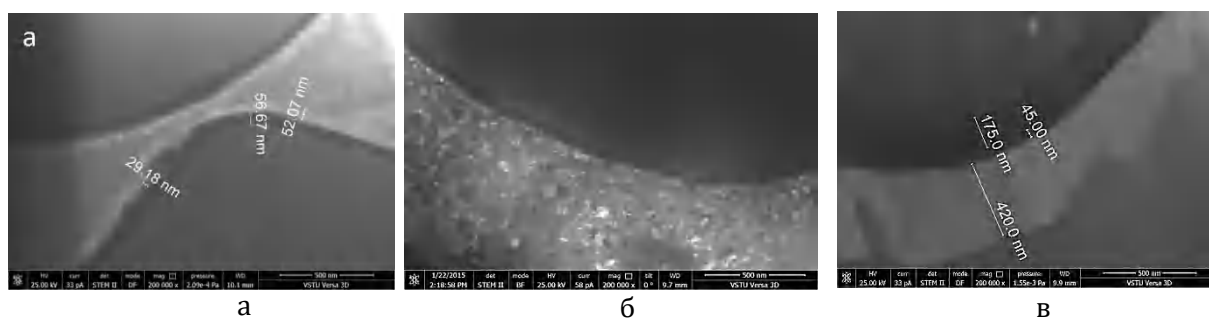


Рис. 5. Микроструктура твердого сплава системы $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$ в состоянии после взрывного прессования (а) и после нагрева до 400°С (б) и 700 °С (в)

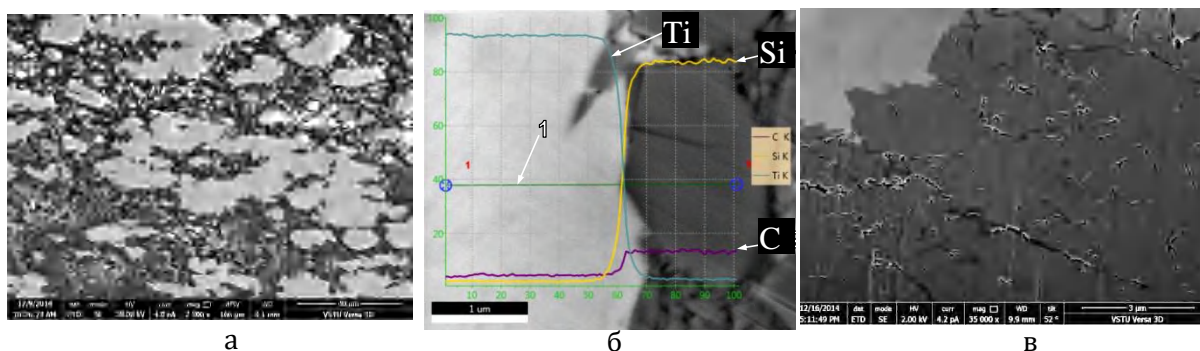


Рис. 6. Микроструктура (а), распределение элементов вдоль фаз (б) и спрессованные взрывом частицы SiC (в) металлокерамического материала системы SiC-Ti

роста при температуре 1200°C исходные фазы в сплаве полностью исчезают.

При использовании порошковых смесей SiC и Ti в структуре прессовок так же остаются хорошо различимыми исходные фазы смеси, не прореагировавшие друг с другом химически (рис. 6, а, б). При этом уплотнение порошка сопровождается измельчением частиц карбида кремния за счет его дробления (рис. 6, в).

Увеличение давления прессования ведет к уменьшению остаточной пористости прессовок (рис. 7, б). При этом лучшее уплотнение наблюдается при меньших содержаниях металлической связки, т.е. увеличение содержания в исходной порошковой смеси карбидной составляющей, имеющей высокие значения твердости, не ухудшает, а наоборот улучшает её прессуемость. Подобный эффект связан скорее всего с увеличением (при одном и том же давлении) значе-

ний температуры разогрева в ударных волнах в случае уменьшения содержания в исходной порошковой смеси титановой связки (рис. 7, а).

Анализ зависимости твердости сплавов с различным содержанием металлической связки от достигнутого при ударно-волновой обработке давления (рис. 7, в) показывает, что с ростом интенсивности нагружения и содержания карбида кремния в составе исходной порошковой смеси твердость материалов увеличивается.

При температуре 780°C, соответствующей нижней границе начала перехода SiC в пластичное состояние, на кривой зависимости твердости прессовок от температуры разогрева при взрывной обработке (рис. 7, в) имеется излом, свидетельствующий о существенной интенсификации процесса консолидации и формировании прочных границ между компонентами спрессованного мате-

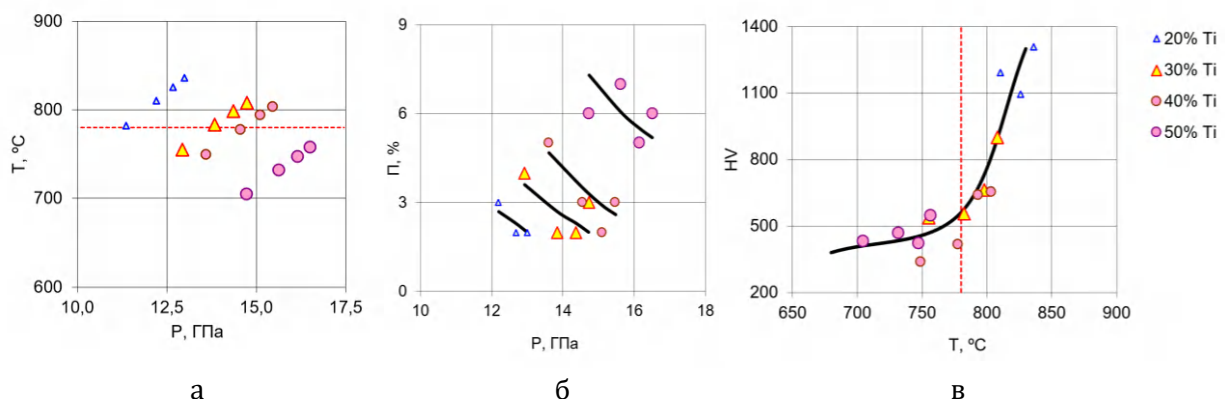


Рис. 7. Условия сжатия при взрывном прессовании (а), остаточная пористость (б) и твердость (в) металлокерамических материалов системы SiC-Ti

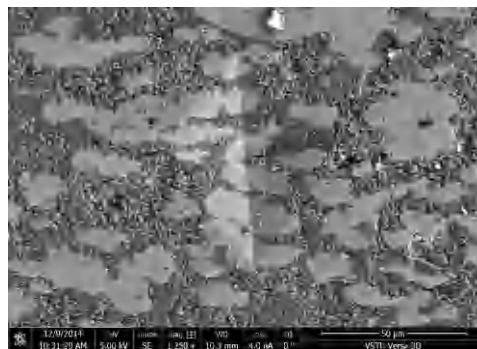


Рис. 8. Вид отпечатка пирамиды Виккерса на поверхности материалов SiC-Ti

риала, что так же, как и для материалов системы $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$, хорошо согласуется с общими представлениями сварки давлением [2].

Образование прочных межфазных поверхностей между SiC и Ti при переходе через указанную температурную границу обеспечивает высокие значения твердости (превышающие 1300HV при использовании 20 об.% титановой связки – см. рис. 7, в) и проявляется в отсутствии межчастичных разрушений в области индентирования при испытаниях на твердость (рис. 8).

Выводы

1. Использование взрывного нагружения смесей порошков тугоплавких карбидов с металлами обеспечивает возможность сохранения их фазового состава и получение консолидированных металлокерамических материалов без последующего спекания.

2. Формирование прочных поверхностей раздела между составляющими порошкового материала происходит в том случае, когда температура разогрева порошка при ударно-волновом сжатии превышает $(0,35...0,4) T_{пл}$, где $T_{пл}$ – температура плавления основного карбида сплава.

Библиографический список

1. Groover, M. P. Fundamentals of Modern Manufacturing: Materials, Processes, and Systems / M. P. Groover. – Fourth Edition. – John Wiley & Sons, Inc. – 2010. – 1012 p.
2. Красулин, Ю. Л. Микросварка давлением / Ю. Л. Красулин, Г. В. Назаров ; Под ред. Э. С. Каракозова. – Москва : Металлургия, 1976. – 160 с.
3. Прессование порошков взрывом: монография / В. И. Лысак, А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. Д. Рогозин, А. М. Каунов. – Москва, 2015. – 252 с.
4. Уплотнение смесей порошков карбида хрома и металлической связки при взрывном прессовании / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. В. Пай // Физика горения и взрыва. – 2019. – Т. 55. – № 4. – С. 129-137.

УДК 621.762.4.04

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-11-282-58-66

*А. В. Крохалев, д-р. техн. наук, Д. Р. Черников, аспирант, В. О. Харламов, канд. техн. наук,
Д. В. Россеин, магистрант, Ю. А. Мукменев, магистрант,
С. В. Кузьмин, чл.-корр. РАН, В. И. Лысак, академик РАН*

ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ ТИТАН-ЖЕЛЕЗО НА ВОДОРОДНУЮ ЕМКОСТЬ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Рассмотрены водородсорбционные свойства фаз в материалах системы Ti-Fe. Показано, что увеличение содержания в их структуре β -Ti и Ti_2Fe сопровождается существенным увеличением поглощения водорода при первичном гидрировании. С применением методов математической обработки данных, базирующихся на использовании классического уравнения Авраами-Ерофеева, выявлено, что насыщение водородом рассматриваемых материалов начинается с образования твердых растворов водорода в исходных фазах материала и по истечению латентного периода продолжается с формированием гидридных фаз.

Ключевые слова: железо, титан, водород-аккумулирующий интерметаллид, фазовый состав, водородная емкость при первичном гидрировании

A. V. Krokhaliev, D. R. Chernikov, V. O. Kharlamov, D. V. Rossein, Yu. A. Mukmenev, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak

INFLUENCE OF PHASE COMPOSITION OF MATERIALS OF THE TITANIUM-IRON SYSTEM ON HYDROGEN CAPACITY

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The hydrogen adsorption properties of the phases in the materials of the Ti-Fe system have been considered. It has been shown that an increase in the content of β -Ti and Ti_2Fe in their structure is accompanied by a significant increase in hydrogen absorption during primary hydrogenation. The methods of mathematical data processing based on the classical Avraham-Yerofeev equation allowed us to reveal that hydrogen saturation of the materials under consideration starts from formation of hydrogen solid solutions in the initial material phases and continues with formation of the hydride phases after the latent period.

Keywords: iron, titanium, hydrogen-accumulating intermetallide, phase composition, hydrogen capacity during primary hydrogenation

Несмотря на доминирование в настоящее время литий-ионных батарей, твердотельное хранение водорода, по-видимому, по-прежнему остается одним из перспективных вариантов для некоторых применений, таких как стационарное хранение или сжатие водорода. FeTi, интерметаллическое соединение типа АВ, очень хорошо известно, как материал для хранения водорода, а также очень популярно благодаря своей низкой стоимости, высокой водородной емкости (1,86 % по массе) и возможности использования при комнатной температуре [1].

Сплав-аккумулятор водорода на основе TiFe, имеет на поверхности естественные оксидные пленки, которые, как известно, предотвращают поглощение водорода. Для запуска начального поглощения водорода

необходимо применять процесс термической активации [2].

Проблема активации может быть решена также путем добавления к TiFe небольшого избытка Ti [3] или его легирования такими элементами, как Cr, Mn, V, Y и Zr [4]. При этом в ряде случаев в структуре появляются β -Ti (часто называемый ВСС фазой или Ti_4Fe) и метастабильная фаза Ti_2Fe (которую иногда идентифицируют как Ti_4Fe_2O), которые действуют как своего рода «ворота» для водорода в фазу TiFe и снижают ее чувствительность к воздуху [5–7]. Кроме устранения необходимости активации в ряде работ [3, 4, 8–10] отмечается увеличение водородной емкости полученных материалов при первичном гидрировании (табл. 1), что свидетельствует о поглощении водорода не толь-

ко основной фазой материала TiFe, но и вторичными - β -Ti и Ti₂Fe.

приведенным в табл. 1 данным строилось линейное уравнение регрессии без свобод-

Таблица 1 – Составы, методы получения и водородная емкость материалов на основе TiFe, не требующих активации

Состав	Синтез	Наличие фаз	Водородная емкость	Обратимая водородная емкость	Ссылка
Ti _{1,2} Fe _{0,8}	Дуговая плавка Гомогенизационный отжиг 1473К–10ч	TiFe (80 мас.%) Ti ₂ Fe (4 мас.%) Ti ₄ Fe _(оцк) (16 мас.%)	2 мас.% H 20 ч 20 бар при 25 °С	1,49 мас.% H	[8]
TiFe + 2мас.% Mn +4 мас.% Zr	Индукционная плавка Без термической обработки	TiFe (70 мас. %) Ti ₂ Fe (28 мас. %) Ti (2 мас. %)	2 мас.% H ~10 ч 2 МПа при 25 °С	Нет данных	[9]
TiFe _{0,9}	Индукционная плавка Отжиг 1273К–168ч Закалка в воде	TiFe (91 мас.%) β -Ti (5 мас.%) Ti ₄ Fe ₂ O (4 мас.%)	1,66 мас.% H ~10 ч 2,5 МПа при 25 °С	1,54 мас.% H 5-ти кратное циклирование	[10]
TiFe _{0,85} Mn _{0,05}		TiFe (94,8 мас.%) β -Ti (2,8 мас.%) Ti ₄ Fe ₂ O (2,4 мас.%)	1,73 мас.% H ~ 7 ч 2,5 МПа при 25 °С	1,63 мас.% H 5-ти кратное циклирование	
TiFe _{0,80} Mn _{0,05}		TiFe (93,1 мас.%) β -Ti (5,8 мас.%) Ti ₄ Fe ₂ O (1,1 мас.%)	1,55 мас.% H ~6 ч 2,5 МПа при 25 °С	1,45 мас.% H 5-ти кратное циклирование	
TiFe _{0,80} Mn _{0,10}		TiFe (97 мас.%) β -Ti (1,7 мас.%) Ti ₂ Fe (1,3 мас.%)	1,68 мас.% H 2,5 МПа при 25 °С	1,6 мас.% H	
Ti _{1,1} Fe _{0,9} + 4 мас.% Zr	Дуговая плавка Без термической обработки	TiFe (68 мас.%) Ti ₂ Fe (28 мас.%) BCC (4 мас.%)	2,1 мас.% H 2 ч 2 МПа при 25 °С	1,21 мас.% H 10-ти кратное циклирование	[4]
Ti _{1,15} Fe _{0,85} + 4 мас.% Zr		TiFe (65 мас.%) Ti ₂ Fe (25 мас.%) BCC (10 мас.%)	2,25 мас.% H 2 ч 2 МПа при 25 °С	1,2 мас.% H 10-ти кратное циклирование	
Ti _{1,2} Fe _{0,8} + 4 мас.% Zr		TiFe (57 мас.%) Ti ₂ Fe (19 мас.%) BCC (24 мас.%)	2,4 мас.% H 2 ч 2 МПа при 25 °С	1,1 мас.% H 10-ти кратное циклирование	

Для определения растворимости водорода в каждой из присутствующих в структуре материалов фаз был использован регрессионный анализ. Основываясь на аддитивности общего содержания водорода в материале после первичного гидрирования, по

ного члена. Для выявления статистически незначимых коэффициентов регрессии и исключения их из модели применялась стандартная процедура последовательного исключения (backward selection), в которой в качестве порогового принималось значение

F-критерия, равное 4,0. Расчеты проводились с использованием статистического пакета STATGRAPHICS Centurion 19. Пороговое значение доверительной вероятности составляло 0,95.

В результате расчетов было получено уравнение регрессии, включающее в себя

все три рассматриваемые переменные и объясняющее 99,8685% изменчивости приведенных в табл. 1 данных:

$$H = 1,53699 \cdot \frac{[TiFe]_m}{100} + 3,21251 \cdot \frac{[Ti_2Fe]_m}{100} + 3,84707 \cdot \frac{[Ti_4Fe]_m}{100} \quad (1)$$

где H – водородная емкость материала,

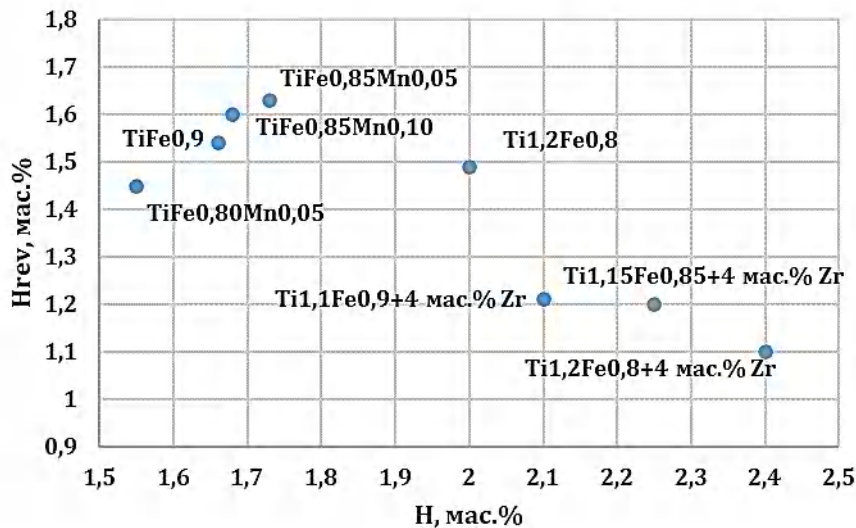


Рис. 1. Поглощение водорода при первичном гидрировании (H) и обратимая водородная емкость (H_{rev}) материалов на основе TiFe, не требующих активации

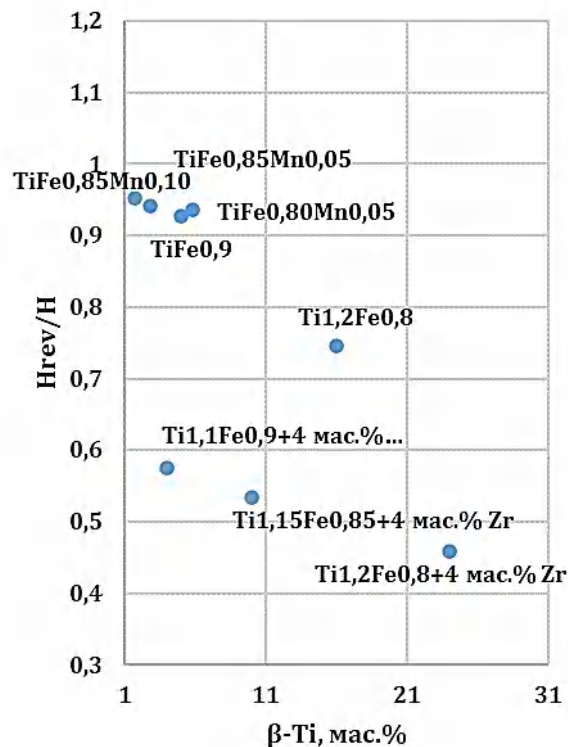


Рис. 2. Способность к обратимому поглощению водорода (H_{rev} / H) материалов на основе TiFe, не требующих активации

мас.%, $[TiFe]_m$, $[Ti_2Fe]_m$ и $[Ti_4Fe]_m$ – содержание в его составе фаз TiFe, Ti_2Fe и β -Ti соответственно, мас.%.
 Из уравнения (1) следует, что для трехфазных материалов системы Ti-Fe водородная емкость TiFe равна 1,54 мас.% (что близко к экспериментально определенной емкости гидрида $TiFeH$ 1,7-1,85 мас.% [9]), емкость β -Ti равна 3,85 мас.% (что соответствует емкости гидрида Ti_4FeH_8 3,7 мас.% [8]), а емкость Ti_2Fe достигает 3,21 мас.% (что несколько превышает теоретические оценки – образование гидрида $Ti_2FeH_{4,75}$ с 3,09 мас.% H [8]). Интересно отметить, что в присутствии вторичных фаз - β -Ti и Ti_2Fe основная фаза TiFe гидрида $TiFeH_2$ с максимальной водородной емкостью 1,8-1,98 мас.% [9], по-видимому, не образует.

Используя сведения о плотности каждой из фаз в структуре приведенных в табл.1 материалов ($\rho_{TiFe}=6,6$ г/см³, $\rho_{Ti_2Fe}=5,7$ г/см³ и $\rho_{Ti_4Fe}=5,2$ г/см³ [8]), можно вычислить их объемное содержание и построить уравнение регрессии, позволяющее оценить объемную водородную емкость фазовых составляющих:

$$H' = 101,597 \cdot \frac{[TiFe]_v}{100} + 182,958 \cdot \frac{[Ti_2Fe]_v}{100} + 199,51 \cdot \frac{[Ti_4Fe]_v}{100} \quad (2)$$

Где H' – водородная емкость материала, кг/м³, $[TiFe]_v$, $[Ti_2Fe]_v$ и $[Ti_4Fe]_v$ – содержание

в его составе фаз TiFe, Ti_2Fe и β -Ti соответственно, об.%.
 Уравнение (2) имеет такие же аппроксимирующие свойства, как и уравнение (1) (охватывает 99,8609% изменчивости приведенных в табл. 1 данных), но более удобно для практического использования, так как для определения содержания каждой из фаз не требует достаточно сложного и зачастую неоднозначного кристаллографического анализа рентгеновских дифрактограмм исследуемых материалов, а позволяет ограничиться простыми методами количественной металлографии.

Данные об обратимой водородной емкости не столь однозначны: при использовании очень высоких содержаний Ti (в полтора раза превышающих стехиометрическое) и при легировании Zr рост поглощения водорода при первичном гидрировании сопровождается снижением обратимой водородной емкости материалов (табл. 1, рис. 1). Это свидетельствует, что не все фазы материалов способны отдавать водород, накопленный при первичном гидрировании.

Если рассмотреть зависимость отношения обратимой водородной емкости приведенных в табл.1 материалов к их водородной емкости при первичном гидрировании (H_{rev} / H) от содержания β -Ti (рис. 2), то можно обнаружить, что они образуют две

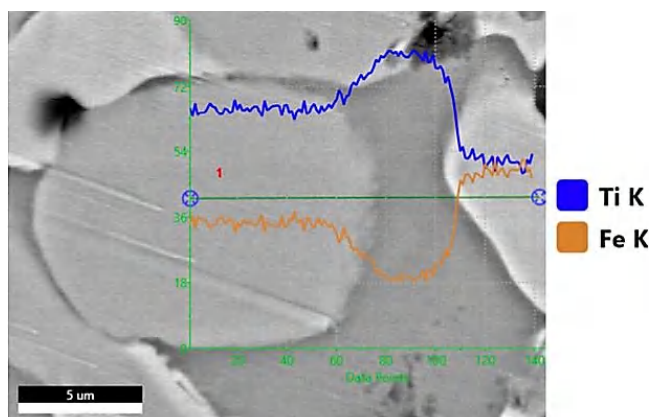


Рис. 3. Структура и распределение элементов между фазами материалов системы Ti-Fe, полученных при помощи взрывного прессования и реакционного спекания

группы.

В первую группу входят нелегированные материалы, содержащие избыточное (по сравнению со стехиометрическим) содержание Ti и материалы, легированные Mn. Для них отношение (H_{rev} / H) близко к 1,0 и несколько уменьшается с увеличением содержания β -Ti. Можно предположить, что Ti_2Fe в

них насыщается водородом обратимо, а β -Ti – нет.

Это предположение подтверждается результатами регрессионного анализа: уравнение регрессии, описывающее 98,276% изменчивости данных в этой группе материалов, имеет вид:

$$\frac{H_{rev}}{H} = 1 - 1,55467 * \frac{[Ti_4Fe]_m}{100} \quad (3)$$

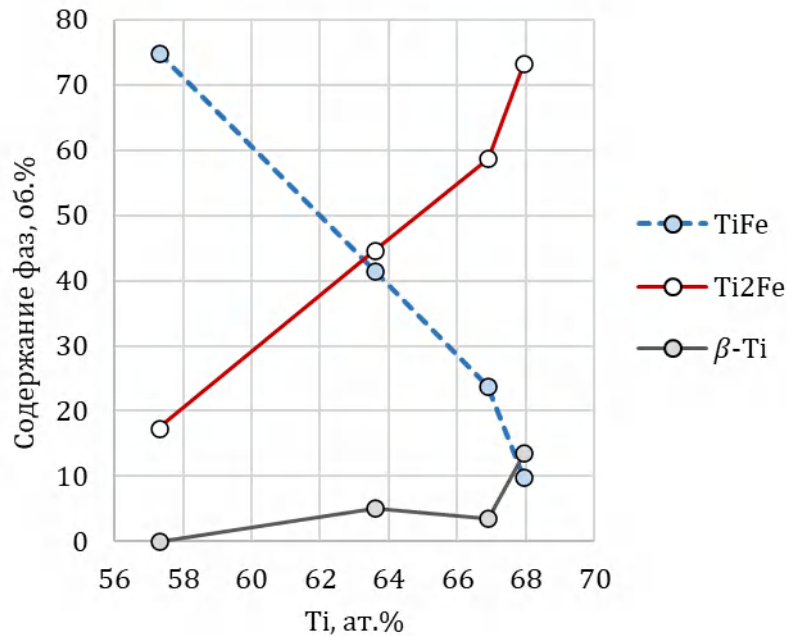


Рис. 4. Влияние содержания Ti на фазовый состав материалов, полученных в результате реакционного спекания пресовок Ti и Fe

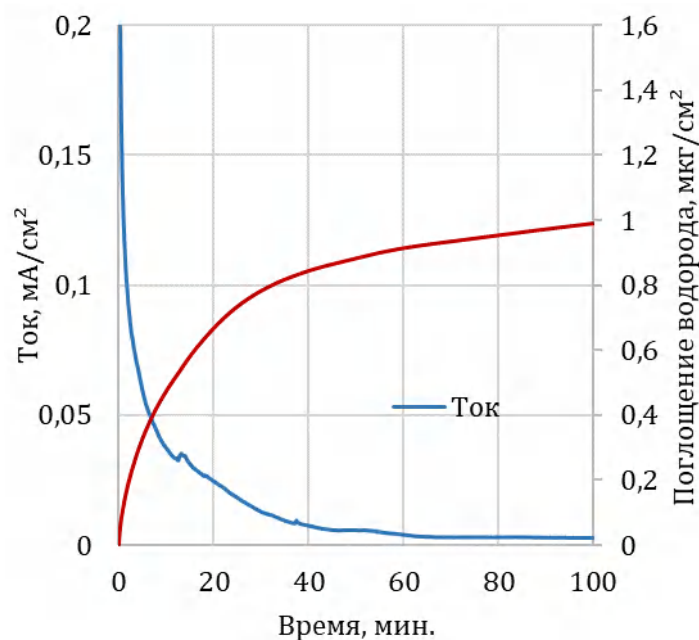


Рис. 5. Зависимость тока и количества поглощенного водорода от продолжительности гидрирования материала с 57 ат.% Ti

Во вторую группу входят материалы, легированные Zr. Для этих материалов увеличение содержания β -Ti также приводит к снижению отношения (H_{rev} / H), но его значение оказывается почти в два раза меньшим, чем для материалов первой группы (рис. 2). Поскольку отличительной особенностью второй группы материалов является повышенное содержание фазы Ti_2Fe , легированной Zr [4], то логично предположить, что эта фаза гидрируется необратимо.

Вид уравнения регрессии, построенного по описанной выше методике и отражающего 99,9877% изменчивости данных в группе, подтверждает это предположение:

$$\frac{H_{rev}}{H} = 1 - 1,362 \cdot \frac{[Ti_2Fe]_m}{100} - 1,18797 \cdot \frac{[Ti_4Fe]_m}{100} \quad (4)$$

Анализ полученных уравнений позволяет сделать однозначное заключение, что наиболее перспективным путем увеличения общей водородной емкости материалов системы Ti-Fe, проявляющейся при первичном гидрировании, является использование существенного избытка Ti по сравнению со стехиометрическим значением (50 ат.%), что приведет к появлению в структуре вторичных фаз - β -Ti и Ti_2Fe , водородная ем-

кость которых является существенно более высокой, чем водородная емкость основной фазы TiFe. При этом для увеличения обратимой водородной емкости материалов, определяющей возможность их использования в качестве аккумуляторов водорода, требуется поиск технологических приемов увеличения в их структуре содержания Ti_2Fe при одновременном уменьшении содержания β -Ti без дополнительного легирования.

Для проверки данного заключения нами были получены сплавы, содержащие от 57 до 68 ат. % Ti (остальное - Fe). При этом использовалось взрывное прессование смесей порошков железа и титана с последующим реакционным спеканием при 1100°C. Реакционное спекание проводилось в заваренной стальной ампуле с засыпкой порошка титана. В результате спекания исходные компоненты прессовок прореагировали друг с другом и спеченные материалы имели структуру (рис. 3), состоящую из интерметаллидов TiFe и Ti_2Fe с незначительным количеством β -Ti.

Количественное содержание фаз в структуре исследованных материалов приведено

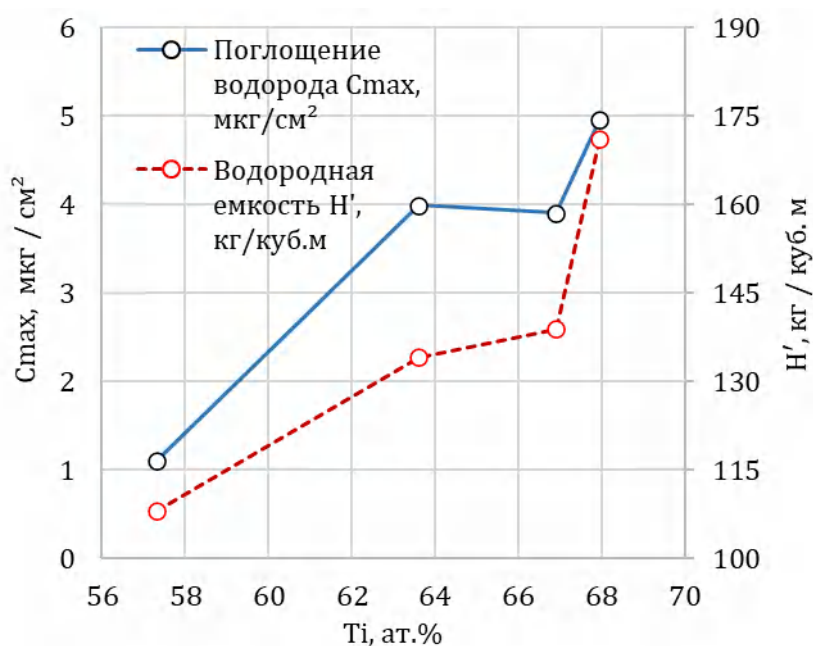


Рис. 6. Влияние содержания Ti на водородную емкость и предельное поглощение водорода поверхностью материалов системы Ti и Fe при первичном гидрировании

на рис.4. Представленные на нем данные показывают, что с увеличением содержания титана в прессовках количество интерметаллидной фазы TiFe в их структуре уменьшается, а содержание интерметаллида Ti₂Fe растёт. При этом существенного роста присутствия β-Ti удастся избежать вплоть до содержания титана в составе материалов, соответствующего 67 ат.%.
 Водородсорбционные свойства образцов полученных материалов определяли электрохимическим методом [11]. Гидрирование проводили при температуре 20°C и атмосферном давлении. Измерения осуществляли в трехэлектродной ячейке с 9 М водным раствором КОН в качестве электролита, Ni(OH)₂/NiOOH-противоэлектродом и Hg/HgO-электродом сравнения на потенциостате Electrochemical Instruments P-40X. Потенциал насыщения устанавливался максимально возможным в пределах ограничений, связанных с экспериментально определенным началом выделения на электроде газообразного водорода (от -1,25 В до -1,15 В в зависимости от содержания Ti в составе материала), время испытания составляло 100 минут. Полученные хроноамперометрические кривые пересчитывались в количественное содержание водорода с использованием постоянной Фарадея по обычной методике [11] с отнесением результата к площади поверхности насыщения.

Проведение опытов показало, что кривые кинетики поглощения водорода в общем

случае имеют четкую тенденцию к затуханию скорости процесса (рис. 5).

Для её количественного описания и определения максимальных значений поглощения водорода (соответствующих бесконечно длительной выдержке при насыщении) в настоящее время активно применяется уравнение Авраами-Ерофеева [12-14], записываемое в наиболее общем виде как:

$$\frac{C(\tau)}{C_{max}} = \begin{cases} 0, & \tau \leq \tau_0 \\ 1 - \exp\left[-\left(\frac{\tau - \tau_0}{\tau_R}\right)^n\right], & \tau > \tau_0 \end{cases} \quad (5)$$

где $C(\tau)$ и C_{max} – текущее и максимально возможное количество поглощенного водорода; τ – время; τ_0 – длительность инкубационного периода; τ_R – постоянная времени процесса; n – фактор Авраами.

Процессы насыщения водородом интерметаллидных материалов, как правило отличаются достаточно сложной кинетикой, что связано как с образованием нескольких фаз (твёрдых растворов водорода в интерметаллиде и гидридов на их основе), так и с существенным торможением диффузии сжимающими напряжениями, возникающими за счет объёмных эффектов фазовых превращений при гидрировании. В этой связи хорошей аппроксимации экспериментальных данных уравнением (3) можно ожидать только при использовании в его правой части как минимум двух слагаемых с различным набором параметров C_{max} , τ_0 , τ_R и n [14].

Таблица 2 – Результаты параметрической идентификации модели

Общее содержание Ti, ат.%	Слагаемое	C_{max} , мкг/см ²	n	τ_R , мин.	τ_0 , мин.	$C_{max1} + C_{max2}$, мкг/см ²
57,3	1	0,989283	0,752776	17,0592	0	1,100799
	2	0,111516	1,46412	76,4616	72,5515	
63,6	1	1,227539	1,033311	15,5484	0	3,990423
	2	2,762884	2,16039	63,5532	4,3441	
66,9	1	1,435949	0,719286	55,3967	0	3,903910
	2	2,46796139	1,053661	454,7154	19,1346	
67,95	1	3,0783802	0,993509	12,3814	0	4,964531
	2	1,886151	1,135757	81,4902	17,8621	

Для отыскания численных значений этих параметров (параметрической идентификации модели) использовали алгоритм минимизации суммы квадратов разности между прогнозируемыми моделью результатами и опытными данными (МНК) методом обобщенного приведенного градиента (ОПГ) [15]. Результаты расчета представлены в табл. 2.

Приведенные в таблице данные подтверждают тот факт, что увеличение содержания Ti в составе материалов (сопровождающееся в соответствии с рис. 4 увеличением содержания в их структуре Ti₂Fe и β-Ti) приводит к росту общего предельного поглощения водорода поверхностью материала при первичном гидрировании (рис. 6).

Численные значения C_{max} на позволяют непосредственно вычислить величину водородной емкости полученных материалов, так как остается неизвестной глубина гидрированного слоя, экспериментальное определение которой крайне проблематично. Однако весьма близкое совпадение характера изменения C_{max} при изменении содержания Ti в составе материалов с характером изменения их объемной водородной емкости H' , вычисленной по уравнению (2), исходя из содержания способных растворять в себе водород фаз (рис. 4), позволяет с достаточной степенью достоверности утверждать, что сделанные на основании обработки данных, полученных независимо друг от друга разными авторами, заключения о путях увеличения водородной емкости материалов на основе железа и титана являются вполне соответствующими действительности.

Выводы

1. Решение проблемы активации водородсорбционных материалов на основе TiFe путем использования избытка Ti или легирования приводит к появлению в их структуре вторичных фаз - β-Ti и Ti₂Fe, водородная емкость которых оказывается суще-

ственно более высокой, чем водородная емкость основной фазы TiFe. Это сопровождается существенным увеличением поглощения водорода при первичном гидрировании.

2. Насыщение водородом β-Ti является необратимым. Увеличение содержания данной фазы в структуре материалов приводит к уменьшению их обратимой водородной емкости. Водородсорбционные свойства Ti₂Fe существенно зависят от состава фазы. При отсутствии легирования или при легировании Mn насыщение водородом является обратимым, при легировании Zr – необратимым. Наиболее перспективным путем увеличения обратимой водородной емкости материалов системы Ti-Fe является поиск технологических приемов увеличения в их структуре содержания Ti₂Fe и уменьшения содержания β-Ti без использования легирования.

3. Использование исходных содержаний Ti в интервале 64-67 ат.% и применение специальных технологий компактирования смесей порошков титана и железа (взрывного прессования) и последующей термической обработки (реакционного спекания при 1100°C) позволяет без использования легирования получить в структуре материалов системы Ti-Fe более 60 об.% Ti₂Fe и до 5-6 об.% β-Ti и добиться увеличения водородной емкости материалов при комнатной температуре в 1,5-1,7 раза.

Библиографический список

1. Substitutional effects in TiFe for hydrogen storage: a comprehensive review / E. M. Dematteis, N. Berti, F. Cuevas, M. Latroche, M. Baricco // *Materials Advances*. – 2021. – Vol. 2. – P. 2524-2560.
2. Schober, T. Activation of FeTi for hydrogen storage: a different view / T. Schober, D. G. Westlake // *Scr. Metall.* – 1981. – Vol. 15. – P. 913.
3. Guéguen, A. Influence of the addition of vanadium on the hydrogenation properties of the compounds TiFe_{0.9}V_x and TiFe_{0.8}Mn_{0.1}V_x (x = 0, 0.05 and 0.1) / A. Guéguen, M. Latroche // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2011. – Vol. 509. – P. 5562-5566.
4. Ulate-Kolitsky, E. Hydrogenation of Ti_xFe_{2-x}-based alloys with overstoichiometric Ti ratio (x= 1.1, 1.15 and 1.2) / E. Ulate-Kolitsky, B. Tougas, J. Huot // *International*

- Journal of Hydrogen Energy. – 2021. – Vol. 46. – Iss. 77. – P. 38363-38369.
5. Manna, J. First hydrogenation kinetics of Zr and Mn doped TiFe alloy after air exposure and reactivation by mechanical treatment / J. Manna, B. Tougas, J. Huot // International Journal of Hydrogen Energy. – 2020. – Vol. 45. – Iss. 20. – P. 11625-11631.
6. Lv, P. Effect of high zirconium content on hydrogenation properties and anti-poisoning ability of air-exposed TiFe alloy / P. Lv, Z. Liu // Journal of Materials Research and Technology. – 2019. – Vol. 8. – Iss. 6. – P. 5972-5983.
7. Manna, J. Mechanical activation of air exposed TiFe + 4 wt% Zr alloy for hydrogenation by cold rolling and ball milling / J. Manna, B. Tougas, J. Huot // International Journal of Hydrogen Energy. – 2018. – Vol. 43. – Iss. 45. – P. 20795-20800.
8. Ulate-Kolitsky, E. First Hydrogenation of TiFe with Addition of 20 wt.% Ti / E. Ulate-Kolitsky, B. Tougas, J. Huot // Hydrogen. – 2022. – Vol. 3. – Iss. 4. – P. 379-388.
9. Microstructure and first hydrogenation properties of TiFe alloy with Zr and Mn as additives / A.K. Patel, A. Duguay, B. Tougas, C. Schade, P. Sharma, J. Huot // International Journal of Hydrogen Energy. – 2020. – Vol. 45. – Iss. 1. – P. 787-797.
10. Fundamental hydrogen storage properties of TiFe-alloy with partial substitution of Fe by Ti and Mn. / E. M. Dematteis, D. M. Dreistadt, G. Capurso, J. Jepsen, F. Cuevas, M. Latroch // Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – Vol. 874. – P. 159925.
11. Корреляция между характеристиками процессов газофазного и электрохимического гидрирования интерметаллических соединений / А. А. Володин, П. В. Фурсиков, Э. Э. Фокина, Б. П. Тарасов // Журнал физической химии. – 2020. – Т. 94. – № 5. – С. 796-802.
12. Magnesium-carbon hydrogen storage hybrid materials produced by reactive ball milling in hydrogen / M. Lototsky, J. M. Sibanyoni, R. V. Denys, M. Williams, B. G. Pollet, V. A. Yartys // Carbon. – 2013. – Vol. 57. – P. 146-160.
13. Луданов, К. И. Аккумуляция водорода. Кинетика поглощения водорода в металлах / К. И. Луданов, Т. И. Братанич // Відновлювана енергетика. – 2016. – №1. – С. 5-12.
14. Особенности гидрирования магния с Ni-графеновым покрытием / Б. П. Тарасов, С. А. Можжухин, А. А. Арбузов, А. А. Володин, Э. Э. Фокина, П. В. Фурсиков, М. В. Лотоцкий, В. А. Яртысь // Журнал физической химии. – 2020. – Т. 94. – № 5. – С. 772-777.
15. Шадрина, Н. И. Решение задач оптимизации в Microsoft Excel 2010 : учеб. пособие / Н. И. Шадрина, Н. Д. Берман ; [науч. ред. Э. М. Вихтенко]. – Хабаровск : Изд-во Тихоокеан. гос. ун-та, 2016. – 101 с.

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

Ответственный за выпуск Евгений Владимирович **КУЗЬМИН**

Обработка выходных данных РИО: **Н. Н. Кваша**

Компьютерная верстка: **Е. В. Кузьмин**

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» (ВолгГТУ)

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

Темплан 2023 г. Поз. № 12ж. Дата выхода в свет 20.11.2023 г. Формат 60 × 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Cambria. Печать офсетная. Усл. печ. л. 7,91.
Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 516.

Отпечатано в типографии Издательства ВолгГТУ
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.

В научном журнале «Известия ВолгГТУ», серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений» публикуются статьи, посвященные вопросам создания композиционных материалов с помощью сварки взрывом, взрывной обработки материалов, исследования процессов и явлений при высокоскоростном соударении тел, а также исследований свойств полученных соединений.

Вопрос об опубликовании статьи или ее отклонении решает редакционная коллегия журнала, которая утверждается ректором университета, ее решение является окончательным. Редколлегия направляет представленный для издания материал на рецензирование.

Рукопись должна быть набрана и сверстана в текстовом редакторе MS Word и распечатана на лазерном принтере в режиме полной загрузки тонера. Формат бумаги А4 (210x297 мм).

Для ускорения подготовки издания необходимо прислать электронную версию статьи, содержащую аннотацию, ключевые слова, ФИО авторов, название организации на русском и английском языках на электронный адрес: e.v.kuzmin@yandex.ru; weld@vstu.ru.

При наборе текста следует соблюдать следующие требования: поля - верхнее - 2,0 см, нижнее - 3,0 см, левое - 2,5 см, правое - 2,5 см; шрифт Cambria, кегль 14, интервал полуторный.

Текст набирается с применением автоматического переноса слов, перед знаками препинания (в том числе внутри скобок) пробелы не допускаются, после них ставится один пробел. Разрядка слов не допускается, следует избегать перегрузки статей большим количеством формул, рисунков, таблиц. Для набора символов в формульном редакторе MS Equation (MS Word) использовать установки (Стиль/Размеры) только по умолчанию; рисунки должны быть выполнены в редакторах векторной графики, таких как CorelDRAW или в любом приложении к Word. Допускается сканирование рисунков в программе Microsoft Photo Editor.

Инициалы и фамилия автора (авторов) пишутся над заглавием статьи. Ниже заглавия, перед основным текстом, указывается организация или предприятие, в котором работает автор статьи. В конце статьи ставится полное название учреждения, которое рекомендует статью для публикации, дата и подпись автора (всех авторов).

Литературные ссылки должны быть оформлены в соответствии с ГОСТ 7.1–2003 «Библиографическая запись. Библиографическое описание. Общие требования и правила составления». Библиографический список использованной литературы, составленный в порядке упоминания в тексте, дается в конце статьи; связь с основным текстом осуществляется цифровым порядковым номером в квадратных скобках в строке. Подстрочные ссылки не допускаются.

Иностранные фамилии и термины в тексте следует приводить в русском переводе. В библиографическом списке фамилии авторов, полное название книг и журналов приводятся на языке оригинала.

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.

При обозначении единиц физических величин должна применяться Международная система единиц (СИ).

Объем статьи не должен превышать 10 страниц бумаги формата А4, включая таблицы и библиографический список. Рекомендуется включать в журнал статьи с авторским коллективом не более четырех человек с участием каждого автора в одной-двух статьях.

Статьи должны представлять сжатое четкое изложение результатов, полученных автором без повторов приводимых данных в тексте статьи, таблицах и рисунках. К статье должны быть приложены: сведения об авторах (с указанием организации, должности, уч. степени, уч. звания, телефона, E-mail), документация, подтверждающая возможность ее открытого опубликования.