

ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского
государственного
технического
университета

ISSN 1990-5297



Серия
Сварка взрывом и свойства
сварных соединений

16+

№ 11 (270)
2022

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

Н. П. Алешин, академик РАН, д-р техн. наук
(Московский государственный технический
университет им. Н. Э. Баумана)

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

Л. Д. Добрушин, д-р техн. наук (Институт
электросварки им. Е. О. Патона НАН
Украины, г. Киев)

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

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

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

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

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

А. В. Крохалев, д-р техн. наук

В. Г. Шморгул, д-р техн. наук

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

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 (270)
Ноябрь
2022

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

Aleshin N. P., Academician of RAS, D. Sc. (Engineering)
(Bauman Moscow State Technical University,
Moscow)

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

Dobrushin L. D., Dr. Sc. (Engineering) (Paton Electric
Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kiev)

Greenberg B. A., D. Sc. (Physical and Mathematical
Sciences) (M.N. Mikheev Institute of Metal Physics
of the UB RAS, Yekaterinburg)

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

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

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

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

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

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

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 cata-
log «Press of Russia» – 80811.

Tel. of VSTU editorial office:

8 (8442) 24-84-05

8 (8442) 24-84-08

zavrjo@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

Twelve times a year

№ 11 (270)
November
2022

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 conclu-
sion 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>Б. С. Злобин, В. В. Киселев, А. А. Штерцер</i> Сварка взрывом малопластичных сталей	5
<i>С. В. Хаустов, В. В. Пай, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. Д. Кочкалов</i> Методика определения теплового потока от ударно сжатого газа перед точкой контакта к поверхности пластин при сварке взрывом.....	11
<i>В. В. Пай, Я. Л. Лукьянов</i> Формирование кумулятивной струи из составной конической облицовки.....	17
<i>М. П. Королев, Е. В. Кузьмин, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Сварка взрывом алюминиево-магниевого сплава с титаном вблизи нижней границы области свариваемости.....	21
<i>Л. Б. Первухин, Т. А. Шишкин, И. В. Денисов, О. Л. Первухина</i> Структура и свойства соединений, полученных комбинированным методом прессования взрывом и пайки	29
<i>Е. В. Кузьмин, М. П. Королев, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, А. А. Воронин, С. С. Мымриков, К. О. Одинцов</i> Особенности формирования соединения сталь+алюминиевый сплав при сварке взрывом с воздействием ультразвуковых колебаний.....	38
<i>О. Л. Первухина, И. В. Денисов, Л. Б. Первухин, В. А. Клышнатый</i> Экспериментальное исследование структуры и свойств смесей аммиачной селитры с дизельным топливом применительно к условиям сварки взрывом	44
<i>С. Н. Буравова, А. Ф. Беликова, Н. И. Мухина, В. О. Копытский, Е. В. Петров</i> Особенности углового разрушения образцов из титана и стали после ударно-волнового нагружения.....	54
<i>В. О. Копытский, Е. В. Петров, С. Н. Буравова</i> Исследование откольной повреждаемости в бронзовых сплавах после ударно-волнового нагружения.....	57
<i>С. Ю. Бондаренко, Л. Б. Первухин, О. Л. Первухина, Т. А. Шишкин</i> О связи аэродинамического нагрева свариваемых поверхностей с процессом образования литых включений в соединении при сварке взрывом крупногабаритных листов	62
<i>Н. Н. Ниёзбеков, А. Ю. Малахов, И. В. Денисов, И. В. Сайков</i> Определение границ области сварки взрывом и исследование микроструктуры границы соединения композиционного материала 08X18H10T-AMг6.....	70
<i>Д. Р. Черников, А. В. Крохалев, В. О. Харламов, Д. В. Россеин, О. О. Тужиков, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Исследования возможности получения многофазных водород-аккумулирующих материалов на основе Ti ₂ Fe	76
<i>А. В. Крохалев, Д. Р. Черников, В. О. Харламов, Д. В. Россеин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Исследование межфазного взаимодействия в материалах системы «титан-железо» при взрывном прессовании и последующем нагреве.....	82
<i>С. А. Серопян, И. В. Сайков, А. Ю. Малахов, Г. Р. Сайкова</i> Ударно-волновое нагружение реакционных материалов W-ПТФЭ-А1 в цилиндрических ампулах.....	87

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-11-270-5-10

*Б. С. Злобин**, *д-р техн. наук*, *В. В. Киселев**, *м. н. с.*, *А. А. Штерцер***, *д-р физ.-мат. наук*

СВАРКА ВЗРЫВОМ МАЛОПЛАСТИЧНЫХ СТАЛЕЙ

* *Конструкторско-технологический филиал Института гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск, asterzer@mail.ru*

** *Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, asterzer@mail.ru*

Проведены эксперименты по сварке взрывом стальных пластин, имеющих разную твердость и пластичность. Показано, что твердость оказывает слабое влияние на положение границы волнообразования на $V_K - \gamma$ диаграмме. С увеличением твердости свариваемых пластин границы сварки и волнообразования сближаются. Полученные результаты применимы к материалам, для которых получить прочное и бездефектное соединение сваркой взрывом возможно лишь в случае отсутствия волнообразования в зоне соединения.

Ключевые слова: сварка взрывом, граница сварки, граница волнообразования, твердость, образование трещин

B. S. Zlobin, V. V. Kiselev*, A. A. Shtertser***

EXPLOSIVE WELDING OF LOW-PLASTIC STEELS

* *Design and Technology Branch of Lavrentyev Institute of Hydrodynamics, SB RAS, Novosibirsk, asterzer@mail.ru*

** *Lavrentyev Institute of hydrodynamics, SB RAS, Novosibirsk, asterzer@mail.ru*

Experiments on explosive welding of steel plates of different hardness and plasticity have been carried out. It is shown that hardness has little effect on the position of the wave-formation boundary on the $V_K - \gamma$ diagram. As the hardness of the plates to be welded increases, the boundaries of welding and wave formation get closer. The results obtained are applicable to materials, for which it is possible to obtain a strong and defect-free weld by explosive welding only when there are no waves in the welded joint.

Keywords: explosive welding, welding boundary, wave formation boundary, hardness, crack formation

Сварка взрывом (СВ), когда-то новый и перспективный способ сварки, вызывавший большой интерес ученых, в настоящее время довольно хорошо изучена и уже более 50-ти лет используется в промышленности. Результаты исследований систематизированы и опубликованы в многочисленных статьях и известных монографиях, в частности, в [1-4]. В то же время углубленные исследования СВ продолжают по разным направлениям и в настоящее время [5-14].

В данной работе описаны эксперименты по сварке стальных пластин, подвергнутых закалке и имеющих разную твердость и пластичность. Цель работы состояла в определении положения границ безволновой области СВ в зависимости от твердости свариваемых пластин.

О том, какую форму должна иметь граница прочного и бездефектного сварного соединения единого мнения, по-видимому, не

существует. По мнению авторов [15], наиболее прочное, не имеющее дефектов соединение при СВ алюминиевых сплавов получается, когда граница соединения имеет гладкую прямолинейную форму. В работе [16] автор, развивая свою концепцию определения границ сварки и волнообразования, считает, что процесс СВ сопровождается более или менее выраженным волнообразованием на границе соединения. Поэтому отыскание необходимых параметров СВ сводится к определению условий, обеспечивающих волнообразование на границе соединения. Автор [17] считает, что переход к стабильному волнообразованию является критерием равнопрочности при сварке взрывом, а вся область безволновой сварки рассматривается как область переходных режимов с нестабильным качеством. Авторы [18], напротив, считают, что для образования прочного соединения процесс волнообразо-

вания вовсе не обязателен, в связи с чем эта граница не имеет практического значения.

Отметим, что сварку стальных пластин в термообработанном состоянии с повышенной твердостью и низкой пластичностью приходится проводить в более жестких режимах по сравнению со сваркой пластичных материалов. При этом, при высоких скоростях точки контакта V_K на границе соединения пластин образуются волны, на гребнях которых могут возникать сдвиговые трещины, снижающие прочностные характеристики получаемого композиционного материала [19]. В этой связи границу волнообразования при сварке взрывом малопластичных материалов можно рассматривать как одну из границ области СВ (правую границу), определяющую параметры прочного соединения без образования трещин.

Материалы и методы исследования

Экспериментально определялись значения параметров соударения (скорость точки контакта V_K и угол соударения γ), необходимые для начала процесса образования соединения (граница области сварки). Волны в зоне соединения пластин при таких режи-

мах соударения отсутствовали. При дальнейшем увеличении V_K и/или γ фиксировались их значения, при которых начинается волнообразование. На первом этапе работ в экспериментах использовались стальные пластины из Ст.3 твердостью $HV=1300$ МПа и толщиной 2,5–3 мм. Метаемая пластина имела размеры 100x300мм, неподвижная – 50x180 мм. Поверхности всех пластин шлифовались до шероховатости $Ra1,6$ в направлении вдоль сварки. Для сварки использовались смеси аммонита 6ЖВ с аммиачной селитрой мелкого помола. Сварка велась по параллельной схеме – скорость точки контакта V_K равна скорости детонации заряда взрывчатого вещества (ВВ). Скорость детонации измерялась электроконтактным методом с использованием осциллографа Tektronix TDS 2014C. Угол соударения γ рассчитывался по известным формулам для угла поворота пластин, метаемых скользящей детонацией заряда ВВ, взятым из [1].

Из каждого образца изготавливался макрошлиф для определения формы границы соединения. Результаты экспериментов представлены на диаграмме $V_K - \gamma$ на рис. 1.

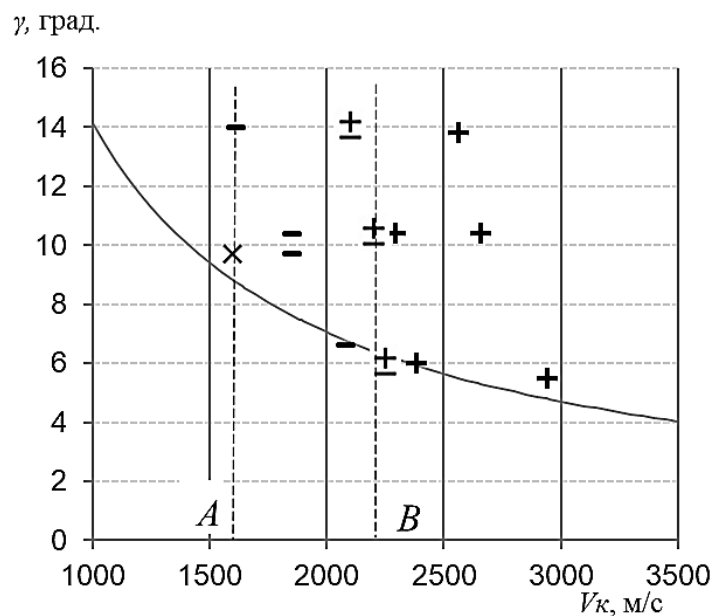


Рис. 1. Эксперименты по сварке взрывом стальных пластин из Ст.3 твердостью $HV = 1300$ МПа:

«-» – прямолинейная граница, «±» – граница с участками прямолинейной и волнообразной формы, «+» – волнообразная граница, «х» – нет сварки

Сплошной линией показана нижняя граница области сварки взрывом, рассчитанная по формуле $\gamma = k \sqrt{\frac{HV}{\rho V_k^2}}$ с коэффициентом $k = 0,6$ [1]. На рис. 1 зона сварки без образования волн на границе соединения соответствует интервалу АВ.

В диапазоне углов соударения при которых сваривались пластины в этой серии экспериментов граница волнообразования в координатах $V_k - \gamma$ близка к вертикальной линии, что не противоречит ранее полученным результатам [1]. В качестве граничных значений принимались такие значения V_k при которых сваренные образцы имели границу соединения с участками как прямолинейными, так и волнообразной формы.

На следующем этапе для определения зависимости размеров области безволновой сварки от твердости, были проведены эксперименты по СВ пластин из стали 30ХГСА, закаленных до твердости $HV = 3300$ и 5400 МПа. Измерения твердости проводились на твердомерах ТК-2, ТК-14-250, 2137-ТУ по шкале НРС. Значения твердости в единицы HV переводились в соответствии с таблицей из [20]. Сварка производилась в диапазоне углов соударения пластин $\gamma = 10^\circ - 13^\circ$.

На рис. 2 на диаграмме в плоскости HV – V_k показаны границы сварки взрывом и границы волнообразования, построенные по результатам экспериментов по сварке пластин разной твердости в одном и том же диапазоне углов γ . Интервалы A_1B_1 и A_2B_2 ,

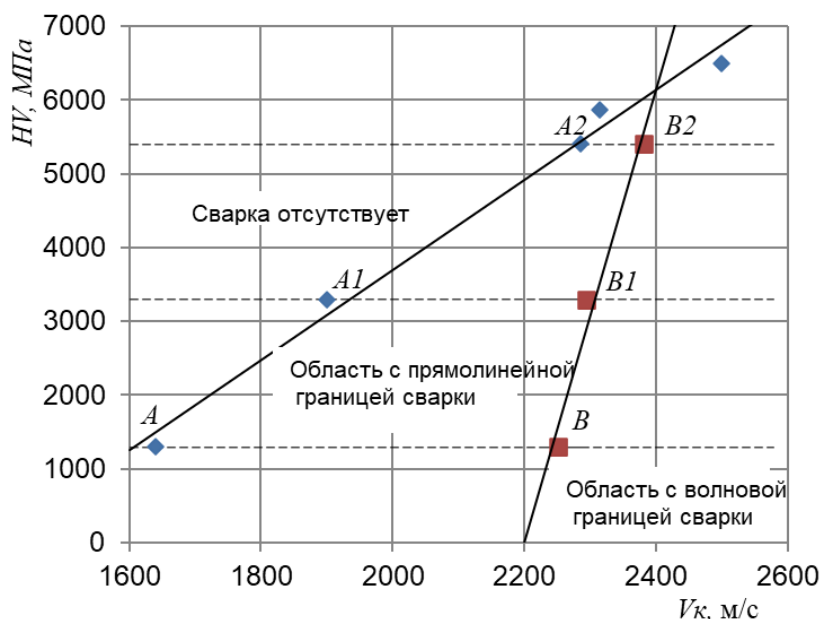


Рис. 2. Размеры зон сварки с прямолинейной границей в зависимости от твердости

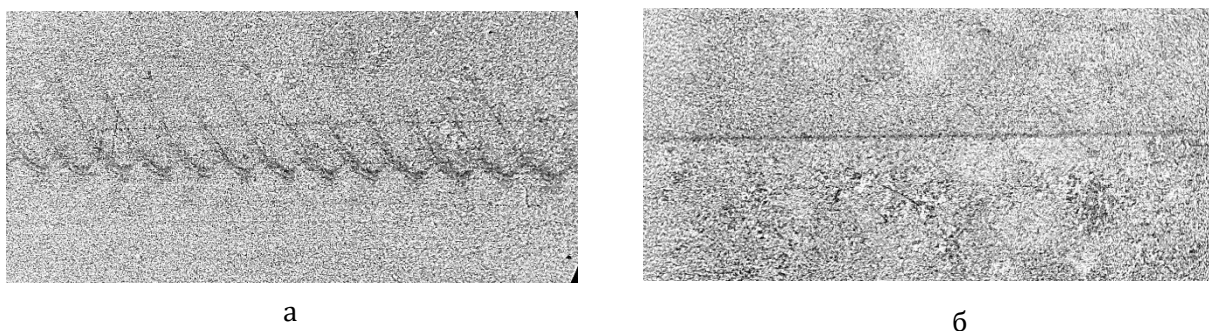


Рис. 3. Эксперименты по сварке взрывом пластин из стали 30ХГСА твердостью $HV = 5860$ МПа:

а – волнообразная граница с трещинами на гребнях волн, б – прямолинейная граница

где граница соединения не имеет волн, соответствуют диапазонам V_K для стали с твердостью HV = 3300 и 5400 МПа.

Представленные на рис. 2 экспериментальные данные показывают, что с увеличением твердости стальных пластин размеры зоны безволновой сварки уменьшаются. При этом исходная твердость сильнее влияет на положение левой границы этой зоны (граница сварки), чем правой (граница волнообразования).

В дальнейших экспериментах твердость пластин была увеличена до HV = 5860 МПа. Были получены образцы с прямолинейной и с волнообразной границами соединения. Фотографии макрошлифов образцов показаны на рис. 3. На фотографии образца с

волнообразной границей видны зарождающиеся трещины на гребнях волн, однако в образце с прямолинейной границей трещины не наблюдаются.

Точное значение V_K для твердости HV = 5860 МПа, при котором происходит переход от прямолинейной границы к волнообразной экспериментально установить не удалось, так как область сварки с прямолинейной границей соединения становится настолько узкой, что разброс по скорости детонации в разных экспериментах у зарядов из смеси аммонита с селитрой превышает ширину этой области.

При дальнейшем увеличении твердости до HV = 6400 МПа, сварить стальные пластины не удалось. Из-за малой пластичности

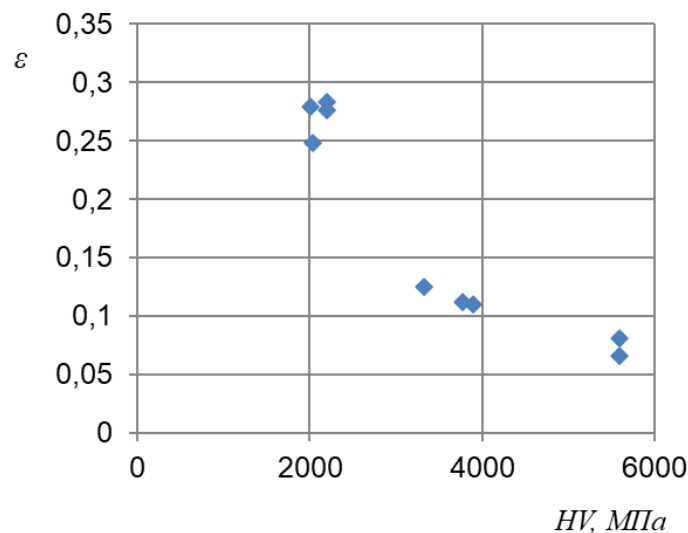


Рис. 4. Зависимость относительного удлинения образца от твердости стали

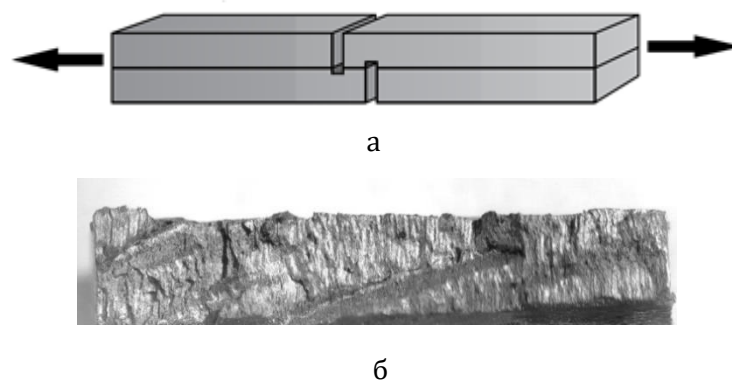


Рис. 5. Биметаллический образец для испытания на сдвиг (а) и фрактограмма излома образца после испытания (б)

пластины разрушались в процессе соударения.

Были проведены испытания на растяжение образцов из исходных пластин с разной твердостью с целью построения зависимости пластичности от твердости свариваемых пластин. Испытания проводились на установке ZDM-5 при постоянной скорости движения захвата 6,5 мм/мин. Результаты представлены на рис. 4.

зующихся волн и прочностью сварного соединения не существует.

Результаты испытаний представлены на рис. 6. Там же, для сравнения, представлены результаты испытания на растяжение исходных стальных образцов с разной твердостью.

Испытания показали, что во всем изученном диапазоне твердостей свариваемых пластин прочность биметаллических образ-

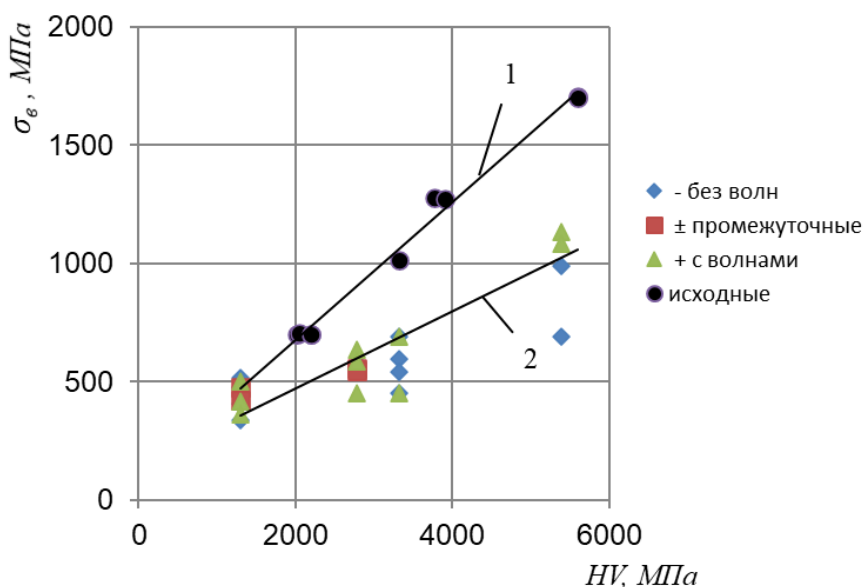


Рис. 6. Прочность исходных стальных образцов при испытании на растяжение (1) и прочность на сдвиг биметаллических образцов в зависимости от твердости (2)

Для определения качества сварки проводились прочностные испытания биметалла. Из-за небольших толщин свариваемых пластин, была разработана конструкция биметаллических образцов для испытания сварного шва на сдвиг, показанная на рис. 5, а.

Разрушение всех образцов при испытаниях происходило не по границе соединения, а по металлу одной из пластин, что говорит о том, что прочность сварного соединения не ниже прочности материала свариваемых пластин. Фотография поверхности излома показана на рис. 5, б. Прочность сварного шва образцов с ровной границей и образцов с волнообразной границей существенно не отличаются. Это подтверждает мнение авторов работы [18], которые считают, что физической связи между параметрами обра-

зцов на сдвиг составила 60% от прочности стальных образцов испытанных на растяжение.

Заключение

Эксперименты по сварке взрывом пластин из стали 30ХГСА, закаленных до разных значений твердости показали, что твердость оказывает слабое влияние на положение границы волнообразования. При этом влияние твердости на положение границы сварки значительно, в результате диапазон параметров, при которых возможна сварка без волн, сужается с увеличением твердости свариваемых материалов, так что при HV около 6000 МПа граница сварки взрывом вплотную приближается к границе волнообразования. В итоге может сложиться ситуация, когда с увеличением твердости свариваемых материалов прочность сварного соединения не будет соответствовать прочности исходных материалов.

ваемых взрывом материалов получить безволновое соединение без трещинообразования окажется невозможным.

В некоторых случаях для получения бездефектной сварки стальных пластин с высокой твердостью необходимо свести деформации на границе к минимально допустимым, т.е. подобрать параметры соударения, при которых волны на границе соединения не образуются. Поскольку диапазон таких значений может оказаться чрезвычайно узким, эту задачу помогло бы решить применение взрывчатых веществ, не чувствительных к колебаниям влажности и температуры окружающей среды и имеющих стабильную скорость детонации при разной толщине заряда. Таковыми являются, например, эмульсионные взрывчатые вещества, описанные в [21-24].

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. Конон, Ю. А. Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л. Б. Первухин, А. Д. Чудновский; под ред. В. М. Кудинова. – М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.
3. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 544 с.
4. Crossland, B. Explosive welding of metals and its application / B. Crossland. – Oxford: Clarendon Press, 1982. – 233 p.
5. Влияние ультразвука на сварку взрывом / В. В. Пай, Я. Л. Лукьянов, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, Е. В. Кузьмин // Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 2017. – № 13 (208). – С. 35-38.
6. Измерение температуры в шве и околошовной зоне при сварке взрывом / С. В. Хаустов, В. В. Пай, Я. Л. Лукьянов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. К. Полуновский, А. И. Божков, П. М. Сазыкин, М. В. Шевченко // Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 2020. – № 11 (246). – С. 5-9.
7. Simulation and experimental determination of temperature in the joint zone during explosive welding / S. V. Khaustov, V. V. Pai, Y. L. Lukyanov, V. I. Lysak, S. V. Kuz'min // Thermal Science and Engineering Progress. – 2022. – Vol. 30. – 101240.
8. Hokamoto, K. Some New Approaches of Explosive Welding // Proceed. ESHF 2016 Fifth Intern. Symp. on Explosion, Shock Wave and High-strain-rate Phenomena (Beijing, China, 25-28 September 2016,). – Beijing: Beijing Institute of Technology. – 2016. – ID030. – p. 50-51.
9. Cracking behavior in tensile and bending test of underwater explosive welded AZ31/Cu laminated composite / W. Sun, W. Zhang, J. Guo, S. Jiang // Theoretical and Applied Fracture Mechanics. – 2019. – Vol. 103. – 102256.
10. Microstructure and phase constitution near the interface of explosively welded aluminum/copper plates / H. Paul, L. Lityńska-Dobrzyńska, M. Prazmowski // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2013. – Vol. 44. – p. 3836–3851.
11. High-velocity impact welding process: a review / H. Wang, Y. Wang // Metals. – 2019. – Vol. 9. – 144.
12. Review of aluminum-to-steel welding technologies for car-body applications / A. Gullino, P. Matteis, F. D'Aiuto // Metals. – 2019. – Vol. 9. – 315.
13. Diffusion kinetics in explosive cladding of dissimilar alloys as described through the Miedema model / S. Saravanan, K. Raghukandan // Archives of Metallurgy and Materials. – 2014. – Vol. 59(4). – p. 1615–1618.
14. Effect of inert gas-shielding on the interface and mechanical properties of Mg/Al explosive welding composite plate / X. Zeng, Y. Wang, X. Li, X. J. Li, T. Zhao // Journal of Manufacturing Processes. – 2019. – Vol. 45. – p. 166–175.
15. Explosive welding of aluminum to aluminum: analysis, computations and experiments / F. Grignon, D. Benson, K.S. Vecchio, M.A. Meyers. // International Journal of Impact Engineering. – 2004. – Vol. 30, Iss. 10. – p.1333–1351.
16. Петушков, В. Г. О физической трактовке процесса сварки взрывом вблизи её нижней границы / В. Г. Петушков // Физика горения и взрыва. – 2000. – т. 36, № 6. – С. 104-110.
17. Симонов, В. А. Области сварки взрывом: Основные параметры и критерии / В. А. Симонов; Рос. акад. наук, Сиб. отд-ние, Ин-т гидродинамики им. М. А. Лаврентьева. – Новосибирск: ИГиЛ СО РАН, 1995. – 60 с.
18. Лысак, В. И. Развитие представлений о нижней границе сварки металлов взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин // Автоматическая сварка. – 2009. – № 11 (679). – С. 7-13.
19. Захаренко, И. Д. Влияние твёрдости свариваемых материалов на положение нижней границы сварки взрывом / И. Д. Захаренко, Б. С. Злобин // Физика горения и взрыва. – 1983. – т.19, №5. – С. 170 – 174.
20. Марочник сталей и сплавов. 4-е изд., переработ. и доп. / Ю. Г. Драгунов, А. С. Зубченко, Ю. В. Каширский и др. Под общей ред. Ю. Г. Драгунова и А. С. Зубченко. – М.: Машиностроение, 2014. – 1216 с.
21. Сильвестров, В. В. Исследование низкоскоростных эмульсионных ВВ / В. В. Сильвестров, А. В. Пластинин // Физика горения и взрыва. – 2009. – т.45. – №5. – С. 124-133.
22. Enhancement of explosive welding possibilities by the use of emulsion explosive / B. Zlobin, V. Sil'vestrov, A. Shtertser, A. Platinin, V. Kiselev // Archives of Metallurgy and Materials. – 2014. – V. 59, Issue 4. – P. 1587-1592.
23. Злобин, Б. С. Использование эмульсионных взрывчатых веществ в экспериментальных исследованиях течений в зоне соединения при сварке взрывом / Б. С. Злобин, В. В. Киселев, А. А. Штерцер, А. В. Пластинин. // Физика горения и взрыва. – 2018. – т. 54, № 2. – С. 114–121.
24. Emulsion Explosives: A Tutorial Review and Highlight of Recent Progress / B. Kramarczyk, K. Suda, P. Kowalik, K. Swiatek, K. Jaszcz, T. Jarosz // Materials. – 2022. – Vol. 15. – 4952.

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-11-270-11-16

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*

МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕПЛОВОГО ПОТОКА ОТ УДАРНО СЖАТОГО ГАЗА ПЕРЕД ТОЧКОЙ КОНТАКТА К ПОВЕРХНОСТИ ПЛАСТИН ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

*Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru
* Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, pai@hydro.nsc.ru*

В этой работе предложен термопарный метод измерения теплового потока от ударно-сжатого газа в сварочном зазоре к поверхностям соударяемых пластин при сварке взрывом. Проведена серия экспериментов по определению теплового потока при сварке взрывом медных пластин на расстоянии 0,5-0,6 м от начала сварки. Установлено, что тепловой поток от ударно-сжатого газа не зависит от скорости точки контакта.

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

MEASURING THE PRE-HEATING TEMPERATURE OF THE PLATES SURFACE WITH IMPACT GAS 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*

In this work, a thermocouple method is proposed for measuring the heat flux from the shock-compressed gas in the welding gap to the surfaces of colliding plates during explosion welding. A series of experiments was carried out to determine the heat flux during explosion welding of copper plates at a distance of 0,5-0,6 m from the beginning of welding. It has been established that the heat flux from the shock-compressed gas does not depend on the speed of the contact point.

Keywords: explosion welding, shock-compressed gas, heat flux, thermocouple method

При сварке взрывом в промежутке между пластинами образуется область ударно-сжатого газа, нагретого до нескольких тысяч градусов. Разогретый и движущийся с высокой скоростью газ обтекает поверхности свариваемых пластин и нагревает их еще до соударения [1, 2]. Параметры ударно-сжатого газа в зазоре в условиях сварки взрывом, такие как скорость ударной волны и температуру можно определить экспериментально оптическими, рентгенографическими и фотоэлектрическими способами [3-6]. Размеры области ударно-сжатого газа (а значит и время воздействия на свариваемые пластины) возрастают с увеличением линейных размеров пластин и со снижением скорости точки контакта [7, 8]. Тепловой поток из этой области приводит к прогреву пластин и по некоторым оценкам [8, 9] к расплавлению поверхностных (несколько десятков мкм) слоев металла. В работах [10,

11] была проведена качественная оценка температуры границы соединения в сечениях, отстоящих на различном расстоянии от начала сварки, показывающая, что эффект предварительного подогрева ударно-сжатым газом поверхностей пластин перед их соударением может проявляться и при сварке относительно коротких пластин.

Опыты по заполнению зазора между пластинами при сварке взрывом различными газами, такими как аргоном [12], гелием [13, 14], а также вакуумирование [15] показывают, что газовая среда оказывает значительное влияние на размеры образующихся при сварке волн, количество оплавленного металла, микроструктуру и механические свойства соединений, полученных сваркой взрывом. Особенно сильно это влияние проявляется при увеличении габаритов пластин, а также при сварке титана со сталью и другими сплавами [16].

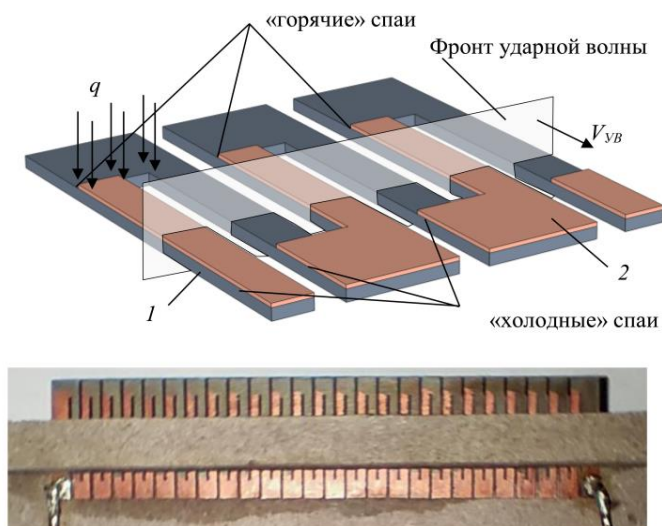


Рис. 1. Фрагмент из трех термопар и внешний вид термобатареи из 25 термопар:
1 – константан; 2 – медь

Параметры ударно-сжатого газа в зазоре, такие как температура за фронтом ударной волны и скорость ударной волны могут быть рассчитаны по ударной адиабате воздуха [17], [18], а также определены экспериментально [7]. В зазоре также присутствуют дисперсные частицы кумулятивного происхождения, вылетающие из области точки контакта и способные существенно повысить температуру ударно-сжатого газа и скорость ударной волны по сравнению с рассчитанными по ударной адиабате [3, 19, 20, 21]. Однако, сами по себе параметры ударно-сжатого газа с учетом сложного ха-

рактера ударно-волновых процессов и теплообмена в зазоре не позволяют оценить температуру предварительного подогрева поверхностей соударяемых пластин до момента их соударения.

Таким образом, необходимо разработать надежный прямой метод измерения температуры поверхности пластин при их обтекания сверхзвуковым газовым потоком в условиях сварки взрывом, что и определило цель работы.

Для определения температуры поверхности свариваемых пластин в условиях их обтекания потоком газа была разработана

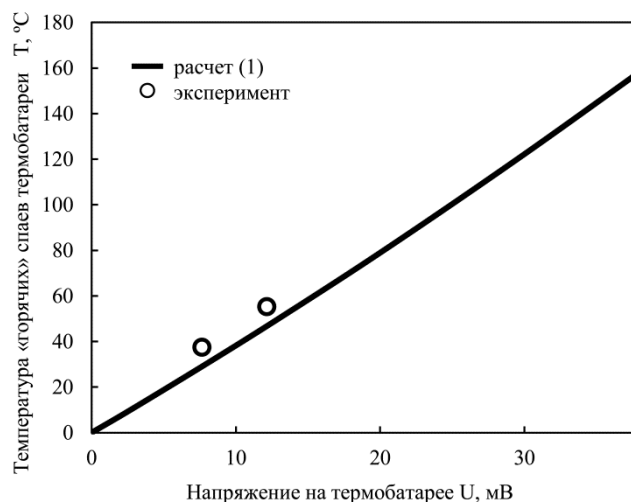


Рис. 2. Тарировочная кривая $\Delta T(U)$ термобатареи из 25 термопар

конструкция планарной термопары, размещаемой в сварочном зазоре по ходу движения ударной волны в зазоре как показано на рис. 1.

Конструкция термобатареи представлена на рис. 1. На константановую фольгу 1 толщиной 180 ... 300 мкм наносили слой меди 2 толщиной 2,5 ... 3,5 мкм таким образом, чтобы образовалась батарея планарных термопар, при этом «горячие» и «холодные» спаи термопары – это области соединения монометаллических и биметаллических частей термопары соответственно. При этом «холодные» спаи термобатареи покрывали слоем эпоксидного клея.

Термо-ЭДС термопары рассчитывали по формуле [22]:

$$U(t) = \int_{T_x}^{T_r} \frac{(S_k - S_m)}{(1 + \sigma_k \delta_k / \sigma_m \delta_m)} dT, \quad (1)$$

где T_r , T_x – температуры «горячего» и «холодного» спаев соответственно; S , σ , δ – термоэлектрический коэффициент, проводимость и толщина соответствующего металла (индекс «к» – константан, «м» – медь).

Термобатареи тарировали в статических условиях в диапазоне температур от 20 до 100 °С (рис. 2 а, б). Эффективное значение термоэлектрического коэффициента для одной термопары (ТВ25, рис. 1) составило ~ 12 мкВ/град, всей термобатареи ~ 0,3 мВ/град.

Схема эксперимента показана на рис. 3, а. Для формирования области ударно-сжатого газа использовали медные пластины тол-

щиной 1,5 ... 2 мм. Истечение газа (воздуха) через боковые зазоры не ограничивалось. Для исключения механического влияния на термобатарею облака металлических частиц за фронтом ударной волны в газе в нижней пластине на различном расстоянии от начала сварки вырезали отверстие (35x75 мм), закрытое с тыльной стороны пластины изолятором (дерево), на котором размещали термобатарею (см. рис. 3, б). При этом плоскость термобатареи была параллельна поверхности свариваемых пластин, что обеспечивало конвективный теплообмен с ударно-сжатым газом. Геометрические параметры пластин, зарядов взрывчатого вещества (ВВ) и расстояние от начала сварки до термобатарей представлены в таблице.

В эксперименте №1 термобатарею размещали в конце пластин, в эксперименте №2 – примерно в середине пластины. Таким образом, область ударно-сжатого газа была ограничена метаемой и неподвижной пластинами вплоть до набегания точки контакта на термобатарею только в эксперименте №2.

Зазор между пластинами во всех экспериментах был одинаков и составлял 8 мм. В качестве взрывчатого вещества использовали смеси аммонита 6ЖВ с различными инертными наполнителями для варьирования скорости детонации в пределах от 1840 до 2500 м/с. Скорость детонации D , равную скорости точки контакта V_k , измеряли элек-

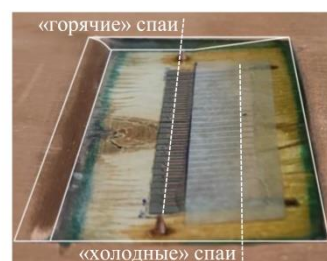
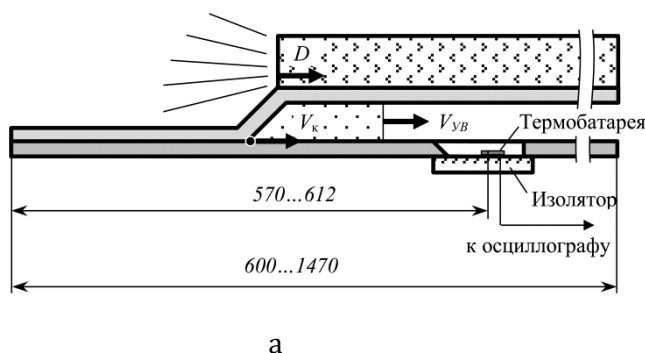


Рис. 3. Схема измерения теплового потока от ударно-сжатого газа при сварке взрывом медных пластин (а), размещение термобатареи ТВ25 в неподвижной медной пластине (б)

троконтактным методом по всей длине заряда ВВ на тех же экспериментальных сборках (см. таблицу).

часть пластин не оказывала влияния на область ударно-сжатого газа, в котором была размещена термобатарея. Видно, что в отли-

Геометрические размеры свариваемых пластин и параметры заряда ВВ

№ экс, тип ТБ	Расстояние от начала пластин до термобатареи L , м	Размеры медных пластин, мм	Высота заряда ВВ, мм	Тип ВВ	Содержание ВВ	Скорость детонации заряда ВВ, $D=V_c$, м/с
№1 ТВ25	570	600x200x2	20	Аммонит 6ЖВ + кв. песок	75/25 % об.	1840 ± 70
№2 ТВ25	612	1470x200x2	25		60/40 % об.	2480 ± 25

На рис. 4, а приведена осциллограмма термо-ЭДС с термобатареи размещенной в конце неподвижной пластины. Максимум термо-ЭДС, перед тем как область ударно-сжатого газа достигла конца пластины, составил $U_{max} \sim 0,01$ В, что соответствует приращению температуры «горячих» спаев термобатареи $\Delta T \sim 36$ °С (см. рис. 2) за время ~ 4 мкс. Общее время воздействия ударно-сжатого газа на термобатарею составило $t_i = 53$ мкс.

На рис. 5, б приведена осциллограмма термо-ЭДС с термобатареи (экс. №2, см. таблицу), размещенной в середине неподвижной пластины. Таким образом, конечная

часть от эксперимента №1 с размещением термобатареи в конце пластины, термо-ЭДС монотонно растет в течение ~ 24 мкс, достигая максимума $\sim 0,026$ В, что соответствует приращению температуры $\Delta T \sim 110$ °С (рис. 2).

Начиная с 24 мкс начинается дребезг сигнала, затрудняющий дальнейшую его интерпретацию. Это можно объяснить влиянием на термобатарею частиц меди кумулятивного происхождения, вылетающих из окрестности точки контакта, тормозящихся в спутном потоке газа, отражающихся от поверхности пластин и оседающих на термобатарею. Общее время воздействия ударно-

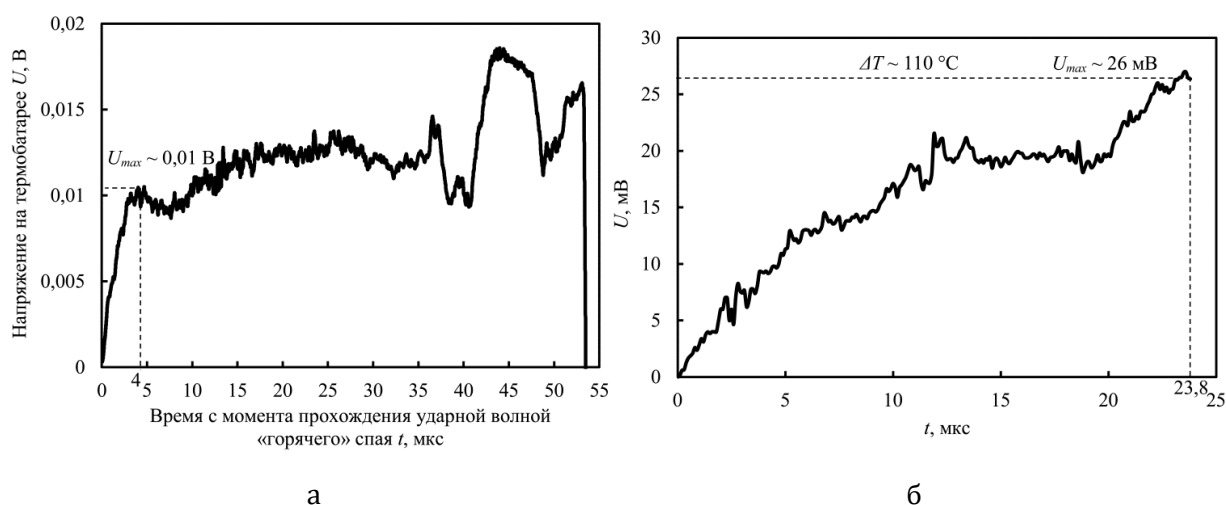


Рис. 4. Осциллограмма зависимости напряжения (термо-ЭДС) от времени на термобатарее ТВ25, экс. №1, $V_k = 1840$ м/с (а) экс. №2, $V_k = 2480$ м/с (б)

сжатого газа на термобатарей составило $t_l = 66$ мкс.

Для определения теплового потока q_{exp} от ударно-сжатого газа к поверхности медных слоев термобатарей при известной зависимости температуры границы «медь-константан» решим обратную задачу тепло-

зали хорошее совпадение на протяжении 24 мкс (рис. 5, б).

Таким образом, можно отметить, что эффект от теплового воздействия ударно-сжатого газа в сварочном зазоре при прочих равных (величина сварочного зазора, металл свариваемых пластин) практически не

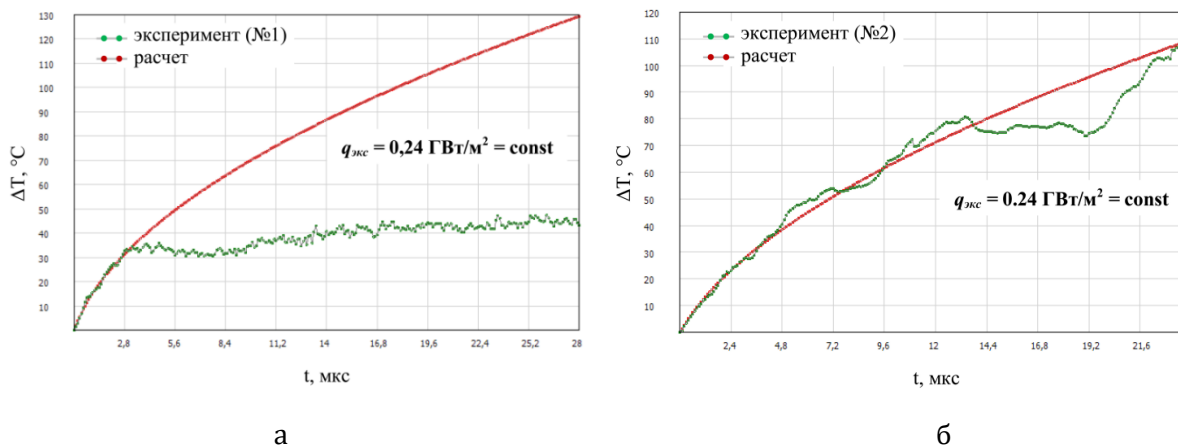


Рис. 5. Зависимость температуры границы «медь-константан» $T(\delta_m, t)$ от времени при действии теплового потока $q_{\text{экс}}$ при размещении термобатарей в конце (а) и в середине (б) пластины

проводности, воспользовавшись методикой, описанной в [22].

Для эксперимента №1 определенный таким образом постоянный тепловой поток, вызвавший приращение средней температуры «горячих» спаев термобатарей $\Delta T \sim 36$ °С, в течение 4 мкс составил $q_{\text{экс}} = 0,24$ ГВт/м². На рис. 5, а показаны термические циклы (экспериментальный и расчетный с учетом действия $q_{\text{экс}} = \text{const}$) границы «медь-константан», соответственно. Видно, что в течение времени 0-4 мкс экспериментальный и расчетные термические циклы показывают хорошее совпадение, а когда ударно-сжатый газ достигает конца пластин и расширяется в окружающее пространство, мощность теплового потока и, соответственно, температура границы «медь-константан» падают.

Для эксперимента №2 с термобатарей, размещенной в середине свариваемых пластин, при действии постоянного теплового потока $q_{\text{экс}} = 0,24$ ГВт/м² экспериментальный и расчетный термические циклы пока-

зависит от скорости точки контакта в диапазоне 1900-2500 м/с. Слабая зависимость $q_{\text{экс}}$ от параметров скорости точки контакта и скорости фронта ударной волны в воздухе может быть обусловлена, тем, что на тепловой эффект от ударно-сжатого газа оказывают преобладающее влияние металлические частицы в зазоре.

Выводы

1. Разработан оригинальный метод непрерывного измерения теплового потока от ударно-сжатого газа в зазоре к поверхности свариваемых взрывом пластин, позволяющий определять температуру поверхности пластин перед точкой контакта.

2. Экспериментально установлено, что конвективный тепловой поток от ударно-сжатого газа составляет $\sim 0,24$ ГВт/м² и не зависит от кинематических параметров сварки взрывом в диапазоне скоростей точки контакта 1900-2500 м/с и определяется параметрами разогнанных до высоких скоростей дисперсных частиц кумулятивного происхождения.

Библиографический список

1. Кудинов, В. М. Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, А. Я. Коротеев. – М.: Металлургия, 1978.
2. Захаренко, И. Д. Сварка металлов взрывом / И. Д. Захаренко. – Минск: Навука і тэхніка, 1990. – 205 с.
3. Дерибас, А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерибас. – 2-е изд. доп. перераб. – Новосибирск: Наука, 1980. – 222 с.
4. Towards better understanding of explosive welding by combination of numerical simulation and experimental study / I. A. Bataev, S. Tanaka, Q. Zhou, D. V. Lazurenko, A. M. Jorge Junior, A. A. Bataev, K. Hokamoto, A. Mori, P. Chen // Mater. Des. – Vol. –169. – 2019. – p. 107649.
5. Mori, A. Optical observation of metal jet generated by high speed inclined collision / A. Mori, S. Tanaka, K. Hokamoto // Selected Papers From the 31st International Congress on High-Speed Imaging and Photonics. – Vol. 10328. – International Society for Optics and Photonics. – 2017. – p. 103281Q.
6. Role of gas in the gap during explosive cladding / I. M. Richardson, E. P. Carton, Y. van der Drift, H. van der Linde // In Shock-assisted materials synthesis and processing: Science, innovations, and industrial implementation (EPNM-2008). – p. 3.
7. 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.
8. Determination of parameters of shock-compressed gas in welding gap ahead of contact point in explosion cladding / S. Yu. Bondarenko, D. V. Rikhter, O. L. Pervukhina, L. B. Pervukhin // The Paton Welding J. – Vol. 11. – 2009. – pp. 39-41.
9. Saravanan, S. Thermal kinetics in explosive cladding of dissimilar metals / S. Saravanan, K. Raghukandan // Science and Technology of Welding and Joining. – 2012. – Vol. 17 (2). – pp. 99-103.
10. Thermal processes in explosive welding / S. V. Khaustov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, V. V. Pai // Combust. Explos. Shock Waves. – Vol. 50. – 2014. – pp. 732-738.
11. Оценка тепловой ситуации в зоне соединения при сварке взрывом крупногабаритных металлических заготовок / Т. Ш. Сильченко, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, С. В. Хаустов, А. А. Эрентраут // Новые перспективные материалы и технологии их получения. НПМ-2007: сб. науч. тр. междунар. конф., Волгоград, 9-12 окт. 2007 г. / ВолгГТУ [и др.]. – Волгоград, 2007. – С. 202-204.
12. Possible Ignition of Particles Ejected into the Gap in Explosive Welding of Titanium / A. A. Berdychenko, B. S. Zlobin, L. B. Pervukhin, A. A. Shtertser // Combust. Explos. Shock Waves. – Vol. – 39. – 2003. – pp. 232-239.
13. Richter, U. Grundlagen und Anwendung des Sprengplattierens / U. Richter, J. F. Roth // Naturwissenschaften. – 1970. – H. 10. – pp. 487-493.
14. Effects of gaseous media on interfacial microstructure and mechanical properties of titanium/steel explosive welded composite plate / X. Y. Zeng, Y. X. Wang, X. Q. Li, X. J. Li, T. J. Zhao // Fusion Engineering and Design. – 2019. – Vol. 148. – 11129.
15. The Effect of Atmosphere and Vacuum on Character of Weld Joints Fabricated by Explosion / M. Jáňa, M. Turňa, J. Ondruška, P. Nesvadba // Advanced Materials Research. – 2014. – Vol. 875-877. – pp. 1472-1476.
16. Berdychenko, A. A. Evolution of titanium structure in the zone of the joint formed by explosive welding / A. A. Berdychenko, L. B. Pervukhin, O. L. Pervukhina // Met. Sci. Heat Treat. – 2009. – Vol. 51, pp. 476-481.
17. Физика взрыва / Под ред. Л. П. Орленко. – Изд. 3-е, испр. – В 2 т. Т.1. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2004. – 832 с.
18. Gas shock waves in the gap between the base and cladding plates during explosive welding / Li Xiaojie, Wang Yuxin, Wang Xiaohong, Yan Honghao, Zeng Xiangyu, Wang Jian // Explosion And Shock Waves. – 2021. – Vol. 41(7). – 075301.
19. Cowan, G. Flow conjunctions in colliding plates explosive bonding / G. Cowan, A. Holtzman // J. Appl. Phys. – 1963. – Vol. 34. – pp. 928-939.
20. Kiselev, S. P. Numerical and experimental modeling of jet formation during a high-velocity oblique impact of metal plates / S. P. Kiselev, V. I. Mali // Combust. Explos. Shock Waves. – 2012. – Vol. 48. – pp. 214-225.
21. Shtertser, A. A. Flows, strains, and the formation of joints in oblique collision of metal plates / A. A. Shtertser, B. S. Zlobin // J. Appl. Mech. Tech. Phys. – 2015. – Vol. 56. – pp. 927-935.
22. Thermal effect of explosive detonation products on a flyer plate in the explosive welding of metals / S. V. Khaustov, V. V. Pai, Y. L. Lukyanov, V. I. Lysak, S. V. Kuz'min // Int. J. Heat Mass Transf. – 2020. – Vol. 163. – 120469.

Исследование проведено при финансовой поддержке в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации
(тема № 0637-2020-0006)

УДК 532.517.4; 621.791.13; 623.4.082.6
DOI: 10.35211/1990-5297-2022-11-270-17-20

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

ФОРМИРОВАНИЕ КУМУЛЯТИВНОЙ СТРУИ ИЗ СОСТАВНОЙ КОНИЧЕСКОЙ ОБЛИЦОВКИ

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

В работах [1 - 3] показано, что в процессе обжатия конической облицовки продуктами детонации гексогена или аммонита № 6 ЖВ, при формировании кумулятивной струи происходит потеря устойчивости облицовки, выражающаяся в образовании складок, ориентированных вдоль ее образующей. При нанесении на внутреннюю поверхность рисок вдоль образующей облицовки, которые являются источниками начального возмущения процесса потери устойчивости изначально осесимметричного течения металла [3] и, надлежащем выборе их количества n , зависящем от числа Рейнольдса, реализуется течение близкое к симметричному n -го порядка. Образующаяся из такой облицовки струя на рентгенограмме не имеет визуальных отличий от сформированной из гладкой конической облицовки таких же размеров и формы, так как к моменту формирования кумулятивной струи складки смыкаются, соединяясь в процессе аналогичном сварке взрывом.

В данной работе экспериментально показано, что влияние разрезов на процесс формирования кумулятивной струи из конической облицовки, состоящей из трех одинаковых фрагментов, полученных путем ее разрезания вдоль образующих конуса, незначительно. Это обстоятельство позволит изготавливать облицовки кумулятивных зарядов штамповкой фрагментов из листового металла и последующего их соединения пайкой или склеиванием.

Ключевые слова: кумулятивный процесс, неустойчивость облицовки, составная коническая облицовка

V. V. Pai, Ya. L. Lukyanov

FORMATION OF A CUMULATIVE JET FROM A COMPOSITE CONICAL LINING

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

It was shown in [1-3] that in the process of compression of the conical lining by detonation products of rdx or ammonite No. 6 of the ZHV, during the formation of a cumulative jet, there is a loss of stability of the lining, which is expressed in the formation of folds oriented along its surface. When drawing drawings along the forming lining on the inner surface, which are the sources of the initial disturbance of the process of loss of stability of the initially axisymmetric metal flow [3] and, with the proper choice of their number n , depending on the Reynolds number, a flow close to the symmetric n -th order is realized. The jet formed from such a lining on the X-ray has no visual differences from the one formed from a smooth conical lining of the same size and shape, since by the time the cumulative jet is formed, the folds close, connecting in a process similar to explosion welding.

In this paper, it is experimentally shown that the effect of incisions on the formation of a cumulative jet from a conical lining consisting of three identical fragments obtained by cutting it along the cone-forming ones is insignificant. This circumstance allows to produce the facings of shaped charges by stamping fragments from sheet metal and then joining them by soldering or gluing.

Keywords: cumulative process, instability of cladding, composite conical cladding

Начиная с первых открытых публикаций по основам теории кумуляции с металлической облицовкой [4, 5], в которых процесс кумуляции рассматривался в рамках модели идеальной несжимаемой жидкости и в более поздних работах [6, 7], где учитывались реальные свойства материалов, а именно, сжимаемость и вязкость соответственно, течение металла считалось симметричным.

К настоящему времени опубликован ряд работ (их подробный перечень в [8]), посвященный влиянию различных факторов на

пробивание кумулятивной струей преграды. В этих работах основное внимание уделялось вопросам, связанным с поперечной (изгибные колебания) и продольной (образование перетяжек, распад на фрагменты) неустойчивостью кумулятивной струи. Однако важные для образования струи процессы потери устойчивости на внутренней поверхности облицовки при ее сжатии, приводящие к нарушению осевой симметрии течения металла, не рассматривались.

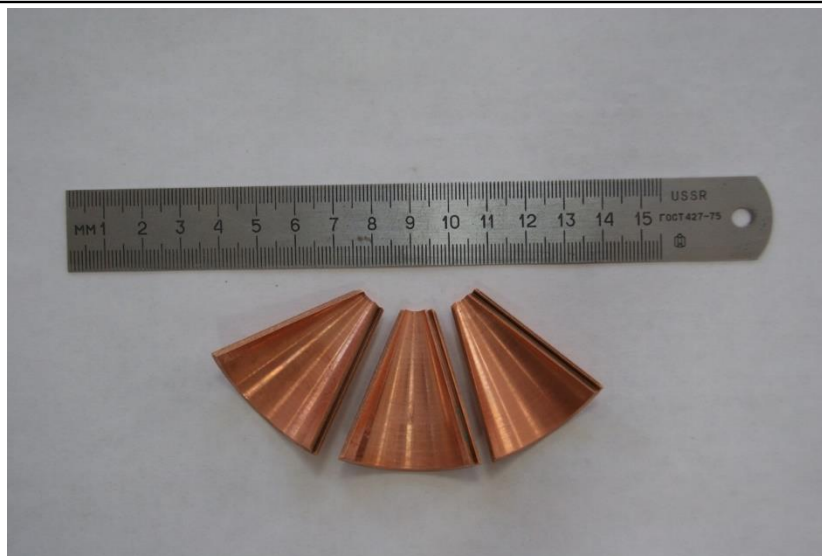


Рис. 1. Вид фрагментов кумулятивной облицовки

В работах [1, 3] показано, что в процессе сжатия медной конической облицовки продуктами детонации гексогена при формировании кумулятивной струи происходит потеря устойчивости облицовки, выражающаяся в образовании складок, ориентированных вдоль ее образующей. Аналогичное явление наблюдалось при сжатии цилиндрических оболочек продуктами детонации в [9] и магнитным полем в [9, 10]. Как показано в [3] масштаб неустойчивости зависит от числа Рейнольдса таким образом, что количество складок на внутренней поверхности облицовки растет с ростом последнего в

полном соответствии с выводами работы [1] о корреляции размеров возникающих неоднородностей с внутренним масштабом турбулентности. Спонтанно образующиеся складки нарушают осевую симметрию течения металла, внося нестабильность в процесс формирования кумулятивных струй, а следовательно, и в процесс взаимодействия струй с преградой. Как следует из результатов работ [1, 3] размеры складок, возникающих в процессе потери устойчивости облицовки при ее сжатии, могут превышать все геометрические и структурные отклонения от симметрии облицовки и заряда ВВ, а



а



б

Рис. 2. Разрезы на конической облицовке:
а – вид сверху; б – вид снизу

следовательно, оказывать большее влияние на устойчивость сформированной кумулятивной струи.

В работе [3] предложен метод, позволяющий управлять процессом потери устойчивости облицовки при ее взрывном обжатии. Путем нанесения продольных рисок на внутреннюю поверхность облицовки удалось сформировать течение металла близкое к осесимметрическому n -го порядка. При этом кумулятивная струя визуально не отличалась от сформированной из гладкой облицовки.

В данной работе, используя результаты [3], экспериментально исследуется возможность применения составных конических облицовок, состоящих из трех одинаковых фрагментов, общий вид которых приведен на рис. 1.

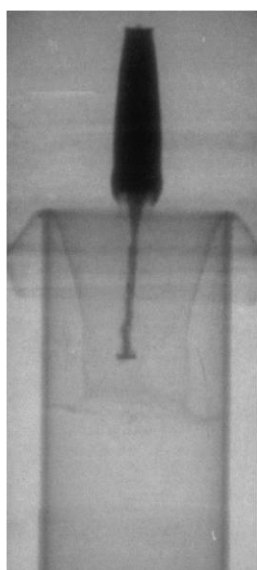
Для изготовления составной облицовки вначале на станке ЧПУ вытачивалась медная коническая облицовка, толщина стенки которой составляла 2,5 мм, высота конуса 40 мм, угол раствора конуса 45° . В дальнейшем облицовка разрезалась на три равные части на электроискровом станке так, чтобы линии разрезов были ориентированы вдоль образующих конуса (рис. 2). Конфигурация

разрезов представляла собой ступеньку и была выбрана таким образом, чтобы затруднить радиальное смещение фрагментов облицовки относительно друг друга и предотвратить прорыв газообразных продуктов детонации во внутреннюю полость сжимаемой облицовки.

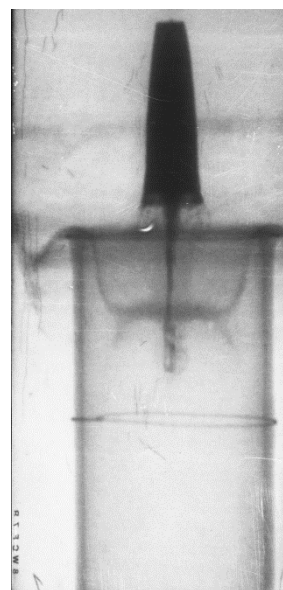
Обжатие облицовки осуществлялось продуктами детонации заряда гексогена толщиной 20 мм при скорости детонации 6,0 км/с. Изображение кумулятивной струи было получено методом импульсной рентгенографии с использованием установки Арион-600.

Как показано в [3] возмущение, вызванное этими разрезами, может привести к появлению еще трех складок на внутренней поверхности облицовки в процессе ее сжатия продуктами взрыва заряда ВВ, что приведет к течению металла с симметрией n -го порядка, дополненной симметрией 3-его порядка. На устойчивость течения существенного влияния такое дополнение оказать не может, что видно из сравнения рентгенограмм кумулятивных струй из гладкой и составной облицовок (рис. 3, а, б).

Для сохранения песта кумулятивной облицовки была использована ловушка, пред-



а



б

Рис. 3. Рентгенограмма кумулятивной струи, 40 мкс от начала процесса:
а – гладкая облицовка; б – составная облицовка



Рис. 4. Фотография песта составной облицовки

ставляющая собой емкость, наполненную смесью песка с древесными опилками. Пест состоял из трех фрагментов. На рис. 4 приведена фотография песта составной облицовки.

Таким образом, показана возможность изготовления кумулятивных облицовок путем штамповки ее фрагментов из листа, что позволяет упростить и ускорить их производство в сравнении с используемой в настоящее время технологией ротационной раскатки облицовок. К тому же, как показано в работе [11], сохраняющаяся даже после отжига при температуре 420°C текстура после раскатки негативно влияет на глубину пробивания кумулятивной струи. Тогда как при штамповке элементов облицовки есть возможность избежать неоднородности структуры и с помощью предварительной термообработки получить оптимальный размер зерна.

Авторы выражают благодарность А.В. Пластинину за помощь при проведении рентгенографических экспериментов.

Библиографический список

1. Исследование неустойчивости конической облицовки в процессе формирования кумулятивной

струи / В. В. Пай, В. М. Титов, Я. Л. Лукьянов, А. В. Пластинин // Физика горения и взрыва. – 2019. – Т. 55. – №4. – С. 69-73.

2. Измерение температуры кумулятивной струи из конической облицовки / В. В. Пай, В. М. Титов, Я. Л. Лукьянов, К. М. Зубашевский // Физика горения и взрыва. – 2020. – Т. 56. – № 3. – С. 123-126.

3. Лукьянов, Я. Л. Влияние контролируемых возмущений на процесс потери устойчивости конической облицовки при формировании кумулятивной струи / Я. Л. Лукьянов, В. В. Пай // Физика горения и взрыва. – 2021. – Т. 57. – № 6. – С. 127-130.

4. Explosives with lined cavities / G. Birkhoff, D. P. MacDugall, E. M. Pugh, G. J. Taylor // J. Appl. Phys. – 1948. – Vol. 19. – p. 563-582.

5. Лаврентьев, М. А. Кумулятивный заряд и принципы его работы / М. А. Лаврентьев // Успехи математических наук. – 1957. – Т. 12, вып. 4(76) – С. 41-56.

6. Walsh, J. M. Limiting condition for jet formation in high velocity collisions/ J. M. Walsh, R. G. Shreffler, F. G. Willig // J. Appl. Phys. – 1953. – Vol.24. – p. 349-359.

7. Годунов, С. К. О влиянии вязкости материала на процесс образования струй при соударении металлических пластин / С. К. Годунов, А. А. Дерibas, В. И. Мали // Физика горения и взрыва. – 1975. – Т. 11. – №1. – С. 3-18.

8. Физика взрыва / Под ред. Л.П. Орленко. Т. 2. – М: Физматлит, 2002. – 656 с.

9. Деформационные явления при схождении цилиндрических оболочек. Потеря устойчивости / В. И. Зельдович, Н. Ю. Фролова, А. Э. Хейфец, И. В. Хомская, А. А. Дегтярев, Е. В. Шорохов, Е. Б. Смирнов, С. М. Долгих, А. В. Коваль // Физика горения и взрыва. – 2019. – Т. 55. – №4. – С. 92-102.

10. Прищепенко, А. Б. Шипение снарядов / А. Б. Прищепенко. – М.: Моркнига, 2010 г. – 351 с.

11. Смеликов, В. Г. Устойчивость ограниченной кумуляции / В. Г. Смеликов // Сборник научно-технических статей. Изд. 2-е исправленное и дополненное, М.:Студия «Этника», 2021 г. – 200 с.

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-11-270-21-28

*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*

**СВАРКА ВЗРЫВОМ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ТИТАНОМ
ВБЛИЗИ НИЖНЕЙ ГРАНИЦЫ ОБЛАСТИ СВАРИВАЕМОСТИ**

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В статье приведен сравнительный анализ микроструктуры и свойств сваренных взрывом соединений титана со сплавами АМг2, АМг3, АМг5. Показано, что при одинаковых условиях сварки, прочность соединений титана с АМг5 ниже, чем соединений титана с АМг2 и АМг3. Сравнение микроструктур не выявило существенной разницы в строении зон соединений алюминиевых сплавов с различным содержанием магния.

Ключевые слова: сварка взрывом, композиционные материалы, алюминий-магний сплав, АМг2, АМг3, АМг5, титан, ВТ1-0, прочность, оплавленные участки, разрушение

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

**EXPLOSION WELDING OF ALUMINUM-MAGNESIUM ALLOYS WITH TITANIUM
NEAR THE LOWER BOUNDARY OF THE WELDABILITY WINDOW**

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The article presents a comparative analysis of the microstructure and properties of explosion-welded titanium joints with АМg2, АМg3, АМg5 alloys. It is shown that under the same welding conditions, the strength of titanium joints with АМg5 is lower than that of titanium joints with АМg2 and АМg3. Comparison of microstructures did not reveal a significant difference in the structure of the zones of aluminum alloy joints with different magnesium content.

Keywords: explosion welding, composite materials, aluminum-magnesium alloy, АМg2, АМg3, АМg5, titanium, ВТ1-0, strength, melted areas, fracture

В настоящее время вопрос получения соединений титана с алюминий-магний сплавами достаточно слабо освещен в литературе. Результаты немногочисленных исследований на эту тему говорят о том, что сплавы с высоким содержанием магния плохо свариваются в разнородных сочетаниях, например, со сталью или титаном, а механические свойства таких соединений остаются невысокими.

В работах [1, 2] отмечается низкая прочность на отрыв слоев соединений титана ВТ1-0 с АМг6. Полученный результат авторы связывают с низкими значениями деформаций в зоне соединения и негативным действием прослоек интерметаллидных фаз. В то же время авторы отмечают, что интенсификация режимов сварки не может служить решением, поскольку повлечёт за собой ещё

большой рост объёма хрупких интерметаллидов. В работах [3, 4] показано, что при сварке по угловой схеме соединение ВТ1-0 + АМг6 образуется в узком диапазоне энергии $W_2=0,7-0,9$ МДж/м², а уже при $W_2=1,0$ МДж/м² происходит формирование трещины по границе между материалами. Проведенные нами исследования [5, 6] также показали, что равнопрочное соединение ВТ1-0+АМг5 образуется в узком интервале W_2 от 1,1 до 1,35 МДж/м².

Плохая свариваемость алюминий-магний сплавов в разнородных сочетаниях вынуждает использовать дополнительную прослойку между материалами, выполняющую функции диффузионного барьера или буфера пластичности, что усложняет технологию производства композитов и, в ряде случаев, ограничивает прочност-

ные свойства соединения [7]. Однако причины плохой свариваемости взрывом алюминиево-магниевых сплавов до сих пор не ясны. Установление этих причин с одной стороны, позволило бы разработать меры для улучшения качества и технологичности композитов, а с другой – способствовало бы лучшему пониманию процессов, обуславливающих явление сварки взрывом.

Исходя из существующих представлений, можно выделить несколько предполагаемых причин такого явления. Первая возможная причина связана с негативным влиянием магния и его нерастворимостью в титане, с чем авторы работы [8] связывают отсутствие соединения между титаном и АМгб при диффузионной сварке. Ещё одна причина связана с оплавлением металла на границе и образованием прослоек хрупких алюминидов титана, которые могут оказывать значительное влияние на прочность соединения [9]. В этом случае следует ожидать, что увеличение содержания магния будет способствовать увеличению объёма оплавов или формированию неблагоприятной структуры оплавов. Другая возможная причина плохой свариваемости может быть связана с особым сочетанием физико-механических свойств, которое приобретают

алюминиевые сплавы при легировании магнием. Например, было показано [10], что положение верхней границы свариваемости однородных соединений алюминиевых сплавов может быть напрямую связано с температурой солидус, вблизи которой их прочность на порядок ниже, чем прочность при комнатной температуре. Предполагается, что разогретый металл приконтактной зоны слабо сопротивляется растягивающим напряжениям и может разрушаться под действием волны разгрузки. Также, на примере сварки алюминиевых сплавов со сталью было показано, что увеличение твердости алюминиевых сплавов может приводить к сужению границ области свариваемости [11].

Целью данной работы, было изучение свариваемости алюминиево-магниевых сплавов с титаном.

Материалы и методы исследования

Для проведения исследований были изготовлены соединения титана ВТ1-0 с алюминиевыми сплавами с различным содержанием магния АМг2, АМг3 и АМг5. Соединения получали при одинаковых режимах, близких к нижней «энергетической» границе области свариваемости. Метаемой пластиной служил титан, габариты неподвиж-

Режимы сварки взрывом

№	Материалы	$\delta_1 + \delta_2$, мм	аммонит/песок, %	H, мм	h, мм	$V_{кв}$, м/с	V_c , м/с	γ , °	W_2 , МДж/м ²
1	ВТ1-0 + АМг2, АМг3, АМг5	5+5,8	67/33	30	2,2	1773	311	10,0	0,39
2					3,6		342	11,1	0,47
3				40	2,8	1885	382	11,6	0,58
4					3,8		407	12,4	0,66
5					5,2		431	13,1	0,74
6					7,3		454	13,8	0,82
7					11,0		475	14,5	0,9
8				42	15,0	1900	505	15,3	1,0

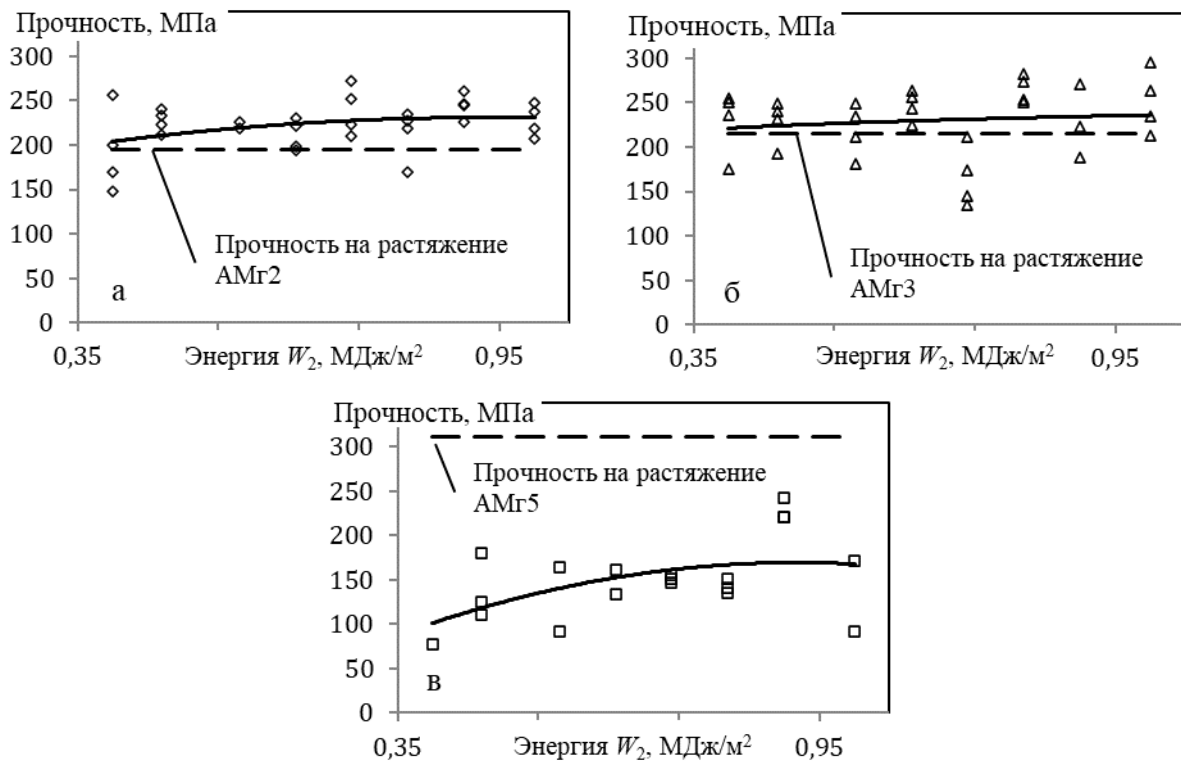


Рис. 1. Зависимость прочности на отрыв слоев соединений ВТ1-0+АМг2 (а), ВТ1-0+АМг3 (б), ВТ1-0+АМг5 (в) от энергии W_2

ной пластины составляли 200x80 мм. Сварку производили по параллельной схеме, а в качестве основания использовали древесностружечную плиту. Режимы сварки приведены в табл. 1.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 приведены результаты изучения прочности соединений на отрыв слоев. Разрушение соединений ВТ1-0 + АМг2 в большинстве случаев происходило по алюминиевому сплаву, а прочность соединения значительно превышала прочность на растяжение АМг2 в исходном состоянии (рис. 1, а). Исключение составило соединение, полученное при минимальной энергии $W_2=0,39$ МДж/м², часть образцов из которого разрушилось по зоне соединения. Разрушение соединений ВТ1-0 + АМг3 носило смешанный характер, поскольку часть образцов разрушалась по основному материалу, а часть – по зоне соединения, из-за чего средняя прочность лишь незначительно превышала ис-

ходную прочность на растяжение АМг3. При сварке ВТ1-0 + АМг5 равнопрочность соединения с основным металлом не была достигнута, а разрушение всех образцов происходило по границе. Средняя прочность большинства соединений не превышала 150 МПа, что примерно соответствует половине прочности АМг5.

Исследование микроструктуры показало, что зоны соединений титана с различными алюминиево-магниевыми сплавами имеют схожее строение (рис. 2). При энергиях $W_2=0,4-0,82$ МДж/м² соединения имели неровную границу с отдельными участками волнового профиля и зонами оплавленного алюминиевого сплава, содержащими частицы титана различного размера. Постоянный волновой профиль в соединениях формировался при $W_2=0,82-0,9$ МДж/м², причем максимальные параметры волнового профиля отмечались в соединении титана с АМг2. Так, при максимальной энергии $W_2=1,0$

МДж/м², размах и длина волны в соединении АМг2 составили 86 и 678 мкм, в то время как в соединении АМг5 всего 41 и 468 мкм.

1,0 МДж/м² вблизи вершин волнового профиля, в зонах интенсивного перемешивания расплава, отделенных от алюминиевого сплава слоем титана (рис. 3, б). Доля титана

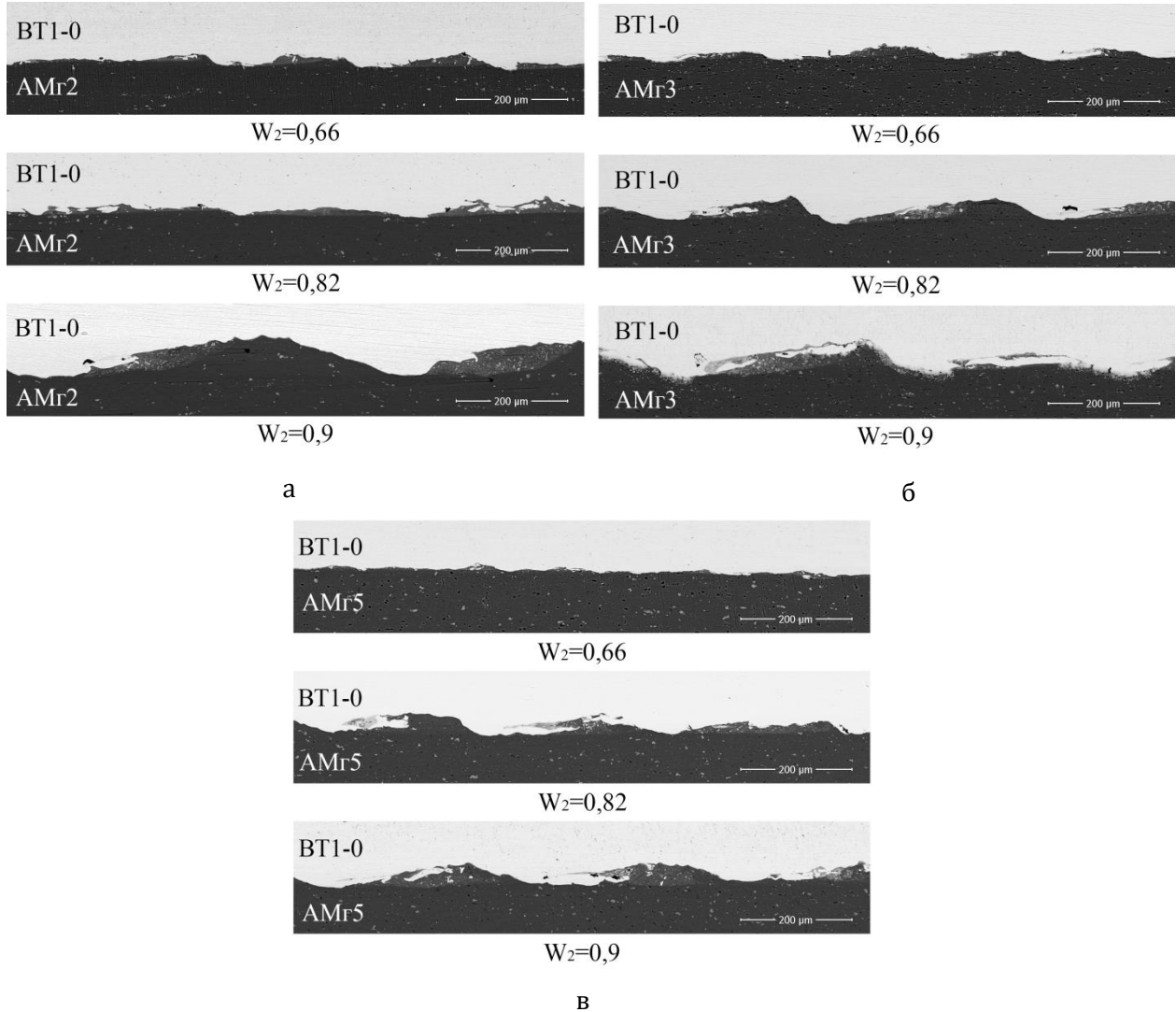


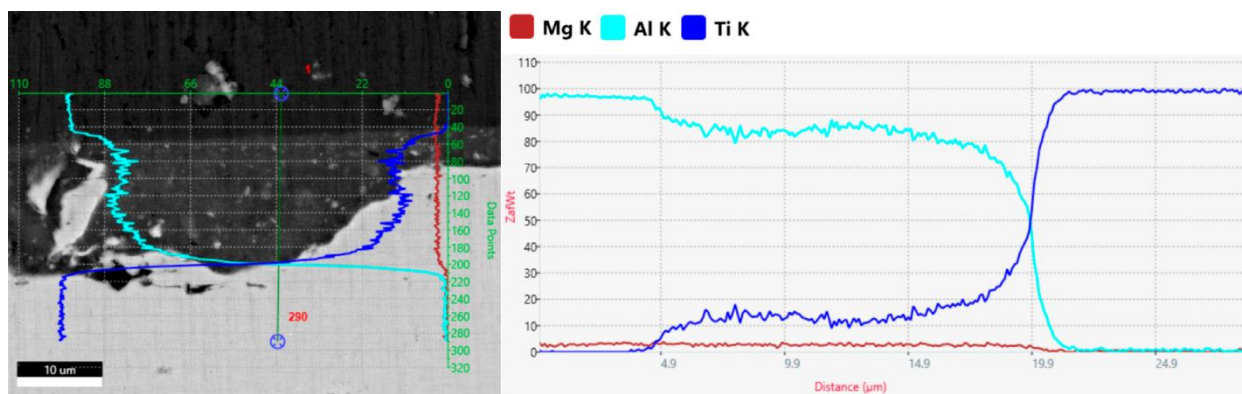
Рис. 2. Микроструктуры зон соединений BT1-0+AMg2 (а), AMg3 (б), AMg5 (в)

Изучение структуры оплавленных участков показало, что оплавы во всех соединениях имеют схожее строение и химический состав. Структура большинства оплавленных участков характеризуются матрицей из алюминиевого сплава с вкраплениями частиц титана и интерметаллидов различного размера (рис. 3, а). Содержание титана в таких оплавах было относительно невелико и, как правило, не превышало 20% по массе. Другой вид оплавов возникал при $W_2=0,82-$

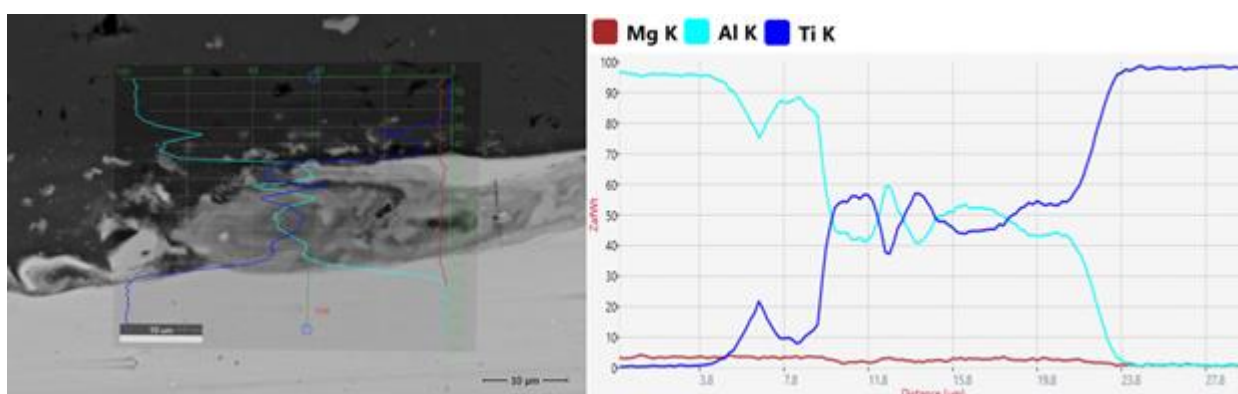
в таких оплавах достигала 50-60% по массе.

Для численного сравнения количества оплавленных участков определяли удельную площадь оплавленного металла как отношение площади оплавов в 7-10 полях зрения к суммарной длине участка.

Изучение площади оплавленных участков также не выявило значимой разницы между соединениями сплавов с различным содержанием магния (рис. 4). Площадь оплавов практически линейно возрастала с ростом



а



б

Рис. 3. Структура и химический состав оплава в соединении BT1-0 + AMg2, $W_2 = 0,66$ МДж/м² (а) и соединении BT1-0+AMg3, $W_2 = 0,82$ МДж/м² (б)

энергии W_2 и увеличилась в среднем в 2,5 раза при увеличении W_2 от 0,39 до 1,0 МДж/м². Вместе с тем, столь значительное увеличение количества оплавов не отразилось на прочности соединений титана с AMg2 и AMg3, которые оставались преиму-

ущественно равнопрочными во всем исследуемом диапазоне. Вероятно, причина этого связана с относительно благоприятной структурой оплавленных участков, слабым перемешиванием компонентов и минимальным количеством интерметаллидов в опла-

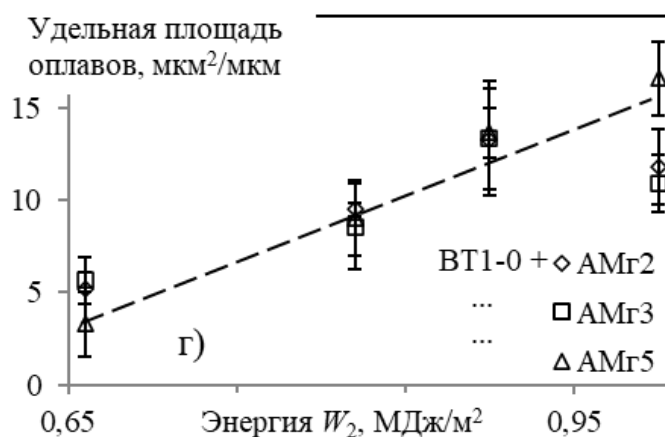


Рис. 4. Зависимость удельной площади оплавленных участков в зоне соединения от энергии W_2

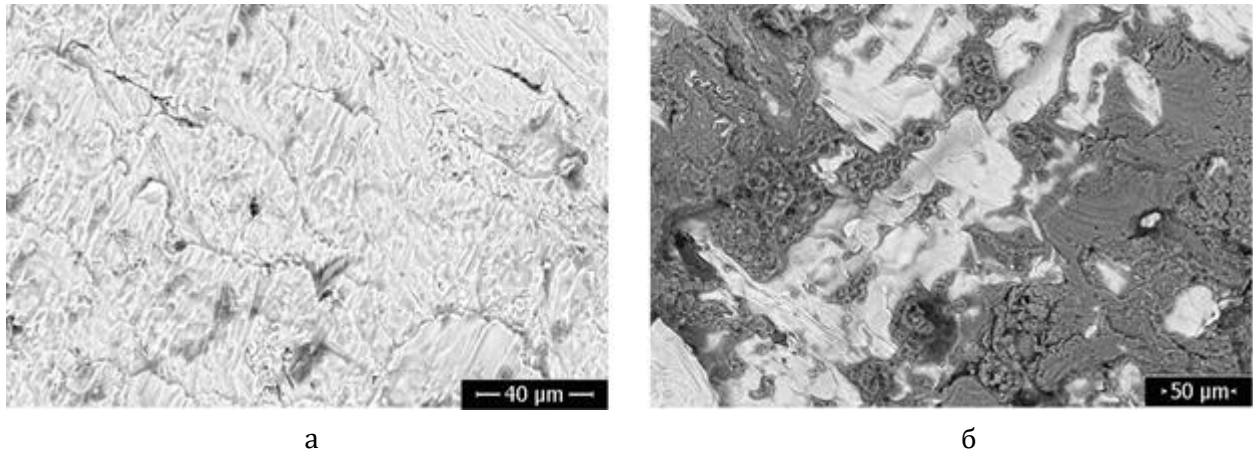


Рис. 5. Поверхность титановой части образца VT1-0 + AMg5 после разрушения по зоне соединения:

а – $W_2=0,58$; б – $W_2=0,82$ МДж/м²

вах.

При испытаниях на отрыв слоев образцы VT1-0 + AMg5 разрушались по зоне соединения. Исследование поверхностей разрушения показало, что на поверхности титана

остаются участки AMg5 (рис. 5, б). Рельеф поверхности титана образован бороздками и ступеньками, сформировавшимися, по всей видимости, в процессе сварки (рис. 5, а). Строение поверхности участков алюминии-

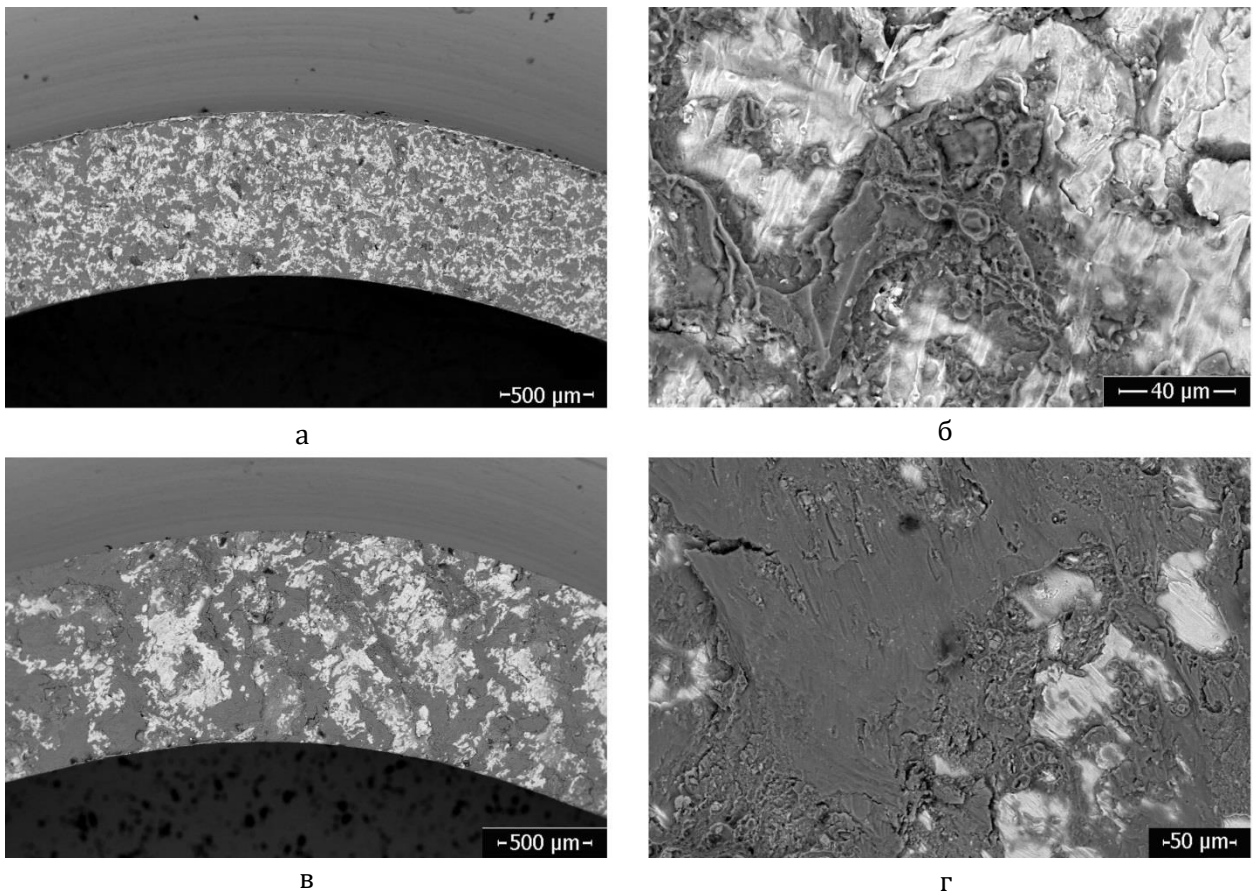


Рис. 6. Поверхность титановой части образца VT1-0 + AMg5 после разрушения по зоне соединения при различных энергиях:

а, б – $W_2=0,47$; в, г – $W_2=1,0$ МДж/м²

вого сплава свидетельствует о смешанном характере разрушения. Часть поверхности прослойки АМг5 имеет ямочный рельеф, характерный для вязкого разрушения, а другая часть имеет относительно ровную поверхность с разнонаправленными бороздками и ступеньками, характерными для хрупкого разрушения (рис. 5, б).

Доля площади АМг5 на поверхности титана для различных образцов изменялась от 21 до 70%, причем прямой связи между площадью прослойки АМг5 и прочностью соединения или энергией W_2 , отмечено не было. Так, площадь АМг5 на поверхности титановой части соединений, полученных при W_2 0,47 и 1,0 МДж/м² была сопоставимой – 63 и 70% (рис. 6, а, в), однако рельеф поверхности значительно различался. При $W_2=0,47$ МДж/м² прослойка АМг5 на поверхности титана представляла собой множество небольших по площади участков, микрорельеф которых состоял из ямок и гребней, характерных для вязкого разрушения (рис. 6, б). При $W_2=1,0$ МДж/м², участки АМг5 имели большую площадь и гладкую поверхность со слабовыраженными бороздками и микротрещинами (рис. 6, г).

Подобный характер разрушения может говорить о том, что равнопрочное соединение титана с АМг5 образовалось не по всей площади контакта между поверхностями. Приложение нагрузки привело к частичному расслоению по границе, уменьшению рабочей площади соединения и концентрации напряжений в приконтактной зоне алюминиевого сплава. Разрушение соединения происходило по АМг5, и, в зависимости от степени деформационного упрочнения приконтактных слоев, носило вязкий, хрупкий или смешанный характер.

Схожий механизм разрушения мог быть спровоцирован дефектами, выступаю-

щими в качестве концентраторов напряжений – трещинами или оплавами, однако в данном случае объем и структура оплавленных участков в равнопрочных соединениях АМг2 и АМг3 были схожими, а трещин практически не наблюдалось, поэтому наиболее вероятно, что причина низкой прочности соединений ВТ1-0 + АМг5 была связана с отсутствием сварки на отдельных участках. Однако также стоит отметить, что режимы сварки не были оптимальными для этой пары, поскольку результаты предыдущих работ показывают, что получение равнопрочных соединений титана ВТ1-0 с АМг5 возможно при скоростях точки контакта V_k около 2350-2450 м/с.

Выводы

1. При одинаковых условиях сварки прочность соединений титана ВТ1-0 с алюминиево-магниевыми сплавами АМг2 и АМг3, оказалась выше прочности соединений ВТ1-0 с АМг5.

2. Площадь и структура оплавленных участков в соединениях всех алюминиевых сплавов были схожими вне зависимости от содержания магния.

3. С ростом скорости соударения V_c и энергии W_2 площадь оплавленных участков в зоне соединения увеличилась в среднем в 2,5 раза, однако это не повлияло на прочность соединений АМг2 и АМг3 с титаном, которые оставались равнопрочными на всем исследуемом диапазоне режимов.

4. При испытании на отрыв слоев, соединения АМг5 с титаном разрушались по границе соединения. После разрушения на титановой части образца оставались участки алюминиевого сплава, которые занимали до 70% площади поверхности титана. Предположительно, такой характер разрушения связан с тем, что равнопрочное соединение титана с АМг5 образовалось только на от-

дельных участках поверхности зоны соединения.

Библиографический список

1. Сайков, И. В. Получение двухслойных листов с плакирующим слоем из алюминиевого сплава АМг6 / И. В. Сайков, А. Ю. Малахов, И. В. Денисов // Приложение к журналу. Вестник Тамбовского университета. – Тамбов : Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, 2018. – С. 520-523.
2. Almg6 to titanium and almg6 to stainless steel weld interface properties after explosive welding / A. Y. Malakhov, I. V. Saikov, I. V. Denisov, N. N. Niyezbekov // Metals. – 2020. – Vol. 10. – No 11. – P. 1-13.
3. Структура и микромеханические свойства полученной сваркой взрывом биметалла ВТ1-0+АМГ6 / Л. М. Гуревич, А. И. Богданов, В. О. Харламов, А. Г. Серов, С. Ю. Оноколов // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2018. – № 11(221). – С. 34-38.
4. Исследование структуры и фазового состава локальных участков оплавленного металла в биметалле ВТ1-0+АМГ6, полученном сваркой взрывом по угловой схеме / Л. М. Гуревич, А. И. Богданов, В. О. Харламов, А. Г. Серов, С. П. Писарев, Н. В. Кривченко // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2018. – № 11(221). – С. 57-61.
5. Влияние параметров высокоскоростного соударения на структуру и свойства соединения ВТ1-0+АМГ5 / М. П. Королев, Е. В. Кузьмин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2021. – № 4(251). – С. 28-33.
6. Особенности формирования соединения ВТ1-0+АМГ5 при сварке взрывом с воздействием акустических колебаний / М. П. Королев, Е. В. Кузьмин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Д. В. Донской, М. С. Зарубин, П. А. Петрушкин, Р. В. Автандилян // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2021. – № 11(258). – С. 28-38.
7. Гуревич, Л. М. Моделирование методом конечных элементов поведения титаноалюминиевого композита с мягкой прослойкой / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, О. С. Киселев // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2013. – № 15(118). – С. 6-9.
8. Фальченко, Ю. В. Распределение химических элементов в зоне соединения алюминиевого сплава АМг6 с титановым ВТ6, полученного диффузионной сваркой в вакууме / Ю. В. Фальченко, Е. В. Половецкий, Л. М. Капитанчук // Автоматическая сварка. – 2013. – № 6(722). – С. 48-49.
9. Структура и микромеханические свойства в биметалле ВТ1-0+АД1, полученном сваркой взрывом по угловой схеме / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, О. С. Киселев, А. Ю. Кондратьев, А. Полежаев // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2010. – № 4(64). – С. 38-42.
10. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – Москва : Издательство "Машиностроение-1", 2005. – 544 с.
11. Сахновская, Е. Б. Основные закономерности сварки взрывом алюминиевых сплавов с аустенитной сталью / Е. Б. Сахновская // Технология машиностроения: сб. науч. трудов / ВолгПИ. – Волгоград, 1971. – С. 19-26.

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

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-11-270-29-37

Л. Б. Первухин, д-р техн. наук, Т. А. Шишкин, м. н. с.,
И. В. Денисов*, канд. техн. наук, О. Л. Первухина*, д-р техн. наук,*

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ ПРЕССОВАНИЯ ВЗРЫВОМ И ПАЙКИ

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

В работе приводятся результаты изготовления биметаллических трубчатых образцов марки сталь 20+08X18H10T по новому комбинированному методу прессования энергией взрыва и пайки с использованием высокотемпературных припоев. Приведены результаты исследования структуры, состава и механических свойств соединений и показано, что новый метод обеспечивает получение прочных соединений разнородных сталей со структурой типичной для процесса пайки.

Ключевые слова: взрывное прессование, пайка, припой, зона соединения, термическая обработка

L. B. Pervukhin, T. A. Shishkin, I. V. Denisov*, O. L. Pervukhina**

STRUCTURE AND PROPERTIES OF COMPOUNDS PRODUCED BY COMBINED EXPLOSIVE PRESSING AND SOLDERING

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

The paper presents the results of manufacturing bimetallic tubular specimens of steel grade 20+08X18H10T using a new combined method of pressing with explosive energy and soldering with high-temperature solders. The results of structural studies, composition and mechanical properties of the compounds are presented. It is shown that the new method provides strong joints of dissimilar steels with a structure typical of the brazing process.

Keywords: explosive pressing, soldering, solder, joint zone, heat treatment

Производство многослойных металлических материалов, позволяющих повысить коррозионную и эрозионную стойкость оборудования, является основой для дальнейшего роста экономики и научно-технического потенциала страны. В частности, одной из главных проблем в области нефте- и газодобычи является повышение срока эксплуатации трубных элементов скважинного оборудования. Особенно остро стоит вопрос об увеличении коррозионной и, в большей степени, эрозионной стойкости насосно-компрессорных труб, которые используются при эксплуатации газовых и нефтяных скважин с высоким содержанием агрессивных сред. Опыт эксплуатации таких скважин показывает, что срок службы труб в

отдельных случаях не превышает 4 месяцев [1, 2, 3].

Перспективной с точки зрения повышения коррозионно-эрозионной стойкости внутренней поверхности насосно-компрессорных труб и толстостенных бесшовных труб при сохранении механической прочности на уровне наружного слоя является технология плакирования стальных труб слоем из нержавеющей стали.

Таким образом, разработка рациональной технологии плакирования коррозионно-стойкой сталью внутренней поверхности труб и обечаек является актуальной задачей. Для решения этой задачи был разработан комбинированный метод нанесения на внутреннюю поверхность трубы или обечайки коррозионностойкого слоя.

Новый метод [4], сочетающий преимущества прессования энергией взрыва и пайку, заключается в следующем: плакирующая труба или обечайка из коррозионной стали должна быть наружным диаметром меньше внутреннего диаметра плакируемой трубы или обечайки. На наружную поверхность плакирующей трубы и/или на внутреннюю поверхность плакируемой трубы наносится тонкий промежуточный слой, имеющий температуру плавления ниже основного и плакирующего слоя. Промежуточный слой может наноситься: напылением, электролитическим методом или наматыванием слоя фольги. Плакирующая труба с промежуточным слоем устанавливаются во внутрь плакируемой трубы или обечайки коаксиально, производится их запрессовка энергией взрыва заряда взрывчатого вещества с обеспечением плотного контакта по всей поверхности. При последующем нагреве до температуры плавления промежуточного слоя (припоя) происходит его расплавление. Плотный контакт между слоями обеспечивает взаимодействие припоя с паяемыми металлами, т. е. происходит смачивание жидким металлом твердого и атомы жидкого припоя вступают во взаимодействие с атомами паяемого металла. В результате между плакирующим слоем и основным образуются по всей поверхности паяное прочное соединение. При этом основной слой не изменяет механических свойств и первоначальных размеров, так как величина заряда на взрывное прессование не большая, а плакирующий слой сохраняет исходные свой-

ства и при этом уменьшаются внутренние напряжения, возникшие после деформации.

Методика исследований предусматривала:

- получение биметаллических трубных образцов из двух сочетаний разнородных материалов: сталь 20 (внешняя труба) со сталью 08X18H10T (внутренняя труба) и промежуточным слоем из различных высокотемпературных припоев: меди марки М1, сложнoleгированного на медной основе ВПр4 и жаропрочного никелевого ВПр50;
- нагрев до температуры плавления промежуточного слоя (припоя);
- ультразвуковой контроль сплошности соединения;
- исследование микроструктуры и состава зоны соединения слоёв;
- механические испытания прочности соединения слоёв в соответствии с ГОСТ 22786-77 по методике в соответствии с ГОСТ 8695-75.

Исходные материалы

В качестве исходных материалов использовались бесшовные трубы из стали 20 и 08X18H10T геометрические размеры, которых приведены в таблице.

Химический состав и механические свойства труб из стали 20 и 08X18H10T соответствовали ГОСТ 5632, ГОСТ 8732 и ГОСТ 9941.

В качестве промежуточных слоёв были выбраны высокотемпературные припои с температурой плавления ниже стали 20 и 08X18H10T:

1. марки медь М1, который наносился на

Геометрические размеры труб из стали 20 и 08X18H10T

Марка материала	Длина	Наружный диаметр	Внутренний диаметр
Сталь 20	100+0,4	57±0,1	44±0,1
08X18H10T	99+0,5	42±0,1	38±0,2

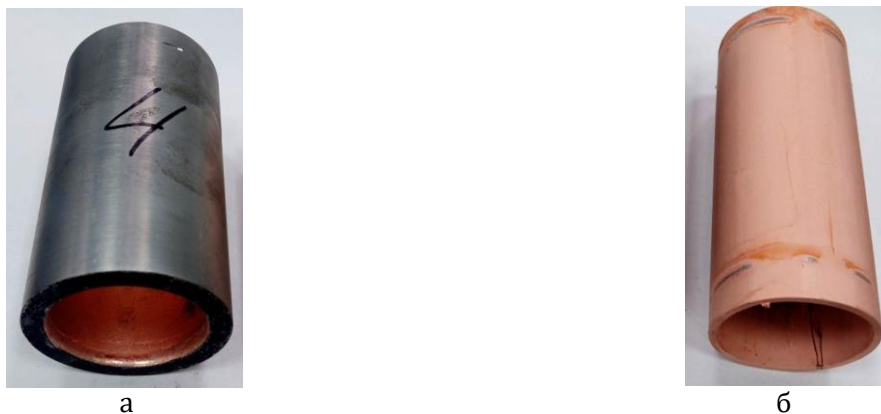


Рис. 1. Внешний вид заготовок после нанесения припоя меди М1 методом гальванического осаждения:
а – труба сталь 20; б – труба сталь 08Х18Н10Т

обе соединяемые поверхности методом гальванического осаждения из кислого электролита с расчётной толщиной 30 мкм (рис. 1);

2. сложнолегированный припой на медной основе ВПр4, химический состав в соответствии с ОСТ 1.90082-88 - в виде фольги толщиной 150 мкм, который при сборке для прессования взрывом помещался в зазор между внешней и внутренней трубой;

3. жаропрочный никелевый припой ВПр50 в виде порошка химический состав в соответствии с ТУ 1-595-1234-2011 наносился на обе соединяемые поверхности клеевым методом.

В качестве заряда для прессования взры-

вом использовался детонирующий шнур экструзионный повышенной водостойкости марки ДШЭ-12.

Получение биметаллических трубных образцов

В экспериментах во внутреннюю трубу устанавливался детонирующий шнур марки ДШЭ-12. В качестве передающей среды давления от продуктов детонации ДШЭ-12 использовалась вода. После прессования взрывом были получены образцы (рис. 2), качество которых оценивали по остаточному внутреннему диаметру, который должен был составлять не более 40,6 мм.

По результатам измерений геометрических параметров трубных образцов сталь



Рис. 2. Образцы труб после прессования взрывом (ПВ)

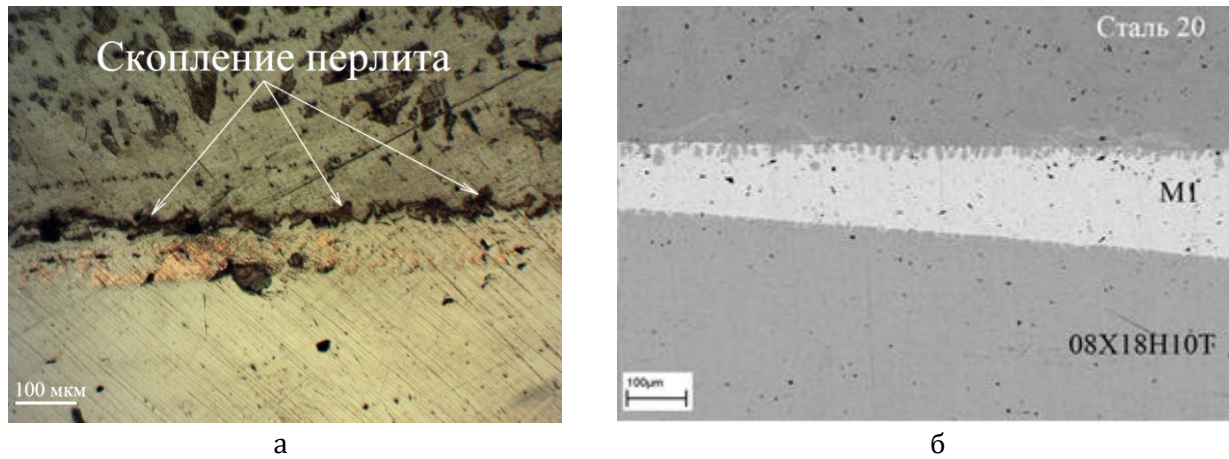


Рис. 3. Микроструктура паяной зоны соединения сталь 20+M1+08X18H10T:
а – зона соединения; б – начало насыщения припоя железом

20+08X18H10T с припоем после ПВ установлено, что наружная труба практически не претерпела изменений как по длине, так и по наружному диаметру. Внутренний диаметр образцов после прессования взрывом составил от 40,3 до 40,6 мм.

Образцы после ПВ подвергались термической обработке по режимам пайки:

- для меди М1 – нагрев до 1095 °С, выдержка 10 мин;
- для припоя ВПр4 - нагрев до 1070 °С, выдержка 10 мин;
- для припоя ВПр50 -нагрев 1160°С, выдержка 10 мин.

Измерение наружного диаметра образцов после термической обработки показало, что геометрические размеры сохранились без изменений.

Результаты исследований сплошности соединения ультразвуковым дефектоскопом УДС – 46 показали, что в образцах имеются локальные участки несплошности соединения площадью не более 5 см², при этом общая сплошность соединения биметаллических трубных заготовок составляла более 99%.

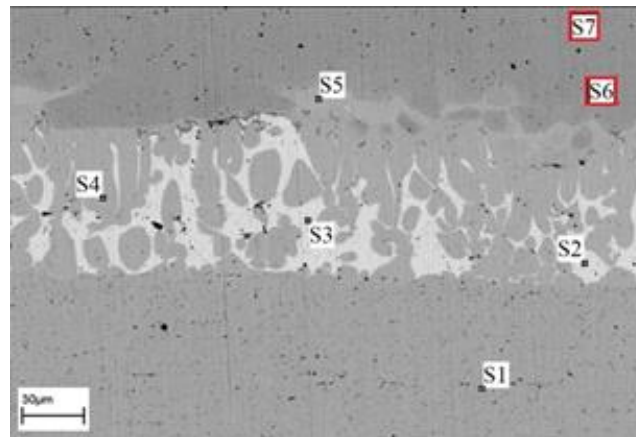
Металлографические исследования

Металлографические исследования проводили на микроскопе МЕТАМ ЛВ-34 и ска-

нирующем электронном микроскопе (СЭМ) ZeissULTRAplus с приставкой для рентгеновского микроанализа INCA 350 XTOxfordInstruments.

Микроструктурные исследования зоны соединения сталь 20+M1+08X18H10T, показали, что участки с толщиной сая до 60 мкм наблюдается практически полное перемешивание меди М1 с компонентами контактирующих слоёв, по всей протяжённости контакта стали 20 с припоем наблюдается скопление перлита вблизи границы соединения толщиной 5...50 мкм и отсутствие перлитных зёрен на расстоянии 50...100 мкм от их скопления на границе соединения (рис. 3, а).

Участки с толщиной сая от 60 до 300 мкм (рис. 3, б). При этом зоны шириной до 200 мкм характеризуются качественным формированием паяного соединения. Наблюдается незначительное проникновение припоя в межзёренное пространство стали 08X18H10T, а также начало насыщения припоя железом со стороны стали 20. Присутствуют небольшие микропоры, характерные для паяных соединений, выполненных медью. Трещин и крупных пор не обнаружено.



Spectr.	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu
S1	0,59	18,21	1,98	64,47	10,17	
S2	-	-	1,08	3,44	2,17	89,90
S3	-	-	1,80	3,01	1,77	93,41
S4	0,55	15,86	-	67,45	7,96	8,19
S5	-	5,01	-	80,67	3,28	7,66
S6	-	-	-	97,55	-	-
S7	0,43	-	-	97,74	-	-

Рис. 4. Микроструктура и элементный состав зоны соединения сталь 20 + М1+08Х18Н10Т (вес. %)

Результаты СЭМ представлены на рис. 4, где видно полное перемешивание припоя из меди М1 с составляющими элементами стали 20 и аустенитной высоколегированной сталью.

Микроструктура и элементный состав зоны соединения образца сталь 20+ВПр4+08Х18Н10Т приведены на рис. 5. Толщина спая в образце составляет от 50 до 90 мкм. Проникновение припоя по межзеренному пространству паяемых материалов не обнаружено.

Микроструктура образца зоны соединения сталь 20+ВПр50+08Х18Н10Т приведена на рис. 6. Толщина спая в образце колеблется от 25 до 90 мкм.

Темная полоса на границе паяного шва со сталью 20 является дендритной структурой (рис. 6, а). Паяный шов имеет сплошное заполнение. Дефекты в виде непропаев отсут-

ствуют. В средней части паяного соединения видны отдельные микропоры размером менее 10 мкм. Элементный состав зоны соединения приведён на рис. 6, б.

Механические испытания прочности соединения слоёв

Результаты механических испытаний на сплющивание образцов (рис. 7), показал, что наименьшей прочностью обладают биметаллические трубные образцы с припоем ВПр4 (рис. 7, б). На поверхности излома также были обнаружены отдельные поры со средним диаметром не более 500 мкм.

На образцах с припоем М1 (рис. 7, а) и ВПр50 (рис. 7, в) отслоений не выявлено. Дальнейшее сплющивание этих образцов до 3-х кратной толщины стенки также не привело к нарушению целостности паяного шва.

Исследование микротвёрдости проводили на микротвердомере ПМТ-3М. Результа-

ты исследования показали, что микротвёрдость стали 20 в биметаллических трубных образцах сталь 20+М1+08Х18Н10Т, сталь 20+ВПр4+08Х18Н10Т и сталь 20+ВПр50+08Х18Н10Т находится на уровне исходной и составляет от 180 до 200 HV, а стали 08Х18Н10Т – от 200 до 220 HV.

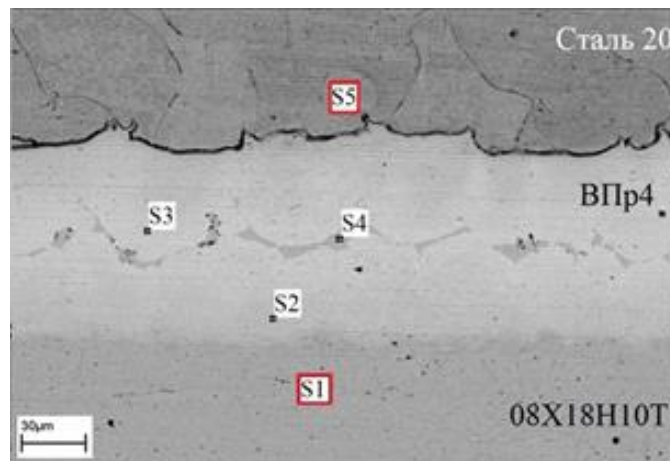
Микротвёрдость спая в образце сталь 20+М1+08Х18Н10Т составляла 230-235 HV ближе к границе контакта припоя со сталью 20 и до 325-330 HV ближе к границе контакта припоя со сталью 08Х18Н10Т и в середине спая. Анализ микротвёрдости спая в образце сталь 20+ВПр4+08Х18Н10Т показал, что ближе к границе контакта припоя со сталью 20 и в середине зоны сплавления она составляет 365 HV, однако ближе к границе контакта припоя со сталью 08Х18Н10Т микротвёрдость зоны сплавления составляла от 445 до 470 HV. Микротвёрдость середины зоны сплавления в образце сталь 20+ВПр50+08Х18Н10Т составляла 285-287

HV, а ближе к границе контакта припоя со сталью 20 – 384-387 HV.

Обсуждение результатов

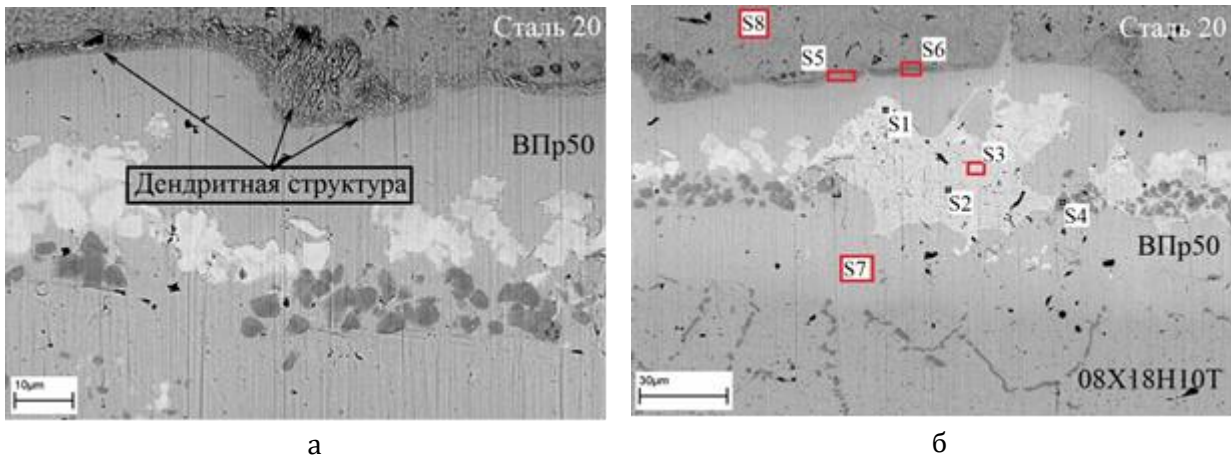
Одним из преимуществ меди, как припоя, является ее высокая технологичность, но в тоже время основными недостатками меди в качестве припоя являются склонность к межзеренному проникновению в основной материал и сильная зависимость качества паяного соединения от наличия окислов меди.

Так как растворимость железа в меди при 1025 °С составляет 2,5% (по массе) соответственно, а термическая обработка предполагала, нагрев до 1095 °С, то при контакте со сталью 20 наблюдается растворение железа в меди (рис. 4, точки S2 и S3). Известно, что Fe из углеродистых сталей растворяется в жидком припое из меди с высокой степенью равномерности распределения в зоне сплавления [5], но как показали исследования также растворяются компоненты нержаве-



Spectr.	Si	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu
S1		16.30	1.93	63.67		9.23	
S2	0.82	1.84	19.44	17.26	7.04	26.18	19.62
S3	0.73	0.73	24.42	4.50	2.66	19.97	41.57
S4	5.49		31.17	3.04	3.21	37.43	10.81
S5				94.79			

Рис. 5. Микроструктура и элементный состав зоны соединения сталь 20+ВПр4+08Х18Н10Т (вес. %)



Spectrum	Si	Cr	Fe	Co	Ni	Cu	Mo
S1	7.75	24.25	3.33	4.64	27.48		23.92
S2	0.68	2.45	5.84	2.19	16.29	70.21	–
S3	1.37	2.59	6.01	2.11	18.74	66.60	–
S4	–	74.96	5.29	2.08	1.71	–	13.02
S5	0.49	1.88	87.82	–	2.84	–	–
S6	0.64	1.33	86.08	–	1.47	–	–
S7	3.50	13.44	19.68	6.57	39.66	13.25	–
S8	–	–	97.21	–	–	–	–

Рис. 6. Микроструктура (а) и элементный состав (б) зоны соединения с промежуточным слоем из припоя ВПр50 (нанесение припоя напылением)

ющей стали, однако при кристаллизации происходит неравномерное распределение элементов в спае трубных образцов сталь 20+M1+08X18H10T (рис. 4, точка S5). Таким образом, перлитная прослойка вдоль границы контакта стали 20 с медью образовалась из-за снижения содержания железа в химическом составе стали 20.

Проникновение меди по межзеренным границам коррозионностойкой стали не превышает 10 мкм (рис. 3, б), что не приведет к снижению усталостных характеристик соединяемых материалов. Склонность меди к межзеренному проникновению в коррозионностойкой стали приводит к необходимости ограничения длительности выдержки при пайке.

Микроструктура паяного соединения сталь 20+ВПр4+08X18H10T представляет собой практически сплошную эвтектиче-

скую прослойку вдоль середины соединения (рис. 5). В отличие от меди припой ВПр4 не склонен к межзеренному проникновению за счет наличия в своем составе кремния, который на выходах границ зерен сплава образует силициды, блокируя тем самым проникновение меди в основной материал. В связи с этим припой ВПр4 в отличие от меди не склонен к межзеренному проникновению и не растворяет элементы основных материалов в зоне сплавления. По внешнему виду излома установлено, что разрушение зоны соединения сталь 20+ВПр4+08X18H10T произошло по средней части паяного шва – эвтектическим прослойкам, которые обладают более низкой пластичностью по сравнению с зернами твердого раствора, кристаллизующимися на соединительных поверхностях. Значительно повысить уровень прочности паяных соединений, выполненных припоем



Рис. 7. Внешний вид образцов биметаллических трубных заготовок после испытаний на сплющивание до 5-кратной толщины стенки:

а – с припоем из меди М1, б – с припоем ВПр4, в – с припоем ВПр50

ВПр4 можно за счет уменьшения толщины спая. Это позволит сократить ширину прослойки эвтектических включений вплоть до её перерезания зернами твердого раствора, растущими от соединительных поверхностей.

Припой ВПр50 (с системой легирования Ni-Cr-Mo-Nb-Si-Co-B) металлургически совместим со сталями разных классов, температура эксплуатации припоя ВПр50 до 1000°C. Наличие в составе припоя таких элементов как Si и B способствует очистке соединяемых поверхностей при пайке.

Темная полоса на границе сплавления припоя со сталью 20 является дендритной структурой, образовавшейся при кристаллизации расплава ВПр50 и формировании твердых растворов на границе контакта (рис. 6, а). Изучение элементного состава зоны спая показал (рис. 6, б), что изменение химического состава контактирующих слоёв не происходит, соответственно наиболее качественное соединение между сталью 20 и 08X18N10T возможно при использовании припоя ВПр50.

Все исследованные образцы характеризуются формированием беспористой зоны соединения на всем протяжении паяного шва. При этом паяные соединения всех использованных припоев (медь М1, ВПр4 и ВПр50) характеризуются достаточно высо-

ким уровнем прочности. Образцы с припоем М1 и ВПр50 довести до разрушения не удалось, что характеризует их как наиболее перспективные материалы для получения биметаллических труб и обечаек комбинированным методом взрывного прессования и пайки.

Данные исследования говорят о высокой технологичности метода взрывного прессования и пайки для получения длинномерных двухслойных труб из стали 20 + 08X18N10T, которая не оказывает влияния на прочностные свойства исходных материалов.

Выводы

1. Новый комбинированный метод прессования энергией взрыва и пайки с использованием высокотемпературных припоев на основе меди и никеля обеспечивает получение прочного паяного соединения углеродистой стали с коррозионностойкой со структурой спая без пор и других дефектов.

2. Разрушение соединения с припоем из ВПр4 при испытаниях на сплющивание связано с большой толщиной спая в соединении. Требуется проведение дополнительных исследований в направлении уменьшения толщины паяемого зазора.

3. Перспективным припоем для получения двухслойных труб марки сталь 20+08X18N10T является ВПр50, позволяю-

щий получить высокопрочное соединение без изменения химического состава паяемых материалов и обеспечивающим возможность работы при высоких температурах.

4. Наиболее технологичным припоем для нанесения покрытий на длинномерные трубы является медь М1, нанесённая гальваническим методом, которая обеспечивает прочное соединение коррозионностойкой стали с углеродистой.

5. Новый метод перспективен для производства длинномерных бесшовных труб и крупногабаритных цилиндрических изделий с коррозионностойким покрытием из сталей.

Библиографический список

1. Современные подходы к повышению коррозионной стойкости и эксплуатационной надежности сталей для нефтепромысловых трубопроводов / И. Г. Родионова, А. И. Зайцев, О. Н. Бакланова, А. В. Голованов, Н. И. Эндель, Э. Т. Шаповалов, Г. В. Семернин. – М.: Металлургиздат, 2012. – 172 с.
2. Фрейдлин, М. О. Проблема выбора стали для насосно-компрессорных труб, эксплуатируемых в углекислотных средах / М. О. Фрейдлин, С. А. Шадымухамедов // Коррозия Территории "НЕФТЕГАЗ". – 2011. – №1. – С. 28-34.
3. Сиротенко, Л. Д. Применение биметаллических материалов в машиностроении / Л. Д. Сиротенко, Е. С. Шлыков, Т. Р. Абляз // Современные проблемы науки и образования. – 2015. – № 2.
4. Пат. 2755314 Российская Федерация, МПК В23К101/06, В23К20/08. Способ изготовления биметаллического цилиндрического изделия (варианты) / Л. Б. Первухин, Т. А. Шишкин, И. В. Денисов; заявители и патентообладатели: Общество с ограниченной ответственностью «Битруб Интернэшнл» – № 2021104512; заявл. 24.02.2021; опубл. 15.09.2021, Бюл. № 26. – 2 с.
5. Петрунин, Е. И. Физико-химические процессы при пайке / Е. И. Петрунин. – М.: Высш. школа, 1972. – 280 с.

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-11-270-38-43

*Е. В. Кузьмин, канд. техн. наук, М. П. Королев, м. н. с., В. И. Лысак, академик РАН,
С. В. Кузьмин, чл.-корр. РАН, А. А. Воронин, магистрант,
С. С. Мымриков, магистрант, К. О. Одинцов, магистрант*

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЯ СТАЛЬ+АЛЮМИНИЕВЫЙ СПЛАВ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ С ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Работа посвящена изучению влияния введения акустических колебаний при сварке взрывом пары АМг5+ВСт3сп. Проведено сравнительное исследование влияние схемы взрывного нагружения соединений, полученных обычным способом сварки взрывом и сваркой взрывом с воздействием акустических колебаний при различных режимах сварки. Показано, воздействие ультразвука при сварке взрывом алюминиевого сплава со сталью способствует измельчению зерна и интенсификации протекания деформационных процессов в узколокализованной околошовной зоне толщиной не более 1,5 мкм. Установлено, что воздействие ультразвуковых колебаний при сварке взрывом по обратной схеме композита ВСт3сп+АМг5 позволяет получить равнопрочное соединение.

Ключевые слова: сварка взрывом, композиционные материалы, ультразвук, алюминий-магний-сплав, сталь

E. V. Kuz'min, M. P. Korolev, V. I. Lysak, S. V. Kuz'min, A. A. Voronin, S. S. Mymrikov, K. O. Odintsov

FEATURES OF FORMING A STEEL+ALUMINUM ALLOY JOINT DURING EXPLOSION WELDING WITH THE INFLUENCE OF ULTRASONIC VIBRATIONS

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The work is devoted to the study of the effect of the introduction of acoustic vibrations during explosion welding of a pair of АМg5+VSt3sp. 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 acoustic vibrations under various welding modes has been carried out. It is shown that the effect of ultrasound during explosion welding of aluminum alloy with steel contributes to grain grinding and intensification of deformation processes in a narrowly localized near-shock zone with a thickness of no more than 1.5 microns. It has been established that the effect of ultrasonic vibrations during explosion welding according to the reverse scheme of the composite VSt3sp + АМg5 makes it possible to obtain an equal-strength joint.

Keywords: explosion welding, composite materials, ultrasound, aluminum-magnesium alloy, steel

Композиционные материалы из стали с алюминием нашли широкое промышленное применение благодаря комбинированному сочетанию целого комплекса эксплуатационных свойств, таких как высокая прочность сталей с малой плотностью, электросопротивлением и высокой теплопроводностью алюминиевых сплавов. Сварка взрывом в силу ряда ее специфических особенностей является одним из наиболее эффективных способом изготовления сталеалюминиевых соединений. Вместе с тем, создание таких композитов имеет ряд сложностей, связанных не только с весьма узким диапазоном свариваемости, но и ввиду ограниченной взаимной растворимости алюминия и желе-

за, образованием в зоне соединения значительных термических напряжений и ряда интерметаллидных фаз, что неминуемо приводит к ухудшению физико-механических свойств композита [1-3].

Соединения стали с алюминиевыми сплавами имеют еще более узкий диапазон свариваемости, напрямую зависящий от исходной твердости сплава, при увеличении которой более 500 МПа просто невозможно получить равнопрочное сварное соединение [4]. На практике эта проблема решается путем введения между алюминиевым сплавом и сталью тонкой алюминиевой прослойки, являющейся в данном случае диффузионным барьером, однако при этом не только

усложняется технология получения композитов, увеличивая тем самым себестоимость продукции, но и в большинстве случаев прочность соединения остается на уровне алюминия.

Решением данной проблемы может служить внедрение качественно новых технологий, основанных на комбинированном воздействии нескольких видов энергии.

Результаты совместного воздействия взрывного нагружения и ультразвуковых волн, рассмотренные в работах [5-8] на однородных и разнородных парах металлов показали феноменологический характер, открывая при этом перспективы расширения области свариваемости, что особенно актуально при сварке металлов вблизи "нижней границы". Однако до сих пор не существует четкого понимания механизмов и закономерностей, объясняющих это явление.

В этой связи значительный интерес представляют исследования влияния ультразвука в ходе взрывного нагружения на формирование соединения АМг5+ВСтЗсп, что и явилось целью данной работы.

Материалы и методы проведения исследований

В качестве исходных материалов использовали пластины из стали ВСтЗсп толщиной

4 мм и пластины из алюминиево-магниевого сплава АМг5 толщиной 4 мм. Сварку взрывом осуществляли при одновременном воздействии ультразвука на неподвижную пластину (исследуемый образец) по схеме с встречно-направленным распространением ультразвуковых колебаний относительно направления процесса сварки (рис. 1) на режимах, приведенных в таблице. Сварку взрывом с одновременным воздействием ультразвука осуществляли как по прямой схеме (метаемая пластина - АМг6), так и по обратной (метаемая пластина - ВСтЗсп). Параметры высокоскоростного соударения свариваемых металлов рассчитывали с использованием пакета прикладных программ EW Calc.

Для сравнения результатов исследования одновременно производили сварку взрывом контрольных образцов (таких же пар металлов) на идентичных режимах взрывного нагружения, но без воздействия ультразвука. Контроль скорости детонации взрывчатого вещества осуществляли электроконтактным методом с регистрацией параметров электронной аппаратурой (осциллограф ТЕКТРОНИХ DPO, частотомер ЧЗ-63).

В качестве ультразвукового генератора использовали установку УЗГИ-2 с пьезокерамическим преобразователем и конусным

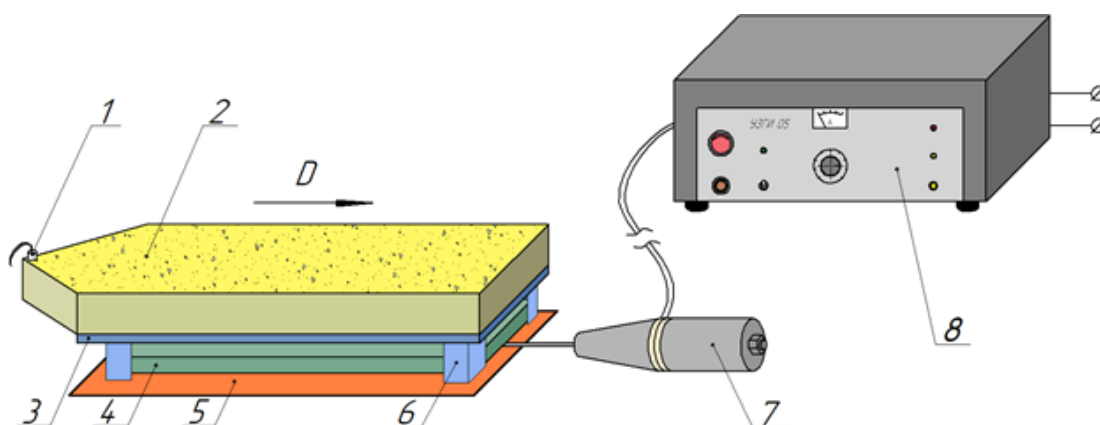


Рис. 1. Схема проведения опытов:

1 – детонатор; 2 – заряд взрывчатого вещества; 3 – метаемая пластина; 4 – неподвижная пластина; 5 – основание; 6 – зазор; 7 – пьезокерамический ультразвуковой преобразователь; 8 – ультразвуковой генератор;
D – направление детонации

концентратором, характеризующихся простотой, надежностью в работе и возможностью изменения амплитуды колебаний в достаточно широком диапазоне.

Свойства и качество сваренных взрывом композитов оценивали по изменению проч-

соединения АМг5+ВСт3сп вблизи нижней границы области свариваемости (таблица, обр. 1-4, 1к-4к).

Результаты проведенных исследований показали, что сварное соединение удалось получить только по прямой схеме с воздей-

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
1-4	АМг5+ВСт3сп	4+4	20	5	2000	240...420	0,2...0,6
1к-4к			-	-			
5-8	ВСт3сп+АМг5		20	5		230...410	0,19...0,59
5к-8к			-	-			

к – контрольный образец

ности слоев на отрыв, количества оплавленного металла, параметров волн на границе соединения и микротвердости металла околошовной зоны [14]. Исследования структуры и химического состава зоны соединения проводили на растровом двухлучевом электронном микроскопе VERSA 3D FEI.

Результаты и их обсуждение

В первой серии опытов исследовали влияние ультразвука на структуру и свойства

ствием ультразвуковых колебаний при наиболее интенсивных режимах взрывного нагружения: $V_c = 420$ м/с, $W_2 = 0,6$ МДж/м². При этом прочность на отрыв слоев составляла $\sigma_{отр.} = 65-70$ МПа. Граница сварного соединения АМг5+ВСт3сп представляет собой чередующиеся прямолинейные участки и участки с оплавленным металлом, на которых четко просматриваются микротрещины (рис. 2, а, б).

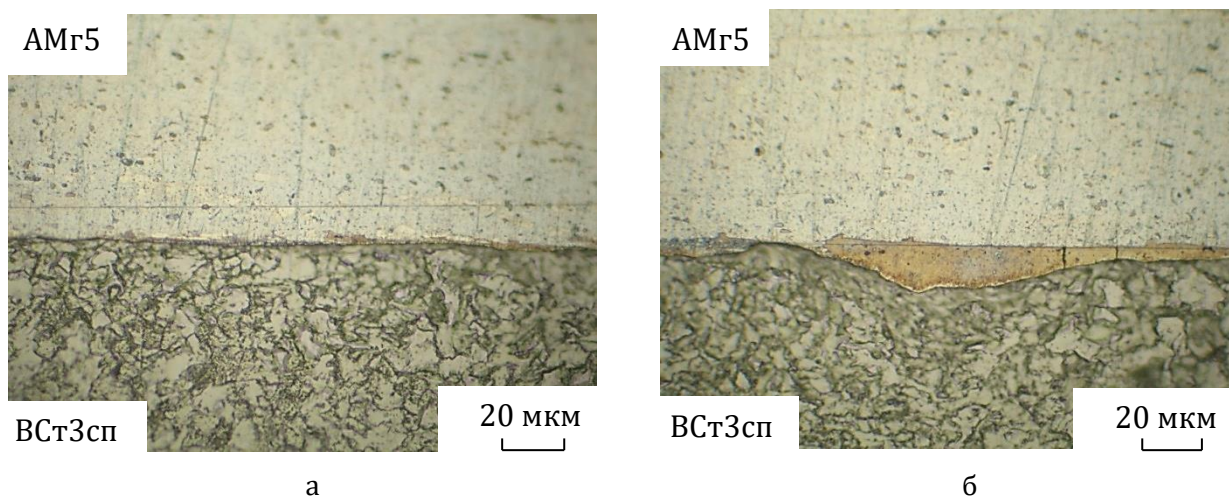


Рис. 2. Микроструктура зоны соединения АМг5+ВСт3сп, полученного по прямой схеме сварки взрывом с одновременным воздействием ультразвука: а – прямолинейный участок; б – участок с оплавленным металлом

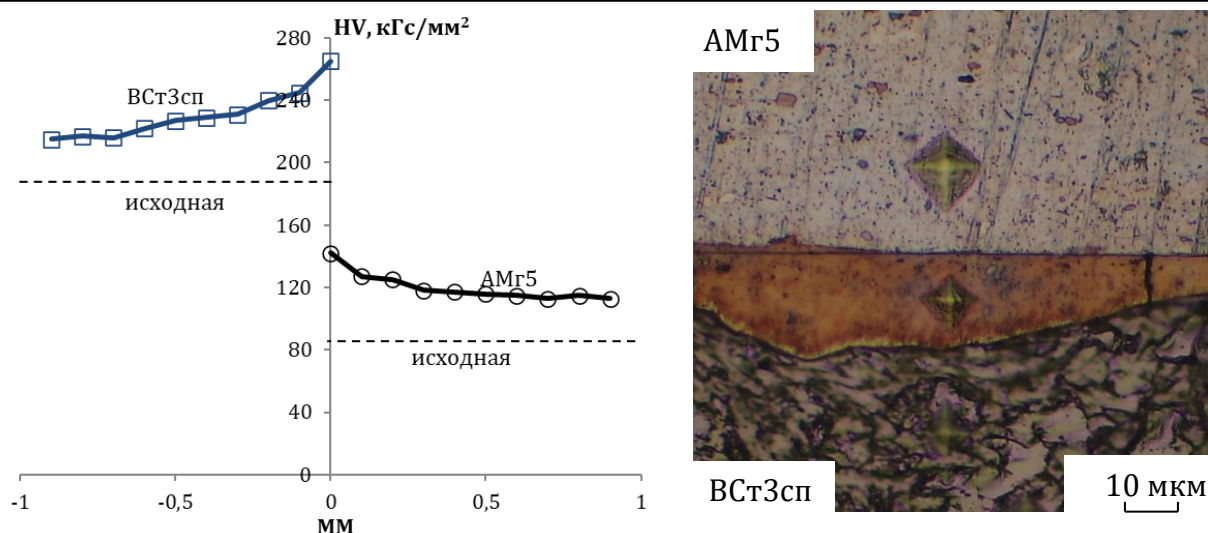
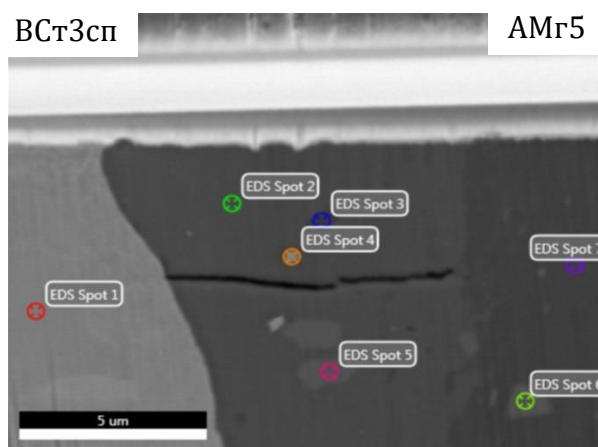


Рис. 3. Структура и распределение микротвердости композита АМг5+ВСт3сп, полученного сваркой взрывом с одновременным воздействием ультразвука

Результаты измерения микротвердости по толщине соединения АМг5+ВСт3сп показали, что значения микротвердости *HV* возрастают по мере приближения к границе: со стороны стали до $HV = 265$ кгс/мм², со стороны алюминиевого сплава – до $HV = 140$

кгс/мм². Микротвердость непосредственно оплава составляет $HV \sim 290-300$ кгс/мм². (рис. 3)

Результаты распределения химических элементов на границе соединения с оплавом показали, что вблизи микротрещины прояв-



Точка, №	FeL	AlK	MgK	SiK	MnK
1	96.73	2.43	-	0.84	-
2	4.37	89.17	6.45	-	-
3	1.32	38.1	39.71	20.88	-
4	72.86	23.75	3.4	-	-
5	4	77.52	2.24	-	16.24
6	2.67	77.75	1.41	-	18.17
7	-	93.48	6.52	-	-

Рис. 4. Микроструктура и элементный состав участка оплавленного металла соединения АМг5+ВСт3сп (вес. %)

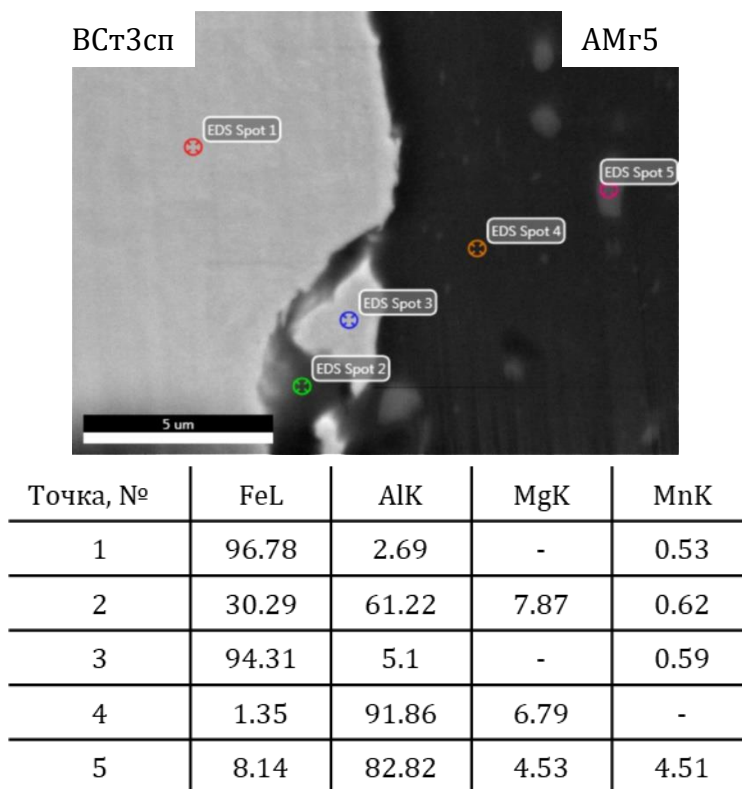


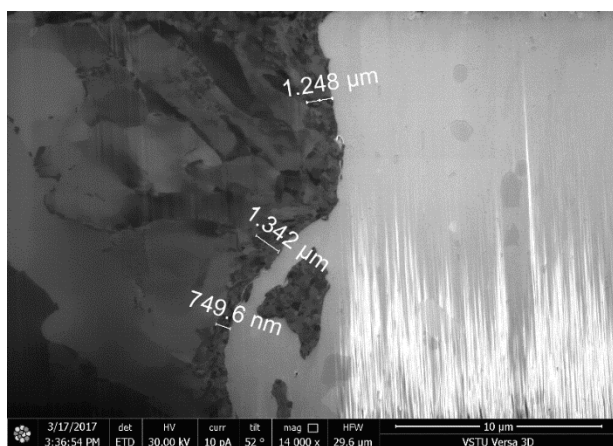
Рис. 5. Микроструктура и элементный состав прямолинейного участка соединения АМг5+ВСт3сп (вес. %)

ляются точки с повышенным содержанием кремния и марганца (рис. 4), в то время как на границе соединения без оплавок и трещин кремний отсутствует, а марганца значительно меньше (рис. 5).

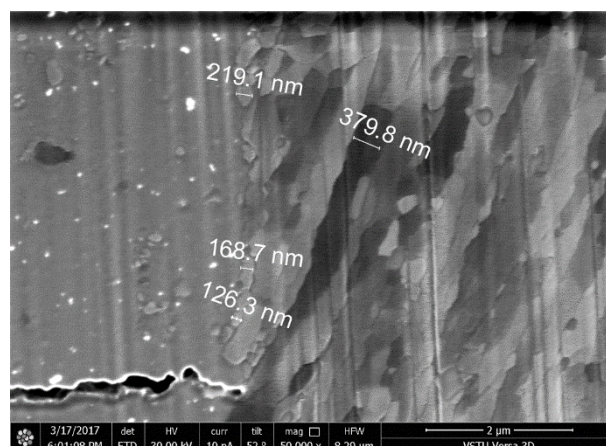
Металлографические исследования структуры околошовной зоны границы соединения АМг5+ВСт3сп показали, что интенсивная сдвиговая пластическая деформация наблюдается в узлокализированной

околошовной зоне толщиной не более 1-1,5 мкм (рис. 6, а). При этом на отдельных участках воздействие ультразвука приводит даже к отрыву частиц металла небольших размеров, порядка 2-5 мкм. Аналогичная картина наблюдается и на границе соединения с участками оплавок – только зона интенсивной пластической деформации немного больше (рис. 6, б).

Во второй серии опытов исследовали



а



б

Рис. 6. Микроструктура околошовной зоны композита АМг5+ВСт3сп:
а – прямолинейный участок; б – участок с оплавленным металлом

влияние схемы взрывного нагружения на формирование соединения композита ВСт3сп+АМг5.

Микроструктурные исследования границы раздела в полученных соединениях выявили участки, имеющие следы перегрева, которые расположены преимущественно в местах наибольшей пластической деформации слоев металла – на склонах гребней волн. В участках, претерпевших пережог, наблюдаются грубые прослойки и скопления типа эвтектики по границам зерен твердого раствора. В контрольных образцах, полученных без применения ультразвукового воздействия, наблюдались трещины, расположенные вдоль линии соединения, а в соединениях, полученных сваркой взрывом с воздействием ультразвука, наблюдались лишь локальные трещины в объемах расплавленного металла.

Механические испытания показали, что наиболее высокой прочностью на отрыв слоев (около 280 МПа) обладали соединения, сваренные по обратной схеме с применением ультразвука. Что в свою очередь, по-видимому, связано с акустопластическим эффектом, возникающим в приконтактных слоях высокопрочного алюминиевого сплава.

Выводы

1. Исследование влияния схемы и параметров сварки взрывом на прочность композита АМг5+ВСт3сп показало, что сварное соединение образуется по прямой схеме при скорости соударения $V_c=420$ м/с и энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию $W_2=0,6$ МДж/м². Низкая прочность предположительно связана с выпадением по границе соединения хрупких включений кремния, приводящих к образованию микротрещин.

2. Показано, воздействие ультразвука при сварке взрывом алюминиевого сплава со

сталью способствует измельчению зерна и интенсификации протекания деформационных процессов в узлокализированной околошовной зоне толщиной не более 1,5 мкм.

3. Установлено, что воздействие ультразвуковых колебаний при сварке взрывом по обратной схеме композита ВСт3сп+АМг5 позволяет получить равнопрочное соединение.

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.: Интермет 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. 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.
6. 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 металловедение. – 2017. – Т. 118, № 5. – С. 513-521.
7. 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.
8. 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 металловедение. – 2019. – Т. 120. – № 2. – С. 212-218.
9. Кузьмин, В. И. Методики испытаний сваренных взрывом композиционных материалов: учеб. пособие / В. И. Кузьмин, С. В. Кузьмин, А. П. Пеев; ВолГТУ. – Волгоград, 2011. – 66 с.

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-11-270-44-53

*О. Л. Первухина, д-р техн. наук, И. В. Денисов, канд. техн. наук,
Л. Б. Первухин*, д-р техн. наук, В. А. Клышнатый**, м. н. с.*

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СМЕСЕЙ АММИАЧНОЙ СЕЛИТРЫ С ДИЗЕЛЬНЫМ ТОПЛИВОМ ПРИМЕНИТЕЛЬНО К УСЛОВИЯМ СВАРКИ ВЗРЫВОМ

ИСМАН им. А. Г. Мерджанова РАН, г. Черноголовка, opervukhina@mail.ru

** ООО «Битруб Интернэшнл», г. Красноармейск, bitrub@mail.ru*

*** ФГБУ «З ЦНИИ» испытательный полигон, пос. Смолино, Нижегородская обл., gashik787@bk.ru*

Исследования впитывающей и удерживающей способности аммиачной селитры показали, что наиболее перспективным применительно к сварке взрывом являются смеси на основе пористой аммиачной селитры. Установлены оптимальные составы смесей пористой аммиачной селитры с дизельным топливом, обеспечивающие стабильную детонацию плоского заряда большой площади, толщиной ниже критического диаметра детонации открытого заряда. Показано, что повышение стабильности детонации плоских крупногабаритных зарядов возможно за счет использования слоя забойки из песка. Рассмотрено влияние на процесс детонации изученных смесей впитывающей способности пористой аммиачной селитры, марки дизельного топлива, температуры и влажности.

Ключевые слова: сварка взрывом, плоские крупногабаритные заряды, аммиачная селитра, скорость детонации

O. L. Pervukhina, I. V. Denisov, L. B. Pervukhin, V. A. Klyshnaty***

EXPERIMENTAL STUDY OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF MIXTURES OF AMMONIUM NITRATE WITH DIESEL FUEL AS APPLIED TO EXPLOSION WELDING CONDITIONS

Merzhanov Institute of Structural Macrokinecs and Materials Science RAS,

Chernogolovka, opervukhina@mail.ru

** Bitrub International, Krasnoarmeysk, bitrub@mail.ru*

*** 3 Central Research Institute test site, Smolino, Nizhny Novgorod region, gashik787@bk.ru*

Studies of the absorption and retention capacity of ammonium nitrate have shown that mixtures based on porous ammonium nitrate are the most promising for explosion welding. The optimal compositions of mixtures of porous ammonium nitrate with diesel fuel have been established to ensure stable detonation of a flat large-sized charges with a thickness below the critical detonation diameter of an open charge. It is shown that an increase in the detonation stability of flat large-sized charges is possible due to the use of a sand face layer. The influence of the absorption capacity of porous ammonium nitrate, diesel fuel brand, temperature and humidity on the detonation process of the studied mixtures is considered.

Keywords: explosion welding, flat large-sized charges, ammonium nitrate, detonation velocity

Высокое качество крупногабаритных двухслойных листов сталь-сталь, сталь-титан, а также круглогодичность их производства методом сварки взрывом обеспечиваются в первую очередь энергоносителем – взрывчатым веществом (ВВ). При этом используются плоские заряды площадью до 30 м² и толщиной заряда близкой к критическому диаметру детонации открытого заряда, используемого ВВ. Для получения качественного биметалла необходимо обеспечить распространение детонации по заряду со скоростью в пределах 2000 ... 3500 м/с. В

России и за рубежом широко используются смеси аммиачной селитры (АС) с дизельным топливом (ДТ) – АСДТ, в англоязычном варианте – ANFO (Ammonium Nitrate/Fuel Oil). По взрывчатым характеристикам эти смеси являются бризантным ВВ с относительно низкой чувствительностью. Стоимость АСДТ, приведённая к единице энергии, в два раза ниже по сравнению с эмульсионными и тротил содержащими ВВ.

В России производится несколько типов АС по различным стандартам (таблица 1): гранулированная марки Б (ГОСТ 2-2013) и

пористая (ТУ 2143-635-002-09023-99, ТУ 2143-036-002-3789-2003 и ТУ 2143-073-05761643-2013).

Требования и нормы к качеству ДТ в России устанавливаются следующие стандарты:

нулы (рис. 1, а) затрудняет её пропитку дизельным топливом и приводит к стеканию дизельного топлива в нижние слои заряда и нарушению равномерности его распределения по толщине. Для исключения этого эф-

Таблица 1 – Основные технические характеристики аммиачной селитры

Основные показатели	АС марки Б ГОСТ 2-2013	Пористая АС ТУ 2143-635-002-09023-99	Пористая АС марки МП ТУ 2143-036-002-3789-2003	Пористая АС ТУ 2143-073-05761643-2013
Суммарная массовая доля нитратного и аммонийного азота в пересчете на нитрат аммония в сухом веществе, %, не менее	не нормируется	98,0	98,0	99,6
Массовая доля воды, %, не более	0,3	0,5	0,7	0,5
Удерживающая способность по отношению к дизельному топливу, %, не менее	-	5,5	8,0	12,0
Насыпная плотность, г\см ³	-	0,84	0,70-0,76	0,75 ±0,03
Статистическая прочность гранул, Н/гранулу, не менее	-	4	4	4
Гранулометрический состав				
- от 1 до 4 мм,	< 95	> 95	< 100	< 95
- менее 1 мм,	3	10	2	5
Рассыпчатость, %, не менее	100	100	100	100

ГОСТ «305-2013 Топливо дизельное. Технические условия», ГОСТ 32511-2013 (EN 590:2009) «Топливо дизельное ЕВРО. Технические условия», ГОСТ Р 52368-2005 (EN 590:2009) «Топливо дизельное ЕВРО. Технические условия» и ГОСТ Р 55475-2013 «Топливо дизельное зимнее и арктическое депарафинированное. Технические условия». Технические характеристики, применяемых для сварки взрывом марок ДТ, приведены в таблице 2.

Сыпучие свойства гранулированной АС марки Б, за счет прочной, гладкой сферической гранулы, позволяют равномерно распределять её по толщине плоского заряда. Однако твёрдая и плотная поверхность гра-

фекта гранулы АС нагревают или дробят. Нагрев до температуры выше температуры фазового перехода III-IV (около 32,3 °С) приводит к растрескиванию гранул и увеличению маслопоглощения [1]. Дробление производят путем размола аммиачной селитры, при этом молотая селитра обладает высокой слёживаемостью при хранении и транспортировке.

Особенности детонации АС широко изучены и основываются на утверждении, что детонация заряда происходит при скорости распространения химического превращения не ниже 1700-2500 м/с при плотности АС 0,75-0,85 г/см³. При меньшей скорости распространения химического превращения

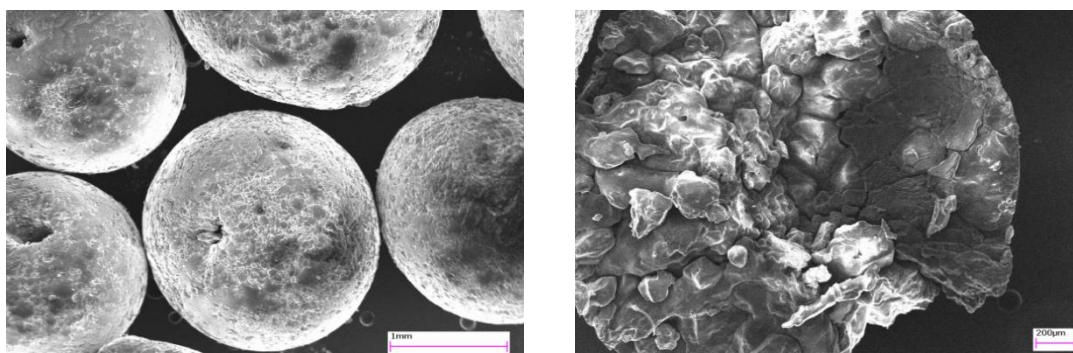
возникают самораспространяющиеся взрывные процессы (СВП) [2].

Изучению зарядов из смеси пористой АС с ДТ посвящена серия работ [3, 4]. На основе исследования АС различных марок и производителей показано определяющее влияние её свойств (плотность, удерживающая способность, критический диаметр) на детонационные характеристики АСДТ. Авторами была решена основная задача повышения детонационной способности этих смесей применительно к горно-добывающей промышленности.

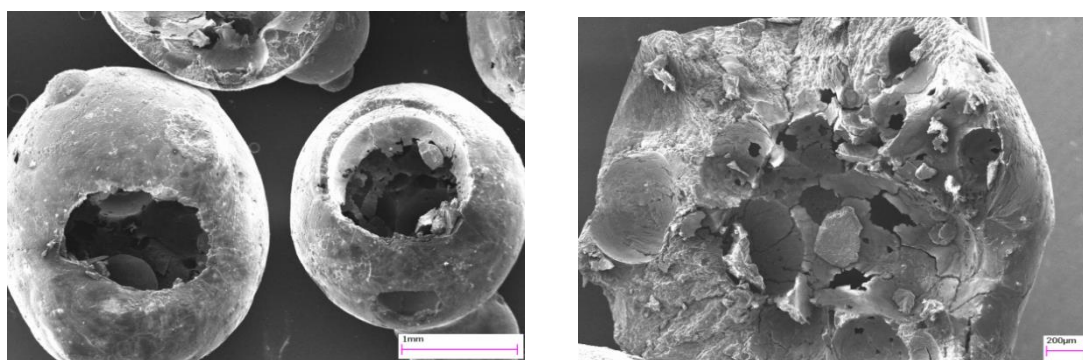
Экспериментальные исследования влияния содержания ДТ (2-10%) в смеси АСДТ на разрушение скважин во вскрышных породах угольного разреза явной зависимости не показали. Однако максимальная работоспособность смеси АСДТ проявляется при содержании ДТ, близком к стехиометрическому – 5,5%. Отмечается, что при использовании пористой АС высокого качества по показателям пористости в смеси АСДТ, обеспечиваются высокие показатели работоспособности [5]. Наиболее предпочтительным получением смеси АСДТ является её изготов-

Таблица 2 – Некоторые технические характеристики дизельного топлива

Характеристики дизельного топлива	летнее	межсезонное	зимнее	арктическое
Температура вспышки в закрытом тигле, °С, не ниже	40 - 55	40 - 55	30	30
Цетановое число	45-51	45-51	47	47
Предельная температура фильтруемости, °С, не выше	не определяется	минус 15	минус 20	минус 38



а



б

Рис. 1. Микроструктура (общий вид и излом) АС марки Б (ГОСТ 2-2013) (а) и пористой АС марки МП (ТУ 2143-036-002-3789-2003) (б) [8]

ление на стационарных установках, что позволяет равномерно распределить ДТ по объёму смеси. [6]. В частности, по данным ГУ Волгоградвзрывпром (ТУ 7276-028-11692478-2002) гранулиты марок РП-1, содержащие пористую АС и ДТ в составе близком к стехиометрическому имеют критический диаметр детонации открытого заряда 70-80 мм.

Попытки использовать для сварки взрывом пористую АС изготовленную по ТУ 2143-635-002-09023-99 не дали положительных результатов. При использовании плоских зарядов толщиной 45 мм под слоем забойки из песка толщиной 100-120 мм на расстоянии 4000 мм от начала процесса наблюдался локальный переход режима детонации в (СВП), который характеризуется снижением скорости взрывного превращения в 2-3 раза, а выделяющейся энергии – в 4-9 раз [7]. Через 100-150 мм процесс снова переходил в режим детонации, а через 1000-1500 мм вновь переходил в режим СВП. Иногда наблюдали несколько переходов в режим СВП. Например, на плоском заряде размером 1500x6600 мм в процессе сварки взрывом наблюдали 2-3 участка перехода в режим СВП. Факт перехода режима детонации в СВП фиксировался по появлению локальных участков непровара с волнистостью на поверхности плакирующего слоя или его вырывом с поверхности плакированного листа протяженностью 100-150 мм по всей ширине. Переход детонации в СВП связано со стеканием ДТ вниз заряда из-за неспособности крупных пор в пористой АС его удерживать, что нарушает гомогенность заряда по высоте – образуется дефицит ДТ в верхней части заряда и избыток в нижней. Это приводит к не полному выделению энергии и затуханию детонации.

Особенностью пористой АС изготавливаемой по ТУ 2143-036-002-3789-2003, является наличие центральной поры и микропор (200-250 мкм) внутри неё (рис. 1, б). Нали-

чие микропор позволяет пропитывать и удерживать дизельное топливо в грануле за счёт капиллярных сил. Одновременно с этим обеспечиваются технологические характеристики, так как прочные сферические гранулы не уплотняются при раскладке заряда, что обеспечивает его равномерную плотность по всей площади на плоской поверхности.

Использование пористой АС марки МП для крупногабаритных зарядов рассмотрено в работах [9, 10]. Однако систематические исследования свойств смесей пористых АС с ДТ применительно к сварке взрывом не проводились:

- нет данных по особенностям детонации пористой АС марки МП (ТУ 2143-036-002-3789-2003) и пористой АС (ТУ 2143-073-05761643-2013) в плоских зарядах при толщине ВВ меньше критического диаметра детонации открытого заряда;

- нет данных по влиянию вязкости ДТ и температуры окружающей среды на детонационную способность АСДТ.

В связи с этим провели исследования свойств таких смесей в диапазоне толщин зарядов, наиболее подходящих к применению при сварке взрывом.

Методика исследований предусматривала:

1. Определение влияния на качество смеси АСДТ типа АС и процентного содержания ДТ, его марки и температуры окружающей среды.

В экспериментах было использовано четыре типа АС: гранулированная и молотая (ГОСТ 2-2013 марка Б), пористая, изготовленная по ТУ 2143-036-002-3789-2003 и ТУ 2143-073-05761643-2013, с основными техническими характеристиками, представленными в таблице 1. Для определения впитывающей и удерживающей способности АС её тщательно смешивали с ДТ марки Л.

Содержание ДТ в смесях составляло 2%, 4%, 6%, 8%, 10%, 12%, 14% и 16% от массы

**Таблица 3 – Исследование удерживающей способности аммиачной селитры
дизельного топлива в зависимости от её марки**

Сутки	Процентное содержание, %	Высота скопления ДТ, мм			
		АС марки Б		пористая АС марки МП	пористая АС
		гранулированная	гранулированная		
		ГОСТ 2-2013		ТУ 2143-036-002-3789-2003	ТУ 2143-073-05761643-2013
7-е	4	нет	нет	нет	нет
	6	нет	нет	нет	нет
	8	8	нет	нет	нет
	10	10	нет	нет	нет
	12	17	нет	нет	нет
	14	24	18	8	нет
	16	27	20	13	нет
8-е	4	нет	нет	нет	нет
	6	8	нет	нет	нет
	8	14	5	2	нет
	10	16	8	5	нет
	12	20	11	7	нет
	14	25	18	11	нет
	16	28	23	14	нет
9-е	4	нет	нет	5	нет
	6	10	5	8	нет
	8	14	14	10	нет
	10	18	16	11	нет
	12	20	16	12	нет
	14	25	21	15	нет
	16	29	25	18	нет
10-е	4	нет	нет	6	нет
	6	11	5	10	нет
	8	14	14÷17	11	нет
	10	20	12÷16	12	нет
	12	21	17	13	нет
	14	26	21	16	нет
	16	30	26	18	нет

АС (200г). Для визуального определения качества смешения и расслоения компонентов со временем в ДТ добавляли нейтральный жирорастворимый краситель «Судан» зеленого цвета, вследствие чего смесь приобре-

тала темно-зеленый цвет. Смешивание компонентов производилось вручную, после смешивания ежедневно производилось измерение высоты ДТ, скопившегося на дне прозрачного стакана.

2. Установление зависимости скорости детонации заряда от содержания дизельного топлива, высоты заряда и наличия забойки из песка.

Для измерения скорости детонации заряд размещали на пластине из стали размером 500 x 1250 мм. В заряд на расстоянии 250 мм от точки инициирования устанавливали 4 датчика замыкания по длине с шагом 200 мм, время срабатывания которых фиксировали осциллографом.

Результаты и обсуждение

Исследование удерживающей способности АС

Результаты исследований по удерживающей способности смеси АСДТ в течение 10 суток представлены в таблице 3 и на рисунках 2 и 3. В смеси АС марки Б (ГОСТ 2-2013) с ДТ скопление на дне ДТ наблюдается с первых же дней во всех смесях при его содержании свыше 6%, в последующее время

наблюдается быстрый рост высоты скопления ДТ (рис. 2).

В смеси молотой АС с ДТ после трёх дней выдержки наблюдалось не равномерное распределение ДТ по объему, вследствие разложения АС при содержании ДТ в смеси более 8%. По истечению 8 суток наблюдается скопление на дне ДТ при его содержании свыше 6%.

В смеси пористой АС марки МП (ТУ 2143-036-002-3789-2003) с содержанием ДТ 2-4% имеют стабильную плотность, ДТ равномерно пропитывает АС. При хранении в течение суток перераспределения его по толщине заряда не наблюдали. Появление слоя ДТ на дне стакана наблюдали после выдержки в течение 8 суток, при его содержании свыше 6%. Однако даже в составах, в которых наблюдается выпадения осадка ДТ, его распределение по объему остается равномерным.



Гранулированная АС марки Б + ДТ



Молотая АС марки Б + ДТ



Пористая АС марки МП (ТУ 2143-036-002-3789-2003) + ДТ

Рис. 2. Внешний вид образцов для исследования удерживающей способности аммиачной селитры дизельного топлива, через сутки наблюдения (1 сутки)

После изготовления смеси пористой АС (ТУ 2143-073-05761643-2013) с ДТ визуально наблюдается не равномерное распределение ДТ в смеси, из-за высокой впитывающей способности (12 %, таблица 1). Гранулы не имеют гладкой поверхности, что приводит к мгновенному впитыванию ДТ в микропоры на поверхности гранул, и, как следствие, неравномерному перемешиванию компонентов. Только по истечению 24 часов распределение становится более равномерным. При содержании ДТ 2 - 16% в смеси стекания не наблюдается в течение 10 суток (таблица 3).

Для снижения впитывающей способности гранул пористой АС (ТУ 2143-073-05761643-2013) экспериментально исследовали влияние предварительного смешивания АС с водой. В результате исследования установлено, что при смешивании АС с 2% воды по массе происходит закупорка части микропор за счёт растворения и кристаллизации силикатов внутри поры. Это снижает её впитывающую способность до 8%, то есть она становится близкой по свойствам к пористой АС, изготовленной по ТУ 2143-036-002-3789-2003.

При понижении рабочей температуры ниже 5°C вязкость ДТ марки Л повышается, происходит выпадение парафинов, что ведёт к снижению поглощающей способности пористой АС, поэтому получить оптимальное соотношение АС и ДТ в малой отдельной части заряда затруднительно. Выпадение парафинов приводит к частичной закупорке микропор в пористой АС, таким образом, па-

рафинизация ДТ препятствует пропитываемости гранул, и, как следствие, приводит к нестабильности детонации. В связи с этим при снижении температуры воздуха ниже 10°C для обеспечения стабильности детонации АСДТ в плоских зарядах необходимо применять зимние марки ДТ.

Исследование полноты детонации АСДТ

Экспериментальные исследования полноты детонации, а также зависимости скорости детонации плоского заряда от содержания ДТ проводили при его толщине от 20 до 100 мм с использованием в ряде экспериментов забойки из песка [9]. Изготовление смесей АС с ДТ производилась вручную.

Смесь АС марки Б (ГОСТ 2-2013) с содержанием ДТ от 2 до 6% детонировала не стабильно с переходом в СВП при толщине плоского заряда до 80 мм. Отметим, что предварительной подготовки гранул АС перед смешиванием не проводилось. Стабильность и полнота детонации смеси АС марки Б наблюдалась при толщине заряда от 80 мм и выше на длине 1000 мм (длина ограничена экспериментальной сборкой для измерения скорости детонации). Зависимость скорости детонации от толщины заряда смеси АС марки Б с содержанием ДТ от 2 до 6% представлена в таблице 4. Экспериментальные исследования по получению биметалла данной смесью не проводили, так как для обеспечения полноты детонации необходимо использовать заряды большой толщины со скоростью детонации 3500 м/с, что приводит к появлению оплавленного слоя на гра-

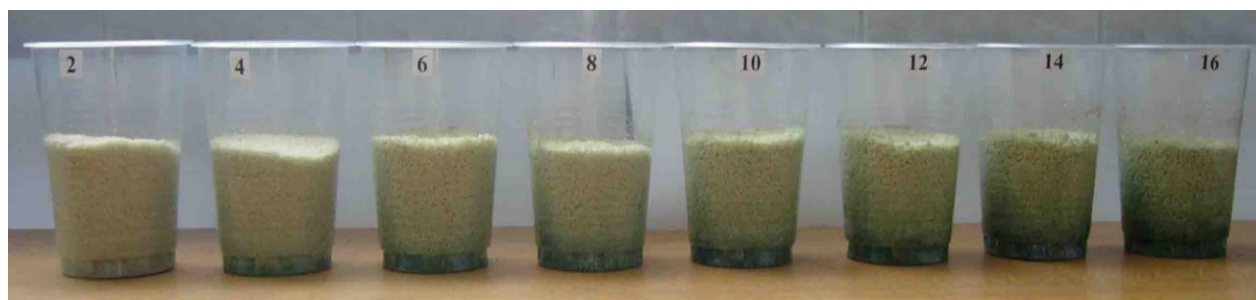


Рис. 3. Пористая АС марки МП (ТУ 2143-036-002-3789-2003) + ДТ (7 суток)

нище соединения и расслоению.

Полнота детонации смеси молотой АС с ДТ обеспечивается на всех исследуемых толщинах заряда (20-100 мм), что необходимо для применения в области сварки взрывом, особенно при получении биметалла с тонким плакирующим слоем (менее 1,5 мм). Стабильность детонации обеспечивается при толщине заряда 20 мм со скоростью её распространения 2500 м/с. Однако плоский заряд большой площади с равномерной плотностью создавать затруднительно из-за высокой слёживаемости смеси. Нарушение плотности заряда приводит к искривлению фронта детонации и появлению локальных дефектов сплошности соединения слоев.

Исследования зависимости скорости детонации от содержания ДТ в смеси с пористой АС марки МП (ТУ 2143-036-002-3789-2003) показали, что скорость детонации постепенно растёт с увеличением содержания ДТ до 8%. При содержании ДТ от 10% и выше заряд ВВ не детонирует в изученном интервале толщин. С увеличением толщины слоя заряда также постепенно растёт скорость детонации. Критическая толщина открытого плоского заряда из смеси пористой АС марки МП с содержанием ДТ 4% составляет 40 мм, при снижении толщины заряда наблюдается нестабильная детонация с пе-

реходом в СВП. Следует отметить, что под слоем песка толщиной 100 мм смесь с содержанием дизельного топлива 4% устойчиво детонирует при толщине заряда 20 мм со скоростью 1480 м/с (таблица 4).

Механическое смешивание пористой АС (ТУ 2143-073-05761643-2013) при содержании ДТ до 5% приводит к нестабильной детонации ВВ в плоских зарядах толщиной близкой к толщине, соответствующей критическому диаметру открытого заряда, вследствие, неравномерного распределения компонентов из-за высокой впитывающей способности АС. Заряды с содержанием ДТ свыше 8% также устойчиво не детонируют. Проведенные эксперименты по влиянию воды на снижение впитывающей способности АС показали, что оптимальная предварительная добавка воды в смесь АСДТ должна составлять 2%. Оптимальное содержание ДТ в данной смеси составляет 5,5% (рис. 4).

Таким образом, предварительное добавление 2% воды при изготовлении смеси пористой АС (ТУ 2143-073-05761643-2013) с 5,5% ДТ обеспечивает стабильную детонацию плоских крупногабаритных зарядов по всей поверхности. При отсутствии добавки воды смесь неустойчиво детонирует из-за неравномерности пропитывания гранул ДТ

Таблица 4 – Скорость детонации плоских зарядов смесей АС с ДТ марки Л при температуре воздуха 25°C [9]

Наименование ВВ	Насыпная плотность АС, кг/м ³	Толщина слоя заряда, мм	Скорость детонации, м/с
Смесь АС марки Б (ГОСТ 2-2013) с ДТ (содержание 2-6%)	900	80-100	2500-3400
Смесь молотой АС с ДТ (содержание 2-6%)	850-900	20-50	2500-3400
Смесь пористой АС марки МП с ДТ (ТУ 2143-036-002-3789-2003) (содержание 2-8%)	740	60	1770-2910
Смесь пористой АС марки МП (ТУ 2143-036-002-3789-2003) с содержанием ДТ 4%	740	40-80	2080-2740
Смесь пористой АС марки МП (ТУ 2143-036-002-3789-2003) с содержанием ДТ 4%, слой забойки из песка толщиной 100 мм	740	20-80	1480-2400

по всему объему.

Анализ зависимости скорости детонации смесей пористой АС с ДТ марки Л с забойкой из песка от толщины заряда (рис. 4) показал, что для АСДТ из пористой АС (ТУ 2143-073-05761643-2013) с 5,5 % ДТ марки Л и 2% воды с увеличением толщины заряда на 1 мм скорость детонации возрастает в среднем:

- на 47-50 м/с в диапазоне толщин заряда от 20 до 45 мм;

- на 10-11 м/с в диапазоне толщин заряда от 45 до 90 мм.

Рост скорости детонации в зависимости от толщины заряда в смеси пористой АС марки МП (ТУ 2143-036-002-3789-2003) с содержанием ДТ 4%, подобен зависимости, описанной выше. Однако скорость детонации в соответствующих толщинах ниже на 20%, что связано с меньшим содержанием ДТ и положительно сказывается на качестве биметалла. Таким образом, рост скорости детонации на 1 мм заряда в толщинах 20-45мм в 4 раза выше, чем в толщинах 45-90 мм.

Забойка из песка толщиной не менее 100 мм обеспечивает стабильность детонации

заряда ВВ по всей площади исключая его разброс.

Результаты экспериментальных исследований указанных смесей АСДТ с пористой АС подтверждены:

- проведением сварки взрывом на образцах из стали размером 500 x 1250 мм, толщина метаемой пластины 4 мм, для обеспечения стабильности детонации и исключения разброса АСДТ на зарядах использовалась забойка из песка.

- при промышленном производстве в ООО "Битруб Интернэшнл" методом сварки взрывом крупногабаритных двухслойных листов (площадью до 26 м²) с плакирующим слоем из коррозионностойкой стали и титана толщиной 3-6 мм.

При проведении этих работ было установлено, что смеси АСДТ с пористой АС обеспечивают полноту детонации плоских крупногабаритных зарядов толщиной от 20 до 60 мм без образования локальных участков перехода детонации в СВП. Что, в свою очередь, определило высокое качество крупногабаритных образцов и листов биметалла

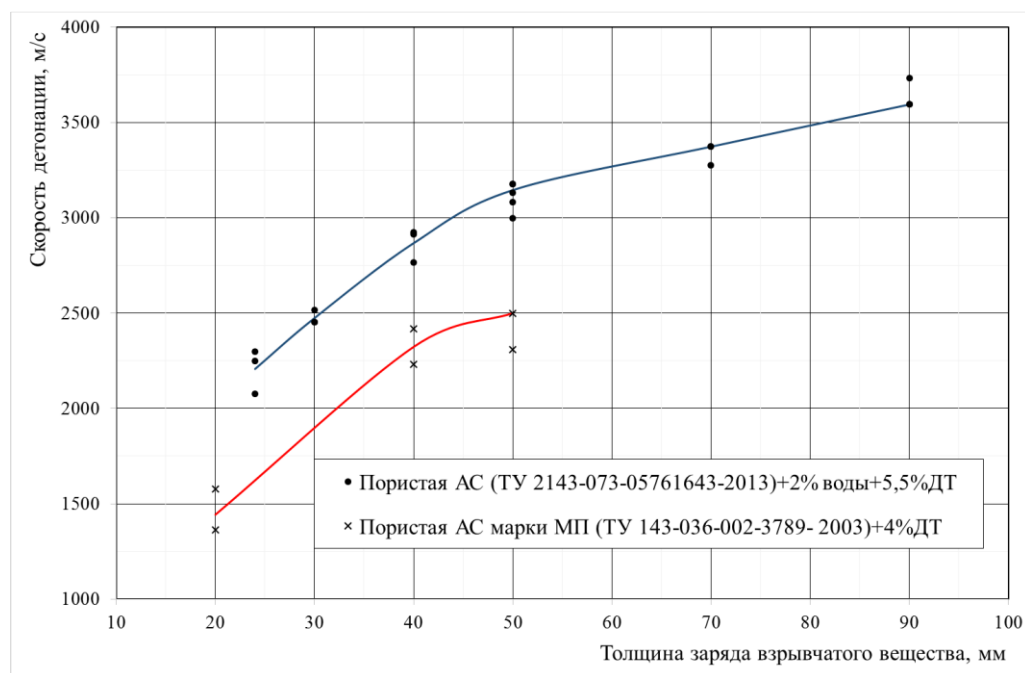


Рис. 4. Зависимость скорости детонации смесей пористой АС с ДТ марки Л с забойкой из песка от толщины заряда

сталь+коррозионностойкая сталь и конструкционная сталь +титан с обеспечением сплошности соединения слоёв 100%, прочность на отрыв и срез плакирующего слоя не менее 200 МПа, соединение имеет структуру, характерную для сварки взрывом [11-13].

Выводы

1. Установлено, что пористая аммиачная селитра марки МП (ТУ 143-036-002-3789-2003) в наибольшей степени применима к условиям сварки взрывом, в связи со стабильностью процесса детонации (при скорости 1480-2400 м/с) в зарядах большой площади, с возможностью корректирования скорости детонации как содержанием дизельного топлива от (2 до 5,5%) так и толщиной заряда.

2. Показано, что наличие микропор в структуре пористой аммиачной селитры марки МП (ТУ 143-036-002-3789 - 2003) позволяет удерживать дизельное топливо в течение длительного времени, а сферическая форма частиц обеспечивает постоянную плотность по всей площади плоского заряда.

3. Установлено, что для обеспечения стабильной детонации зарядов АСТД необходимо использовать при температуре воздуха ниже 10°C зимние марки ДТ.

4. Установлено, что прирост скорости детонации в АСДТ из пористой аммиачной селитры на 1 мм заряда составляет в среднем 47-50 м/с в диапазоне толщин от 20 до 45 мм и 10-11 м/с в диапазоне толщин от 45 до 90 мм.

5. Применение для сварки взрывом смесей АСДТ из пористой аммиачной селитры, обеспечивает получение высококачественного крупногабаритного биметалла со 100% сплошностью соединения и стабильными прочностными свойствами.

Библиографический список

1. Белин, В. А. Особенности изготовления и применения смесевых взрывчатых веществ типа АСДТ на

горных предприятиях Монголии / В. А. Белин, Г. П. Парамонов, Ж. Жамьян // Записки Горного института. Горное дело. – 2018. – Т. 232. – С. 364-367.

2. Кукиб, Б. Н. Анализ экспериментальных зависимостей скорости детонации от диаметра заряда для аммиачной селитры / Б. Н. Кукиб, В. В. Лавров, Н. Г. Демченко // Взрывное дело. – 2011. – №106/63. – С. 123-139.

3. Литовка, О. Б. Исследование физико-химических и взрывчатых свойств аммиачной селитры и смесей на ее основе: дис. на соиск. учен. степ. канд. техн. наук (05.17.07) / Литовка Ольга Борисовна; РХТУ им. Д. И. Менделеева. – М., 2010 – 178 с.

4. Физико-химические и взрывчатые характеристики простейших составов на основе пористой гранулированной аммиачной селитры / О. Б. Литовка, Е. Ю. Чугреева, А. В. Старшинов, Г. Д. Козак // Сб. науч. тр. «Успехи в химии и химической технологии». – М.: Изд. центр РХТУ им Д.И. Менделеева. – 2007. – №4. – С. 82-86.

5. Викторов, С. Д. Экспериментальная оценка и сравнение работоспособности смесевых взрывчатых веществ различного состава / С. Д. Викторов, А. В. Старшинов, Ж. Жамьян // Взрывное дело. – 2011. – № 105/62 – С. 142-161.

6. Ковтун, Ю. В. АНФО и игданиты – без знака равенства / Ю. В. Ковтун // Взрывное дело. – 2012. – № 107/64. – С. 168-180.

7. Шведов, К. К. Процессы детонации и взрыва гетерогенных конденсированных взрывчатых веществ. Физические проблемы разрушения горных пород / К. К. Шведов // Сб. трудов третьей международной конференции. – Новосибирск: Наука. – 2003. – С. 19.

8. Mixture of porous ammonium nitrate with diesel oil for use in industrial-scale explosive welding / N. A. Denisova, O. L. Pervukhina, L. B. Pervukhin, G. S. Doronin, V. V. Alekseev, G. Kh. Kim // В сборнике: Shock-assisted materials synthesis and processing: Science, innovations, and industrial implementation. – 2008. – pp. 77-78.

9. Первухин, Л. Б. Особенности взрывчатых веществ для промышленного производства биметаллов сваркой взрывом / Л. Б. Первухин, О. Л. Первухина // Взрывное дело. – 2009. – № 102/59. – С. 47-57.

10. Способ получения крупногабаритных листов композиционного материала сваркой взрывом / В. А. Авенян, Н. Н. Ларюшина, А. С. Смирнов, Г. Х. Ким // ОАО "ГосНИИмаш"; заявл. 2010.08.17; опубл. 2012.06.20.

11. К вопросу о предельных размерах листов, получаемых сваркой взрывом / Л. Б. Первухин, О. Л. Первухина, И. В. Денисов, Т. А. Шишкин, Д. В. Ноняк // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2016. – № 10 (189). – С. 76-86.

12. Первухина, О. Л. Двухслойные стали для ответственных металлоконструкций / О. Л. Первухина, И. В. Денисов // Известия ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". 2020. – № 11 (246). – С. 46-52.

13. Опыт производства крупногабаритного биметалла титан-сталь для трубных досок конденсаторов АЭС / Л. Б. Первухин, И. В. Денисов, Т. А. Шишкин, О. Л. Первухина // Известия ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". – 2020. – № 11 (246). – С.37-40.

УДК 669-1; 539. 89; 539.219.3

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-11-270-54-56

*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*

ОСОБЕННОСТИ УГЛОВОГО РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ ТИТАНА И СТАЛИ ПОСЛЕ УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ

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

Нагружение ударом пластины, диаметр которой превышает диаметр образца, приводит к разрушению угловой части образца. Вошедшая ударная волна инициирует стоячую волну, в результате чего в образце создается система продольных полос локализованной деформации. Магистральная трещина, по которой происходит разлом, совпадает с одной из гармоник стоячей волны. Обжатие поврежденного образца скользящей детонационной волной приводит к залечиванию магистральной трещины и образованию одной или нескольких поперечных трещин.

Ключевые слова: ударная волна, полоса локализованной деформации, разлом, стоячая волна

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

FEATURES OF TITANIUM AND STEEL SAMPLES ANGULAR DESTRUCTION AFTER SHOCK WAVE LOADING

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

Impact loading of a plate whose diameter exceeds that of the sample leads to the destruction of the corner part of the sample. The incoming shock wave initiates a standing wave, as a result of which a system of longitudinal bands of localized deformation is created in the sample. The main crack along which the fault occurs coincides with one of the standing wave harmonics. Compression of a damaged sample by a sliding detonation wave leads to the healing of the main crack and the formation of one or more transverse cracks.

Keywords: shock wave, localized deformation band, fault, standing wave

Прохождение ударной волны в образцах конечных размеров (пластины, стержни), сопровождается образованием боковых волн разгрузки, которые пересекают весь образец до следующей грани, отражаются волной сжатия и возвращаются в исходное положение. Этот процесс повторяется многократно. Столкновение встречных отраженных волн является необходимым условием возникновения осцилляции (реверберации) образца в форме стоячей волны [1]. В стоячей волне точки, в которых результирующая амплитуда скорости обращается в нуль, называются узлами, а точки с максимальной амплитудой отклонения - пучностями. Особенностью стоячей волны является образование энергетических "отсеков" (между пучностью и узлом), в которых энергия сохраняется и не обменивается с соседними участками, в результате чего ревербе-

рация в стоячей волне продолжается без действия внешних сил.

Согласно работе [2] в этом "отсеке" возможно возникновение новых собственных колебаний - обертонов, в которых соотношение между толщиной образца δ и длиной волны L_n обертона описывается выражением $\delta/2 = nL_n/4$, где $n = 1, 3, 5 \dots$. Случай $n = 1$ относится к основному собственному обертому. Если растягивающие напряжения в зоне интерференции волн разгрузки, которые одновременно являются узлами стоячей волны, превышают по величине окольную прочность, то образуется откольная трещина. Если материал в зоне интерференции волн сохраняет сплошность, то возникает полоса локализованной деформации (ПЛД) [3].

На рис. 1 каждая полоса локализации является узлом гармоник стоячей волны со

своей собственной частотой. Центральная ПЛД на рис. 1 является основной. Обертоны (гармоники) с более высоким индексом ло-

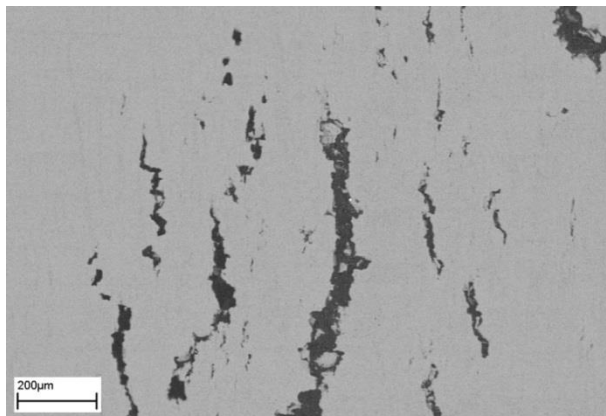


Рис. 1. Система полос локализованной деформации в образце двухфазного титана, полученная при ударе пластины, диаметр которой равен диаметру образца (метод удара пластины широко используется в практике, при оценке откольной прочности материала [4])

кализуются по разные стороны от основной полосы. Заметим, что в образце движение частиц в стоячей волне ориентировано перпендикулярно к боковой грани образца.

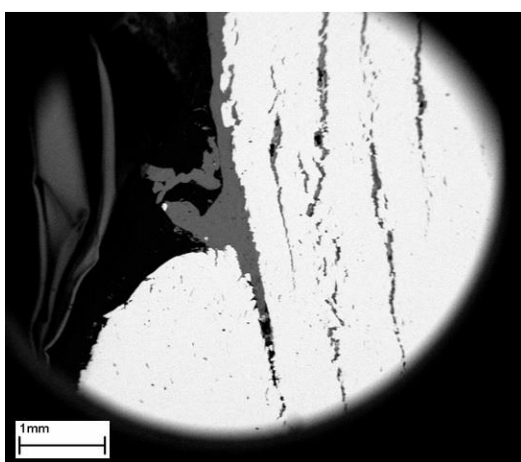
Волновая картина на продольных шлифах складывается из многих стоячих волн, возникающих в каждом сечении в момент прохождения фронта ударной волны, и показывает суммарную повреждаемость, которая следует за фронтом ударной волны и ориентирована параллельно боковым граням.

Угловое разрушение образца изучали с помощью удара пластины, диаметр которой превышал диаметр образца. Рис. 2 демон-

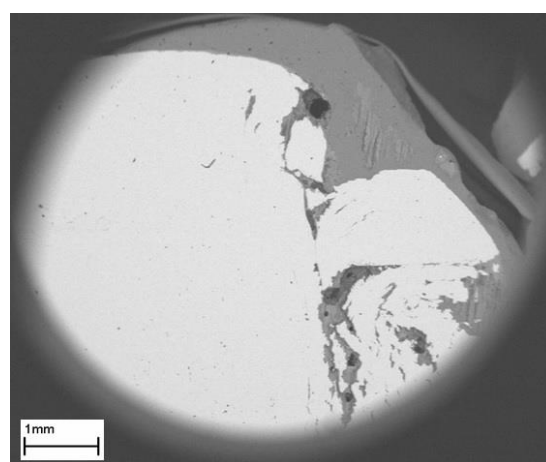
стрирует виды углового разрушения.

Проведение эксперимента в полевых условиях не позволяет создать идеальные условия: на рис. 2, а угол образца отделился, в то время как на рис. 2, б, он сохранился, претерпев изменение. Наличие системы ПЛД в зоне разрушения (рис. 2), свидетельствует, что откалывание угла произошло значительно позже, когда система ПЛД стоячей волны уже сформировалась.

Магистральная трещина, по которой произошло разрушение, проходит по одному из



а



б

Рис. 2. Угловые разрушения стального образца:
а – угол образца отделился; б – угол образца сохранился, претерпев изменение

дополнительных обертонов стоячей волны. Это справедливо для обоих повреждений. Магистральная трещина, ограничивающая область разрушения на рис. 2, б, так же ориентирована вдоль полос локализации. Система ПЛД претерпела изменение, она искривилась, частично приобретя поперечное направление.

Шлифы позволили обнаружить присут-

тала с широким диапазоном соотношений алюминия и железа.

В заключение, следует заметить, детонационная скользящая волна не смогла залечить систему полос локализованной деформации, которая в процессе углового разрушения искривлялась. Воздействие свелось к объединению системы полос локализованной деформации и образованию одной или

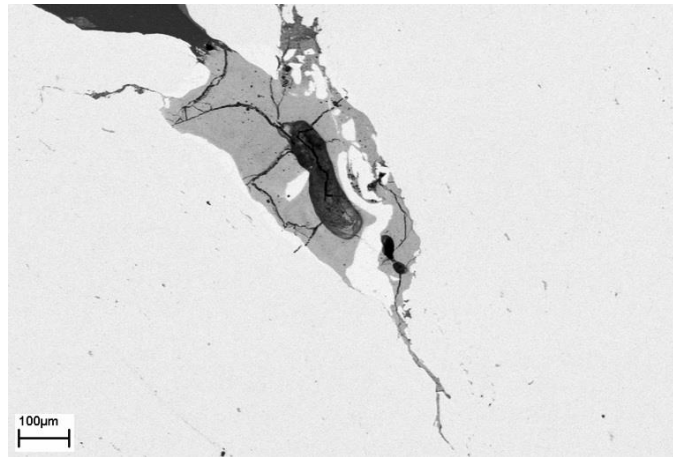


Рис. 3. Шов магистральной трещины, после воздействия скользящей детонационной волны

ствие материала ударника в магистральных трещинах. Анализ содержимого трещины при высоком увеличении обнаруживает пористую структуру алюминия. Следовательно, заполнение трещины материалом ударника происходило, когда алюминий находился в жидком состоянии. На рис. 2, б четко видны остатки алюминиевой пластины-ударника на торцевой поверхности образца.

Воздействие на поврежденный образец детонационной скользящей волны (известный метод нагружения описан в работе [5]) проводилось с целью залечить угловое разрушение. Как демонстрирует рисунок 3, давление детонационной волны рубцует только магистральные трещины. Присутствие в магистральных трещинах материала ударника приводит к прониканию алюминия в матричный материал. Рядом со швом образуется достаточно крупная область, толщиной 60–200 мкм, содержащая оба ме-

нескольких достаточно широких поперечных трещин. Возможно, залечить поперечные трещины можно при повторном нагружении скользящей детонационной волны, но эти эксперименты еще предстоит выполнить.

Библиографический список

1. Викторов, И. А. Физические основы применения ультразвуковых волн Рэля и Лэмба в технике / И. А. Викторов. – М.: Наука, 1966. – 169 с.
2. Горелик, Г. С. Колебания и волны. Введение в акустику, радиофизику и оптику / Г. С. Горелик / – М: Физматлит, 1959. – 572 с.
3. Беликова, А. Ф. Деформации при динамических нагрузках и связь ее с деформированным состоянием материала / А. Ф. Беликова, С. Н. Буравова, Ю. А. Гордополов // Журнал технической физики. – 2013. – Т. 83. – №2. – С. 153-155.
4. 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.
5. Бондарь, М. П. Зависимость структуры титана, формирующейся при высокоскоростном нагружении от его исходного состояния / М. П. Бондарь, О. Л. Первухина // Физика горения и взрыва. – 2000. – Т. 36. – № 2. – С. 110-112.

УДК 621.7.044.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-11-270-57-61

В. О. Копытский, м. н. с., Е. В. Петров, канд. техн. наук, С. Н. Буравова, д-р физ.-мат. наук

ИССЛЕДОВАНИЕ ОТКОЛЬНОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ В БРОНЗОВЫХ СПЛАВАХ ПОСЛЕ УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ

ИСМАН им. А. Г. Мерджанова РАН, г. Черноголовка, kvo@ism.ac.ru

В работе рассмотрены процессы, сопровождающие образование откольного разрушения в бронзовых сплавах марок БрАЖ9-4 и БрАМц9-2. Реализовано явление откола в выбранных материалах с помощью двух экспериментальных схем по ударно-волновому нагружению: метание пластины-ударника и обжатие скользящей детонационной волной. Исследованы микроструктуры сохраненных образцов после серии экспериментов с помощью сканирующей электронной микроскопии. Наблюдается явление миграции легирующих элементов бронзы к области повреждения.

Ключевые слова: ударная волна, бронза, микроструктура, откольная повреждаемость

V. O. Kopytskiy, E. V. Petrov, S. N. Buravova

STUDY OF SPALL DAMAGE IN BRONZE ALLOYS AFTER SHOCK WAVE LOADING

*Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS,
Chernogolovka, kvo@ism.ac.ru*

The paper considers the processes accompanying the formation of spall fracture in bronze alloys of grades BrAZH9-4 and BrAMc9-2. The phenomenon of spall in the selected materials is realized using two experimental schemes for shock wave loading: throwing of the flyer plate and compression by a sliding detonation wave. The microstructures of the preserved samples were studied after a series of experiments using scanning electron microscopy. The phenomenon of migration of alloying elements of bronze to the area of damage is observed.

Keywords: shock wave, bronze, microstructure, spall damage

Бронзовые сплавы широко используются в областях судостроения и машиностроения, для изготовления деталей, работающих в условиях агрессивной среды, сильного трения, коррозии. К таким изделиям относятся корпуса насосов, гребные винты, клапаны, трубы теплообменников и другое оборудование, взаимодействующее с жидкой средой [1]. Сплавы БрАЖ9-4 (на основе меди с добавками алюминия и железа) и БрАМц9-2 (с добавками алюминия и марганца), обладающие наиболее высокой кавитационно-коррозионной стойкостью в морской воде, используются для изготовления гребных винтов.

Кавитационная эрозия – это процесс, который включает в себя схлопывание паровых пузырьков (каверн или пустот) в жидкости вблизи поверхности материала, при

этом высвобождая огромное количество энергии, что сопровождается образованием сферической ударной волны. Поток таких ударных волн, многократно соударяющихся с поверхностью твердого тела, приводит к упрочнению поверхностного слоя. Особенностью начальной стадии эрозионного изнашивания является образование множества иглоподобных микротрещин. В конечном итоге поверхность накапливает повреждения, возникающие мельчайшие чешуйки размываются, создавая характерную изъеденную структуру. Скорость, с которой происходит этот процесс коррозионного изнашивания, зависит от нескольких факторов, включая такие свойства материалов, как прочность и скорость деформационного упрочнения, частицы второй фазы и нали-

чие границ у зерен, которые являются слабыми местами в структуре материалов [2].

Откольная повреждаемость – это тип внутреннего разрушения материала, которое возникает в результате интерференции волн разгрузки, источниками которых являются свободные грани поверхности образца, и сопровождается динамическими растягивающими напряжениями. Откольные трещины появляются, когда напряжение в зоне интерференции волн разгрузки превышает динамическую прочность материала. Если напряжение растяжения становится ниже откольной прочности материала, появляются полосы локализованной деформации, при этом нарушения сплошности

материала не происходит. Явление откола в бронзовых материалах не было широко изучено по сравнению с другими металлическими сплавами, на основе таких металлов как: железо, титан, алюминий [3, 4]. Большинство исследователей в своих работах изучают зависимость откольной прочности материала от условий нагружения.

В настоящей работе представлено исследование поведения бронзовых сплавов БрАЖ9-4 и БрАМц9-2 в условиях ударно-волнового нагружения. Исследование сопротивления бронзовых сплавов к разрушению при экстремально-высоких скоростях деформации позволит изучить их физико-механические свойства в условиях динами-

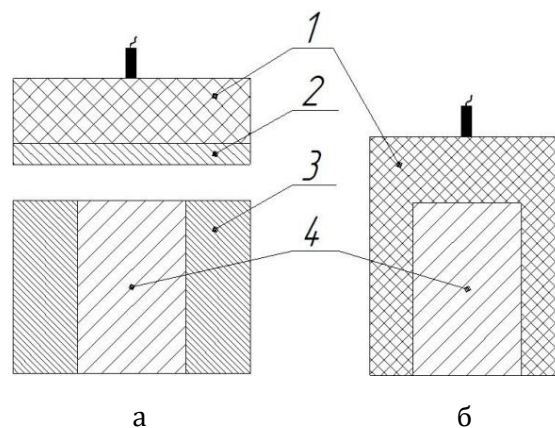


Рис. 1. Схемы экспериментов по ударно-волновому нагружению:
а – метание пластины-ударника; б – обжатие скользящей детонационной волной;
1 – заряд взрывчатого вещества, 2 – пластина-ударник, 3 – обойма, 4 – образец

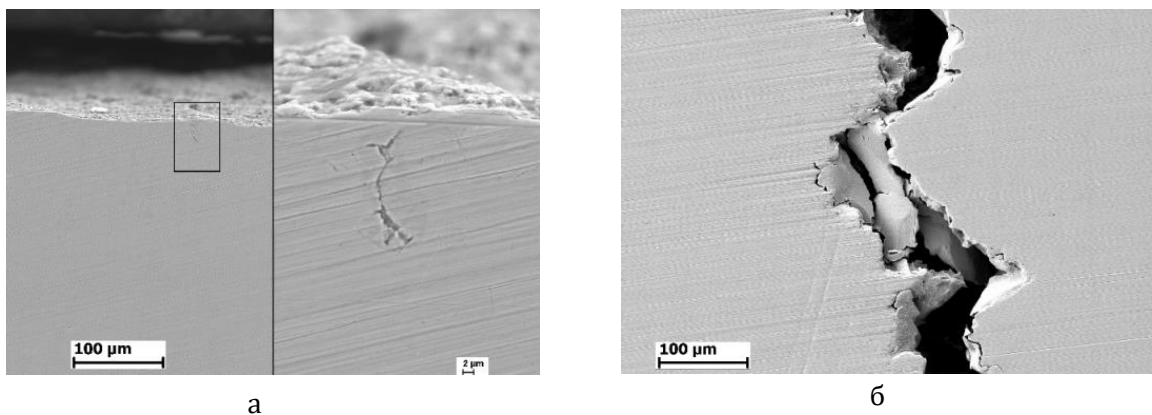


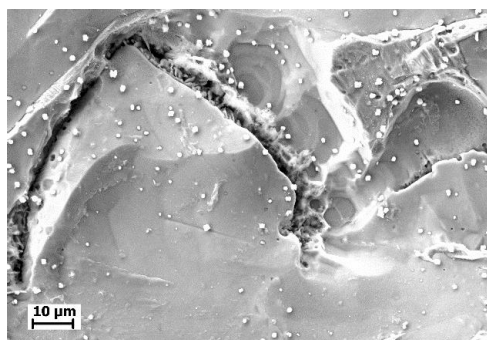
Рис. 2. Микрофотографии поверхности продольных шлифов бронзы:
а – после метания пластины-ударника;
б – после обжатия скользящей детонационной волной

ческих нагрузок [5]. Это необходимо для прогнозирования последствий ударно-волнового воздействия на материалы из бронзы и разработки способов модификации и восстановления их свойств.

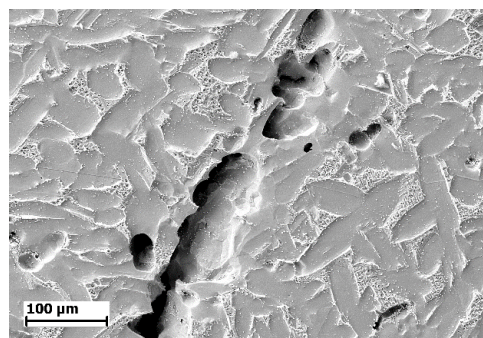
В качестве объектов исследования выбраны бронзовые цилиндрические образцы (диаметром 25 мм, высотой 40 мм) из сплавов марок БрАЖ9-4 и БрАМц9-2, которые наиболее часто используются для изготовления деталей в морской промышленности. В качестве взрывчатого вещества использовался аммонит 6ЖВ со скоростью детонации 3,6–4,8 км/с. Эксперименты по ударно-волновому нагружению материалов проводились по двум схемам: метание пластины-

ударника и обжатие скользящей детонационной волной, которые представлены на рис. 1.

По схеме нагружения с помощью метания пластины-ударника (рис. 1, а) образец находился в стальной обойме, диаметром 45 мм, с отверстием по центру под образец, для сохранения формы образца после ударно-волнового нагружения. Алюминиевую пластину-ударник, диаметром 45 мм и толщиной 2 мм, разгоняли накладным зарядом насыпного Аммонита 6ЖВ плотностью 1 г/см³ и массой 75 г. Средняя скорость полета пластины в данных экспериментах составляет 1 км/с и в момент удара создает в бронзовых образцах давление порядка 10-20 ГПа, что в несколько раз превышает их отколь-

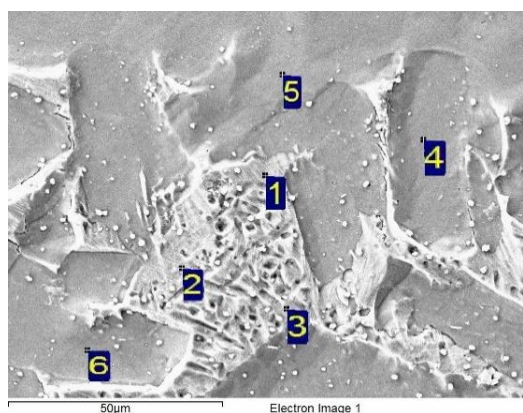


а

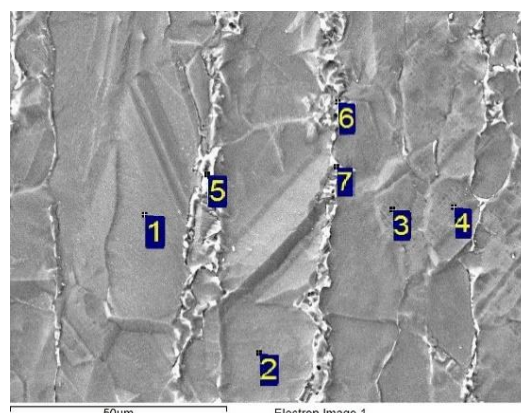


б

Рис. 3. Микрофотографии травленной поверхности продольных шлифов бронзы:
а – после метания пластины-ударника;
б – после обжатия скользящей детонационной волной



а



б

Рис. 4. Микрофотографии травленной поверхности продольных шлифов бронзы с ЭДС анализом после метания пластины-ударника:
а – БрАЖ9-4; б – БрАМц9-2

ную прочность 1-4 ГПа. По второй схеме эксперимента (рис. 1, б) проводилось обжатие скользящей детонационной волной насыпного Аммонита 6ЖВ с толщиной заряда 30 мм по боковым граням образца. Данные способы ударно-волнового нагружения позволяют провести моделирование откольной повреждаемости в материале, аналогично реальным явлениям откольного разрушения в гребных винтах.

ными и демонстрируют откол материала (рис. 2, б).

Напряжения, вызванные воздействием ударной волны в материале, в несколько раз превышают динамическую прочность материала, и в местах образовавшихся трещин (рис. 3) можно также увидеть образовавшиеся из-за них микропоры, размеры которых составляют от 10 до 100 мкм. Такие зародышевые микропоры, по сути, являются бу-

Энерго-дисперсионный анализ поверхностного слоя (атом. %)

Марка	БрАЖ9-4			БрАМц9-2			
	Al	Fe	Cu	Al	Mn	Ni	Cu
1	7.56	0.40	92.04	12.37	1.41	0.35	85.87
2	12.83	0.42	86.75	9.29	1.05	0.14	89.52
3	12.46	0.36	87.19	6.54	0.85	0.11	92.50
4	5.33	0.97	93.71	11.51	1.23	0.36	86.90
5	6.48	0.85	92.67	20.30	2.03	0.55	77.09
6	4.88	0.87	94.25	11.28	2.32	0.47	85.93
7				22.17	0.80	0.79	76.24

Исследование образцов проводили на автоэмиссионном сканирующем электронном микроскопе сверхвысокого разрешения Zeiss Ultra plus на базе Ultra 55.

После метания пластины-ударника наблюдалось образование микротрещин и небольших дефектов, преимущественно вблизи поверхности, на которую приходился удар (рис. 2, а). При столкновении пластины-ударника с образцом, свободные поверхности пластины и образца служат источниками волн разгрузки. В результате обжатия были обнаружены трещины с помощью визуального контроля, в основном, ближе к боковым сторонам образца, на которые оказывалось большее нагружение, и поверхности которых послужили источниками волн разгрузок. Трещины получились продоль-

ными очагами разрушения, из-за которых образуются продольные откольные трещины при нагружении ударными волнами [6].

Исследование микроструктуры травленных шлифов после ударно-волнового нагружения (рис. 4) показало наличие большого количества легирующих элементов вдоль образовавшихся трещин, что свидетельствует о миграции элементов из соседней матричной области к откольной повреждаемости [7]. Легирующие элементы в бронзовых сплавах в виде железа, алюминия и марганца (таблица) имеют строчное строение благодаря технологии прокатки, при помощи которой, изначально были изготовлены бронзовые прутки.

Таким образом, в данной работе исследовано явление откола в бронзовых сплавах: БрАЖ9-4 и БрАМц9-2, с помощью двух экс-

периментальных схем: метания пластины-ударника и обжата скользящей детонационной волной. Изучение микроструктуры показало образование откольных трещин в месте интерференции разреженных ударных волн и зарождение новых очагов разрушения, а также миграцию легирующих элементов бронзы к местам образования откольной повреждаемости.

Библиографический список

1. Estimation of microstructure and corrosion properties of peened nickel aluminum bronze / C. Wang, C. Jiang, Z. Chai, M. Chen, L. Wang, V. Ji // *Surface & Coatings Technology*. – 2017. – Vol. 313. – P. 136-142.
2. The role of microstructural characteristics in the cavitation erosion behaviour of laser melted and laser processed Nickel-Aluminium Bronze / R. Cottam, V. Luzin, H. Moody, D. Edwards, A. Majumdar, Y.C. Wong, J. Wang, M. Brandt // *Wear*. – 2014. – Vol. 317. – P. 56-63.
3. Spall strength and fracture behavior of Ti10V2Fe-3Al alloy during one-dimensional shock loading / Y. Ren, Z. Xue, X. Yu, C. Tan, F. Wang, H. Cai // *International Journal of Impact Engineering*. – 2017. – Vol. 111. – P. 77-84.
4. Spall failure of aluminum materials with different microstructures / Y. Wang, M. Qi, H. He, L. Wang // *Mechanics of Materials*. – 2014. – Vol. 69. – P. 270-279.
5. Разоренов, С. В. Влияние сильной динамической деформации на прочностные свойства металлов и сплавов при откольном разрушении / С. В. Разоренов, Г. В. Гаркушин // *Вопросы оборонной техники*. – 2014. – №7-8. – С. 29-40.
6. Буравова, С. Н. Особенности перехода откольных трещин в полосы локализованной деформации / С. Н. Буравова, Е. В. Петров, А. С. Шукин // *Физика горения и взрыва*. – 2016. – Т. 52. – №5. – С. 131-140.
7. Буравова, С. Н. Ускорение массопереноса при динамическом нагружении / С. Н. Буравова, Е. В. Петров // *Химическая физика*. – 2018. – Т. 37. – №2. – С. 47-55.

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-11-270-62-69

С. Ю. Бондаренко, канд. техн. наук, Л. Б. Первухин, д-р техн. наук,
О. Л. Первухина**, д-р техн. наук, Т. А. Шишкин**, м. н. с.*

**О СВЯЗИ АЭРОДИНАМИЧЕСКОГО НАГРЕВА СВАРИВАЕМЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ С ПРОЦЕССОМ
ОБРАЗОВАНИЯ ЛИТЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ В СОЕДИНЕНИИ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ
КРУПНОГАБАРИТНЫХ ЛИСТОВ**

Алтайский ГАУ, г. Барнаул, bonsu@yandex.ru

** ООО «Битруб Интернэшнл», г. Красноармейск, bitrub@mail.ru*

*** ИСМАН им. А. Г. Мерджанова РАН, г. Черноголовка, opervukhina@mail.ru*

В статье приводятся результаты теоретических и экспериментальных исследований процесса образования ударно-сжатого газа при сварке взрывом, предложена методика расчета его геометрических и тепловых характеристик, построения тепловых полей в свариваемых листах, а также их влияние на глубину проплавления при сварке крупногабаритных листов. Представлены расчётные графики, определяемые из дискретного задания итоговой функции, состоящей из трех зависимостей, показывающих три механизма ее формирования на разных участках и в различные временные диапазоны.

Ключевые слова: сварка взрывом, ударно-сжатый газ

S. Yu. Bondarenko, L. B. Pervukhin, O. L. Pervukhina**, T. A. Shishkin***

**ON THE CONNECTION OF AERODYNAMIC HEATING OF WELDED SURFACES WITH THE FORMATION
OF CAST INCLUSIONS IN THE JOINT DURING EXPLOSION WELDING OF LARGE-SIZED SHEET**

Altai SAU, Barnaul, bonsu@yandex.ru

** Bitrub International, Krasnoarmeysk, bitrub@mail.ru*

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

The article presents the results of theoretical and experimental studies of the formation of shock-compressed gas during explosion welding, a method for calculating its geometric and thermal characteristics, constructing thermal fields in welded sheets, as well as their effect on the penetration depth when welding large-sized sheets. The calculated graphs determined based on discrete assignment of a finite function consisting of three dependencies are present-ed, showing three mechanisms of its formation at different sites and in different time ranges.

Keywords: explosion welding, shock-compressed gas

Во многих источниках высказывается гипотеза, что при сварке взрывом на процесс оказывает существенное влияние газ, находящийся в зазоре между свариваемыми пластинами [1]. После столкновения пластин, точка контакта движется вдоль свариваемых листов, образуя перед собой область ударно-сжатого газа (УСГ), размер которого увеличивается с расстоянием и который нагревает поверхность металла еще до соударения пластин [2-4], что может оказывать существенное влияние на качество соединения.

Если задаться вопросом расчета геометрических и теплофизических свойств дан-

ной области УСГ, а также ее воздействия на поверхность свариваемых пластин, то необходимо разработать математическую модель процессов, протекающих в сварочном зазоре.

В литературе, при рассмотрении возникновения, распространения и определения характеристик ударных волн, исследователи рассматривают либо процесс, проходящий в неограниченном пространстве, либо задачу с поршнем, вдвигаемым в газ. Граничные условия, при рассмотрении такой задачи формулируются таким образом, что поршень вдвигается в ограниченное пространство, при этом, потери массы газа не проис-

ходит, что логично при отсутствии тангенциального градиента давлений.

Если поставить задачу с потерей и уносом массы, то в литературных источниках рассмотрены образование ударных волн при варианте сверхзвукового обтекания тел, однако, в предложенных схемах расчета поверхность ударной волны уходит в бесконечность во всех направлениях и является симметричной. В итоге, применение данных методик для расчета параметров УСГ к случаю производства биметаллов сваркой взрывом невозможна без серьезных уточнений. Этот процесс нельзя рассматривать ни как распространение ударной волны в ограниченной трубе под воздействием поршня или распространения в неограниченном пространстве, но нельзя рассматривать и как чистое обтекание тупого тела ввиду нарушения условий подобия процессов.

Учитывая форму объекта, которую создает параллельная схема сварки взрывом – две протяженные параллельные пластины с одним закрытым и одним открытым торцом –

«камертон», площадь которых очень велика, с очень небольшим, по сравнению с площадью листов, зазором между ними, то можно увидеть, что геометрия системы такова, что не дает точного определения применения одной из уже существующих схем расчета – поршня или обтекания.

При определении механизма образования области ударно-сжатого газа и его характеристик будем считать, что газ занимает пространство между двумя плоскими поверхностями, имеющим постоянную плотность ρ_0 и давление P_0 и в начальный момент времени $t=0$ точка контакта, двигаясь с постоянной скоростью v_k , начала сжимать газ (рис. 1).

Известные уравнения, связывающие между собой термодинамические параметры газа по обе стороны разрыва, приведенные, например, в [5], применимы только при ударной волне, нормальной по отношению к линиям тока. В нашем случае, такой схемой расчета полного торможения, несомненно, будет являться линия контакта, находящаяся до дуги AO_1B . Однако, после выхода УВ за

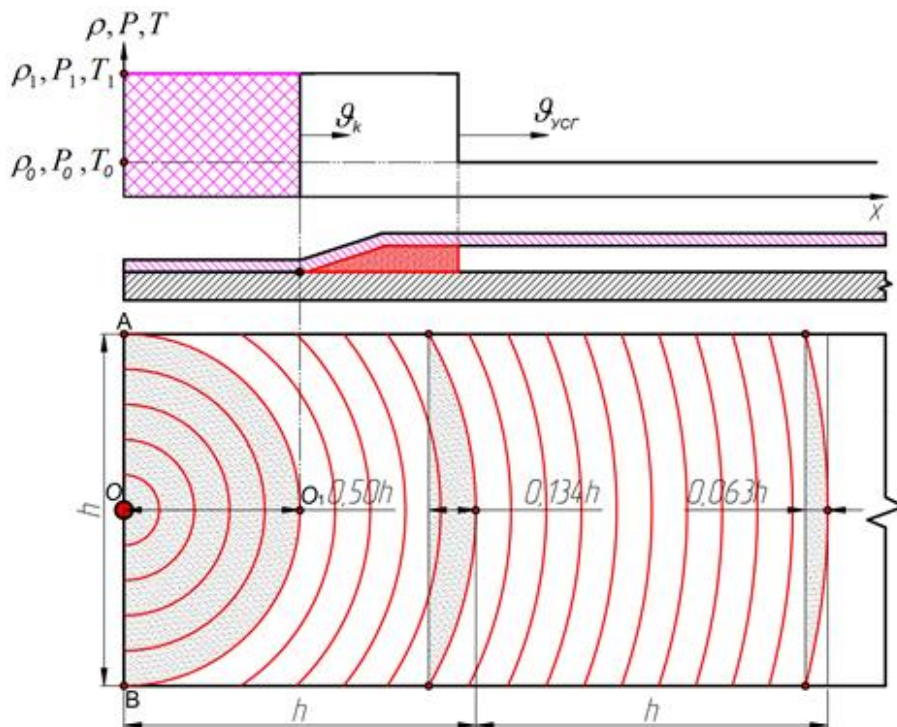


Рис. 1. Схема образования УСГ. Формы линии контакта и высоты сегментов

пределы листов, дальнейший процесс формирования УСГ уже будет иным и характер движения волны внутри зазора между параллельными свариваемыми листами в пределах ширины линии контакта должен отличаться от движения УВ в свободном неограниченном пространстве. Дальнейший процесс формирования УСГ, можно полагать, будет проходить по следующему сценарию:

Пока ударная волна примыкает к поверхности, то есть, является присоединенной, никакой утечки массы не происходит. Однако, очень быстро УВ теряет точки соприкосновения и становится отошедшей. При этом начинается процесс утечки массы УСГ, но не происходит падение давления, так как эта потеря компенсируется уменьшением размера прилегающей области УСГ, в которой отношения давлений, температур и плотностей зависят только от числа Маха и скорости набегающего потока. В итоге, появление расхода газа, приведет к искажению формы фронта УФ и области УСГ. Так как истечение воздуха не может превышать локальной скорости звука, то падение давления будет идти постепенно от краев к центру. При этом, в связи с крайне малой общей дли-

тельностью всего процесса, центральная часть УСГ далеко не сразу «замечит» потерю массы в то время, как края будут все больше отставать от центра, пока волна возмущений его не достигнет (рис. 2).

Изменения давления и плотности в косой ударной волне зависят только от нормальных к ней компонент скорости. Поэтому отношения для них можно получить из известных формул [5] путем пересчета на нормальные компоненты скорости:

$$\begin{cases} \frac{\rho_2}{\rho_1} = \frac{(\gamma+1)M_1^2 \sin^2 \beta}{(\gamma-1)M_1^2 \sin^2 \beta + 2} \\ \frac{P_2}{P_1} = \frac{2\gamma}{\gamma+1} M_1^2 \sin^2 \beta - \frac{\gamma-1}{\gamma+1} \\ T_2 = \frac{[2\gamma M_1^2 \sin^2 \beta - (\gamma-1)][(\gamma-1)M_1^2 \sin^2 \beta + 2]}{(\gamma+1)^2 M_1^2 \sin^2 \beta} \end{cases} \quad (1)$$

Расчет по формулам (1) показывает, что в начале процесса, до начала формирования переднего «сегмента» УСГ температура равномерна по всей ширине листов, однако в процессе «изгиба» фронта УВ картина начинает искажаться. Этот процесс идет не бесконечно, а только до времени окончательного формирования переднего «сегмента» УСГ. В итоге, расчетная схема, определяющая размеры и геометрию УСГ определится из дискретного задания итоговой функции,

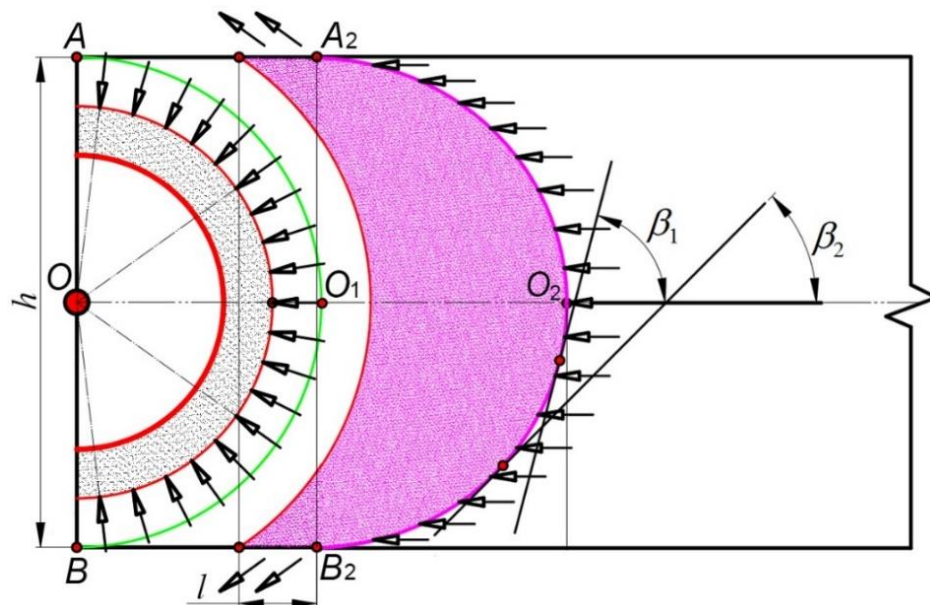


Рис. 2. Область УСГ на начальном и конечных этапах формирования (β — угол между касательной к поверхности разрыва и осью x)

состоящей из трех зависимостей, показывающих три механизма ее формирования на

разных участках и в различные временные диапазоны:

$$\left\{ \begin{aligned} l(t_1) &= \vartheta_{\kappa} t_1 \left(\sqrt{1 + \frac{\rho_1}{\rho_2}} - 1 \right); \left(0 \leq t_1 \leq \frac{h}{2\vartheta_{\kappa}} \right) \\ l_F(t_2) &= \frac{\rho_1 \cdot 2Vt \cdot \arcsin\left(\frac{h}{2Vt}\right) \cdot \vartheta_{\kappa} \cdot t}{\rho_2 2Vt \cdot \arcsin\left(\frac{h}{2Vt}\right) + t \cdot \left(\frac{2}{\gamma+1}\right)^{\frac{1}{\gamma-1}} \sqrt{\frac{8\gamma P_2 \rho_2}{(\gamma+1)}}} - h\sqrt{0.001}; \left(t_2 \geq \frac{h}{2\vartheta_{\kappa}} \right) \\ l_{\text{сегмент}}(t_3, y) &= \sqrt{\left[\frac{4 \cdot \vartheta_{\text{УСГ}}^2 t_3^2 + h^2}{8 \cdot \vartheta_{\text{УСГ}} t_3} \right]^2 - y^2} - \left(\frac{4 \cdot \vartheta_{\text{УСГ}}^2 t_3^2 + h^2}{8 \cdot \vartheta_{\text{УСГ}} t_3} - \vartheta_{\text{УСГ}} t_3 \right); \left(\frac{h}{2\vartheta_{\kappa}} \leq t_3 \leq \frac{h}{2\vartheta_{\kappa}} + \frac{h}{2\vartheta_{\text{ист.}}} \right) \end{aligned} \right. \quad (2)$$

По приведенным выше зависимостям можно определить параметры газа в ударно-сжатой области, но, газ, взаимодействуя со свариваемыми листами формирует на поверхности особые граничные условия. Свариваемые листы формируют макроструктуру потока, однако воздействие стенок ей не ограничивается. Стенки организуют вблизи себя еще и свою собственную динамическую структуру – «пограничный слой», в пределах которого происходит согласование ряда параметров, характеризующих поверхность листов (материал, шероховатость и др.), с соответствующими параметрами основного потока (относительной скоростью, температурой, плотностью и др.).

Действительно, в пограничном слое, касательные к поверхности листа скорости меняются очень резко с выделением дополнительной энергии, вследствие действия сил трения, причем приращение суммы внутренней и кинетической энергий сжатого газа, при этом, равно работе внешней силы, толкающей его вперед.

Если рассматривать энергетику процесса, применительно к движению УСГ вдоль свариваемых поверхностей, будем условно считать, что она имеет два рода энергии – тепловую энергию, образованную от ударного сжатия, соответствующую случайным движениям молекул, и энергию, связанную с основным поступательным (упорядоченным)

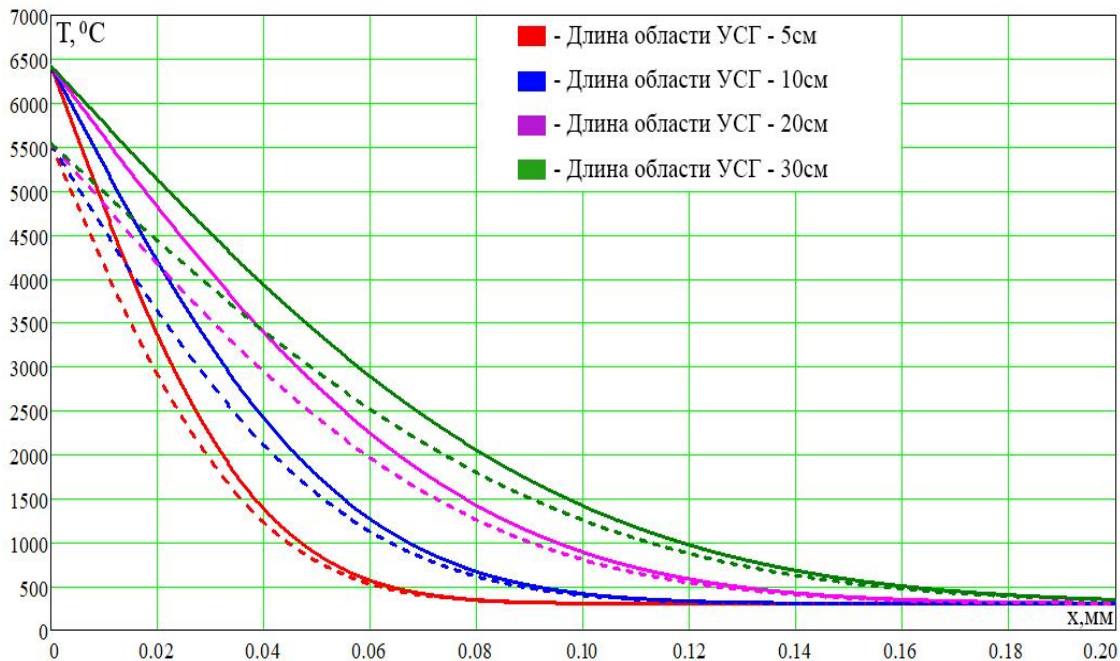


Рис. 3. График температурного поля для стали углеродистой (сплошная линия – поле по центру листа, штриховая – с краю листа)

течением УСГ. И полная тепловая энергия будет являться суммой этих составляющих.

При обтекании УСГ теплоизолированной пластины, температура ее поверхности будет равна адиабатной температуре стенки, которая близка к температуре торможения и определится по формуле:

$$T_{\Sigma} = T_{УСГ} + r \frac{(\gamma-1)(V_k^2 \mu)}{2\gamma R} \quad (3)$$

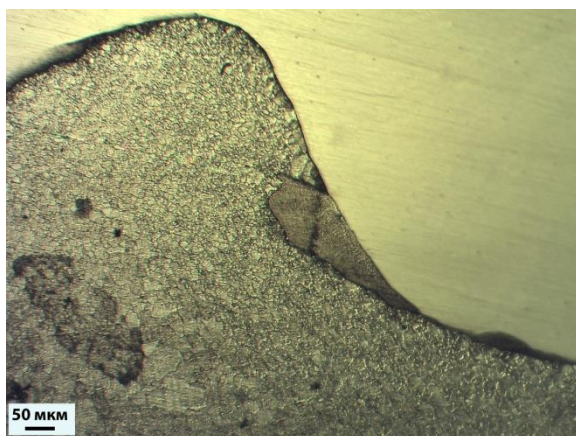
где: T_{Σ} – температура в пограничном слое. Является суммой двух температур – температуры от сжатия ударно-сжатого газа и температуры торможения; M – число Маха; r – число Прандтля.

С помощью формулы (3) можно определить температуру торможения потока при контакте с листами, но в случае сварки взрывом, торможения и при этом обязательной потери энергии не происходит. После самого торможения и выделения тепловой энергии, некий условный элемент УСГ по классической схеме должен иметь скорость равную нулю и в дальнейшем нагреве не участвовать, так как его кинетическая энергия перешла в тепловую.

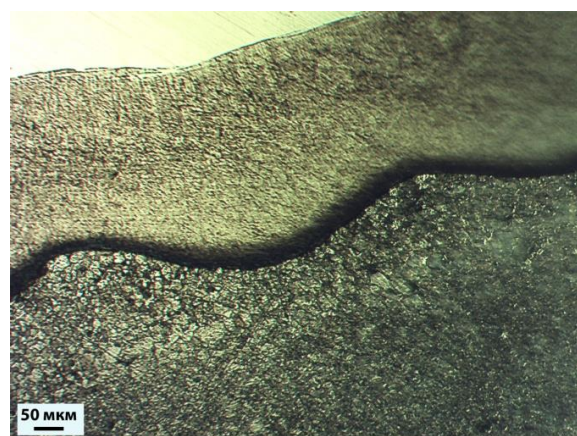
Но в случае сварки взрывом, данный элемент будет продолжать свое движение, толкаемый, как поршнем, линией контакта. Что должно приводить к дальнейшему нагреву поверхности металла вследствие прохожде-

ния следующего процесса: молекула газа абсорбируется поверхностью металла и после реэмитируется со средней энергией, аккомодированной к энергии молекул, с температурой поверхности листа металла, при этом, лист металла нагревается, его средняя энергия тоже увеличивается и следующая молекула реэмитируется уже с большей энергией. В итоге температура должна монотонно возрастать. Процесс роста энергии реэмитируемых молекул должен продолжаться, пока энергия молекулы газа не станет равна энергии поверхности металла. Данный процесс будет приводить к общему росту температуры всей системы.

Правда, в результате, температура газа, вследствие работы сил трения, увеличивалась бы постоянно, в зависимости от расстояния, пройденного УСГ. Однако, приняв во внимание вынос газа за пределы свариваемой области можно утверждать, что время действия сил трения на конкретный элемент УСГ ограничен временем его существования между двух свариваемых пластин, которое определяется промежутком времени между непосредственно ударным сжатием и выносом данного элемента за пределы свариваемой области. Необходимо заметить, что это время, кроме всего остального, зави-



а



б

Рис. 4. Микроструктура ($\times 100$) зоны соединения биметаллического листа 09Г2С+08Х18Н10Т на разных расстояниях от начала процесса сварки:

а – 1000 мм.; б – 9000 мм

сит еще и от близости элемента к краю пластин.

Подтверждением этого является, выявленные в работе [6], непровары характерной формы в конечной зоне по середине листа на расстоянии 12000 мм от начала процесса. При вскрытии непривара обнаружили зону сплошного расплавленного слоя, который покрывал основной и плакирующий слой, при этом отсутствовали на поверхности волны.

Листы, находясь под воздействием очень большой поверхностной тепловой энергии, начинают прогреваться. Зависимость температуры от времени нагрева (t), глубины (x) и температуропроводности металла (a) будет описываться формулой [7]:

$$T = T_{\Sigma} + (T_0 - T_{\Sigma}) \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{at}} \right) \quad (4)$$

где: T_0 – начальная температура поверхности металла (среды).

На графике рис. 3 представлен пример распределения температуры по глубине для стали углеродистой, где видно, что влияние краевого эффекта падает с глубиной (величиной x). Но с увеличением области УСГ различие все более существенно и сохраняется на все большей глубине. Что связано с формированием области УСГ и переднего сег-

мента, что постепенно меняет энергетику процесса.

Наличие такого количества генерируемой УСГ энергии в сварочном зазоре, действующей на поверхности листов, должно приводить к модификации поверхности, причем, учитывая, что эта энергия растет от начала процесса, глубина прогрева и структурных изменений тоже должна возрастать.

Для проверки теории нами было проведено изучение площади литых включений и исследования структуры соединения биметалла конструкционной низколегированной стали 09Г2С с коррозионно-стойкой жаропрочной сталью марки 08Х18Н10Т, размеров 29(24+5)х2000х12900 мм, полученного сваркой взрывом.

При изучении структуры соединения сварного шва было обнаружено, что волнообразное соединение наблюдается от начала процесса сварки и сохраняется до 8000 мм, затем происходит скачкообразное изменение параметров волн, пики волн сглаживаются, также происходит изменение высоты и периода волн (рис. 4).

Так же было замечено, что структура литых включений изменяется от начала процесса сварки. На размеры литых включений влияет масштабный эффект, то есть, пло-

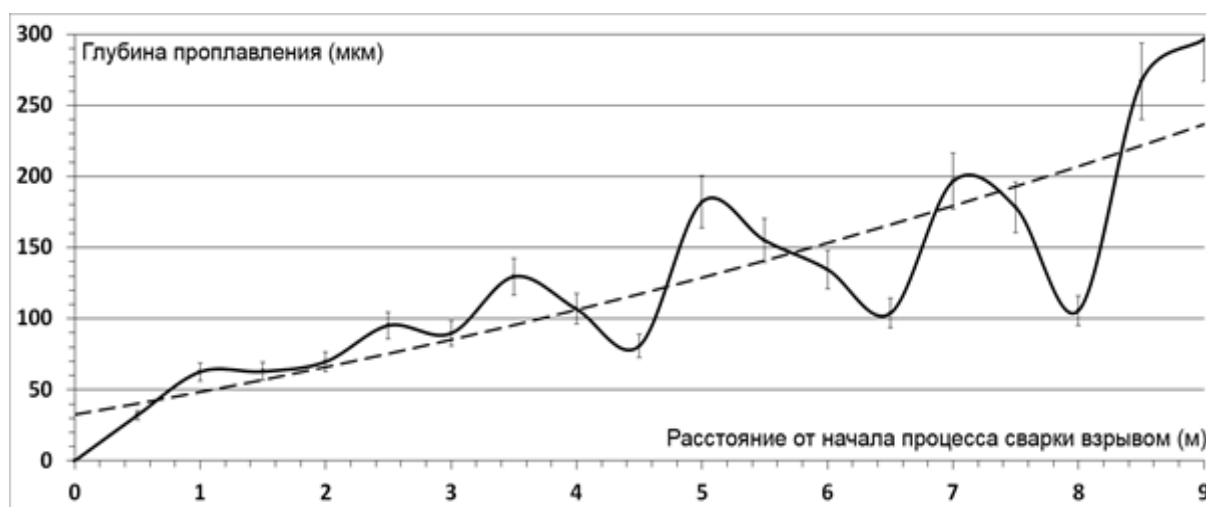


Рис. 5. Зависимость глубины проплавления H от расстояния начала процесса сварки взрывом

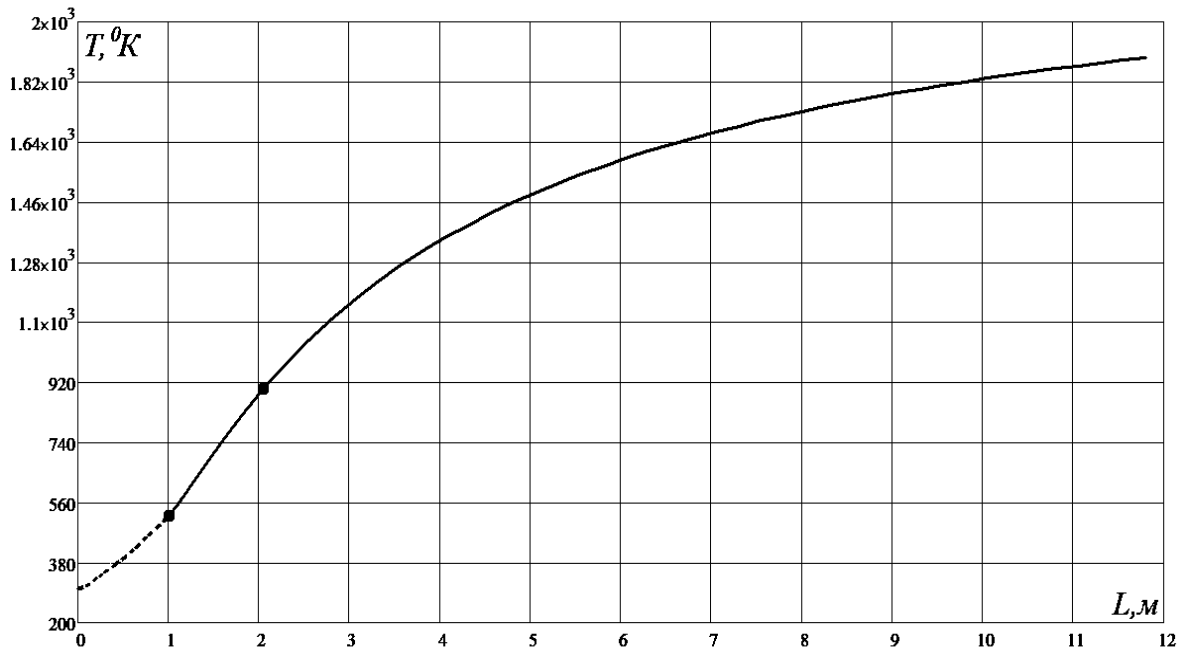


Рис. 6. График зависимости температуры от расстояния от начала процесса на глубине 0,1мм ($h=2м$)

щадь неоднородностей возрастает по мере удаления от начала процесса. Были проведены металлографические исследования, на основании которых построена зависимость глубины проплавления от расстояния от начала процесса (рис. 5) определяемая как отношение площади включения, измеряемой в плоскости шлифа, к длине соединения.

Для примера приведем график температуры, полученный путем расчета по описанной методике для глубины в 0,1 мм (100 мкм) (рис. 6), где видно, что на этой глубине температура достигает температуры плавления примерно на 5 метрах от начала процесса. Так, как система симметрична и верхний лист прогреется также, то можно предположить наличие около 200 мкм расплавленной поверхности, что совпадает с опытными данными рис. 5, которые подтверждают гипотезу и численные расчеты температуры по глубине поверхности.

В настоящее время разработанная нами теория позволяет сопоставить тепловое воздействие УСГ на свариваемые поверхности, предсказать глубину проплавления, определить точку инициирования в зависи-

мости от размеров листов и дать рекомендации производству.

Выводы:

1. Форма УСГ, двигающегося впереди линии контакта, формируется на основе трех независимо действующих механизмов, каждый из которых действует в своем интервале времени.

2. Стенки формируют вблизи себя свою собственную динамическую структуру – «пограничный слой», в пределах которого происходит увеличение температуры из-за появления температуры торможения, почти в два раза от температуры ядра потока УСГ.

3. Форма температурных полей внутри металла сильно зависит от двух параметров – теплопроводности металла и времени воздействия УСГ, которое в свою очередь прямо пропорционально длине УСГ и, следовательно, чем дальше идет процесс сварки взрывом, чем дальше уходит линия контакта, тем все большее искажение будут претерпевать температурные поля, повышая температуру на оси листов по сравнению с краями.

4. При увеличении размеров свариваемых листов происходит рост области УСГ, что

приводит к прогреву свариваемых поверхностей на большую глубину и как следствие, росту количества литых включений в соединении, в конечном счёте, образованию сплошного оплавленного слоя, то есть образованию соединения в жидкой фазе.

Библиографический список

1. 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. – Т.16. – №6. – С. 68–73.
2. О возможном возгорании выбрасываемых в зазор частиц при сварке титана взрывом / А. А. Бердыченко, Б. С. Злобин, Л. Б. Первухин, А. А. Штерцер // Физика горения и взрыва. – 2003. – Т.39. – № 2. – С. 128–136.
3. Измерение температуры предварительного подогрева поверхности соударяющихся пластин ударно-сжатым газом в сварочном зазоре при сварке взрывом / С. В. Хаустов, В. В. Пай, Я. Л. Лукьянов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. М. Андреев // Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. - Волгоград, 2021. – № 11 (258). – С. 5-11.
4. Исследование тепловых процессов при сварке взрывом / С. В. Хаустов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. В. Пай // Физика горения и взрыва. – 2014. – Т. 50, № 6. – С. 122-129.
5. Зельдович, Я. Б. Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений / Я.Б. Зельдович, Ю.П. Райзер. – М.: «Наука», 1966. – 688 с.
6. К вопросу о предельных размерах листов, получаемых сваркой взрывом /Л. Б. Первухин, О. Л. Первухина, И. В. Денисов, Т. А. Шишкин, Д. В. Ноняк // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2016. – № 10 (189). – С. 76-86.
7. Кархин, В. А. Основы теплопередачи при сварке и пайке – Санкт-Петербургский Государственный Политехнический Университет / В. А. Кархин // Учебное пособие - Санкт-Петербург 2011 – 95 с.

*Н. Н. Ниёзбеков, аспирант, А. Ю. Малахов, канд. техн. наук,
И. В. Денисов, канд. техн. наук, И. В. Сайков, канд. техн. наук*

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ГРАНИЦ ОБЛАСТИ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ГРАНИЦЫ СОЕДИНЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА 08X18H10T-AMГ6

ИСМАН им. А. Г. Мержанова РАН, г. Черноголовка, malakhov@ism.ac.ru

В работе представлены результаты металлографических исследований и механических испытаний композиционного материала 08X18H10T-AMГ6, полученного сваркой взрывом. Были определены граничные условия сварки взрывом стали 08X18H10T с AMГ6. Данные граничные условия были подтверждены результатами экспериментов по сварке взрывом. Металлографические исследования показали, что морфология границы соединения зависит от граничных условий рассчитанного окна свариваемости. Полученные результаты позволяют говорить о перспективности использования расчётных граничных условия для определения оптимальным режимов сварки взрывом алюминиевого сплава AMГ6 с коррозионностойкой сталью 08X18H10T.

Ключевые слова: сварка взрывом, окно свариваемости, композиционный материал, алюминиево-магниевый сплав AMГ6, коррозионностойкая сталь 08X18H10T, граница соединения.

N. N. Niyozbekov, A. Yu. Malakhov, I. V. Denisov I. V. Saikov

DETERMINATION OF WELDABILITY WINDOW BOUNDARIES AND STUDY OF WELD INTERFACE MICROSTRUCTURE OF COMPOSITE MATERIAL 08CR18NI10TI-ALMG6

*Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS,
Chernogolovka, malakhov@ism.ac.ru*

The paper presents the results of metallographic studies and mechanical tests of the composite material 08Cr18Ni10Ti-ALMG6 produced by explosive welding. To predict a quality of the joint, a weldability window was developed in the coordinates of the contact point velocity V_c and the impact angle β . Experiments on explosive welding were carried out taking into account the boundaries of the weldability window. It was found that the results of the experiments performed are in good agreement with the weldability window of materials. Metallographic studies of the samples showed that, depending on the mode of explosive welding, the weld interface can have both a smooth or wavy profile. At the weld interface of the obtained samples, melted zones with high microhardness were formed, the volume and microhardness of which increase with an increase contact point velocity. It is shown that the higher strength of the connection is provided at relatively low contact point velocity.

Keywords: explosive welding, composite material, ALMG6 aluminum alloy, weldability window, 08Cr18Ni10Ti stainless steel, weld interface

Получение композиционных материалов представляет большой интерес в вагоностроительной, судостроительной и автомобильной отраслях благодаря их малому удельному весу, высокой прочности и коррозионной стойкости [1, 2]. Одним из таких композиционных материалов является 08X18H10T-AMГ6, который нашел применение в качестве биметаллических переходников в судостроении и криогенных сосудах под давлением [3-6].

Известно, что получение 08X18H10T-AMГ6 сваркой взрывом затруднительно из-

за различия температуры плавления и коэффициента температурного линейного расширения алюминия и стали [3, 5]. При сварке взрывом качество соединения зависит от технологических, кинематических, энергетических и физических параметров процесса [7]. Эти параметры определяют критические границы областей сварки взрывом (окно свариваемости) для различных пар металлов, выраженные в зависимости от скорости точки контакта V_c и угла соударения β (рис. 1).

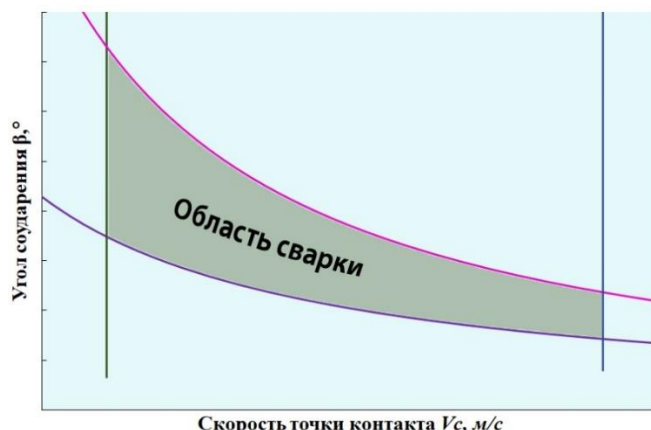


Рис. 1. Общий вид окна свариваемости

Как видно из рис. 1, окно свариваемости ограничено четырьмя границами. Подробный анализ нижней границы окна свариваемости приведён в работах В. И. Лысака и С.В. Кузьмина [8], расчет проводился по формуле [9]:

$$\beta = \frac{k_1}{V_c} \sqrt{\frac{HV}{\rho}}, \quad (1)$$

где ρ – плотность метаемой пластины, HV – средняя твердость метаемой и основной пластины, значение константы k_1 равняется 1,2 [10].

Левая граница окна свариваемости рассчитывалась по формуле [8]:

$$V_c = \sqrt{\frac{2Re(HV_1 + HV_2)}{\rho_1 + \rho_2}}, \quad (2)$$

где Re – число Рейнольдса, HV_1 и HV_2 – твердость метаемой и основной пластины соответственно, ρ_1 и ρ_2 – плотности метаемой и основной пластины соответственно.

Верхняя граница окна свариваемости определяется по формуле [10]:

$$\sin \frac{\beta}{2} = 14.7 V_c^{-5/4} \sqrt{\frac{T_m^2 K / a}{\rho t_1^2 t_2 / (t_1 + t_2)}}, \quad (3)$$

где $a = \sqrt{\frac{K}{\rho C_p}}$, T_m – температура плавления метаемой пластины, K – коэффициент теплопроводности, C_p – удельная теплоемкость при постоянном давлении, t_1 – толщина метаемой пластины, t_2 – толщина основной пластины.

Правая граница окна свариваемости соответствует сверхзвуковому соударению [11]:

$$V_c \geq C_0. \quad (4)$$

Целью работы было определение области сварки коррозионнотойкой стали 08X18H10T с алюминиево-магниевого сплава АМг6 и исследование микроструктуры границы соединения полученного композиционного материала в зависимости.

Материалы и методики исследований

Для проведения экспериментов по сварке взрывом использовались следующие материалы: коррозионнотойкая сталь 08X18H10T (3×200×300 мм) и алюминиево-магниевого сплава АМг6 (4×200×300 мм). В таблице 1 представлены физико-механические свойства свариваемых спла-

Таблица 1 – Физико-механические свойства свариваемых сплавов

Материалы	ρ (кг/м ³)	HV	C_0 , (м/с)	T_m , (С)	K , Вт/(м*град)	C_p , Дж/(кг*град)
08X18H10T	7900	188	5740	1400	19	574
АМг6	2640	74	6240	660	122	922

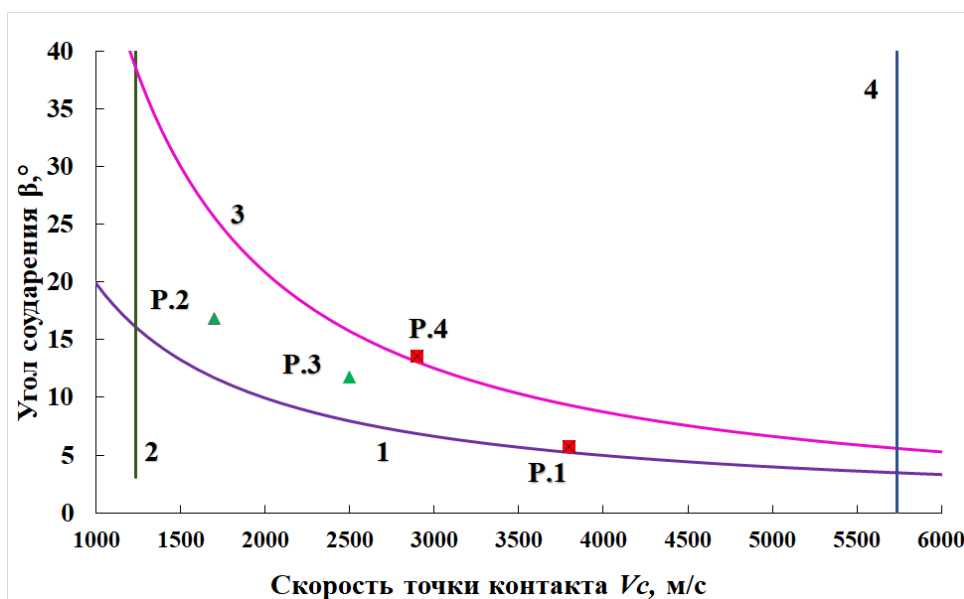


Рис. 2. Окно свариваемости 08X18H10T-AMг6:

1 – нижняя граница, 2 – левая граница, 3 – верхняя граница,
4 – правая граница, P.1-P.4 – обозначение полученных образцов

вов. Окно свариваемости для этих материалов (рис. 2) было построено с использованием уравнений (1)–(4).

Методика проведения экспериментов по сварке взрывом приведена в работе [12]. Режимы сварки взрывом были выбраны таким образом, чтобы они находились в областях сварки, верхней и нижней границ окна свариваемости.

Для выявления элементов микроструктуры проводилось химическое травление поверхности образцов реактивом, состоящим из ортофосфорной, серной и азотной кислоты в соотношении 5:1:0.5. Травление осуществлялось путем погружения полированной поверхности образца в нагретый до 100 °С реактив и выдержки в течение 10 сек.

Для металлографических исследований использовался оптический микроскоп МЕТАМ ЛВ-34 с камерой ТС-500.

Испытания на отрыв образцов проводилось на универсальной испытательной машине Instron 1195. Образцы для испытания на отрыв были изготовлены согласно ТУ 27.81.09.009-2005.

Измерение микротвердости образцов 08X18H10T-AMг6 выполняли с помощью микротвердомера ПМТ-3 и программного комплекса MMS стандартным методом восстановленного отпечатка четырехгранной пирамидой с квадратным основанием при нагрузке 50 г в течение 10 с.

Результаты и их обсуждение

На рис. 2 представлен график окна свариваемости 08X18H10T-AMг6 с результатами экспериментов. Эксперименты проводили по четырём режимам сварки взрывом. В таблице 2 приведены параметры режимов сварки взрывом, которые были использованы для подтверждения построенного окна

Таблица 2 – Параметры режимов сварки взрывом

№ образца	Скорость точки контакта V_c , м/с	Угол соударения β , °
P.1	3800	5,7
P.2	1700	16,8
P.3	2500	11,8
P.4	2900	13,6

свариваемости.

При скорости точки контакта $V_c=3800$ м/с (Р.1) соединение материалов отсутствовало. При $V_c=1700$ м/с (Р.2), $V_c=2500$ м/с (Р.3) и $V_c=2900$ м/с (Р.4) были получены композиционные материалы 08X18H10T-AMг6, ультразвуковой контроль которых показал 90%, 83% и 5 % сплошности соединения соответственно. Микроструктуры границы соединения биметаллических образцов после сварки взрывом представлены на рисунке 3. При $V_c=3800$ м/с отсутствие сварки связано с недостаточно развитой пластической де-

формацией границы соединения свариваемых материалов (рис. 3, а). Граница соединения образца Р.2 имеет безволновой профиль (рис. 3, б). На некоторых участках границы соединения образовались оплавленные зоны толщиной 10...30 мкм, состоящие из интерметаллических фаз Fe_xAl_y . Средняя микротвердость этих зон составила 650 НВ. При скорости точки контакта 2500 м/с (образец Р.3) наблюдается волнообразный профиль границы соединения, где длина и амплитуда волны составляли 63,3 и 16,2 мкм соответственно (рис. 3, в). Согласно работе

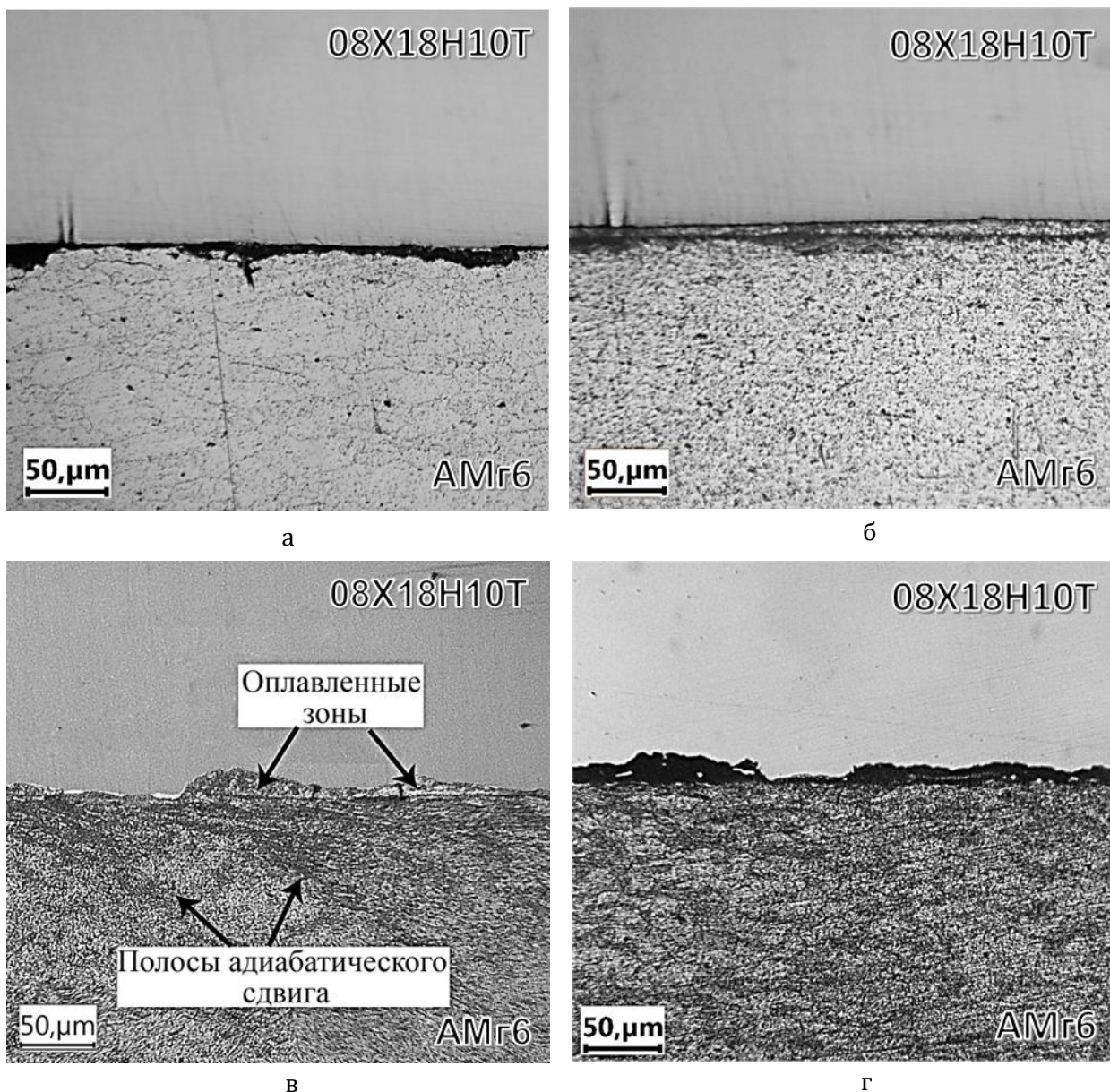


Рис. 3. Микроструктуры границы соединения:
а – Р.1; б – Р.2; в–Р.3; г–Р.4

Hoseini-Athar и Tolaminejad [13], волнообразная граница соединения предпочтительнее, поскольку в большинстве случаев характеризуется более высокой прочностью соединения. Параметры режима сварки взрывом ($V_c=2500$ м/с, $\beta=11,8^\circ$) приводят к образованию в соединении оплавленных зон с высокой микротвердостью (до 1010 HV) и поперечными трещинами. Кроме того, в областях близких к границе соединения в АМг6 образовались полосы адиабатического сдвига (рис. 3, в). Они зарождаются на границе соединения и распространяются в АМг6 под углом 35° , в нержавеющей стали полос адиабатического сдвига обнаружено не было.

При параметрах режима сварки в области верхней границы окна свариваемости ($V_c=2900$ м/с, $\beta=13,6^\circ$) в соединении образуются обширные оплавленные зоны толщиной 30-50 мкм (рис. 3, г).

На рис. 4 показан характер распределения микротвердости по толщине образцов, полученных при $V_c=1700$ м/с (Р.2) и $V_c=2500$ м/с (Р.3). Максимальные значения микротвердости в обоих образцах наблюдаются вблизи границы соединения из-за образова-

ния наклепанного слоя в процессе высокоскоростного соударения метаемой и основной пластины. По мере удаления от границы соединения значение микротвердости снижается до 165 HV. В образце Р.3 значения микротвердости выше, чем в образце Р.2 из-за более интенсивной деформации соударяемых поверхностей. На расстоянии 50 мкм от границы соединения в обоих образцах наблюдается снижение микротвердости АМг6.

Испытания на отрыв биметаллических образцов показали, что при $V_c=1700$ м/с и $V_c=2500$ м/с прочность соединения составляет 110 МПа и 74 МПа соответственно.

Заключение

Построенное расчетным путем, окно свариваемости подтверждено экспериментами, что делает возможным его применение для получения композиционного материала 08X18H10T-АМг6. На основе проведенного анализа окна свариваемости, режимов сварки и структур околосшовной зоны, полученных по режимам из различных областей окна свариваемости установлено для обеспечения прочности и сплошности соединения АМг6 со сталью 08X18H10T следует реали-

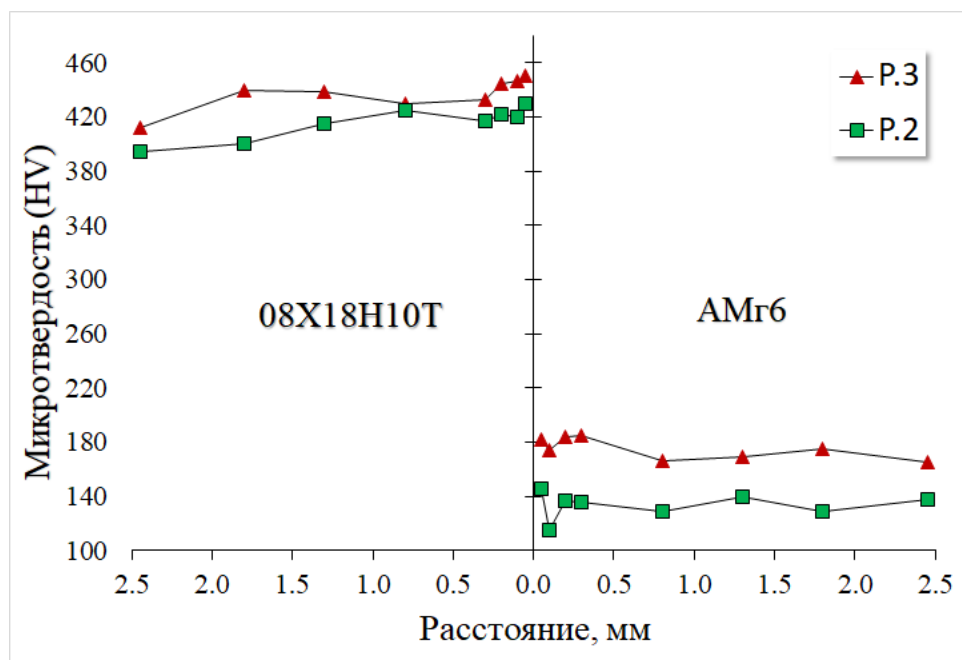


Рис. 4. Графики распределения микротвердости в образце 08X18H10T-АМг6

зовать достаточный уровень пластической деформации для образования волнообразной границы соединения. При сварке по верхней границе окна свариваемости образуется большое количество оплавок, состоящих интерметаллических фаз, охрупчивающих соединения. Микротвердость оплавок составила порядка 1000 HV, что кратно превышает значения микротвердости слоёв биметалла. Было установлено, что максимальная прочность соединения составляет 110 МПа при скорости точки контакта $V_c=1700$ м/с. Было показано, что с увеличением скорости точки контакта прочность и сплошность соединения снижаются.

Библиографический список

1. Aizawa, Y. Experimental and numerical analysis of the formation behavior of intermediate layers at explosive welded Al/Fe joint interfaces / Y. Aizawa, J. Nishiwaki, Y. Harada, S. Muraishi, S. Kumai // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2016. – Vol. 24. – Pp. 100-106.
2. Королев М. П. Влияние параметров высокоскоростного соударения на структуру и свойства соединения ВТ1-0+АМг5 / М. П. Королев, Е. В. Кузьмин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // *Известия ВолгГТУ: научный журнал* № 4(251) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – С. 28–33.
3. Findik, F. Recent developments in explosive welding / F. Findik // *Materials & Design*. – 2011. – Vol. 32(3). – Pp. 1081- 1093.
4. 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. – № 116707.
5. Comparison of Cu, Ti and Ta interlayer explosively fabricated aluminum to stainless steel transition joints for cryogenic pressurized hydrogen storage / M. Aceves, F. Espinosa-Loza, J. W. Elmer, R. Huber // *Int. J. Hydrogen Energy*. – 2015. – Vol. 40. – Pp. 1490-1503.
6. Kakimoto, E. Joint material of aluminium and stainless steel for welding / E. Kakimoto // *Weld. Int.* – 2000. – Vol. 14. – Pp. 614-619.
7. Трыков, Ю. П. Свойства и работоспособность слоистых композитов / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун: Монография // ВолгГТУ. Волгоград. –1999. – 190 с.
8. Lysak, V. I. Lower boundary in metal explosive welding. Evolution of ideas / V. I. Lysak, S. V. Kuzmin // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2012. – Vol. 212(1). –Pp 150–156.
9. Zakharenko, I. D. Effect of the hardness of welded materials on the position of the lower limit of explosive welding / I. D. Zakharenko, B. S. Zlobin // *Combustion, Explosion, and Shock Waves*. – 1983. – Vol. 19(5). – Pp. 689–692.
10. Explosive Welding of Copper to High Nitrogen Austenitic Stainless Steel / Y. Liu, C. Li, X. Hu, C. Yin, T. Liu // *Metals*. – 2019. –Vol. 9(3). – Pp. 339.
11. Weldability of aluminium-copper in explosive welding / G. H. S. F. L. Carvalho, I. Galvão, R. Mendes, R. M. Leal, A. Loureiro // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. –2019. – Vol. 103. – Pp 3211–32.
12. AlMg6 to Titanium and AlMg6 to Stainless Steel Weld Interface Properties after Explosive Welding / A. Y. Malakhov, I. V. Saikov, I. V. Denisov, N. N. Niyezbekov // *Metals*. – 2020. – Vol.10. – 1500.
13. Hoseini-Athar, M. M. Interface morphology and mechanical properties of Al-Cu-Al laminated composites fabricated by explosive welding and subsequent rolling process / M. M. Hoseini-Athar, B. Tolaminejad // *Metals and Materials International*. –2016. – Vol. 22(4). – Pp 670–680.

УДК 621.762.4.04

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-11-270-76-81

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

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ МНОГОФАЗНЫХ ВОДОРОД-АККУМУЛИРУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ Ti_2Fe

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Приведены результаты исследования микроструктуры сплавов на основе Ti-Fe, полученных с использованием взрывного прессования порошков и последующим реакционным спеканием при 1100°C. Показана возможность получения многофазного сплава на основе Ti_2Fe . Определены водородсорбционные свойства полученных материалов электрохимическим методом.

Ключевые слова: порошковая смесь, железо, титан, взрывное нагружение, интерметаллид, водород

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

STUDY OF THE POSSIBILITY OF OBTAINING MULTIPHASE HYDROGEN-STORAGE

MATERIALS BASED ON Ti_2Fe

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The results of the study of the microstructure of Ti-Fe-based alloys obtained using explosive pressing of powders and subsequent reaction sintering at 1100°C are presented. The possibility of obtaining a multiphase alloy based on Ti_2Fe is shown. The hydrogen sorption properties of the obtained materials were determined by the electrochemical method.

Keywords: powder mixture, iron, titanium, explosive loading, intermetallic compound, hydrogen

В настоящее время водород принято рассматривать как источник экологически чистой энергии. Среди различных методов его хранения наибольший интерес представляют собой сплавы на основе интерметаллидов, способные хранить водород с высокой объемной плотностью при относительно низком давлении. В частности, сплав на основе Ti_2Fe - интерметаллическое соединение типа АВ, считается одним из наиболее перспективных материалов для коммерциализации благодаря как низкой стоимости сырья, так и высокой способности аккумулировать водород [1].

Сплав-аккумулятор водорода на основе Ti_2Fe , имеет естественные оксидные пленки, которые, как известно, предотвращают поглощение водорода. Для запуска начального поглощения водорода необходимо применять процесс термической активации [2]. Данный процесс, заключается в отжиге, проводимом в высоком вакууме или атмосфере водорода, и помогает удалить оксидную

пленку и обеспечить возможность начала абсорбции водорода.

Для решения проблем, связанной с активацией также применяются и другие методы воздействия на сплавы. Наиболее распространены способы, обеспечивающие химическую модификацию поверхности сплава, такие, как легирование материала различными химическими элементами [1]. Еще один вариант химического воздействия - автокаталитическое осаждение Pd с образованием прерывистых поверхностных отложений наночастиц Pd, наличие которых приводит к значительному улучшению характеристик активации и кинетики поглощения водорода [3].

Одним из распространённых способов улучшения кинетики гидрирования и вариантом избавиться от необходимости активации является интенсивная пластическая деформация в виде механического измельчения или кручения под высоким давлением [4, 5]. Материалы, подвергающиеся такому

виду модификации, приобретают новые, свободные от окислов, поверхности. Кроме активации, сплавы, подверженные кручению под высоким давлением, практически не дезактивируются на воздухе за счет усиленной диффузии атомов, приводящей к поверхностной сегрегации и образованию островков, богатых железом, как возможных катализаторов диссоциации водорода.

Весьма перспективными являются предложенные в последние два-три года [6-8] методы повышения водородосорбционных свойств TiFe, заключающиеся в добавлении циркония или использовании избыточного (по сравнению со стехиометрическим) содержания титана.

Так в работе [6] показано, что материал, полученный сплавлением шихты, содержащей 66,6 ат.% Ti и 33,4 ат.% Fe, и отжигом при 800 °С, и состоящий из двух фаз - интерметаллического соединения TiFe и твердого раствора железа в β -титане, способен поглощать до 2,5 мас.% водорода при 150-350°С.

При использовании дугового плавления и последующего отжига при 1200 °С возможно получение материала, содержащего три фазы - TiFe, β -Ti и Ti₂Fe и способного поглощать водород без термической активации. Анализ оксидного слоя на его поверхности показал более высокую концентрацию Ti в поверхностном оксиде на β -Ti и Ti₂Fe, чем на TiFe, что и обеспечило улучшение кинетики поглощения водорода [7]. Было показано, что сплав, имеющий в своем составе 12 % Ti₂Fe и 30 % β -Ti, способен поглощать 2,6 мас.% водорода при комнатной температуре [9]. Подобное увеличение водородной емкости позволяет сделать предположение о положительном влиянии интерметаллидной фазы Ti₂Fe на данную характеристику, тем более, что в соответствии с широко известным «правилом обратной стабильности» гидриды на её основе должны иметь меньшую энтальпию образования, чем гидриды на основе интерметаллида TiFe [10] и могут содержать до 2,08-3,09 мас.% водорода

Таблица 1 – Состав порошковых смесей и режимы прессования

Элемент	Состав, атомные %	Состав, массовые %	Высота ВВ, мм	Скорость детонации, м/с
Ti+Fe	57/46	53,2/46,8	90	4000
	64/36	60,4/59,6	85	
	67/33	63,5/56,4	80	

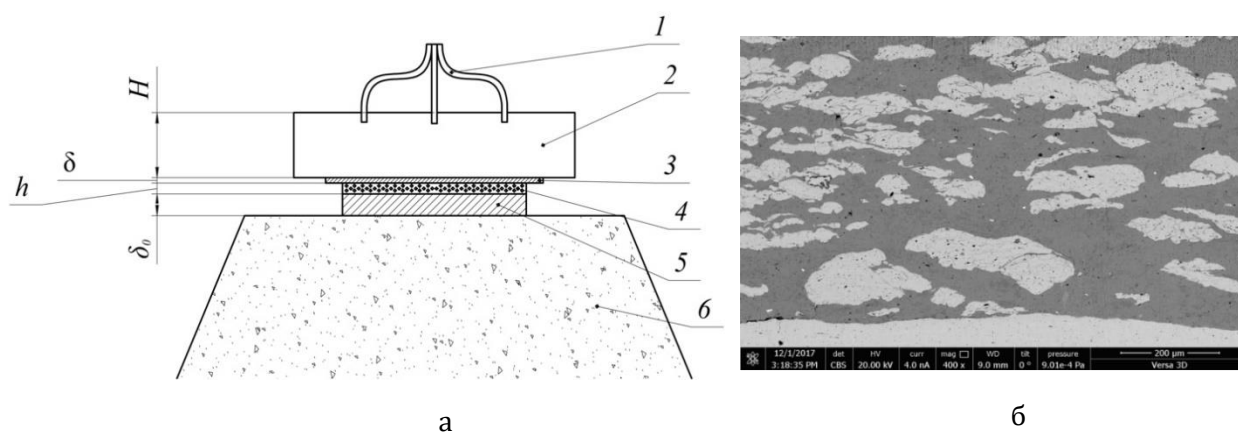


Рис. 1. Схема нагружения (а) и микроструктура прессовок (б):

1 – детонирующий шнур; 2 – контейнер с ВВ; 3 – промежуточная пластина; 4 – прессуемый порошок; 6 – стальная подложка; 7 – грунт;

H -высота заряда ВВ; δ -толщина прокладки; h -слой порошка; δ_0 -толщина подложки

да, что соответствует стехиометрии $Ti_2FeN_{3,2}$ и $Ti_2FeN_{4,75}$ соответственно [9].

Для проверки этой гипотезы нами были исследованы сплавы, полученные взрывным прессованием смеси порошков железа и титана с разным соотношением элементов и последующим реакционным спеканием при $1100^\circ C$. Процесс взрывного прессования происходил под воздействием на порошко-

вую смесь, размещённую на стальной подложке, нормально падающей детонационной волны (рис. 1, а). Режимы прессования (приведенные в табл. 1) обеспечивали уплотнение смеси до практически беспористого состояния (рис 1, б).

После взрывного нагружения проводилось спекание прессовок при температуре $1100^\circ C$ в герметичной стальной ампуле с

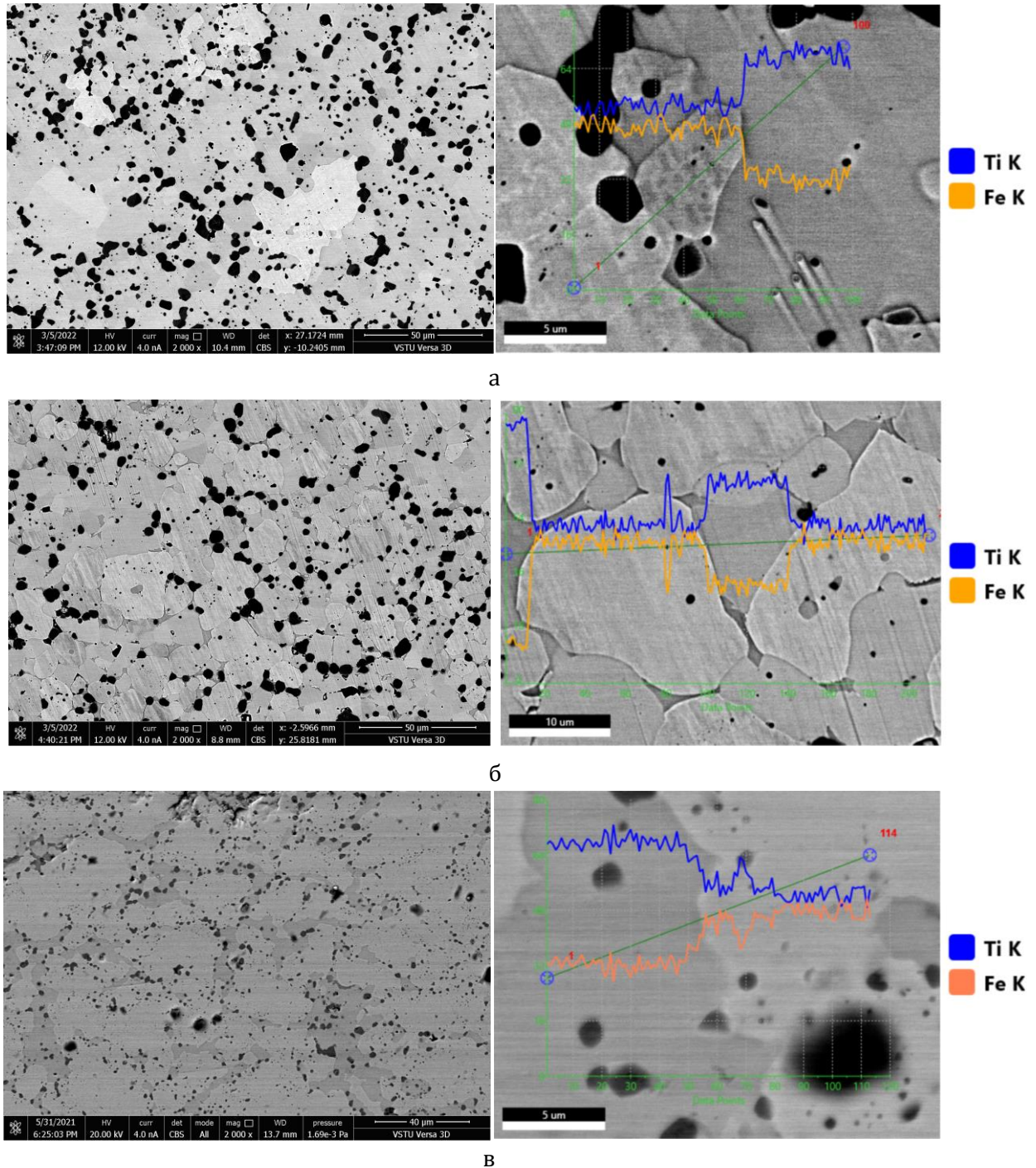


Рис. 2. Микроструктура и распределение элементов между фаз в материалах системы Fe-Ti: а – $Ti_{67}Fe_{33}$; б – $Ti_{64}Fe_{36}$; в – $Ti_{57}Fe_{43}$

дополнительной засыпкой порошка титана.

Исследование структуры и химического состава фаз полученных образцов проводили методами растровой электронной микроскопии с помощью растрового электронного микроскопа FEI Versa 3D LoVac с интегрированной системой микрорентгеноспектрального энергодисперсионного анализа EDAX Apollo X. Содержание фаз в структуре определяли с применением программного продукта ImageJ v1.52 путем замера площади, занимаемой каждой из фаз на поверхности шлифа.

Микроструктуры полученных материалов представлены на рис. 2.

В структуре образцов с содержанием титана 64 и 67 ат. % содержатся интерметаллические соединения $TiFe$ и Ti_2Fe , а также твердый раствор железа в β -титане. Появление при спекании жидкой фазы (за счет контактного плавления, температура которого в соответствии с диаграммой состояния Ti -

Fe равна $1085\text{ }^\circ C$) значительно ускоряет процессы диффузионного взаимодействия как между компонентами прессовки, так, по видимому, и между прессовкой и средой нагрева, что может объяснить появление в структуре большого количества мелких включений, равномерно распределенных по объему материала, и являющихся по своей природе оксикарбонитридной фазой (рис. 3).

Сплав с 57 ат. % титана также содержит в своем составе интерметаллиды $TiFe$ и Ti_2Fe и оксикарбонитрид $Ti(N,C,O)$. Однако твердый раствор железа в β -титане в его структуре отсутствует.

Рассмотрение результатов количественного металлографического анализа (см. табл. 2) позволяет констатировать, что с увеличением содержания титана количество интерметаллидной фазы Ti_2Fe в структуре полученных материалов растет, но не достигает 100%, чего можно было бы ожидать в

Таблица 2 – Фазовый состав полученных материалов

Содержание Ti/Fe, %	Содержание фазы, %			
	TiFe	Ti ₂ Fe	Ti(N,O,C)	β -Ti
57/46	74,9	17,4	7,6	0,0
64/36	41,6	44,7	8,7	5,1
67/33	9,8	73,3	3,3	13,5

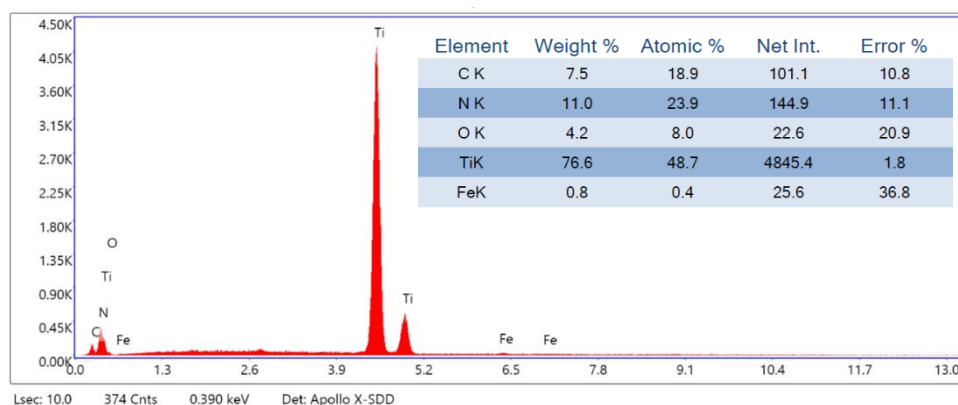


Рис. 3. Состав включений в структуре материала, полученного в результате реакционного спекания прессовок Ti и Fe при температуре $1100\text{ }^\circ C$

случае использования 67 ат.% Ti по причине частичного связывания последнего в составе оксикарбонитридов и β -твердого раствора.

но возможное количество поглощенного водорода; τ – время; τ_0 – длительность инкубационного периода; τ_R – постоянная времени процесса; n – фактор Авраами.

Таблица 3 – 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	1	0,989283	0,752776	17,0592	0	1,100799
	2	0,111516	1,46412	76,4616	72,5515	
64	1	1,227539	1,0333112	15,548381	0	3,990423
	2	2,7628843	2,160394	63,553219	4,3442	
67	1	2,556365	0,57456	357,707	0	3,24905
	2	0,692687	1,22942	77,6653	0,519361	

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-20X8. Потенциал насыщения устанавливался максимально возможным в пределах ограничений, связанных с экспериментально определенным началом выделения на электроде газообразного водорода, 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.

Для количественного описания поглощения водорода использовали уравнение [12], состоящее из двух слагаемых вида

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

с различным набором параметров C_{max} , τ_0 , τ_R и n , где $C(\tau)$ и C_{max} – текущее и максимальное

Для отыскания численных значений этих параметров (параметрической идентификации модели) применялся алгоритм минимизации суммы квадратов разности между прогнозируемыми моделью результатами и опытными данными (МНК) методом обобщенного приведенного градиента (ОПГ). Результаты расчета представлены в табл.3.

Как следует из приведенных в ней данных общее предельное поглощение водорода поверхностью материала на основе термодинамически неравновесного интерметаллида Ti₂Fe (67 ат. % Ti) оказывается более чем в три раза выше, чем при гидрировании материала на основе термодинамически равновесного интерметаллида TiFe (57 ат. % Ti).

Выводы

1. Реакционное спекание выше температуры контактного плавления позволяет добиться полного перераспределения Ti и Fe по объему спрессованной взрывом смеси порошков и получить структуру, состоящую из интерметаллидов TiFe и Ti₂Fe с небольшим количеством β -титана (или без него).

2. Увеличение содержания титана в исходной смеси порошков до значений, обеспечивающих получение содержаний интерметаллида Ti₂Fe, больших, чем содержание интерметаллида TiFe, позволяет более, чем в

три раза увеличить водородную емкость материала в целом.

Библиографический список

1. Substitutional effects in TiFe for hydrogen storage: a comprehensive review / E. Dematteis, N. Berti, F. Cuevas, M. Latroche, M. Baricco // *Materials Advances*. – 2021. – Vol. 2. – Pp. 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. Effects of adding over-stoichiometrical Ti and substituting Fe with Mn partly on structure and hydrogen storage performances of TiFe alloy / H. Shang, Y. Zhang, Y. Li, Y. Qi, S. Guo, D. Zhao // *Renewable Energy*. – 2019. – Vol. 135. – Pp. 1481-1498.
4. Chiang, C. H. Hydrogenation of TiFe by high-energy ball milling / C. H. Chiang, Z. H. Chin, T. P. Perng // *Journal of alloys and compounds*. – 2000. – Vol. 307. – Iss. 1-2. – Pp. 259-265.
5. Mechanism of activation of TiFe intermetallics for hydrogen storage by severe plastic deformation using high-pressure torsion / K. Edalati, M. Junko, A. Makoto, D. Takeshi, E. Akiba, Z. Horita // *Applied Physics Letters*. – 2013. – Vol. 103. – Iss. 14. – P. 143902.
6. Фокин, В. Н. Исследование взаимодействия титана и его сплавов с железом с водородом и аммиаком / В. Н. Фокин, Э. Э. Фокина, Б. П. Тарасов // *Журнал прикладной химии*. – 2019. – Т. 92. – №. 1. – С. 39-48.
7. Characterization of microstructure and surface oxide of Ti_{1.2}Fe hydrogen storage alloy / K. B. Park, T.-W. Na, Y. D. Kim, J.-Y. Park, J.-W. Kang, H.-S. Kang, K. Park, H.-K. Park // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2021. – Vol. 46. – Iss. 24. – Pp. 13082-13087.
8. 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. – Pp. 38363-38369.
9. 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. – Pp. 379-388.
10. Исследование влияния содержания титана на водородсорбционные свойства материалов системы "титан-железо" / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, Д. Р. Черников, О. О. Тужиков, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // *Известия Волгоградского государственного технического университета. Сер. Металлургия*. – 2022. – № 7(266). – С. 7-12.
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. 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.

Исследование выполнено при финансовой поддержке ВолГТУ
в рамках научного проекта № 15/464-22

УДК 621.762.4.04

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-11-270-82-86

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

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕЖФАЗНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В МАТЕРИАЛАХ СИСТЕМЫ «ТИТАН-ЖЕЛЕЗО» ПРИ ВЗРЫВНОМ ПРЕССОВАНИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ НАГРЕВЕ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Рассмотрены температурные условия взрывного нагружения смесей порошков титана и железа, приводящие к химическому взаимодействию между ними на стадии прессования и последующей термической обработки, на режимах обеспечивающих протекание диффузии в твердой фазе.

Ключевые слова: порошковая смесь, железо, титан, взрывное нагружение, термическая обработка, интерметаллид

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

STUDY OF INTERPHASE INTERACTION IN MATERIALS OF THE TITANIUM-IRON SYSTEM DURING EXPLOSION PRESSING AND SUBSEQUENT HEATING

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The temperature conditions of explosive loading of mixtures of titanium and iron powders, which lead to chemical interaction between them at the stage of pressing and subsequent heat treatment at the stage of production, their diffusion in the solid phase, are considered.

Keywords: powder mixture, iron, titanium, explosive loading, heat treatment, intermetallic compound

Водородная энергетика является одним из самых перспективных вариантов получения безопасной и экологически чистой энергии. Среди большого количества распространённых материалов для аккумуляции водорода особое место занимает интерметаллическое соединение TiFe, широко известное как материал, который имеет низкую стоимость, высокие характеристики водородной емкости и возможность использования при комнатной температуре [1, 2]. Однако TiFe является не единственным интерметаллидом в системе Ti-Fe, способным аккумулировать водород. В последние несколько лет проведено большое количество исследований [3, 4, 5], посвященных влиянию на кинетику гидрирования и водородную емкость материалов на основе Ti и Fe интерметаллида Ti₂Fe, в результате которых было установлено, что даже 12 % Ti₂Fe позволяет без использования предварительной активации добиться повышения водородной емкости при комнатной температуре до 2,6 мас. % [5]. В этой связи выяснение особенностей образования интерме-

таллида Ti₂Fe в системе Ti-Fe является актуальной задачей как с теоретической, так и с практической точек зрения.

Наиболее часто упоминание о формировании слоев Ti₂Fe можно встретить в работах по сварке взрывом титана со сталью (рис. 1, а) [6] и в исследованиях, посвященных термической обработке подобных сварных соединений (рис. 1, б) [7].

С учетом этого для изучения особенностей образования рассматриваемого интерметаллида нами был использован метод взрывного прессования смесей порошков титана и железа, позволяющий воспроизвести на поверхности контакта Ti - Fe условия, сходные со сваркой взрывом, и одновременно многократно увеличить в объеме материала площадь этой поверхности и уменьшить пути диффузии элементов при межфазном взаимодействии.

Ударно-волновое нагружение порошковой смеси, размещённой на стальной подложке, проводилось нормально падающей детонационной волной через стальную промежуточную прокладку (рис. 2). Режим прес-

сования обеспечивал уплотнение исходной порошковой смеси до практически беспористого состояния.

Полученные взрывным нагружением прессовки подвергались отжигу в лабораторной печи. Для минимизации взаимодействия с воздухом, обрабатываемый материал размещался в герметичной стальной ам-

пуле с засыпкой титанового порошка.

Исследование структуры и химического состава фаз полученных образцов проводили методами растровой электронной микроскопии с помощью РЭМ FEI Versa 3D LoVac с интегрированной системой микрорентгено-спектрального энергодисперсионного анализа EDAX ApolloX.

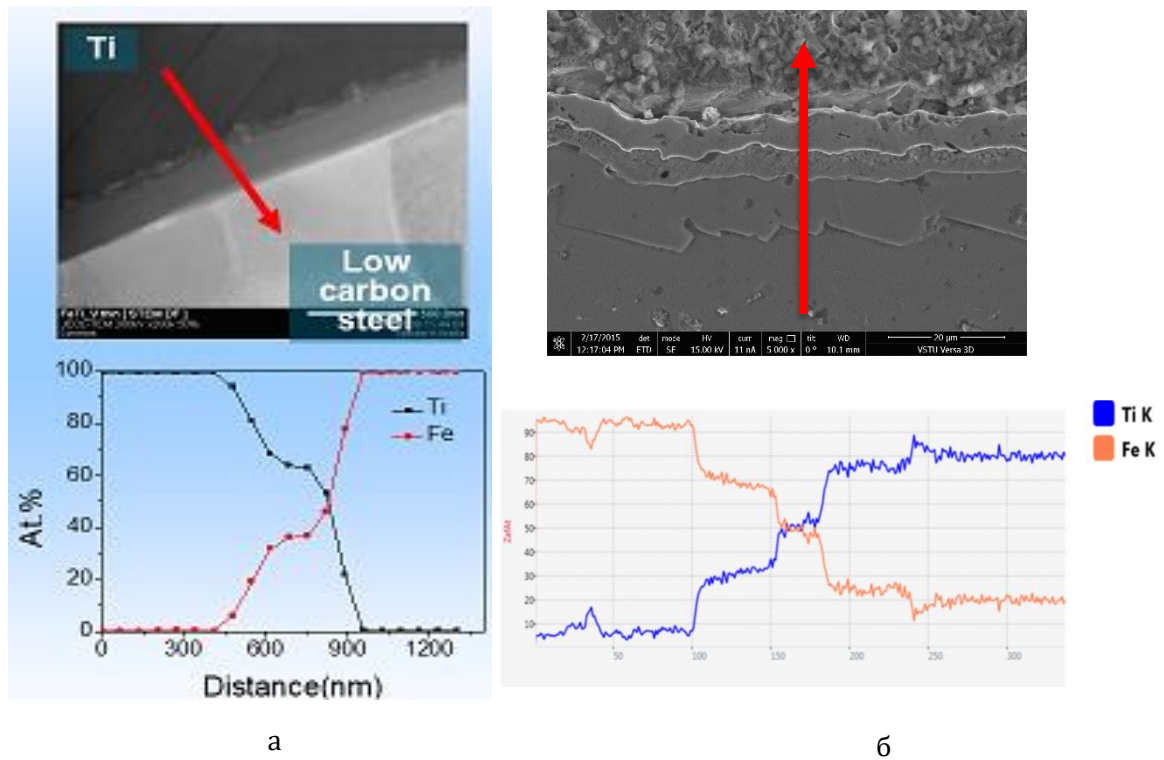


Рис. 1. Образование Ti_2Fe при сварке взрывом титана с низкоуглеродистой сталью (а) [6] и при отжиге сваренных взрывом биметаллов титан-сталь (б) [7]

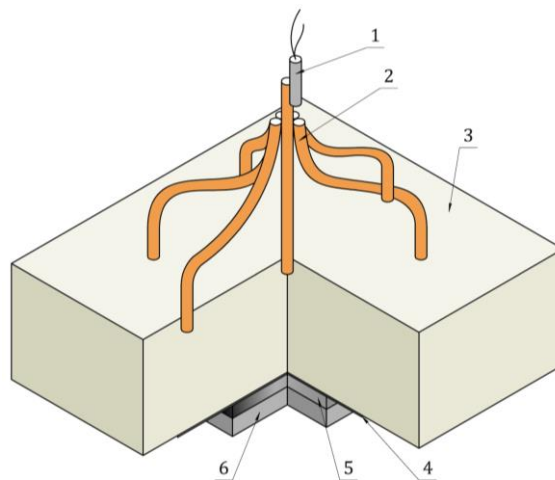


Рис. 2. Схема ударно-волновое нагружения:

1 – детонатор; 2- детонирующий шнур; 3 – контейнер с ВВ; 4 – промежуточная пластина; 5 – прессуемый порошок; 6 – стальная подложка

В результате проведенных исследований было обнаружено, что при использовании режимов нагружения, обеспечивающих давление ударно-волнового сжатия $P=11,5$ ГПа, уплотнение порошковой смеси сопровождается поперечным растеканием частиц порошка без струйных течений (рис 3, а). Следов диффузии и образования новых фаз на поверхностях раздела частиц Ti и Fe не наблюдается (рис 3, б).

При более жестком нагружении ($P = 12,5$ ГПа) имеет место локализация пластической деформации частиц в их поверхностных слоях, приводящая к ярко выраженному струйному (турбулентному) характеру течения частиц и интенсивному трению по их поверхностям. В результате, на границах Ti - Fe образуются слои интерметаллического соединения толщиной до 20 мкм (рис. 3, в), состав которого соответствует метастабильной фазе Ti_2Fe (рис. 3, г).

Нагрев до 500 °C не приводит к измене-

нию структуры и химического состава фаз, полученных взрывным нагружением прессовок (рис. 4, а, б).

При нагреве до 700 °C начинается процесс диффузии – вокруг зерен Fe за счет его растворения в Ti образуется слой β -твердого раствора (часто обозначаемый как Ti_4Fe) толщиной до 10 мкм (рис. 4, в, г). Растворяется в титане и образовавшаяся в процессе взрывного прессования интерметаллидная фаза Ti_2Fe (рис. 4, г). В результате протекания этих процессов при 900 °C структура материалов, полученных на различных режимах нагружения, становятся практически одинаковой: в ней хорошо различимы остатки нерастворившихся частиц Fe, зона β -твердого раствора железа в титане, а также участки Ti, практически не содержащие Fe. На поверхности частиц железа (рис. 4, ж, з) формируются многослойные диффузионные слои, содержащие (начиная от железа к титану) Fe_2Ti , $TiFe$ и Ti_2Fe , что вполне соот-

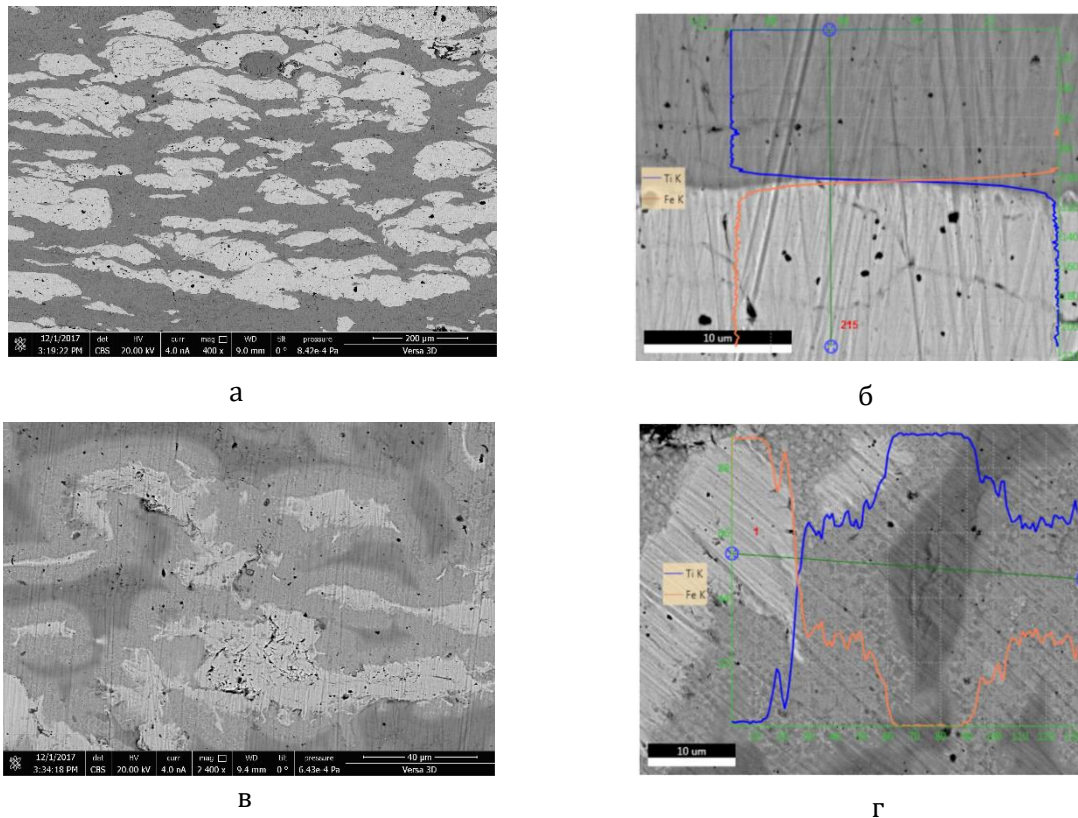


Рис. 3. Структура (а, в) и химический (б, г) состав фаз материала прессовок, полученных на различных режимах нагружения (а, б – $P = 12,5$ ГПа, в, г – $P = 11,5$ ГПа)

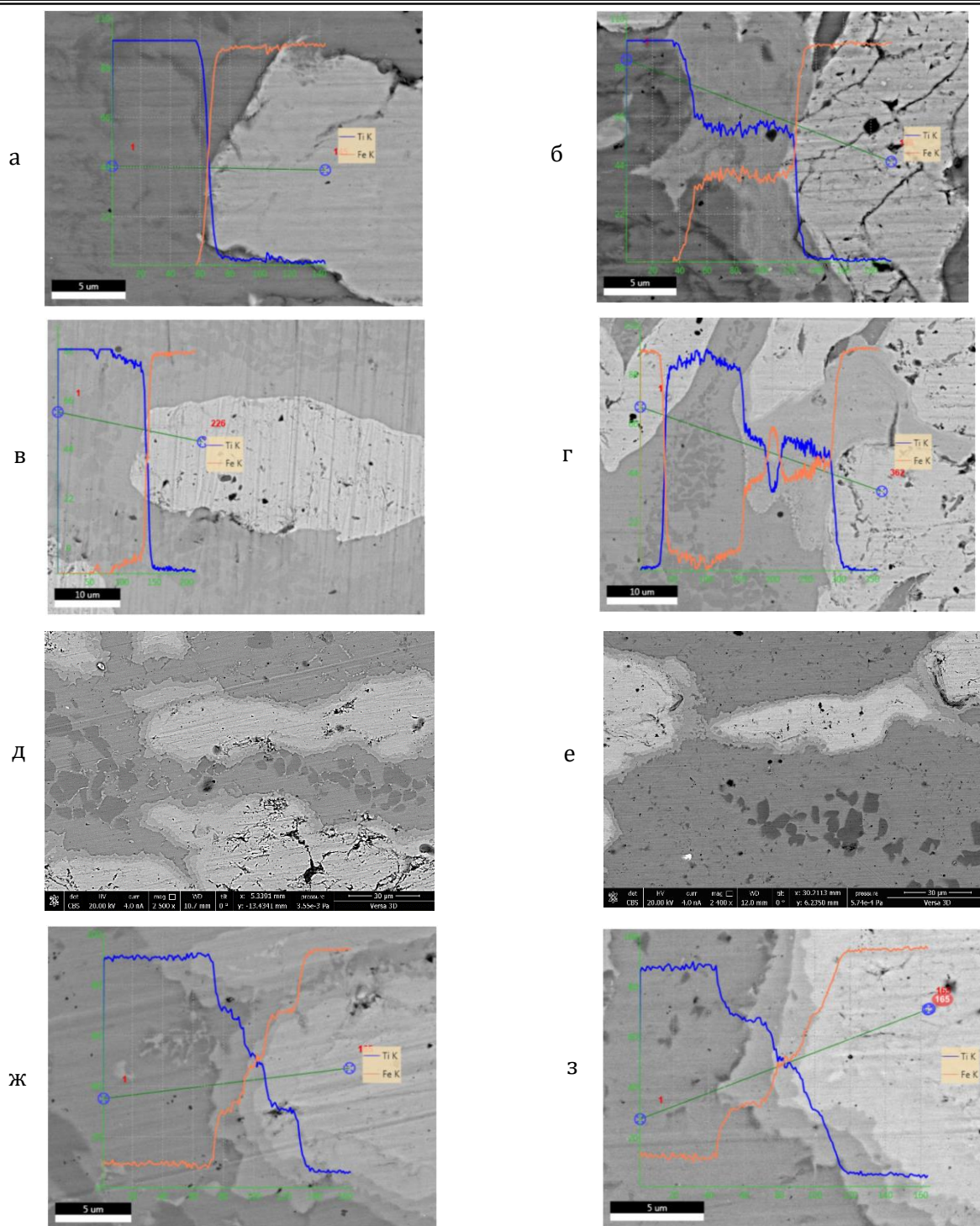


Рис. 4. Структура (а, в) и химический (б, г) состав фаз материала прессовок, полученных на различных режимах нагружения после отжига при различных температурах (а, б – 500 °С, в, г – 700 °С, д, е, ж, з – 900 °С)

ветствует существующим классическим представлениям о реакционной диффузии.

Выводы

1. На режимах взрывного прессования, обеспечивающих равномерную деформацию частиц порошка без струйных течений, смеси порошков Fe и Ti уплотняются до практи-

чески беспористого состояния и сохраняют фазовый состав, соответствующего составу исходной порошковой смеси.

2. Увеличение содержания титана в исходной смеси порошков до значений, обеспечивающих получение содержаний интерметаллида Ti_2Fe , больших, чем содержание

интерметаллида TiFe, позволяет более, чем в три раза увеличить водородную емкость материала в целом. При прессовании металлических порошков Fe и Ti на режимах с локализованной пластической деформацией и струйными течениями материала частиц, наблюдается образование термодинамически неравновесного интерметаллида Ti₂Fe.

3. При последующей термической обработке (твердофазном реакционном спекании) интерметаллид Ti₂Fe, образовавшийся на стадии взрывного прессования, растворяется за счет диффузии содержащегося в нем Fe в остающийся непрореагировавшим с железом титан.

Библиографический список

1. 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. – Pp. 38363-38369.
2. Fokin, V. N. Study of the interaction with hydrogen and ammonia of titanium and its alloys with iron / V. N. Fokin, E. E. Fokina, B. P. Tarasov // Russian Journal of Applied Chemistry. – 2019. – Vol. 92. – Iss. 1. – Pp. 35-44.
3. Characterization of microstructure and surface oxide of Ti1.2Fe hydrogen storage alloy / K. B. Park, T.-W. Na, Y. D. Kim, J.-Y. Park, J.-W. Kang, H.-S. Kang, K. Park, H.-K. Park // International Journal of Hydrogen Energy. – 2021. – Vol. 46. – Iss. 24. – Pp. 13082-13087.
4. First hydrogenation of mechanically processed TiFe-based alloy synthesized by gas atomization / E. Ulate-Kolitsky, B. Tougas, B. Neumann, C. Schade, J. Huot // International Journal of Hydrogen Energy. – 2021. – Vol. 46. – Iss. 10. – Pp. 7381-7389.
5. 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. – Pp. 379-388.
6. Song J., Kostka A., Veehmayer M., and Raabe D., 2011, "Hierarchical microstructure of explosive joints: Example of titanium to steel cladding," / J. Song, A. Kostka, M. Veehmayer, D. Raabe // Materials Science and Engineering: A. – 2011. – Vol. 528(6). – Pp. 2641-2647.
7. Шморгун, В. Г. Химический состав диффузионной зоны в титаностальном композите / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Р. Е. Новиков // Известия ВолгГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. – Волгоград, 2015. – № 5 (160). – С. 32-35.

Исследование выполнено при финансовой поддержке ВолгГТУ
в рамках научного проекта № 15/464-22

УДК 621.762.4

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-11-270-87-93

*С. А. Серопян, м. н. с., И. В. Сайков, канд. техн. наук,
А. Ю. Малахов, канд. техн. наук, Г. Р. Сайкова, канд. техн. наук*

УДАРНО-ВОЛНОВОЕ НАГРУЖЕНИЕ РЕАКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ W-ПТФЭ-AL В ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ АМПУЛАХ

ИСМАН им. А. Г. Мерджанова РАН, г. Черноголовка, stepan.seropyan@yandex.ru

В настоящее время синтез материалов посредством ударно-волнового нагружения в ампулах сохранения представляет большой интерес, так как он позволяет получать материалы с уникальными свойствами. В работе проведено ударно-волновое нагружение образцов с относительной плотностью 0,98-0,99 системы W-ПТФЭ-Al в цилиндрических ампулах сохранения. Исследовано влияние содержания алюминия на реакционную способность системы W-ПТФЭ-Al. Установлено, что ударно-волновой синтез начинается в нижней осевой части ампулы. Наибольшей полнотой и температурой синтеза обладает состав с 10% Al, что делает его перспективным реакционным материалом.

Ключевые слова: ударно-волновое нагружение, W-ПТФЭ-Al, реакционные материалы, ударно-волновой синтез

S. A. Seropyan, I. V. Saikov, A. Yu. Malakhov, G. R. Saikova

SHOCK WAVE LOADING OF REACTIVE MATERIALS OF THE W-PTFE-AL POWDER SYSTEM IN CYLINDRICAL AMPOULES

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

At present, the synthesis of materials by means of shock-wave loading in recovery ampoules is of great interest, since it makes it possible to obtain materials with unique properties. In the study, shock-wave loading of samples with a relative density of 0.98-0.99 of the W-PTFE-Al system in cylindrical recovery ampoules was carried out. The effect of the aluminum content on the reactivity of the W-PTFE-Al system was studied. It has been established that shock-wave synthesis begins in the lower axial part of the ampoule. The composition with 10% Al has the highest completeness and synthesis temperature, which makes it a promising reactive material.

Keywords: shock wave loading, W-PTFE-Al, reactive materials, shock wave synthesis

В настоящее время синтез материалов посредством ударно-волнового нагружения (УВН), в том числе в ампулах сохранения, представляет большой интерес для исследователей [1-4]. Метод ударно-волнового нагружения позволяет достичь высоких давлений и температур за короткий промежуток времени ($\sim 10^{-6}$ с) [5-10]. В течение нескольких микросекунд происходит активация и очистка поверхности частиц от окислов за счет интенсивной пластической деформации, а также взаимного трения. Активация способствует соединению металлических частиц с образованием каркаса и усилению адгезионного взаимодействия с по-

лимерной матрицей, что позволяет получать композиционные материалы с повышенным комплексом физико-механических свойств [5-7]. УВН ввиду своих особенностей способно приводить к инициированию химических превращений в среде с выделением тепла [11, 12]. УВН реакционных материалов, в том числе системы Al-ПТФЭ, ведет к выделению большого количества тепла, что с одной стороны может привести к самоподдерживающемуся распространению химической реакции, а с другой, – привести к разрушению ампулы [10, 13].

Реакционные материалы (РМ) – это порошковая смесь, которая инертна при нор-

мальных условиях, но при нагреве или высокоскоростном ударе способна быстро выделять тепловую энергию при протекании экзотермической реакции [1, 4]. К РМ относят СВС-составы [12], термиты [4], металлические [14] и металлополимерные смеси [4]. Металлополимерная смесь на основе алюминия и политетрафторэтилена (ПТФЭ) является наиболее перспективной благодаря её высокой чувствительности к УВН, высокой доли газовых продуктов и концентрации энергии. ПТФЭ, являясь источником сильных окислителей (углерод, фтор), позволяет «сжигать» металлы с большим тепловым эффектом (порядка 8 МДж/кг для системы Al-ПТФЭ), что вдвое выше, чем у тротила [15]. Кроме того, ПТФЭ является технологической добавкой, – улучшает прессуемость порошковых композиций до практически беспористого состояния и выступает протектором от внешних воздействий (влаги, атмосфера). Металлополимерная смесь сочетает достаточную прочность, электро- и теплопроводность металла с высокими антифрикционными свойствами и химической стойкостью ПТФЭ [5].

Для экспериментальных исследований УВН реакционных материалов используют

цилиндрические или плоские ампулы сохранения [8, 9]. В зависимости от типа ампулы в центре и на периферии реакционного материала реализуются различные условия нагружения, а, следовательно, и свойства материала [5]. Таким образом, исходя из требуемых условий нагружения, выбирается подходящий тип ампулы сохранения.

Система Al-ПТФЭ, несмотря на очевидные преимущества, обладает низкой плотностью и прочностью [4]. Для решения данной проблемы применяют высокоплотные добавки в виде порошка вольфрама, никеля и др. [16, 17]. В работе [17] было показано, что при увеличении содержания вольфрама или никеля в Al-ПТФЭ смеси возрастает прочность композита, однако, это ведет к снижению теплового эффекта реакции и чувствительности к ударному инициированию.

В данной работе в качестве основы для реакционного материала выступает высокоплотная порошковая система W-ПТФЭ, а алюминий выбран в роли активирующей добавки [11, 18]. Целью работы является исследование влияния содержания алюминия в системе W-ПТФЭ-Al на её способность к ударно-волновому инициированию химических реакций в цилиндрических ампулах со-

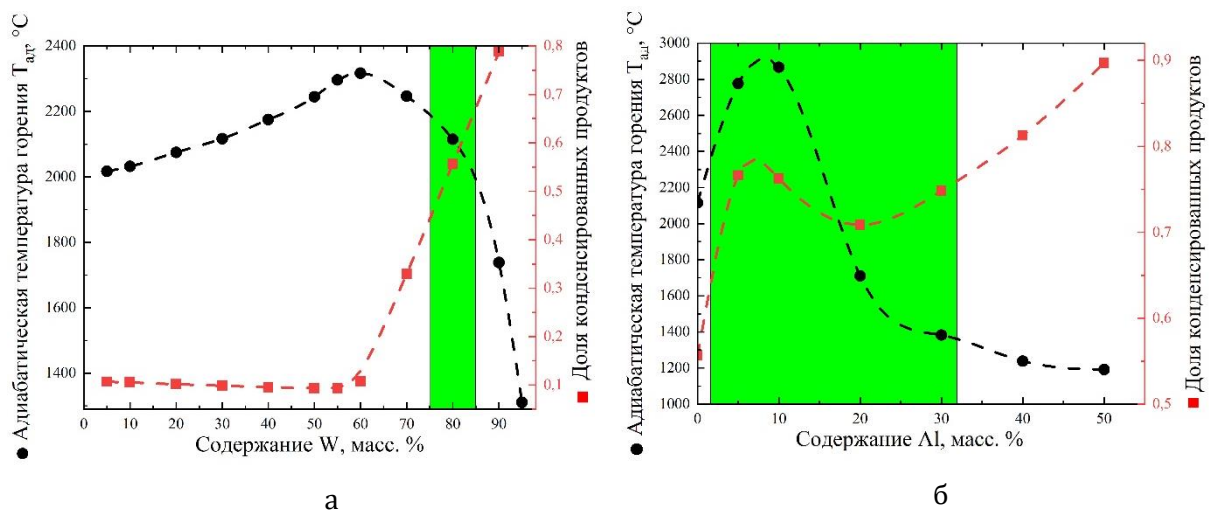


Рис. 1. Результаты термодинамических расчетов:
а – для системы W-ПТФЭ; б – для системы W-ПТФЭ-Al

хранения.

Материалы и методы исследования

Исходными компонентами для изготовления РМ были порошки вольфрама ПВ-2 (размер частиц ≤ 50 мкм), политетрафторэтилена Ф4-НТД-2 (≤ 5 мкм) и алюминия АСД-1 (≤ 50 мкм). Сухое смешивание порошков проводилось в смесителе типа «пьяная бочка» в течение 3 часов со скоростью вращения барабана 30 об/мин при соотношении массы шаров к порошку 5:1.

На основе термодинамических расчетов в программе Thermo [18] был выбран компонентный состав для системы W-ПТФЭ (рис.

1, а). Высокую адиабатическую температуру горения и долю конденсированных продуктов имеет состав, содержащий 80 масс. % вольфрама и 20 масс. % ПТФЭ. В работах [11, 18] было установлено, что данная система является трудно инициируемой при высокоскоростном ударе и нагреве. В качестве активирующей добавки использовался алюминий. Содержание алюминия подбиралось на основе термодинамических расчетов по тем же критериям, что и для системы W-ПТФЭ (рис. 1, б). Выбрано четыре оптимальных состава системы W-ПТФЭ-Al, которые представлены в таблице.

Характеристики составов

№	Массовое содержание, %			Теоретическая плотность, г/см ³	Адиабатическая температура горения, °С	Доля конденсированных продуктов, %
	W	ПТФЭ	Al			
1	76	19	5	6,93	2809	75 (W ₂ C)
2	72	18	10	6,4	3062	74 (W ₂ C)
3	64	16	20	5,55	1914	66 (W ₂ C)
4	56	14	30	4,91	1525	57 (W ₂ C)

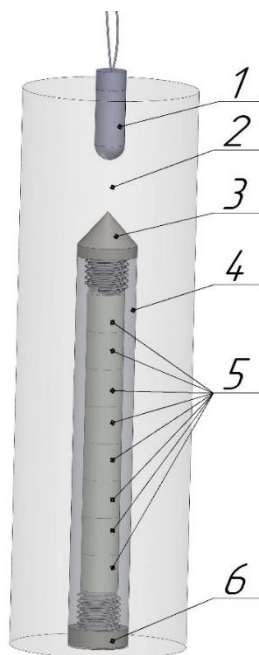


Рис. 2. Схема ударно-волнового нагружения ампул:

1 – детонатор; 2 – взрывчатое вещество; 3, 6 – верхняя и нижняя крышки;
4 – труба; 5 – образцы

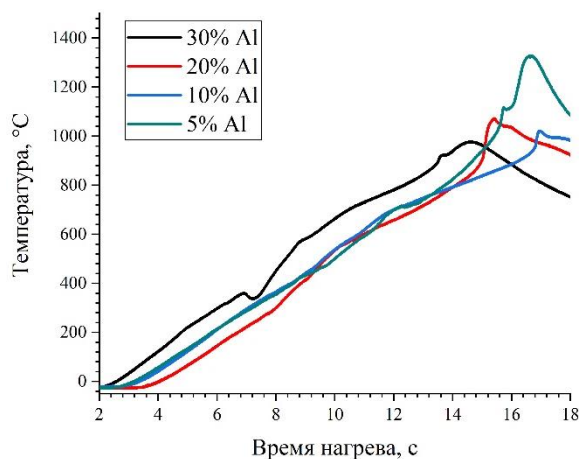


Рис. 3. Термограммы воспламенения системы W-ПТФЭ-Аl

Для определения температуры воспламенения составов изготавливались таблетки диаметром 3 мм и высотой 1,5-2 мм. Таблетки помещались в тигель из нитрида бора с термопарой (BP5/20). Затем тигель помещался на графитовую пластинку, нагрев осуществлялся таким образом, чтобы образцы инициировались в режиме теплового взрыва по методике [18].

УВН исследуемых составов проводилось на образцах диаметром и высотой 10 мм и относительной плотностью 0,98-0,99 в ци-

линдрических ампулах сохранения. Ампула сохранения представляла собой стальную трубку диаметром 16 мм и высотой 100 мм с верхней и нижней крышками, в которую помещалось 8 образцов. Ампула с образцами располагалась по центру цилиндрической сборки диаметром 47 мм и высотой 150 мм. В качестве взрывчатого вещества использовался аммонит марки 6ЖВ. Инициирование взрыва производилось детонатором. Все элементы сборки располагались коаксиально, детонатор помещался соосно с ампулой



Рис. 4. Внешний вид ампул после ударно-волнового нагружения:
а – 5% Al; б – 10% Al; в – 20% Al; г – 30% Al

(рис. 2). Рентгенофазовый анализ продуктов синтеза проводился на ДРОН-3М (шаг по углу $0,02^\circ$ и с экспозицией в 1 с).

Результаты и их обсуждение

Измерения температуры воспламенения системы W-ПТФЭ-Al показали, что химическое превращение в образцах протекает относительно медленно, о чем свидетельствуют термограммы воспламенения (рис. 3). Воспламенение составов происходило в диапазоне температур от 800 до 900 °С, что выше температуры плавления алюминия, после чего наблюдался скачок температуры до 1200-1400 °С. Зафиксированная в данных экспериментах температура горения значительно ниже адиабатической в связи с небольшими размерами образцов и большим количеством газовых продуктов. Высокую интенсивность воспламенения продемонстрировали составы с 5, 10 и 20% Al. Состав с 30 % Al воспламенялся, но со значительно меньшей интенсивностью. Максимальная температура горения, установленная в работе [18] для составов с 5, 10, 20 и 30% Al составляла 1800, 2000, 1500 и 1400 °С соответственно.

На рис. 4 представлены ампулы сохранения после УВН. В ампулах, содержащих составы с 5, 10 и 20% Al прошел ударно-волновой синтез, о чем свидетельствует их

внешний вид (рис. 4, а, б, в). Ампула с 5% Al разгерметизировалась с вылетом верхней крышки без разрушения трубки (рис. 4, а). В ампуле с 10% Al произошел разрыв трубки в верхней части из-за большого количества образующихся газовых продуктов. В ампуле с 20% Al из-за высокого давления разогретых газовых продуктов происходило прожигание ампулы с образованием отверстия диаметром 5 мм в ее нижней части (рис. 4, в). Ампула с 30% Al не имела повреждений (рис. 4, г), что может свидетельствовать об отсутствии инициирования реакций при УВН.

Ампула с 30% Al разрезалась вдоль распространения детонации (рис. 5, а). Синтезированный материал обнаружен только в нижней узкой осевой части образца, которая имеет длину 10 мм и ширину 5 мм (рис. 5, б). Расположение синтезированного участка в ампуле с 30% Al совпадает с расположением отверстия в ампуле с 20% Al. Данный факт объясняется схождением ударных волн в осевой части образца с образованием маховской ножки, что сопровождается повышением давления и температуры [1]. Максимальное давление реализуется в нижней части образца из-за отражения ударных волн от нижней крышки [10, 13].

РФА сохраненных образцов показал, что наибольшей полнотой синтеза при УВН об-

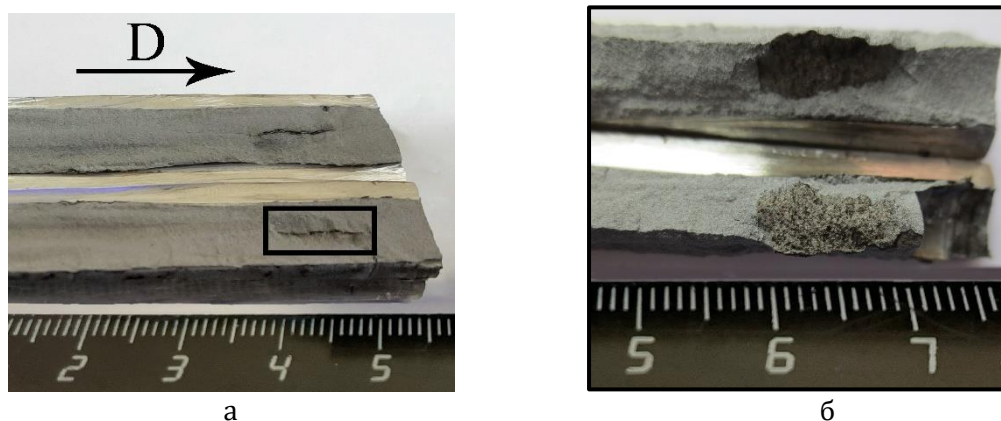


Рис. 5. Ампула с составом 56W-14ПТФЭ-30Al после УВН в продольном разрезе: а – общий вид; б – синтезированная часть

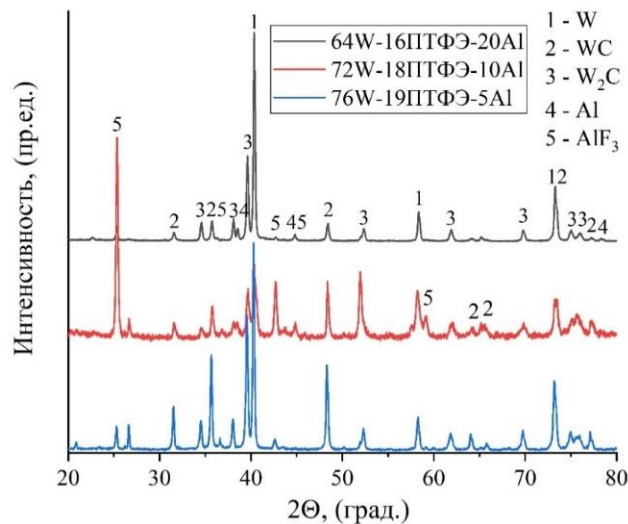


Рис. 6. РФА системы W-ПТФЭ-Аl после ударно-волнового нагружения

ладает состав с 10% Al, о чем свидетельствует высокая интенсивность пиков AlF_3 , W_2C и WC и низкая интенсивность пиков вольфрама (рис. 6). В составах с 5 и 20% Al наблюдается противоположная картина, о чем свидетельствуют высокая интенсивность пиков вольфрама. Наименьшей полнотой синтеза обладает состав с 30% Al, в котором синтез прошел только локально в узкой области. Результаты, полученные в данных экспериментах с цилиндрическими ампулами сохранения, согласуются с результатами экспериментов, проведенных с плоскими ампулами сохранения [18]. Состав с 10% Al после УВН в плоской ампуле пробивал метаемую пластину толщиной 3 мм, а состав с 20% Al деформировал метаемую пластину.

Выводы

Проведенные эксперименты позволили установить влияние содержания алюминия в системе W-ПТФЭ-Аl на ее чувствительность к УВН. Благодаря «закалке» зоны инициирования реакции в составе с 30% Al удалось установить, что синтез начинается в нижней осевой части ампулы. В составах с 5 и 10% Al после УВН синтез протекал во всем объеме, что приводило к разгерметизации и разрыву ампулы. В составе с 20% Al из-за

высокой концентрации давления и температуры происходило прожигание ампулы в нижней части. В составе с 10% Al наблюдалась наибольшая полнота синтеза и высокая доля газовых продуктов (AlF_3), что подтверждается характером разрушения ампулы сохранения. Продуктами синтеза после УВН были W_2C , WC и AlF_3 . В зависимости от содержания алюминия в системе W-ПТФЭ-Аl при УВН удается реализовать ударно-волновой синтез с различной полнотой. Перспективным является состав с 10% Al, так как он имеет высокую полноту, скорость и температуру синтеза в различных экспериментах.

Библиографический список

1. Fabrication and characterization of the Ni-Al energetic structural material with high energy density and mechanical properties / Q. Zhou, Q. W. Hu, B. Wang, B. B. Zhou, P. W. Chen, R. Liu // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2020. – Vol. 832. – Pp. 154894.
2. Влияние термической обработки на фазовый состав и структуру композиционных материалов, полученных взрывным прессованием из порошков боридов вольфрама и никеля / С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, А. И. Богданов, В. Н. Арисова, Д. А. Василенко // *Известия Волгоградского государственного технического университета*. – 2019. – № 2(225). – С. 34-38.
3. Dynamic compaction of Ni and Al micron powder blends in cylindrical recovery scheme / S. Yu. Ananov, A. A. Deribas, A. A. Drozdov, A. Yu. Dolgoborodov, A. E. Morozov, K. B. Povarova, B. D. Yankovsky // *IOP Conference Series*:

Materials Science and Engineering. – 2015. – Vol. 653. – Pp. 012037.

4. Hastings, D. L. Reactive Structural Materials: Preparation and Characterization / D. L. Hastings, E. L. Dreizin // Advanced Engineering Materials. – 2017. – Vol. 20. – Iss. 3. – Pp. 1700631.

5. Structure Formation in Nickel-Polytetrafluoroethylene Composite Materials upon Explosive Pressing of Powders / N. A. Adamenko, A. V. Kazurov, G. V. Agafonova, D. V. Savin // Inorganic Materials: Applied Research. – 2020. – Vol. 11. – Pp. 982-990.

6. Features of forming the metal-fluoropolymer composites by method of explosive pressing / L. N. Ignatieva, G. A. Zverev, N. A. Adamenko, A. V. Kazurov, A. Yu. Ustinov // Journal of Fluorine Chemistry. – 2019. – Vol. 217. – Pp. 58-62.

7. Structure and thermophysical properties of polytetrafluoroethylene-aluminum composite materials produced by explosive pressing / N. A. Adamenko, A. V. Kazurov, D. V. Savin, G. V. Agafonova // IOP Conference Series Materials Science and Engineering. – 2018. – Vol. 450. – Pp. 032044.

8. Batsanov, S. S. Features of solid-phase transformations induced by shock compression / S. S. Batsanov // Russian Chemical Reviews. – 2006. – Vol. 75. – Iss. 7. – Pp. 601.

9. Horie, Y. Synthesis of Nickel Aluminide under High Pressure Shock Loading / Y. Horie, R. A. Graham, I. K. Simonsen // Materials Letters. – 1985. – Vol. 3. – Pp. 354-359.

10. Destruction of cylindrical ampoules containing solid phase reaction mixtures under explosive loading / S. A. Zelepugin, O. V. Ivanova, A. S. Yunoshev, A. S. Zelepugin // Materials Letters. – 2015. – Vol. 5. – Iss. 4. – Pp. 468-472.

11. Shock-wave treatment of tungsten/fluoropolymer powder compositions / M. I. Alymov, S. G. Vadchenko, I. V.

Saikov, I. D. Kovalev // Inorganic Materials: Applied Research. – 2017. – Vol. 8. – Iss. 2. – Pp. 340-343.

12. Combination of SHS and shock wave compacting for production of composite materials / M. I. Alymov, L. B. Pervukhin, A. S. Rogachev, O. L. Pervukhina, I. V. Saikov // Materials Letters. – 2014. – Vol. 4. – Iss. 3. – Pp. 153-158.

13. Tolkachev, V. F. Initiation and Development of Exothermic Reactions During Solid-Phase Synthesis Under Explosive Loading / V. F. Tolkachev, O. V. Ivanova, S. A. Zelepugin // Thermal Science. – 2019. – Vol. 23. – Iss. 2. – Pp. S505-S511.

14. Highly reactive metastable intermixed composites (MICs): Preparation and characterization / W. He, P. J. Liu, G. Q. He, M. Gozin, Q. L. Yan // Advanced Materials. – 2018. – Vol. 30. – Pp. 1706293.

15. Mechanical and reaction properties of Al/TiH₂/PTFE under quasi-static compression / Z. S. Yu, X. Fang, Z. R. Gao, H. X. Wang, J. Y. Huang, M. Yao, Y. C. Li // Advanced Engineering Materials. – 2018. – Vol. 20. – Pp. 1800019.

16. Investigation on reaction energy, mechanical behavior and impact insensitivity of W-PTFE-Al composites with different W percentage / L. Wang, J. Liu, S. Li, X. Zhang // Materials and Design. – 2016. – Vol. 92. – Pp. 397-404.

17. Investigation on the Thermal Behavior, Mechanical Properties and Reaction Characteristics of Al-PTFE Composites Enhanced by Ni Particle / J. Wu, H. Wang, X. Fang, Y. Li, Y. Mao, L. Yang, Q. Yin, S. Wu, M. Yao, J. Song // Materials. – 2018. – Vol. 11. – Iss. 9. – Pp. 1741.

18. Energetic Materials Based on W/PTFE/Al: Thermal and Shock-Wave Initiation of Exothermic Reactions / I. V. Saikov, S. A. Seropyan, A. Yu. Malakhov, G. R. Saikova, I. V. Denisov, E. V. Petrov // Metals. – 2021. – Vol. 11. – Iss. 9. – Pp. 1355.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках
научного проекта № 20-08-00640-А

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)

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

Темплан 2022 г. Поз. № 12ж. Подписано в печать 02.12.2022 г. Формат 60 × 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Cambria. Печать офсетная. Усл. печ. л. 11,16.
Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 542.
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.