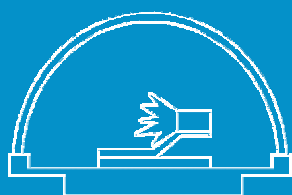


ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского
государственного
технического
университета

ISSN 1990-5297



Серия
Сварка взрывом и свойства
сварных соединений

16+

№ 11 (258)
2021

Главный редактор научного журнала
«Известия Волгоградского государственного технического университета»
академик РАН, профессор, доктор химических наук,
президент Волгоградского государственного технического университета (ВолГТУ)
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. ВолГТУ
Гринберг Б. А., д-р физ.-мат. наук, Институт физики металлов УрО РАН (г. Екатеринбург, Россия)
Гуревич Л. М., д-р техн. наук, доц. ВолГТУ
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. ВолГТУ
Кўраев 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. ВолГТУ
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. ВолГТУ
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. ВолГТУ
Фролов В. А., д-р техн. наук, проф., МАТИ – Российский государственный технологический университет
им. К. Э. Циолковского (г. Москва, Россия)
Шарипов В. М., д-р техн. наук, проф.,
Московский государственный технический университет (МАМИ, г. Москва, Россия)
Шаховская Л. С., д-р экон. наук, проф. ВолГТУ
Щербаков М. В., д-р техн. наук, проф. ВолГТУ

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, 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. Шморгун, д-р техн. наук

Е. В. Кузьмин, канд. техн. наук (ответствен-
ный секретарь)

Международный индекс журнала
ISSN 1990-5297.

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

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

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

№ 11 (258)
Ноябрь
2021

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 Materials Science of the RAS)

Kuz'min S. V., 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. Petersburg)

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

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

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

International index of the journal ISSN 1990-5297.

The journal is distributed by subscription.

Index of the journal in the catalogue of the Agency «Rospechat» for the Russian Federation – 80811(OK+ЭК).

Tel. of VSTU editorial office:

8 (8442) 24-84-05

8 (8442) 24-84-08

zavrio@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

Twelve times a year

№ 11 (258)

November

2021

FOUNDER

FSBEI of Higher Education

«Volgograd State Technical University»

Editorial office address:

Volgograd, Lenin avenue, 28.

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

E-mail: izvestiya@vstu.ru

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

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

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

<i>С. В. Хаустов, В. В. Пай, Я. Л. Лукьянов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. М. Андрисян</i> Измерение температуры предварительного подогрева поверхности соударяющихся пластин ударно-сжатым газом в сварочном зазоре при сварке взрывом	5
<i>О. Л. Первухина, Л. Б. Первухин, А. С. Шишкина</i> Ударно-волновое компактирование порошка ЭП741НП, модифицированного термобарьерным покрытием	12
<i>А. Ф. Беликова, С. Н. Буравова</i> О конической кумуляции в ампулах сохранения	19
<i>Е. В. Петров, В. С. Трофимов, В. О. Копытский</i> Исследование поверхности стальной преграды после высокоскоростного воздействия порошков W и TiC	23
<i>М. П. Королев, Е. В. Кузьмин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Д. В. Донской, М. С. Зарубин, П. А. Петрушкин, Р. В. Автандилян</i> Особенности формирования соединения ВТ1-0+АМг5 при сварке взрывом с воздействием акустических колебаний	28
<i>Ю. П. Бешапошников, М. С. Пушкин, А. В. Иноземцев, А. М. Пацелов</i> О некоторых особенностях сварки взрывом толстолистого алюминия со сталью	39
<i>А. Ю. Малахов, И. В. Сайков, И. В. Денисов, С. А. Серолян</i> Ударно-волновое инициирование синтеза в порошковой смеси Ni-Al в титановой матрице	44
<i>А. Ю. Малахов, Н. Н. Ниёзбеков, И. В. Сайков, И. В. Денисов</i> Особенности деформации алюминиевого сплава АМг6 в процессе сварки взрывом	48
<i>А. В. Крохалев, В. О. Харламов, Д. Р. Черников, А. С. Балагуров, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Технология нанесения покрытий из твердых сплавов на рабочие поверхности деталей узлов трения	55
<i>А. В. Крохалев, В. О. Харламов, Д. Р. Черников, О. О. Тужиков, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Исследование кинетики первичного гидрирования материала на основе TiFe+Ti ₂ Fe, полученного путем взрывного нагружения смеси порошков титана и железа	61
<i>В. Г. Шморгун, В. П. Кулевич, А. И. Богданов, О. В. Слаутин</i> Структура и свойства оплавленных участков, образующихся на границе раздела в свариваемых взрывом соединениях алюминий-сплав на основе железа	69

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-11-258-5-11

С. В. Хаустов, канд. техн. наук, В. В. Пай, д-р физ.-мат. наук, Я. Л. Лукьянов*, с. н. с.,
С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, академик РАН, А. М. Андресян, магистрант*

**ИЗМЕРЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ПОДОГРЕВА ПОВЕРХНОСТИ
СОУДАРЯЮЩИХСЯ ПЛАСТИН УДАРНО-СЖАТЫМ ГАЗОМ В СВАРОЧНОМ ЗАЗОРЕ
ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ**

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

Разработана методика измерения теплового потока от ударно-сжатого газа впереди точки контакта к поверхности соударяемых пластин. Получены экспериментальные значения теплового потока, находящиеся в удовлетворительном согласии с теоретическими расчетами. Впервые экспериментально доказан значимый эффект предварительного подогрева пластин перед соударением для различных материалов, проявляющийся в нагревании поверхности пластин, в зависимости от их габаритов и свойств, до 1000 °С и выше.

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

S. V. Khaustov, V. V. Pai, Ya. L. Lukyanov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, A. M. Andresyan

**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*

A technique for measuring the heat flux from the shock-compressed gas in front of the point of contact to the surface of the colliding plates has been developed. The experimental values of the heat flux are obtained, which are in satisfactory agreement with theoretical calculations. For the first time experimentally proved a significant effect of preheating of plates before collision for various materials. The effect consists in heating the surface of the plates, depending on their dimensions and properties, up to 1000 °C and above.

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

При сварке взрывом в газе, заполняющем сварочный зазор между пластинами, образуется ударная волна, распространяющаяся со скоростью U , большей, чем скорость точки контакта V_k . В результате перед точкой контакта образуется область ударно-сжатого газа (пробка), способная оказывать существенное влияние на тепловую ситуацию в зоне соединения [1]. Температура газа при скоростях V_k , применяемых при сварке взрывом (2000-3000 м/с), может достигать 3000-4000 К, а размер области ударно-сжатого газа и время его теплового воздействия на поверхности соударяемых пластин возрастает с увеличением их длины и с уменьшением V_k [2]. При этом параметры ударно-сжатого газа в сварочном зазоре можно с достаточной степенью точности рассчитать по ударной адиабате воздуха [3].

Качественная оценка температуры границы соединения при сварке взрывом в сечениях, находящихся на различном расстоянии от места начала сварки, проведенная авторами [4], показывает, что эффект предварительного подогрева ударно-сжатым газом проявляется уже при сварке пластин длиной от 0,4 м. Очевидно, что при сварке взрывом протяженных (крупногабаритных) пластин эффект предварительного подогрева соударяющихся поверхностей может приводить к увеличению количества оплавленного металла на границе соединения и, соответственно, к нестабильности его свойств. Расчетная оценка воздействия теплового потока от ударно-сжатого газа [5] показывает, что при сварке крупногабаритных листов (свыше 1-2 м), может происходить оплавление соударяемых поверхностей. При этом

толщина расплавленного слоя существенно зависит от степени механической обработки поверхностей (шероховатости) и может достигать десятков мкм.

Для количественной оценки теплового воздействия от ударно-сжатого газа необходимо экспериментальное измерение температуры поверхности пластин. С этой целью была разработана конструкция планарной

термобатареи для регистрации высокоинтенсивных тепловых потоков. На поверхности подложки 4 (см. рис. 1, а) размещена константановая фольга 2 толщиной 8 мкм, частично покрытая (электролитическим способом) медью 3 толщиной 2,5 мкм, таким образом, что образуется лента, состоящая из монометаллических (константан) и биметаллических (медь-константан) ча-

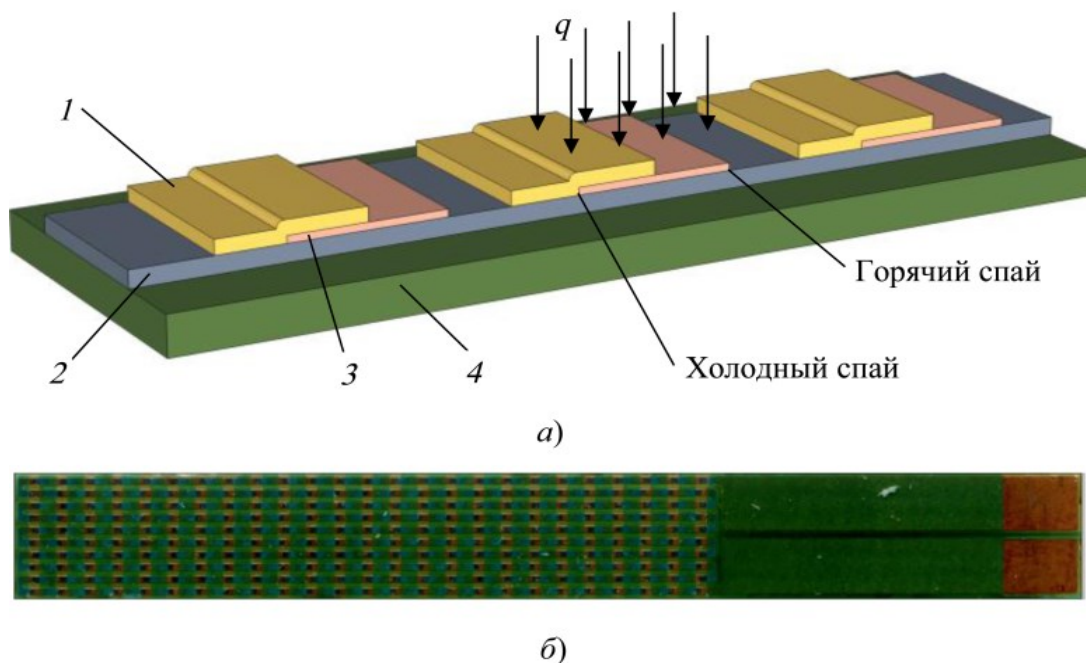


Рис. 1. Фрагмент из трех термопар (а) и внешний вид термобатареи из 250 термопар (б):

1 – защитный слой; 2 – константановая лента; 3 – медь; 4 – подложка (текстолит)

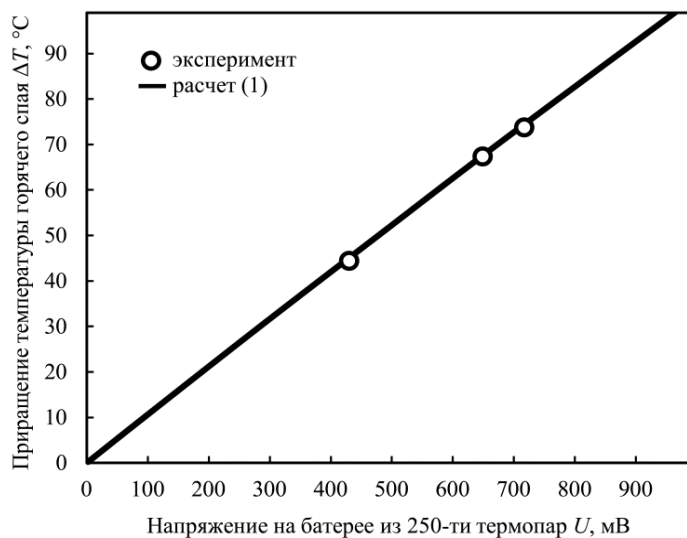


Рис. 2. Тарировочная кривая $\Delta T(U)$ термобатареи

стей. Каждый второй стык монометалла и биметалла покрыт защитным слоем 1, предохраняющим от теплового воздействия ударно-сжатого газа, и образует холодный спай термопары. Открытый стык является горячим спаем. Таким образом, монометаллическая и биметаллическая части ленты образуют одну термопару, а вся термобатарея (см. рис. 1, б) составлена из 250 термопар (10 рядов по 25 термопар в каждой). Толщина подложки 4 составляла 1 мм, а защитного слоя – 30 мкм.

Термо-ЭДС одной термопары рассчитывается по формуле [1]:

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

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

Эффективное значение термоэлектрического коэффициента для одной термопары составляло ~ 37 мкВ/град, всей термобатареи $\sim 9,4$ мВ/град. Термобатарея перед экспериментом тарировалась в интервале температур 20 ... 100 °С (рис. 3).

Схема эксперимента показана на рис. 3. Для формирования области ударно-сжатого газа использовались медные пластины толщиной 1,5 мм и размерами 460 на 150 мм. В качестве взрывчатого вещества использовался плоский заряд высотой $H=15$ мм смеси

аммонита 6ЖВ с NaCl в соотношении 80/20 % масс. Скорость детонации измерялась электроконтактным методом с погрешностью измерения ± 5 %. Зазор между пластинами составлял 8 мм. Для исключения механического влияния на термобатарею облака металлических частиц за фронтом ударной волны в газе в нижней (неподвижной) пластине на расстоянии 400 мм от начала сварки вырезалось отверстие 50x80 мм, закрытое с тыльной стороны пластины изолятором, на котором размещалась термобатарея (см. рис. 3). При этом плоскость термобатареи была параллельна поверхности свариваемых пластин, что обеспечивало теплообмен с ударно-сжатым газом.

Измеренная скорость детонации составила $2,1 \pm 0,1$ км/с. На рис. 4 приведена осциллограмма термо-ЭДС с термобатареи. Как видно из осциллограммы, ударная волна в воздухе в сварочном зазоре последовательно накрывает ряды термопар, составляющих термобатарею, и нагревает ее, обеспечивая рост термо-ЭДС. Дальнейшее падение сигнала и выход его на полку обусловлен срывом защитной полимерной пленки и воздействием потока ударно-сжатого газа на «холодные» спаи. Таким образом, максимальный сигнал с термобатареи составил ~ 360 мВ, что соответствует (см. рис. 2) приросту средней температуры «горячих» спаев термобатареи $\Delta T \sim 39$ °С при времени воздей-

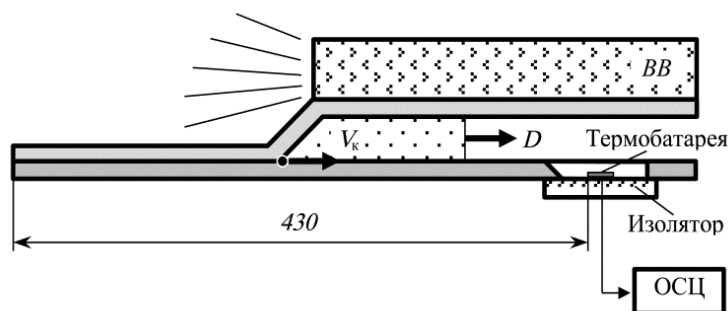


Рис. 3. Схема измерения теплового потока от ударно-сжатого газа при сварке взрывом медных пластин толщиной 1,5 мм ($V_k=2100$ м/с, сварочный зазор между пластинами $\delta=8$ мм)

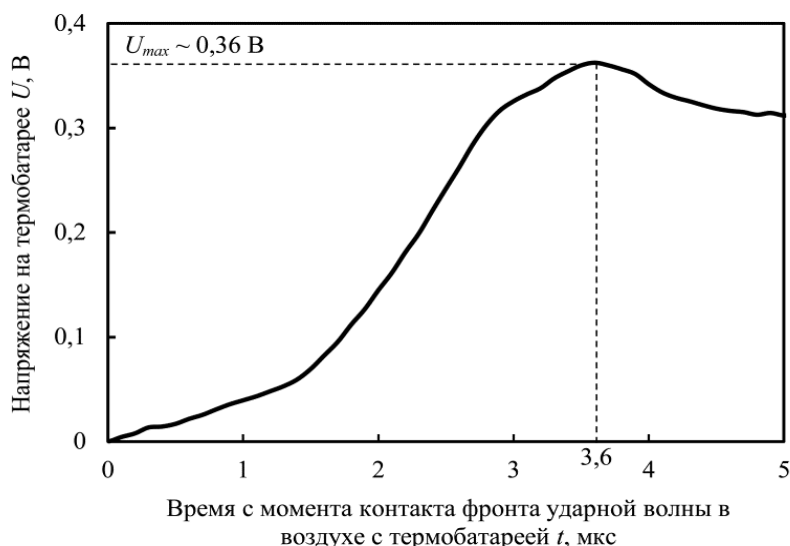


Рис. 4. Осциллограмма зависимости напряжения (термо-ЭДС) от времени на термобатарее

ствия ударно-сжатого газа на термобатарее $\sim 3,6$ мкс.

Далее рассмотрим следующую одномерную задачу (см. рис. 5). На поверхности медного слоя в течении времени $t = 3,6$ мкс действует постоянный тепловой поток $q_{\text{экс}}$. За время действия теплового потока температура границы «медь-константан» повысится на $\Delta T = 39$ °С. За это же время константановая лента не успевает прогреться на всю толщину, а значит теплообменом константана с подложкой можно пренебречь ($q = 0$).

Для определения теплового потока $q_{\text{экс}}$ от ударно-сжатого газа к поверхности медных слоев термобатареи при известной темпера-

туре границы «медь-константан» решим обратную задачу теплопроводности, воспользовавшись методикой, описанной в [6]. Рассчитанный таким образом средний постоянный тепловой поток от ударно-сжатого газа составил $q_{\text{экс}} = 0,25$ ГВт/м².

Оценим параметры ударно-сжатого воздуха в зазоре из ударной адиабаты воздуха используя известные соотношения для одномерной задачи о сверхзвуковом движении поршня в трубе [3]:

$$D = \frac{k+1}{4} V_k + \sqrt{\left[\left(\frac{k+1}{4}\right) u_2\right]^2 + c_1^2}, \quad (2)$$

$$p_2 = \frac{2\rho_1 D^2}{k+1} - \frac{k-1}{k+1} p_1, \quad (3)$$

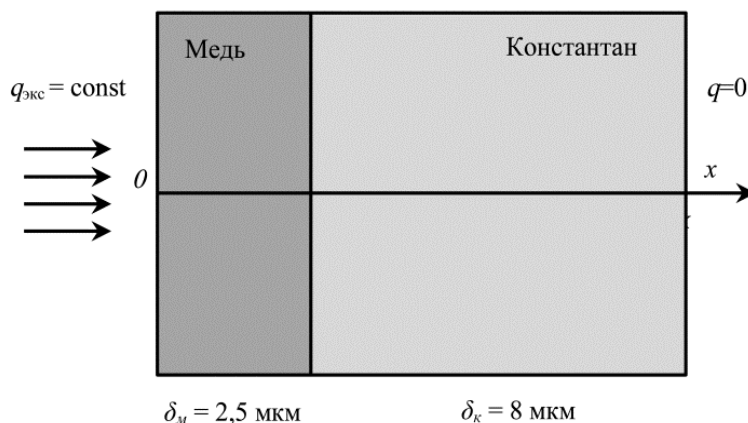


Рис. 5. К решению обратной задачи теплопроводности (нахождению теплового потока $q_{\text{экс}}$)

$$\rho_2 = \frac{\rho_1 D}{D - V_k}, \quad (4)$$

$$c_2 = \sqrt{k \frac{p_2}{\rho_2}}, \quad (5)$$

$$T_2 = \frac{p_2}{p_1} \left[\frac{(k+1)p_1 + (k-1)p_2}{(k+1)p_2 + (k-1)p_1} \right] T_1, \quad (6)$$

где D – скорость фронта ударной волны в газе; u_2 – массовая скорость за фронтом ударной волны; k – показатель политропы; $p_1, \rho_1, c_1, T_1, p_2, \rho_2, c_2, T_2$ – давление, плотность, скорость звука и температура невозмущенного газа (индекс «1») перед фронтом и сжатого газа (индекс «2») за фронтом ударной волны, соответственно.

Исходя из предположения о равенстве массовой скорости u_2 за фронтом ударной волны скорости точки контакта (поршня) V_k (равной скорости детонации), температура ударно-сжатого газа T_2 составила ~ 3500 К, давление за фронтом ~ 70 атм, скорость ударной волны $\sim 2,5$ км/с.

Конвективный тепловой поток из газа на поверхность пластин определим из уравнений [7-9]:

$$q_{\text{расч}} = St \rho_2 u_2 c_2 (T_* - T_{\text{п}}), \quad (7)$$

$$T_* = T_2 \left[1 + \frac{k-1}{2} M^2 \right], \quad (8)$$

$$St = 1/8 [2 \lg(h/\Delta) + 1,74]^{-2}, \quad (9)$$

где T_* – температура торможения, обусловленная торможением сверхзвукового потока газа в тонком приграничном с пластиной слое; $T_{\text{п}}$ – температура поверхности пластины; M и St – числа Маха и Стентона (для турбулентного обтекания поверхности газовым потоком [8]); ρ_2, c_2, T_2 – плотность, теплоемкость и температура газа; h – сварочный зазор; Δ – средняя высота микронеровностей поверхности (шероховатость) медного слоя на термобатарее.

Рассчитанное по (2) – (9) при скорости точки контакта $V_k = 2,1$ км/с значение теплового потока $q_{\text{расч}}$ составило $\sim 0,1$ ГВт/м². Расхождение с экспериментально определенным тепловым потоком $q_{\text{экс}} = 0,25$ ГВт/м² может быть обусловлено тем, что в (7) не учтена радиационная составляющая теплового потока, не учтена ионизация газа в сва-

рочном зазоре, а также тем известным фактом, что в сварочном зазоре присутствует облако металлических частиц кумулятивного происхождения [2], имеющих скорость бóльшую, чем скорость точки контакта и изменяющих свойства газа в зазоре (температуру, скорость ударной волны и пр.).

Для оценки эффекта предварительного подогрева поверхности было проведено численное моделирование процесса теплообмена между ударно-сжатым газом и пластинами толщиной δ из различных материалов. В расчете использовался экспериментально определённый тепловой поток из ударно-сжатого газа, теплофизические свойства металлов принимались постоянными и не зависящими от температуры.

Для одномерного случая система уравнений, описывающих процесс теплообмена имеет вид:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}, \quad t > 0, \quad 0 < x < \delta, \quad (10)$$

$$T(x, 0) = 0, \quad 0 \leq x \leq \delta, \quad (11)$$

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \Big|_{x=0} = q_{\text{экс}}, \quad (12)$$

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \Big|_{x=\delta} = 0, \quad (13)$$

Алгоритм счета основывался на неявной 4-х точечной разностной схеме аппроксимации задачи (10) – (13). На рис. 6 представлена зависимость температур $T(0, t)$ поверхности пластин из различных материалов от расстояния до начала соударения (или, что тоже самое, от габаритов пластины). Увеличение температуры поверхности с ростом длины пластины обусловлено возрастанием размеров области ударно-сжатого газа, а, следовательно, увеличением времени воздействия теплового потока на поверхность пластины, которое можно рассчитать по формуле:

$$t = L \left(\frac{D - V_k}{V_k^2} \right), \quad (14)$$

где L – расстояние от начала сварки; D – скорость фронта ударной волны; V_k – скорость точки контакта.

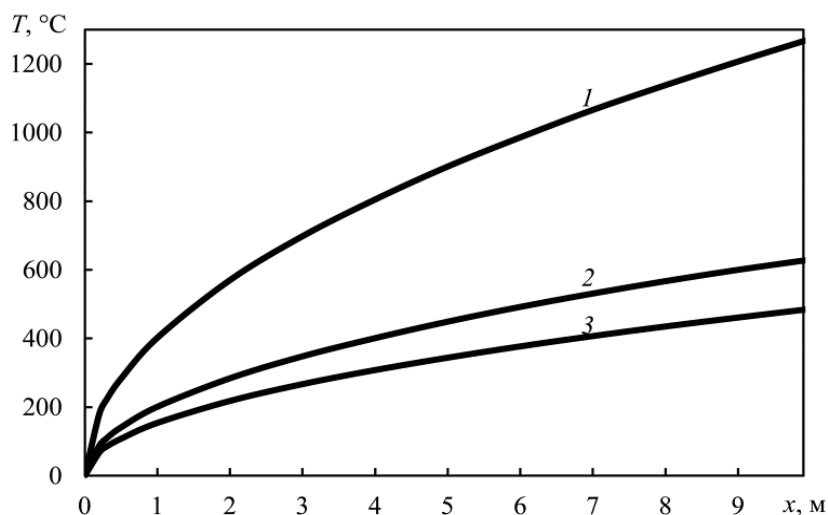


Рис. 6. Зависимость температуры предварительного подогрева ударно-сжатым газом впереди точки контакта поверхности соударяющихся пластин из различных металлов от расстояния до начала соударения ($V_k=2100$ м/с):

1 – титан; 2 – низкоуглеродистая сталь; 3 – латунь

Из рис. 6 видно, что наряду с увеличением габаритов пластин на температуру предварительного подогрева поверхности перед соударением существенно влияют теплофизические свойства материала пластин. Так, видно, что при сварке титановых пластин длиной 1 ... 2 м температура поверхности пластин перед точкой контакта может достигать 400 ... 600 °C (см, рис. 6, кривая 1). Это эквивалентно выделению в зоне шва энергии 0,026 ... 0,052 МДж/м². Такие энерговыделения соизмеримы с энергией, выделяющейся в зоне шва при соударении пластин [9]. В частности, полученные результаты могут объяснить существенную нестабильность структуры и свойств титаностальных соединений по длине пластин, проявляющейся на расстояниях более 1000 мм от начала сварки, выражающуюся в увеличении параметров волнового профиля и объема оплавленных участков от 0 до 100% в конечной части свариваемых пластин [10, 11].

Выводы

1. Разработана методика измерения теплового потока от ударно-сжатого газа к поверхности соударяемых пластин, позволяю-

щая определять температуру предварительного подогрева поверхности перед точкой контакта. С помощью разработанной методики получены количественные зависимости температур разогрева поверхности перед соударением от габаритов свариваемых пластин и их теплофизических свойств.

2. Впервые доказано, что нестабильность структуры и повышение количества оплавов при сварке крупногабаритных пластин (свыше 1 ... 2 м) обусловлены тепловым влиянием области ударно-сжатого газа впереди точки контакта. При этом тепловой эффект от предварительного разогрева поверхности становится величиной одного порядка с энергией, выделяющейся при соударении пластин, что необходимо учитывать при разработке технологических процессов сварки взрывом крупногабаритного биметалла.

Библиографический список

1. Кудинов, В. М. Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, А. Я. Коротеев. – М.: Металлургия, 1978. – 168 с.
2. Ишуткин, С. Н. Исследование теплового воздействия ударно-сжатого газа на поверхность соударяющихся пластин / С. Н. Ишуткин, В. И. Кирко, В. А. Симо-

нов // Физика горения и взрыва. – 1980. – №6. – С. 69-73.

3. Физика взрыва / Под ред. Л. П. Орленко. – Изд. 3-е, испр. – В 2 т. Т.1. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2004. – 832 с.

4. 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.

5. Ишуткин, С. Н. Численное исследование воздействия газового потока на поверхность сталкивающихся пластин / С. Н. Ишуткин, В. И. Кирко, Н. И. Пак // Физика горения и взрыва. – 1981. – №1. – С. 151-153.

6. Thermal effect of explosive detonation products on a flyer plate in the explosive welding of metals / S. V. Khaustov, V. V. Pai, Ya. L. Lukyanov, V. I. Lysak, S. V. Kuz'min // International Journal of Heat and Mass Trans-

fer. – 2020. – Vol. 163 (December). – Article № 120469. – 8 р.

7. Анисимов С. И., Действия излучения большой мощности на металлы / С. И. Анисимов, Я. А. Имас, Г. С. Романов, Ю. В. Ходыко. – М.: Наука, 1970. – 272 с.

8. Лойцянский, Л. Г. Механика жидкости и газа: Учеб. для вузов. – 7-е изд., испр. – М.: Дрофа, 2003. – 840 с.

9. Захаренко, И. Д. О тепловом режиме зоны сварного шва при сварке взрывом / И. Д. Захаренко // Физика горения и взрыва. – 1971. – №2. – С. 269-272.

10. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение - 1, 2005. – 544 с.

11. Кузьмин, С. В. Формирование соединений при сварке взрывом крупногабаритных металлических слоистых композитов / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Ю. Г. Долгий // Сварочное производство. – 2002. – №5. – С. 48-53.

Работа выполнена при поддержке РФФИ в рамках проекта № 19-08-00311

УДК 621.762.4.04

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-11-258-12-18

О. Л. Первухина, канд. техн. наук, Л. Б. Первухин, д-р техн. наук, А. С. Шишкина*, инженер*

УДАРНО-ВОЛНОВОЕ КОМПАКТИРОВАНИЕ ПОРОШКА ЭП741НП, МОДИФИЦИРОВАННОГО ТЕРМОБАРЬЕРНЫМ ПОКРЫТИЕМ

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

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

Использование порошков с поверхностью, модифицированной наноплёнкой из оксидов металлов, позволяет пластифицировать гранулы сплава ЭП741НП, а применение компактирования взрывом получить высокопрочные компакты с термобарьерным покрытием для изготовления ответственных изделий в авиационном и космическом машиностроении.

Ключевые слова: компактирование взрывом, жаропрочные сплавы, термобарьерные покрытия, прочность соединения

O. L. Pervukhina, L. B. Pervukhin, A. S. Shishkina**

SHOCK-WAVE COMPACTING OF POWDER EP741NP MODIFIED THERMAL BARRIER COATING

Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS,

Chernogolovka, opervukhina@mail.ru

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

The use of modified powders with a nanofilm of metal oxides surface allow plasticizing the EP741NP alloy granules, and the use of shock-wave compacting to obtain the high-strength compacts with a thermal barrier coating for the manufacture in charge products in aviation and space engineering.

Keywords: explosion compaction, heat-resistant alloys, thermal barrier coatings, tensile strength

Проблемы повышения механических свойств, увеличения ресурса ответственных деталей, разработки и внедрения новых эффективных технологий, отличающихся высокими коэффициентами использования дорогостоящих материалов, относятся к приоритетным направлениям в современном машиностроении. Наиболее остро эти проблемы стоят при производстве изделий ответственного назначения для авиационной промышленности из жаропрочных никелевых сплавов и высоконагруженных элементов энергетических установок в тепловой энергетике. Большую часть этих проблем решают с помощью порошковой металлургии. Однако в связи с постоянным повышением требований к новым материалам требуется поиск оптимальных технологических решений при использовании порошковых материалов для производства изделий из жаропрочных сплавов. В частности, ответственные изделия изготавливают из распыленных порошков жаропрочных никелевых

сплавов. Благодаря высоким скоростям кристаллизации (от 10^3 до 10^5 К/с) получаемые порошки отличаются очень однородной и мелкозернистой структурой, которую необходимо сохранить при формообразовании и спекании изделия. Гранулы из жаропрочных сплавов получают путем распыления жидкого металла газовой струей или разбросом капелек жидкого металла при вращении электрода. Наиболее распространен сплав ЭП741НП, из которого изготавливаются диски газотурбинных двигателей. Принципиальными требованиями при консолидации таких порошков является ограничение роста зерен и сохранение ультрамелкозернистой структуры материала. Решение этой задачи может быть обеспечено ударно-волновым компактированием, характеризующимся кратковременностью приложения давления. Кроме того, прессование порошковых материалов с использованием энергии взрыва позволяет получать компакты и производить их спекание при тем-

пературах значительно ниже температур плавления. Однако практическое применение методов взрывного прессования ограничено из-за появления дефектов. Одним из путей повышения прочности компактов может быть модификация поверхности частиц порошка плёнками из нанодисперсных оксидов [1]. Поведение нанокристаллических материалов с размерами зерен 10 нм и менее определяется главным образом процессами в пограничных областях, поскольку количество атомов в зернах сравнимо или меньше, чем в их границах. Это обстоятельство существенно изменяет характер взаимодействия между соседними зёрнами, например, тормозит генерацию дислокаций, препятствует распространению трещин [2]. Нанесение наноплёнки на поверхность гра-

нул порошков позволяет модифицировать поверхность гранулы, повысить её микротвердость и пластичность.

Материалы и методика проведения исследований

В экспериментах использовались три вида порошка: исходный ЭП741НП (состав №1), а также ЭП741НП с термобарьерными покрытиями из нанодисперсных порошков Y_2O_3 (толщиной 7 нм) – состав №2 и $CoO-Y_2O_3$ (толщиной 7 нм) – состав №3.

Методика проведения экспериментов предусматривала ударно-волновое компактирование образцов из исходных и модифицированных порошков ЭП741НП в цилиндрических ампулах сохранения по режимам, представленным в таблице, с последующим спеканием компактов в вакуумной печи при

Режимы ударно-волнового компактирования

Режим	Высота заряда, мм	Скорость детонации ВВ, м/с	Давление в порошке, ГПа	Материал заряда
1	30	4500	12	Аммонит 6 ЖВ
2	50	3500	6	Смесь аммонита 6 ЖВ с аммиачной селитрой 1:1

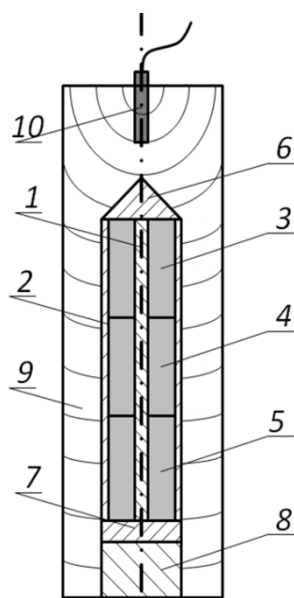


Рис. 1. Схема компактирования:

1 – стержень; 2 – труба; 3 – порошок ЭП741НП (состав № 1); 4 – порошок ЭП741НП, модифицированный пленкой оксида иттрия (состав №2); 5 – порошок ЭП741НП, модифицированный пленкой оксида иттрия и кобальта (состав № 3); 6 – крышка; 7 – нижняя крышка; 8 – откольный элемент; 9 – ВВ; 10 – детонатор

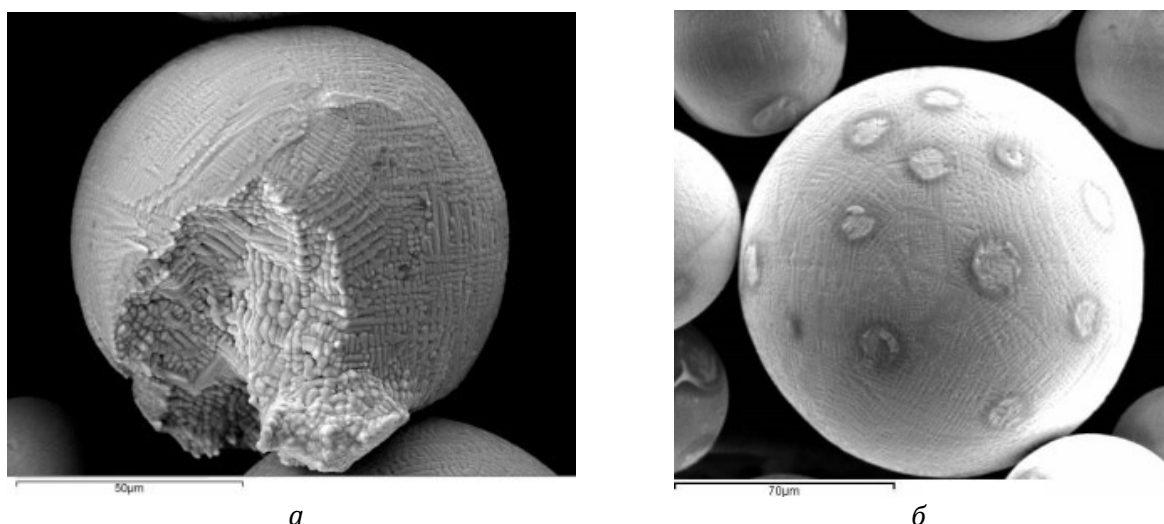


Рис. 2. Морфология частиц порошка ЭП741НП в исходном состоянии (а), после модификации Y_2O_3 (б) (порошок состава 2)

температуре 875 °С. Расчет режимов проводили по методике, изложенной в [3].

При разработке схемы компактирования исходили из следующих условий:

- получение цилиндрического изделия, равноплотного по длине и сечению;
- обеспечение целостности ампул после компактирования.

С учетом изложенного разработана схема компактирования опытных образцов из порошков: исходного и с поверхностью, модифицированной нанопленками оксидов. Эксперимент предусматривал компактирование

в равных условиях в одной ампуле одновременно трех составов, схема приведена на рис. 1.

Ампула сохранения состояла контейнера, сваренного ручной дуговой сваркой из трубы (2), диаметром 24 мм с толщиной стенки 2 мм, с нижней крышкой (7) и стержнем (1). В зазор между стержнем и стенкой контейнера был засыпан порошок (5), уплотненный на виброплощадке. Контейнер закрывался крышкой (6) и устанавливался на откольный элемент (8), затем монтировался цилиндрический заряд ВВ заданной толщи-

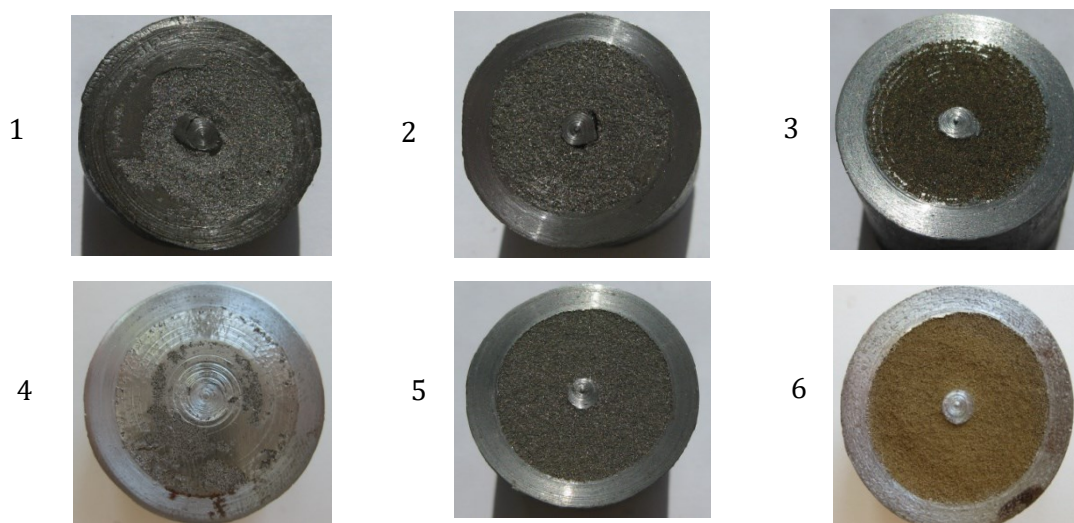


Рис. 3. Образцы после взрывного компактирования:

1 – состав №1, режим 1; 2 – состав № 2, режим 1; 3 – состав № 3, режим 1;
4 – состав №1, режим 2; 5 – состав № 2, режим 2; 6 – состав № 3, режим 2

ны (9), устанавливался детонатор (10). После подрыва заряда производили осмотр ампул. Каждая ампула была разрезана на 3 части так, чтобы в отрезанных образцах был один состав. Образцы, вырезанные в соответствии с рис. 1, были переданы на спекание.

Исследование исходных порошков и конечных компактов после спекания проводили методами оптической и электронной растровой микроскопии, рентгеноструктурного анализа и измерением микротвердости.

Результаты и их обсуждение

Исследование порошков

Исследования поверхности частиц порошка ЭП741НП методами электронной микроскопии показали, что частицы имеют в основном сферическую форму размером от 30 до 100 мкм с гладкой поверхностью, светло-серого цвета с характерной литой дендритной структурой (рис. 2, а). Химический состав на поверхности частицы и внутри неё идентичен.

Морфология поверхности порошка никелевого сплава состава №2 после модификации Y_2O_3 толщиной 7 нм показана на рис. 2, б. Порошок представляет собой частицы сферической формы темно-серого цвета. При осаждении очень тонкого слоя оксида иттрия поверхность никелевого сплава изменилась. Первое изменение – образование

пятен на поверхности частиц порошка. Природа образования пятен заключается в градиентном по толщине формировании Y_2O_3 в местах контакта частиц. Второе изменение – проявление поверхностной тонкой структуры никелевого сплава. Проявление такой структуры является следствием декорирования поверхности сверхтонкой пленкой окиси иттрия. При большем увеличении этих участков видно чешуйчатое слоистое строение.

Морфология порошка никелевого сплава после модификации $Y_2O_3 - CoO$ (7 нм) практически не изменилась по сравнению с исходной. Пятен и декорирования поверхности порошка не наблюдается. В результате малой концентрации модификатора, анализ не обнаружил иттрия, а содержание кобальта находится в пределах его содержания в сплаве. Среднее значение концентрации кислорода составляет 4,87 ат. %. Однако изменение цвета порошка с серого на оливковый косвенно подтверждает наличие на поверхности частиц пленки оксида кобальта.

Исследование компактов

После ударно-волнового компактирования образцы были вырезаны в соответствии с рис. 1 на 3 части так, чтобы в отрезанных образцах находился один состав. В процессе разрезки порошок не высыпался ни из одного образца, однако прочность компактов была невелика. Соответствующий цвет по-

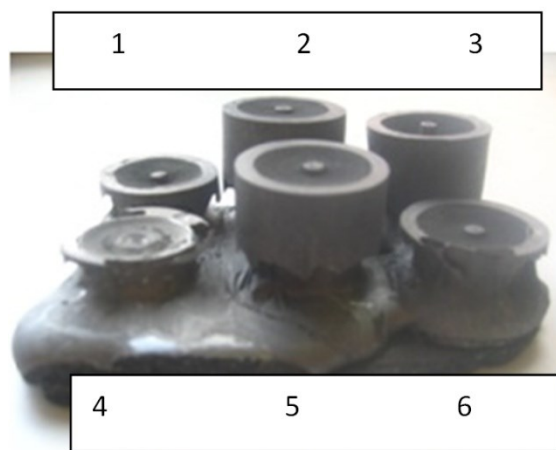


Рис. 4. Внешний вид компактов после спекания

рошка не изменился (рис. 3: состав №1 исходный – светло-серый, состав №2 модифицированный Y_2O_3 – темно-серый, состав №3 модифицированный $CoO-Y_2O_3$ – оливковый).

Спекание производилось в вакуумной печи при температуре 875 °С. Образцы в печи устанавливались на подложку из графита. В процессе нагрева вследствие прохождения реакции между поверхностью компакта никеля и графитом началась реакция, что привело к оплавлению нижней части ампулы, при этом наиболее сильно оплавилась компакты из никеля без наноплёнок (рис. 4). Меньше всего оплавлений зафиксировано в

compacte с порошком, поверхность которого была модифицирована Y_2O_3 .

Таким образом, экспериментально были получены с использованием энергии взрыва компакты из порошка никелевого сплава и этого же порошка с поверхностью, модифицированной нанопленкой оксида иттрия и оксидов иттрия с кобальтом. При этом было установлено, что наличие нанопленок не сказывается на прочности компактов после взрывного компактирования. При спекании нанопленки на поверхности частиц изолируют порошок никеля от взаимодействия с графитом. Наблюдаемое взаимодействие

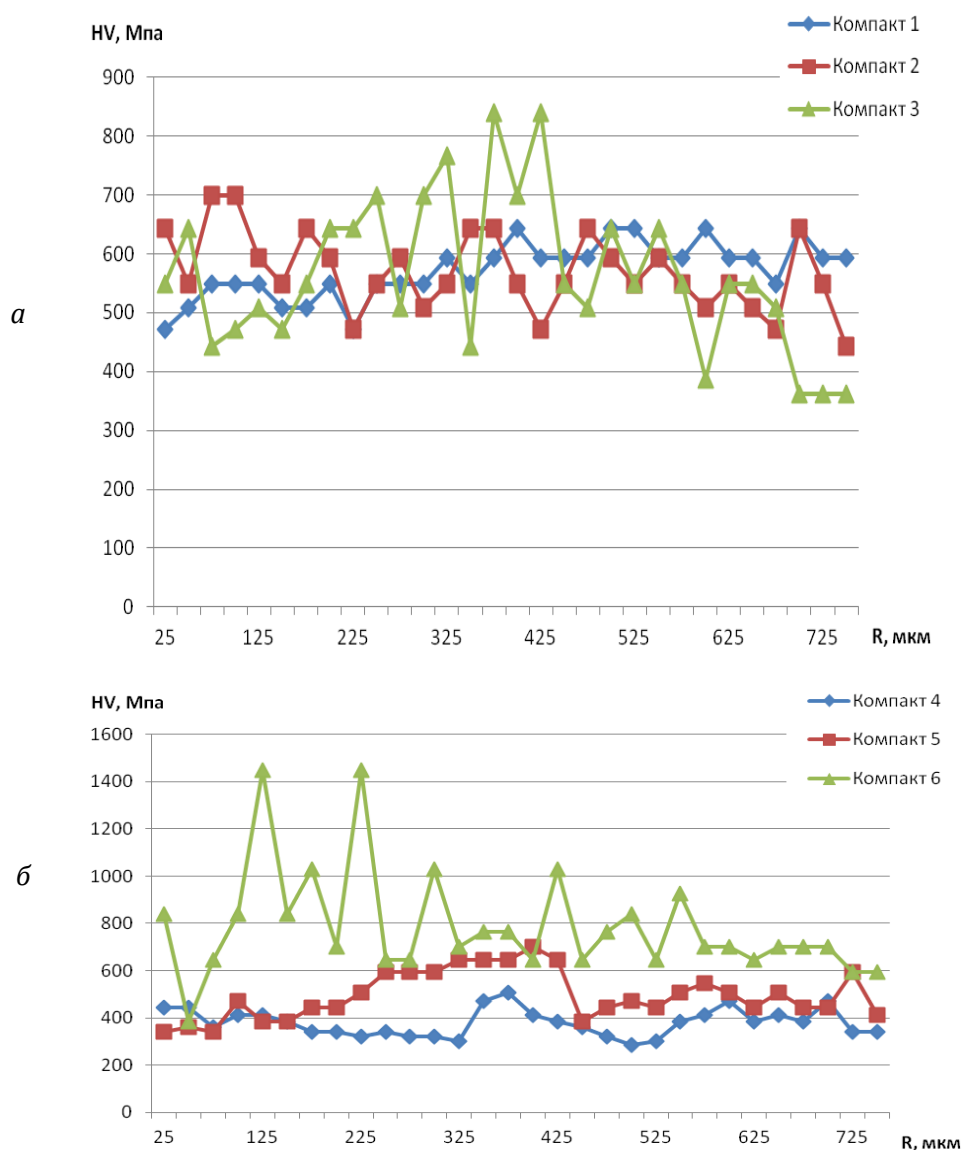


Рис. 5. Микротвердость по сечению образцов состава № 1, № 2 и № 3 после спекания: режим компактирования взрывом № 1 (а); режим компактирования взрывом № 2 (б)

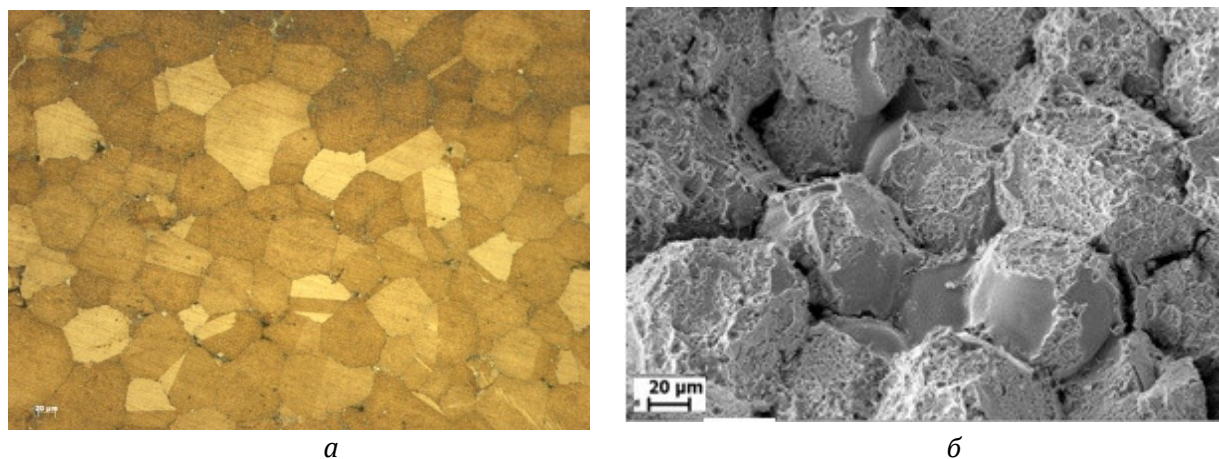


Рис. 6. Микроструктура компакта состава №2 после компактирования по режиму 2 и спекания:

а – шлиф; б – фрактограмма излома

никеля с углеродом компакта указывает на неполную изоляцию от графита.

Измерения микротвердости поверхности шлифов производились на микротвердометре ПМТ-3 при нагрузке 200 г от стрелки к периферии образца с шагом 25 мкм. Результаты измерений микротвердости компактов состава № 1, № 2 и № 3 и двух режимов компактирования взрывом приведены на рис. 5.

Отметим, что твердость компакта выше твердости порошка исходного сплава ЭП741НП. Результаты измерений показали, что при компактировании взрывом по режиму № 2 (расчётное давление в порошке 6 МПа) наблюдаются значительные колебания микротвёрдости во всех составах. Наиболее высокие значения и неравномер-

ная микротвердость наблюдается на образце состава № 3, на поверхности частиц которого находится смесь $Y_2O_3 - CoO$. При компактировании по режиму № 1 значения микротвердости после спекания выше, чем по режиму № 2 для составов № 1 и № 2. Значения микротвёрдости для компакта из состава №3 также выше и наблюдается сильное колебание микротвердости по сечению. Такое изменение микротвердости указывает, что компактирование взрывом по режиму №1 с расчетным давлением 12 МПа обеспечивает более равномерную плотность образца по сечению и этот режим может быть рекомендован для дальнейших работ. Расчетное давление 6 МПа недостаточно для получения плотных компактов.

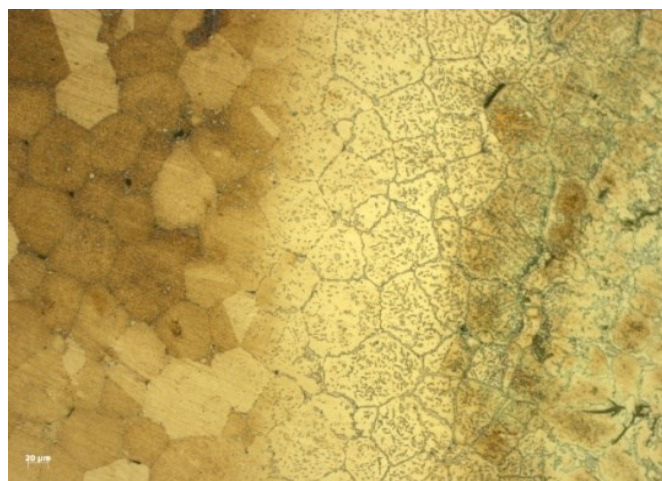


Рис. 7. Микроструктура компакта в перегретых областях образцов

При проведении металлографических исследований было установлено, что нанопленка из модифицирующего покрытия не разрушается при ударно-волновом обжиге. В процессе компактирования взрывом происходит плотная упаковка частиц с их деформацией и активацией поверхности без нарушения целостности наноплёнки Y_2O_3 , сохраняется исходная структура порошка. При последующем спекании в ампуле за счёт процессов диффузии и наличия активной поверхности прочность соединения возрастает, о чем свидетельствует значительное увеличение доли вязкого излома (рис. 6). Отметим, что ударно-волновое компактирование позволяет производить спекание при относительно невысоких температурах (значительно ниже температуры плавления).

В образцах из исходного порошка зафиксировано выделение вольфрама и молибдена внутри частиц и на контактных границах спрессованного порошка. Кроме того, отмечено повышенное содержание железа в массе компакта. По-видимому, этот эффект является результатом перегрева компактов (рис. 7).

Наличия выделений новых фаз и элементов стальной оснастки в компактах из порошка, модифицированного оксидом иттрия, не выявлено (см. рис. 6, а). Следовательно, модификация поверхности частиц порошка нанопленкой Y_2O_3 позволяет исключить диффузию элементов внутрь частиц порошка и обеспечивает их прочное соединение как при компактировании, так и при последующем спекании. Нанопленки Y_2O_3 на поверхности частиц изолируют их от взаимодействия с графитом и ампулой.

Наблюдаемое частичное взаимодействие компакта из порошка, модифицированного смесью Y_2O_3-CoO , с углеродной подложкой при спекании указывает на наличие локальных участков, где наноплёнка отсутствует.

Выводы:

1. Ударно-волновое компактирование никелевых сплавов позволяет получать прочные компакты и сохранять исходную структуру порошка за счет снижения температуры спекания (значительно ниже температуры плавления).

2. Установлено, что нанопленка Y_2O_3 , нанесенная на поверхность частиц порошка ЭП741НП, в процессе ударно-волнового компактирования не разрушается.

3. Модификация поверхности частиц порошка нанопленкой Y_2O_3 позволяет исключить диффузию элементов внутрь частиц порошка при спекании.

4. Результаты работы могут быть рекомендованы для изготовления деталей, которые должны сохранять свои механические свойства, коррозионную стойкость и устойчивость к окислению в агрессивной среде газов с высокой температурой.

Библиографический список

1. Лепешев, А. А. Плазмохимический синтез нанодисперсных порошков и полимерных нанокомпозитов / А. А. Лепешев, А. В. Ушаков, И. В. Карпов. – М-во образования и науки Российской Федерации, Сибирский федеральный ун-т, НОЦ (каф.) "Новые материалы и технологии", Сибирское отд-ние Российской акад. наук, Красноярский науч. центр. – Красноярск : СФУ, 2012. – 327 с.
2. Вохидов, А. С. Нанология сегодня и завтра / А. С. Вохидов, Л. О. Добровольский // Станочный парк. – №5(61). – Санкт-Петербург. – 2009 – С. 38-42.
3. Рогозин, В. Д. Взрывная обработка порошковых материалов / В. Д. Рогозин. – Волгоград: РПК «Политехник», 2002. – 135с.

УДК 669.23/29: 539.89: 539.219

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-11-258-19-22

*А. Ф. Беликова, с. н. с., С. Н. Буравова, д-р физ.-мат. наук***О КОНИЧЕСКОЙ КУМУЛЯЦИИ В АМПУЛАХ СОХРАНЕНИЯ***ИСМАН им. А. Г. Мержанова РАН, г. Черноголовка, svburavova@yandex.ru*

Коническая кумуляция в ампулах сохранения состоит из периодически повторяющейся волновой картины образования осевой области высокого давления, как результат фокусировки косых волн, и ее разгрузки. При этом сходимос ть косой волны сопровождается потерей устойчивости: на фронте волны возникают выступы, столкновение которых приводит к росту давления. Расширение области высокого давления (разгрузка) сопровождается образованием осевой трещины и продолжается до момента, пока ее давление не станет ниже давления среды за косой волной, после чего картина течения повторяется.

Ключевые слова: кумуляция, маховый диск, осевой шнур, ударная волна, осевая трещина

*A. F. Belikova, S. N. Buravova***ABOUT CONICAL CUMULATION IN STORAGE AMPOULES***Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS,
Chernogolovka, svburavova@yandex.ru*

Conical cumulation in storage ampoules consists of a periodically repeating wave pattern - the formation of an axial high-pressure region as a result of the focusing of oblique waves and its unloading. In this case, the convergence of the oblique wave is accompanied by a loss of stability - protrusions appear at the wave front, the collision of which leads to an increase in pressure. The expansion of the high-pressure region is accompanied by the formation of an ax-ial crack and continues until its pressure becomes lower than the pressure of the incoming oblique waves, after which the flow pattern is repeated.

Keywords: cumulation, flywheel, axial cord, shock wave, axial crack

С момента появления статьи лорда Рейли (John Strutt, 3rd Baron Rayleigh) в 1917 г. о схлопывании кавитационного пузырька вопросы кумуляции объемной плотности энергии привлекли внимание исследователей. Было показано, что при приближении потока к центру ($r \rightarrow 0$) скорость его неограниченно растет, и на разных расстояниях от фокуса выполняется соотношение, здесь u - скорость потока, r - текущий радиус сферического образца. К явлениям кумуляции приводит схождение ударных волн (сферических, цилиндрических и конических), при этом из законов сохранения следует возникновение в фокусах бесконечного давления. В отличие от сферической и цилиндрической кумуляций, сходящаяся коническая волна в веществе неограниченной кумуляции не дает, так как вершина конуса неиз-

бежно притупляется из-за усиления волны и ее ускорения вблизи оси (это положение известно как теорема о невозможности некоторых конических течений). В результате на оси образуется участок волны нормальный к ней и движущейся с конечной скоростью, т.е. несущий конечное давление. Невозможность конических течений с бесконечным давлением доказана аналитически [1].

В природе коническую кумуляцию можно наблюдать в сильный дождь. Удар дождевой капли по поверхности лужи сопровождается ответной реакцией: из лужи выпрыгивает капля, или каскад таких капель. Коническая полость, возникшая при ударе дождевой капли, при схлопывании образует в носике конуса область высокого давления, названного в работе [2] "космическим". Как только массовая скорость в области высокого дав-

ления превысит скорость схождения конической поверхности, возникает струя, которая опережает точку контакта, а в полете распадается на капли. Следует отметить, что кумулятивные струи в зарядах ВВ образуются по тому же механизму. В твердом теле область высокого давления при конической кумуляции создает маховый диск.

Особенность поведения конической ударной волны изучалась по схеме нагружения образца (или ампулы сохранения) скользящей детонационной волной.

Рельеф поверхности внутренней полости образца, приведенный на рис. 1, отражает форму фронта ударной волны при выходе ее на свободную поверхность [3]. Гладкая ударная волна, входящая в цилиндрический образец, при дальнейшем распространении теряет устойчивость, ее фронт становится волнистым, на нем образуются выступы, что подтверждает рис. 1.

Таким образом, вблизи оси симметрии в носике конуса формируется область высокого давления, где имеет место столкновение выступов фронта ударной волны и тормо-

жение набегающего (радиального) потока. Структура вещества в области торможения, ожидается, существенно неоднородной. Отраженная ударная волна при разгрузке (расширении) области высокого давления образует маховый диск, в точке контакта которого с косой волной прикреплена продольная ударная волна (тройная точка), перемещающаяся в сжатом косой волной веществе.

Поведение конической кумуляции в ампулах сохранения изучалось на примере оксида свинца. Динамическое нагружение исходного вещества (ромбическая модификация желтого цвета (массикот) плотностью 9.72 г/см^3) сопровождается полиморфным переходом в тетрагональную модификацию с плотностью 9.42 г/см^3 красного цвета (литарж). Ударное сжатие исходного желтого порошка выполнялось в стальной ампуле сохранения высотой 80 мм, внешним диаметром 10 мм и внутренним диаметром 5 мм. Ампула нагружалась цилиндрическим зарядом ВВ (смесь тротила с гексогеном в соотношении 80:20%, насыпной плотности),

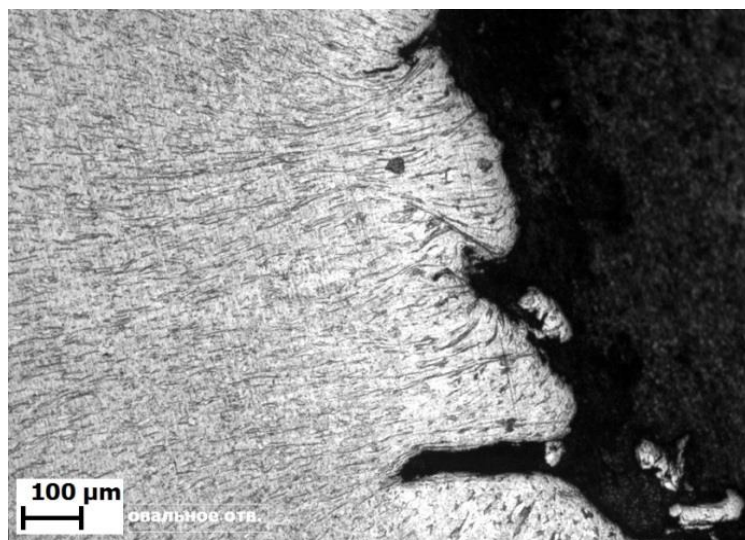


Рис. 1. Фотография шлифа поперечного сечения толстостенного полого стального цилиндра после обжатия

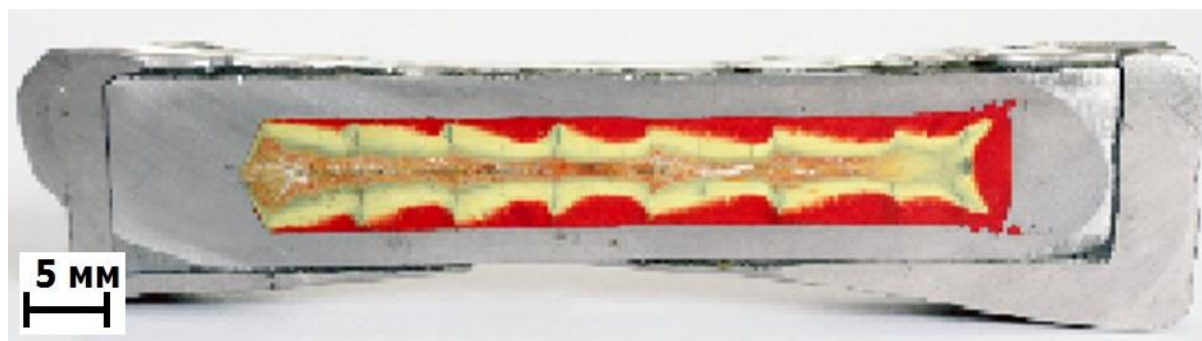


Рис. 2. Шлиф продольного сечения ампулы сохранения с оксидом свинца после нагружения скользящей детонационной волной [4]

имеющим диаметр, в 4-6 раз превышающий диаметр ампулы. Иницирование проводилось генератором плоской волны, плотность заполнения ампулы составляла 57% [4].

Как видно из рис. 2, исходное вещество массикот под действием входящей косо́й волны претерпевает фазовое превращение, о чем свидетельствует ярко красная область вблизи стенки ампулы. Волнистый рельеф области образования литаржа (под действием однократного сжатия) свидетельствует о периодическом возмущении косо́й волн, которое приходит из центральной области ампулы. Полоса в осевой части ампулы (осевой шнур), где течение определяется маховым диском, окрашена в грязновато-красный цвет, в ней обнаруживаются вкрапления кристаллов желтого цвета, что подтверждает неоднородность структуры зоны торможения радиальной составляющей потока. Траектория движения тройной точки на шлифе обозначена тонкой окантовкой зеленого цвета, что свидетельствует об изменении диаметра махового диска в процессе поступательного движения в ампуле. Широкая желтая полоса, отслеживающая движение махового диска, является областью за продольной ударной волной. Двукратное сжатие оксида свинца препятствует его переходу из ромбической модификации в тетраго-

нальную. Характерно, что распространение ударной волны в ампуле сохранения сопровождается образование осевой трещины, при этом нарушение сплошности преимущественно наблюдается на стадии увеличения диаметра махового диска, когда поток за отраженной волной направлен к стенкам ампулы. Осевая трещина исчезает, когда давление за отраженной волной становится меньше давления в конической ударной волне, и радиальный поток меняет направление к центру. Вертикальные тонкие полосы зеленого цвета на рис. 2 есть результат распада разрыва на границах порций порошка, загружаемого в ампулу.

Заключение

Использование особенности оксида свинца претерпевать полиморфное изменение при импульсном нагружении позволило выявить газодинамические особенности поведения кумулятивных процессов в ампулах сохранения. Всю длину ампулы можно разделить на пространственные циклы, где волновая картина повторяется. Каждый цикл состоит из двух стадий - образование области высокого давления (кумуляции) на оси симметрии, и ее разгрузка. Характерно, что фокусировка косо́й конической волны сопровождается потерей устойчивости с возникновением выступов на фронте.

Столкновение выступов и последующее торможение набегающего радиального потока создает в носике сходящейся конической ударной волны область высокого давления размером, соизмеримым с длиной выступов. Поток за отраженной волной, направленный к стенкам ампулы на стадии разгрузки, приводит к образованию осевой трещины. Когда давление за отраженной волной становится меньше давления за косой волной, тройная точка меняет направление, поток направляется к оси ампулы, вторая стадия цикла заканчивается, и начинается новый пространственный цикл.

Библиографический список

1. Курант, Р. Сверхзвуковое течение и ударные волны / Р. Курант, К. Фридрихс. – М.: Изд-во иностр. лит., 1950. – 427 с.
2. Забабахин, Е. И. Кумуляция и неустойчивость. Сборник научных статей / Е. И. Забабахин. – Снежинск: Изд-во РФЯЦ-ВНИИТФ, 1998. – 112 с.
3. Беликова, А. Ф. Деформации при динамических нагрузках и связь ее с деформированным состоянием материала / А. Ф. Беликова, С. Н. Буравова, Ю. А. Гордолов // Журнал технической физики. – 2013. – Т. 83. – №2. – С. 153-155.
4. Бацанов, С. С. Кумулятивные процессы в цилиндрических ампулах сохранения / С. С. Бацанов, А. Ф. Беликова, С. Н. Буравова, С. М. Гаврилкин, Ю. А. Гордолов // Химическая Физика. – 2005. – Т. 24. – № 9. – С. 58-75.

УДК 621.7.044.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-11-258-23-27

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

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЬНОЙ ПРЕГРАДЫ ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ ПОРОШКОВ W И TiC

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

Исследован поверхностный слой преграды из стали У8 после высокоскоростного воздействия потоком частиц порошков вольфрама и карбида титана. После анализа кадров скоростной фотосъемки установлены средние скорости движения частиц порошков вольфрама и карбида титана. Показано, что ударно-волновое нагружение материала преграды и воздействие частиц, разогнанных энергией взрыва, обеспечивают изменение физико-механических свойств поверхности и объема материала стальной преграды.

Ключевые слова: ударная волна, соударение, преграда, поток частиц, скорость движения, упрочнение

E. V. Petrov, V. S. Trofimov, V. O. Kopytskiy

STUDY OF STEEL BARRIER SURFACE AFTER HIGH-SPEED EXPOSURE OF W AND TiC POWDERS

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

The surface layer of an obstacle made of U8 steel is investigated after high-speed exposure to a flow of powder particles. After analyzing the frames of high-speed photography, the average velocities of movement of particles of tungsten and titanium carbide powders were determined. It is shown that the shock-wave loading of the barrier material and the effect of particles accelerated by the explosion energy provide a change in the physical and mechanical properties of the surface and the volume of the steel barrier material.

Keywords: shock wave, impact, barrier, particle flow, travel speed, hardening

Ударные волны являются уникальным средством создания сверхвысоких давлений, которые позволяют воспроизвести состояние вещества в экстремальных условиях и получить новые свойства материалов. С помощью ударной волны осуществляется передача механической энергии вблизи источника импульсного нагружения [1]. Одним из наиболее распространенных способов возбуждения ударных волн является использование взрывчатых веществ [2]. Преимуществом взрывного нагружения материала является достижение давлений за короткий промежуток времени и возможности получения ударных волн с большим диапазоном параметров.

В настоящее время особый интерес представляют исследования с совмещением ударно-волнового нагружения порошковых

систем [3] и введение легирующих добавок в объем обрабатываемого материала [4]. Одним из таких способов является обработка металлов потоком высокоскоростных частиц в режиме сверхглубокого проникания частиц [5, 6], при котором происходит образование покрытия на поверхности, внедрение частиц в поверхностный слой, упрочнение поверхностного слоя и изменение свойств в объеме преграды. Изменения структуры в материале, после высокоскоростного воздействия потока частиц, складываются из действия ударных волн при соударении с поверхностью преграды [7, 8] и воздействия частиц порошка с поверхностным слоем преграды [9, 10].

В настоящей работе представлено исследование свойств поверхностного слоя преграды из инструментальной стали У8 после

высокоскоростного соударения потока частиц вольфрама и карбида титана.

Стальная преграда представляла собой цилиндрический образец диаметром 25 мм и высотой 30 мм, которая подвергалась обработке потоком частиц вольфрама ($d = 10-16$ мкм) и карбида титана ($d = 40-60$ мкм). Размер частиц порошков определялся на лазерном анализаторе частиц «Micro Sizer 201».

Схема проведения эксперимента представлена на рис. 1. Исследуемый образец помещался в направляющий канал из плексигласа, сверху которого располагалось фиксирующее кольцо с порошком насыпной плотностью массой 5 г.

На кольцо устанавливалась пластина-отсекатель, для того чтобы продукты детонации снаружи направляющего канала не закрывали обзор для четырехканальной электронно-оптической камеры Наногейт-4БП. Сверху пластины устанавливался заряд взрывчатого вещества, в качестве которого использовался гексоген насыпной плотности.

Между порошком и зарядом взрывчатого вещества оставалась воздушная полость, наличие которой позволяет получить плоский фронт и обеспечить длительное нагружение порошка ударной волной прямоугольного профиля, сообщаящей частицам порошка необходимый импульс [11].

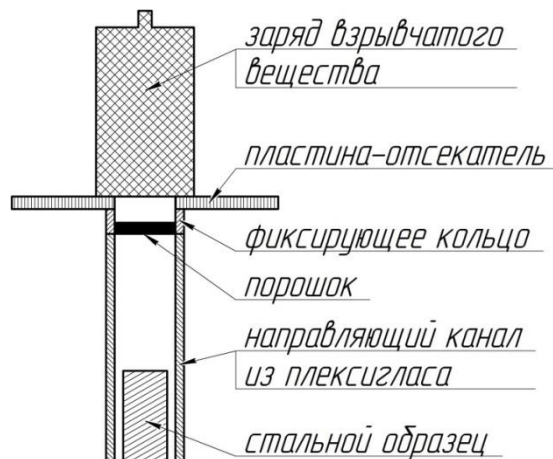


Рис. 1. Схема эксперимента по воздействию частиц порошков на стальную преграду

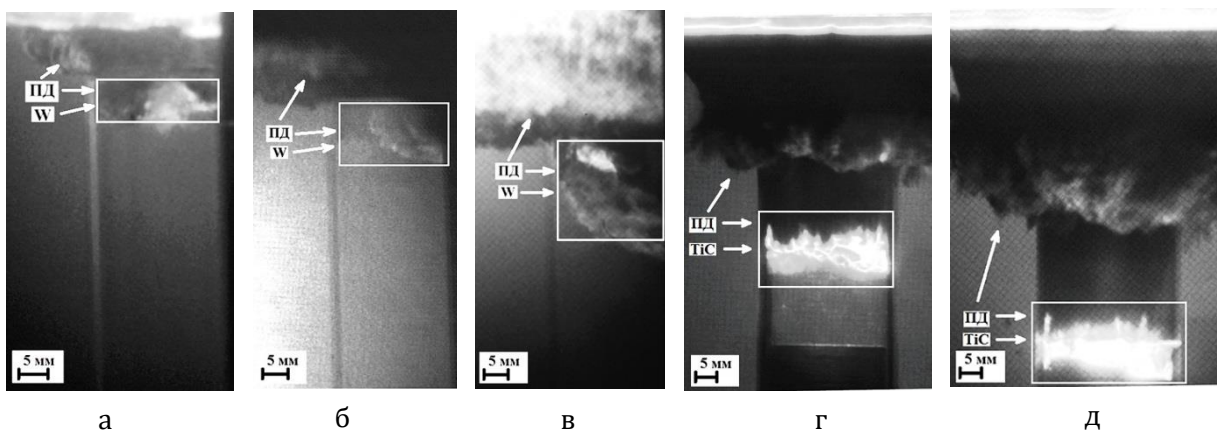


Рис. 2. Движение частиц:

W: а – 1-й кадр; б – 2-й кадр; в – 3-й кадр; TiC: г – 2-й кадр; д – 3-й кадр, разогнанных взрывчатом веществом, внутри направляющего канала; ПД – продукты детонации

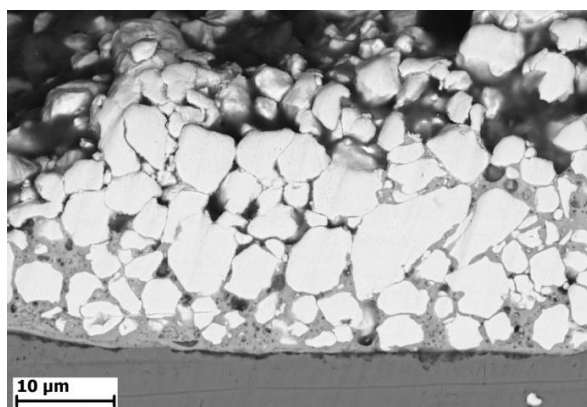
При детонации ударная волна и поток продуктов детонации проходят через частицы порошка, разгоняют их и вместе с ними воздействуют на исследуемый образец. Полный импульс газодинамического потока перед частицами порошка значительно увеличивается за счет фокусировки ударных волн. При оценке параметров взаимодействия частиц потока со стальной преградой их взаимодействие рассматривалось с использованием уравнения сохранения импульса $P = \rho_0 Du$, и линейного уравнения ударной адиабаты материала частиц $D = a + bu$. При соударении потока частиц с поверхностью расчетное давление составило: для порошка вольфрама $P = 78,7$ ГПа; для порошка карбида титана $P = 46,2$ ГПа.

Электронно-оптическая камера позволяет снимать четыре кадра за один проведенный эксперимент. Фотографии скоростной съемки движения частиц вольфрама и карбида титана приведены на рис. 2.

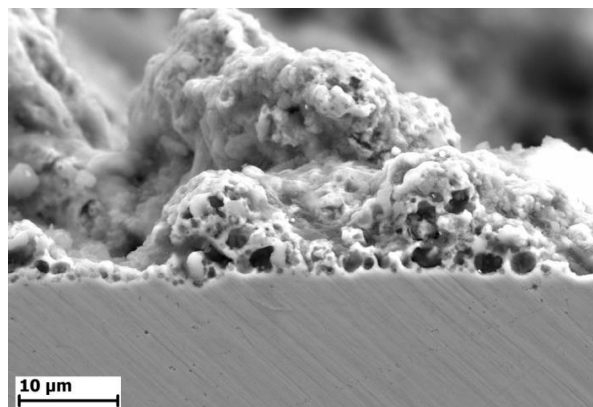
Время задержки начала съемки первого кадра (рис. 2, а) после начала детонации взрывчатого вещества, которое необходимо для того чтобы, продукты детонации достигли частиц порошка, находящихся в фиксирующем кольце, составило 7 мкс. Время

задержки между кадрами фотосъемки составило 5 мкс. После анализа кадров фотосъемки (рис. 2, а, б, в) определено, что частицы вольфрама начинают движение примерно со скоростью 2,6 км/с. Затем продукты детонации взрывчатого вещества начинают обгонять частицы порошка и облако с продуктами детонации и частицами вольфрама растягивается. Было получено, что поток частиц вольфрама движется в среднем со скоростью 2,4 км/с, что коррелирует с ранее полученными результатами. Анализ кадров скоростной фотосъемки (рис. 2, г, д) показал, что частицы карбида титана начинают движение примерно со скоростью 5,2 км/с и средняя скорость их движения составила 4,9 км/с.

Для проведения исследований, полученные после экспериментов образцы, разрезались по оси вдоль направления нагружения потоком частиц порошков. Исследование микроструктуры образцов проводили на сканирующем электронном микроскопе сверхвысокого разрешения «Zeiss Ultra plus». Твердость образцов в исходном состоянии и после обработки высокоскоростным потоком частиц измеряли на твердомере ПМТ-3 под нагрузкой 100 г.



а



б

Рис. 3. Структура полученных покрытий на поверхности стали У8 после соударения с порошком:

а – вольфрама; б – карбида титана

В результате воздействия высокоскоростного потока частиц на преграду наибольшая часть частиц остается в приповерхностной зоне, формируя неравномерные по толщине покрытия. Из рис. 3 видно, что покрытия состоят из частиц размер, которых меньше исходного размера частиц порошков.

При СЭМ исследовании с помощью электронного микроскопа приповерхностной зоны (рис. 3, а) видно, что покрытие имеет толщину от 10 до 50 мкм по ширине образца и в его объеме наблюдаются микропоры и частицы вольфрама. Между получившимся покрытием из частиц порошка вольфрама и стальной преградой формируется переходный слой толщиной 2-3 мкм, который состоит из интерметаллидного соединения *Fe-W*. Покрытие, полученное после соударения с порошком карбида титана (рис. 3, б), получается волнообразным, и толщина по-

крытия варьируется от 10 до 30 мкм. Из рисунка 3 видно, что на образование покрытия на поверхности образца оказывает влияние физические свойства метаемых порошков.

Исследование распределения микротвердости по глубине образцов после высокоскоростного соударения с частицами порошков показало, что микротвердость максимално увеличивается в приповерхностном слое на глубине 2-6 мм по сравнению с исходной микротвердостью преграды (рис. 4). Затем значения микротвердости снижаются по мере удаления от поверхности, и примерно на глубине 20 мм микротвердость равна микротвердости исходных образцов. Такое распределение микротвердости по глубине преграды связано с уменьшением воздействия ударной волны, продуктов детонации и частиц порошков по глубине на свойства исследуемого материала.

Результаты измерения микротвердости в приповерхностном слое преграды стали У8

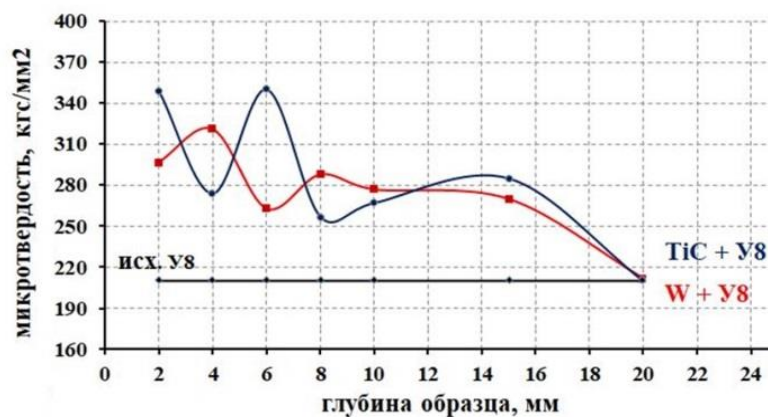


Рис. 4. Распределение микротвердости по глубине образцов стали У8 после соударения с частицами порошков W и TiC

Значения микротвердости по глубине преграды стали У8 после соударения с частицами вольфрама и карбида титана

	Твердость по Виккерсу (HV)			
	2 мм	4 мм	6 мм	8 мм
TiC	345-350 ↑66%	270-275 ↑30%	340-345 ↑64%	255-260 ↑22%
W	295-300 ↑41%	320-325 ↑53%	260-265 ↑25%	285-290 ↑37%
сталь У8	205-210			

после высокоскоростного воздействия потока исследуемых частиц представлены в таблице.

Максимальное упрочнение поверхностного слоя преграды после соударения: с частицами карбида титана происходит на глубине 2 мм и увеличивается на 66 %; с частиц вольфрама происходит на глубине 4 мм и увеличивается на 53 % по сравнению с микротвердостью исходной преграды.

Заключение

Исследование поверхностного слоя стальной преграды после высокоскоростного воздействия потоками частиц порошков вольфрама и карбида титана показало, что использование порошков с различными физическими свойствами (плотность, размер частиц и т.д.) при одинаковых условиях проведения экспериментов приводит к существенному отличию характера образования покрытия на поверхности преграды. Исследование упрочнения по глубине образцов после соударения с частицами порошков показало, что твердость увеличивается в поверхностном слое на глубине 2–6 мм, а затем снижается по мере удаления от поверхности, и стремится к исходной твердости стальной преграды. Такое распределение твердости по глубине преграды связано с уменьшением воздействия ударной волны, продуктов детонации и частиц порошков по глубине на свойства исследуемого материала. Ударно-волновое нагружение материала и воздействие высокоскоростных частиц обеспечивают изменение физико-механических свойств поверхности и объема материала стальной преграды.

Библиографический список

1. Андреев, С. Г. Физика взрыва и удара / С. Г. Андреев, А. В. Бабкин, Ф. А. Баум и др.; под. ред. Л. П. Орленко. – 3-е изд. – М.: Физматлит, – 2006. – 304 с.
2. Эпштейн, Г. Н. Строение металлов, деформированных взрывом / Г. Н. Эпштейн. – М.: Металлургия, – 1988. – 280 с.
3. Saikov, I. V. Investigation of shock-wave initiation in metal-TEFLON powder mixtures / I. V. Saikov, M. I. Alymov, S. G. Vadchenko, I. D. Kovalev // Letters on materials. – 2017. – Vol. 7. – №4. – P. 465-468.
4. Марукович, Е. И. Преобразование литой углеродистой стали в композиционный материал / Е. И. Марукович, С. М. Ушеренко, Д. Яздани-Черати, Ю. С. Ушеренко // Литые и металлургия. – 2019. – №4. – С. 100-106.
5. Usherenko, Yu. High-Energy Method of Transformation of Casting Metals and Alloys to the Composite Materials / Yu. Usherenko, S. Usherenko, J. Yazdani // Key Engineering Materials. – 2016. – Vol. 721. – P. 290-294.
6. Роман, О. В. Эффект сверхглубокого проникновения. Современное состояние и перспективы / О. В. Роман, С. К. Андиленко, С. С. Карпенко, Г. С. Романов, В. А. Шилкин // Инженерно-физический журнал. – 2002. – Т. 75. – № 4. – С. 187-199.
7. Зельдович, В. И. Структурные изменения в железоникелевых сплавах, вызванные действием высокоскоростного потока порошковых частиц. 1. Эффекты ударноволнового нагружения / В. И. Зельдович, Н. Ю. Фролова, И. В. Хомская, А. Э. Хейфец, С. М. Ушеренко, О. А. Дыбов // Физика металлов и металловедение. – 2001. – Т. 91. – № 6. – С. 72-79.
8. Кирсанов, Р. Г. Особенности распределения твердости инструментальных сталей по объему в зависимости от угла падения потока частиц / Р. Г. Кирсанов, Е. В. Петров, А. Л. Кривченко // Деформация и разрушение материалов. – 2010. – № 6. – С. 43-46.
9. Зельдович, В. И. Структурные изменения в железоникелевых сплавах, вызванные действием высокоскоростного потока порошковых частиц. 2. Эффекты сверхглубокого проникновения / В. И. Зельдович, И. В. Хомская, Н. Ю. Фролова, А. Э. Хейфец, С. М. Ушеренко, О. А. Дыбов // Физика металлов и металловедение. – 2002. – Т. 93. – № 5. – С. 86-94.
10. Зильбербранд, Е. Л. Микроструктура стальных преград, обработанных высокоскоростным потоком частиц / Е. Л. Зильбербранд, Б. В. Румянцев, М. Д. Толкачев, С. М. Ушеренко // Письма в журнал технической физики. – 2006. – Т. 32. – № 4. – С. 89-94.
11. Алексенцева, С. Е. Исследование особенностей обработки металлов и сплавов высокоскоростным потоком дискретных частиц, разогнанных энергией взрыва канальных зарядов, и другими динамическими методами / С. Е. Алексенцева, А. Л. Кривченко // Вестник СамГТУ. Сер. Технические науки. – 2013. – № 2 (38). – С. 71-78.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-08-00553 а

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-11-258-28-38

М. П. Королев, аспирант, Е. В. Кузьмин, канд. техн. наук, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, академик РАН, Д. В. Донской, магистрант, М. С. Зарубин, магистрант, П. А. Петрушкин, магистрант, Р. В. Автандилян, магистрант

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЯ VT1-0+AMg5 ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ С ВОЗДЕЙСТВИЕМ АКУСТИЧЕСКИХ КОЛЕБАНИЙ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Работа посвящена изучению влияния введения акустических колебаний при сварке взрывом пары VT1-0+AMg5. Проведено сравнительное исследование соединений, полученных обычным способом сварки взрывом и сваркой взрывом с воздействием акустических колебаний при различных режимах сварки. Результаты исследования микроструктуры и механических свойств позволяют говорить о положительном влиянии введения акустических колебаний при сварке VT1-0+AMg5, которое заключается в расширении области свариваемости и снижении объема оплавленного металла в зоне соединения. В работе также показано, что значительное влияние на прочность соединения может оказывать характер подготовки поверхности перед сваркой.

Ключевые слова: сварка взрывом, композиционные материалы, акустические колебания, область свариваемости, режимы сварки, алюминий-магний сплав, титан

M. P. Korolev, E. V. Kuz'min, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, D. V. Donskoy, M. S. Zarubin, P. A. Petrushkin, R. V. Avtandilyan

FEATURES OF FORMING THE VT1-0+AMg5 JOINT DURING EXPLOSION WELDING WITH THE INFLUENCE OF ACOUSTIC VIBRATIONS

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The work is devoted to the study of the influence of the introduction of acoustic vibrations during explosion welding of the VT1-0 + AMg5 pair. A comparative study of joints obtained by the conventional method of explosion welding and explosion welding with the effect of acoustic vibrations in various welding modes has been carried out. The results of the study of the microstructure and mechanical properties allow us to speak about the positive effect of the introduction of acoustic vibrations during welding VT1-0 + AMg5, which consists in expanding the weldability area and reducing the volume of the melted metal in the joint zone. It is also shown in the work that the nature of surface preparation before welding can have a significant effect on the strength of the joint.

Keywords: explosion welding, composite materials, acoustic vibrations, weldability area, welding modes, aluminum-magnesium alloy, titanium

Существует ряд сочетаний материалов, получение соединений которых любыми способами сварки считается невозможным или труднореализуемым с технологической точки зрения. Чаще всего сложность получения качественных соединений материалов связывают с различными физико-механическими свойствами свариваемых материалов и появлением в зоне соединения расплавленных участков, содержащих хрупкие интерметаллические фазы.

Критериями же качества композитов, полученных сваркой взрывом, принято считать прочность соединения между материалами и степень структурно-механической неоднородности вблизи зоны соединения.

Прочность и характер соединения при сварке взрывом по большей части определяются величиной удельной энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию (W_2). При этом равнопрочное соединение образуется на некотором интервале W_2 , характерном для каждой конкретной пары материалов. Положение нижней границы этого интервала определяется величиной деформации, необходимой для активации поверхности более твердого слоя до уровня, при котором прочность границы достигает свойств менее прочного материала. Положение верхней границы интервала сопряжено со снижением прочности соединения вследствие образования дефектов (оплавок, тре-

щин и т.д.) в зоне термомеханического влияния [1].

Таким образом, отклонение от оптимальных значений W_2 при сварке может привести к снижению прочности соединения из-за недостаточной активации свариваемых поверхностей, или образования в зоне соеди-

сваркой взрывом, представляется введение акустических колебаний в одну из пластин непосредственно в процессе сварки.

Как известно, введение акустических колебаний в металлы, сопровождается рядом эффектов, связанных с возникновением переменных напряжений в кристаллической

Условия проведения опытов

Зазор h , мм	2,5	3,5	5,0	6,5	10,5	14,0	15,0
Скорость соударения V_c , м/с	528	551	594	623	670	692	724
Угол соударения γ , °	12,46	13,0	14,0	14,7	15,8	16,4	17,1
Энергия W_2 , МДж/м ²	0,78	0,85	1,0	1,1	1,26	1,35	1,48

нения нежелательных элементов микроструктуры. При этом, для случая сварки материалов с сильно различающимися физико-механическими свойствами, диапазон оптимальных параметров сварки может быть меньше в сравнении со сваркой схожих по свойствам материалов. Исходя из этого, актуальным представляется вопрос поиска технологических приемов, позволяющих расширить область оптимальных параметров сварки.

Возможным способом преодоления существующих технологических барьеров и повышения качества композитов, получаемых

решетке и повышением плотности дислокаций в металле. Физическим следствием этого является снижение предела текучести и повышение пластических свойств материала [2].

Известны примеры положительного влияния введения акустических колебаний при сварке взрывом на качество сварных соединений [3-5], однако до сих пор не существует четкого понимания механизмов и закономерностей, объясняющих это явление.

Целью данной работы являлось изучение влияния введения акустических колебаний в неподвижную пластину при сварке взры-

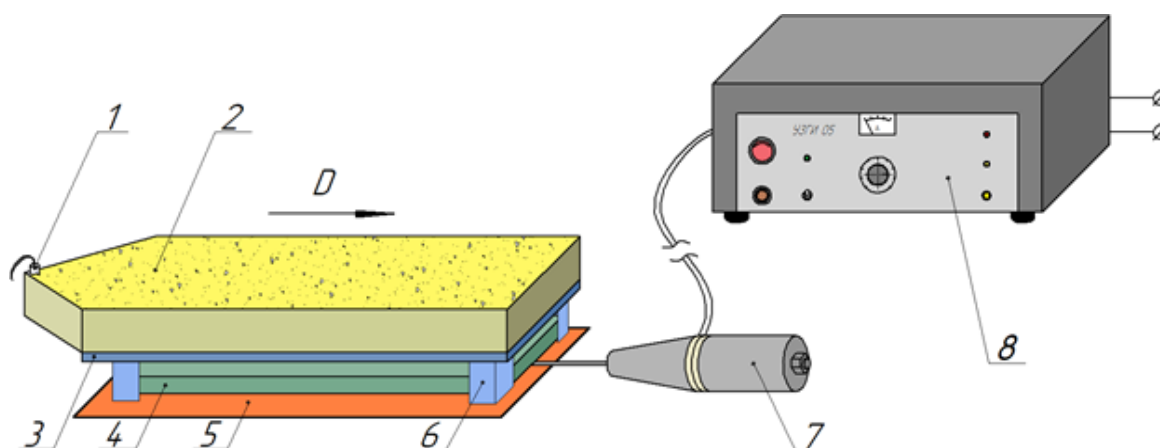


Рис. 1. Схема проведения опытов:

- 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

вом.

Материалы и методы проведения исследований

В работе исследовали соединения титана BT1-0 (ГОСТ 19807-91) с алюминиево-магниевым сплавом АМг5 (ГОСТ 4784-2019),

полученные обычной сваркой взрывом и сваркой с воздействием акустических колебаний. Метаемой пластиной служил BT1-0, акустические колебания подводили к АМг5. Изначальные толщины BT1-0 и АМг5 составляли 5 и 4 мм; габариты полученного

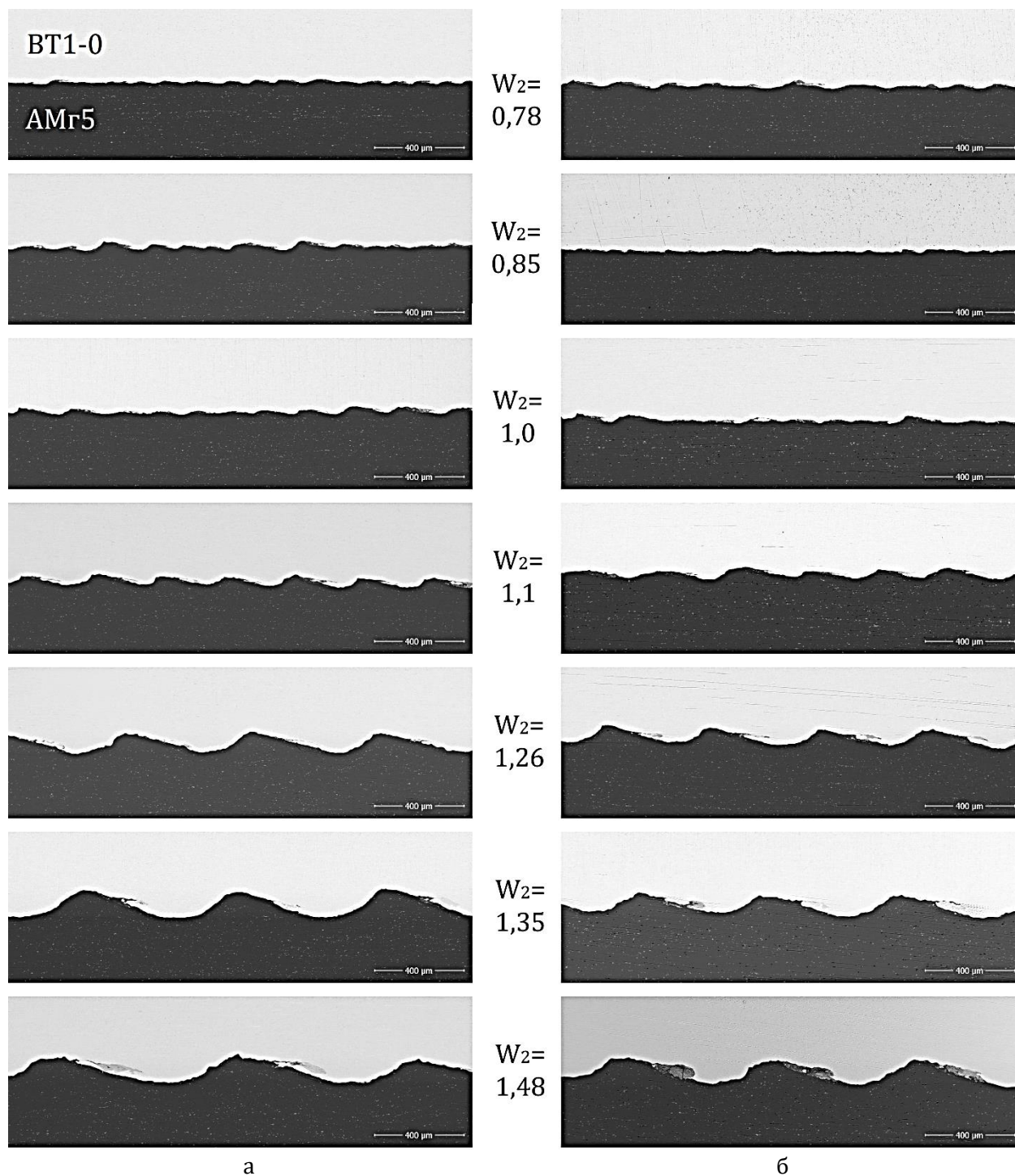


Рис. 2. Микроструктуры зоны соединения BT1-0+AMg5 при различных величинах W_2 , полученных сваркой взрывом с одновременным введением акустических колебаний (а) и обычным способом сварки взрывом (б)

композита составляли 200 на 80 мм.

В качестве взрывчатого вещества использовали смесь аммонита 6ЖВ с песком в соотношении 60/40. Режимы сварки выбирались исходя из энергии W_2 , величину которой меняли за счет изменения сварочного зазора, скорость детонации взрывчатой смеси находилась в пределах 2350-2450 м/с. Режимы сварки приведены в таблице.

В экспериментах с применением акустических колебаний использовался ультразвуковой генератор УЗГИ-5 с набором пьезокерамических преобразователей, расчетная

резонансная частота которых составляла 16,5 КГц. Амплитуда колебаний на торце преобразователя, измеренная при помощи микрометрической головки, составляла 3-4 мкм. Акустические колебания подводились к неподвижной пластине посредством волновода с тыльной стороны неподвижной пластины. Схема эксперимента показана на рис. 1.

Образцы для металлографических исследований вырезали из центра пластин параллельно направлению детонации. Исследования микроструктуры проводили на элек-

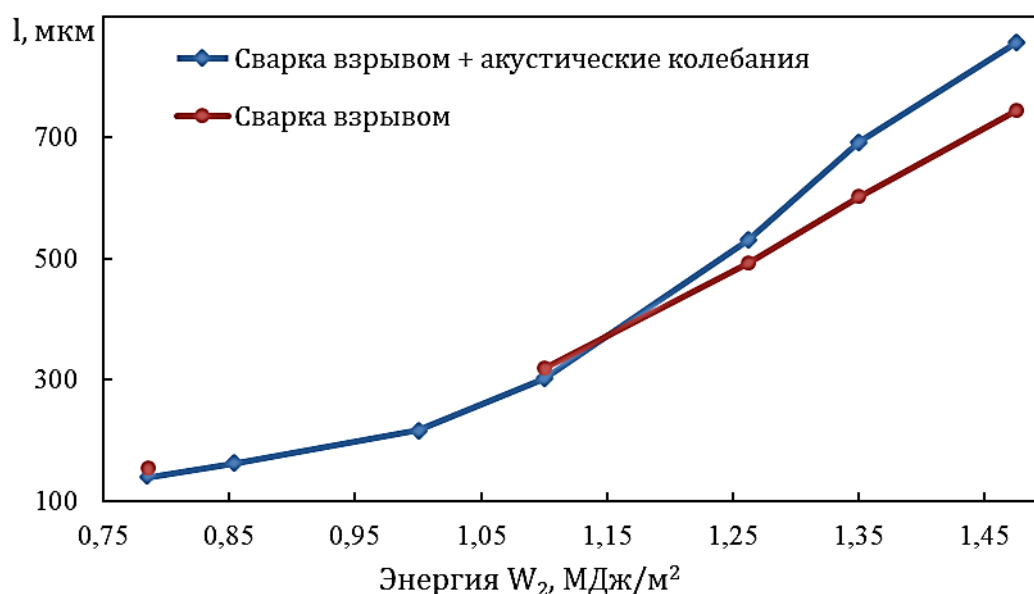


Рис. 3. Зависимость длины волнового профиля l от энергии W_2

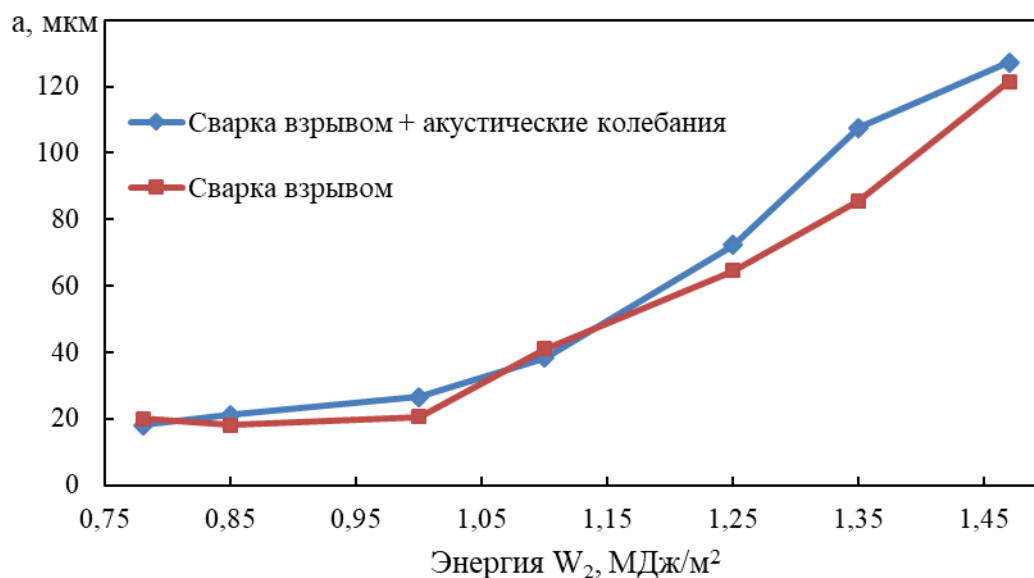


Рис. 4. Зависимость размаха волнового профиля a от энергии W_2

тронном микроскопе FEI Versa 3D. Исследования прочности на отрыв слоев проводили по методике ОСТ 5.9311 – 78, согласно которой прочность определяется как отношение нагрузки, при которой происходит разрушение композита к площади соединения.

Результаты и их обсуждение

Исследование микроструктуры

На рис. 2 приведены микроструктуры соединений ВТ1-0+АМг5, полученных при различных значениях энергии W_2 обычным способом сварки взрывом (б) и сваркой взрывом с одновременным введением акустических колебаний в неподвижную пластину (а). При $W_2 < 1,0$ МДж/м² при обоих способах сварки происходит формирование безволнового соединения с отдельными участками нестабильного волнообразования. Размах и длина волнового профиля существенно изменяются по длине соединения, что может свидетельствовать об общей нестабильности деформационных процессов при данных режимах сварки. При $W_2 = 1,1 \div 1,48$ МДж/м² для обоих способов сварки характерно наличие волнового профиля со схожими формой и расположением оплавленных участков.

Для численной оценки изменения струк-

туры соединения в зависимости от способа и режимов сварки, были проведены измерения параметров волнового профиля в зоне соединения металлов и удельной площади оплавленного металла для каждого образца не менее чем в 5 полях зрения. Результаты измерений показали, что на участке $W_2 = 1,26 - 1,48$ МДж/м² введение акустических колебаний при сварке сопровождается увеличением длины (рис. 3) и размаха (рис. 4) волнового профиля. Кроме того, при введении акустических колебаний на том же интервале наблюдается значительное снижение удельной площади оплавленных участков по длине соединения (рис. 5).

Предполагаемое объяснение этого эффекта заключается в следующем. Известно, и широко освещено в современной литературе влияние акустических колебаний на пластические свойства материалов. Например, в работе [6] показано, что воздействие акустических колебаний при сжатии титана и алюминия приводит к значительному повышению пластических свойств обоих материалов.

Известна зависимость [1], связывающая значение температуры в произвольном слое u с деформацией материала:

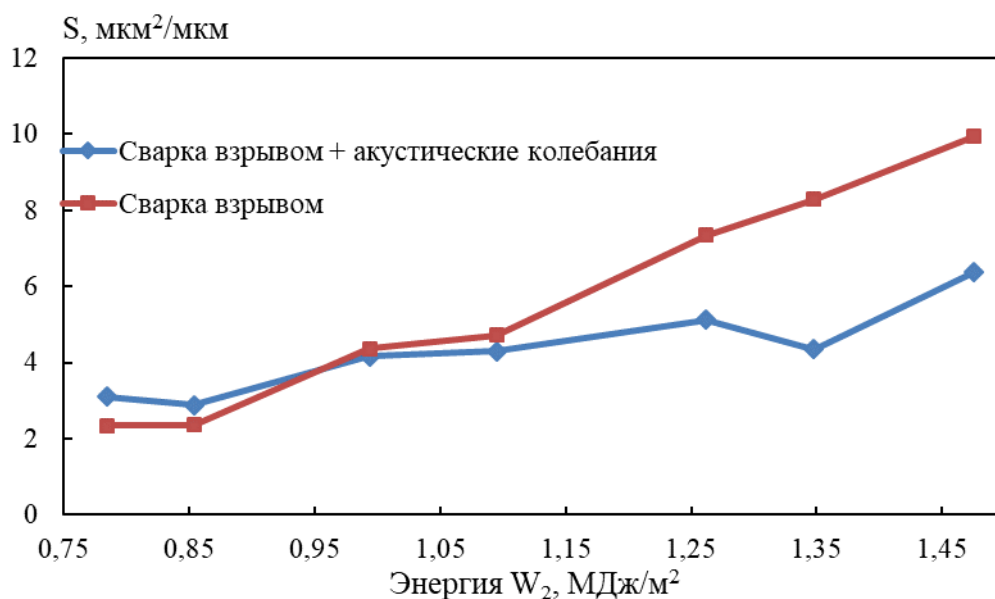


Рис. 5. Зависимость удельной площади оплавленных участков S , мкм²/мкм, по длине соединения от энергии W_2

$$T(y) = \frac{S_k \cdot \varepsilon(y)}{c \cdot \rho} + T_0, \quad (1)$$

где: $T(y)$ – температура произвольного слоя y в начальный момент времени; S_k – сопротивление металла деформированию, численно равно динамическому пределу текучести; $\varepsilon(y)$ – текущее значение деформации в слое y ; c – удельная теплоемкость; ρ – плотность; T_0 – начальная температура.

Из представленной зависимости следует, что тепловой эффект деформации прямо связан с динамическим пределом текучести материала. Иными словами, материалы с меньшим динамическим пределом текучести меньше нагреваются при схожем уровне пластических деформаций. Отсюда повышение пластических свойств под действием акустических колебаний должно приводить к снижению деформационного нагрева, а следовательно, и к уменьшению объема оплавленного металла.

Изменение структуры оплавленных участков в зависимости от способа и режимов сварки

Оплавленные участки в зоне соединения образуются уже при энергии $W_2=0,78-0,85$

МДж/м², однако количество их незначительно (рис. 5). В диапазоне W_2 0,85-1,48 МДж/м² наблюдается практически линейная зависимость удельной площади оплавленных участков от энергии W_2 .

Структура оплавленных участков сильно различается в зависимости от энергии W_2 и их расположения относительно зоны соединения. При $W_2=0,78 \div 1,0$ МДж/м², большинство оплавленных участков имеет схожую морфологию, которая характеризуется матрицей из твердого раствора на основе алюминия с включениями алюминидов титана и чистого титана (рис. 6, а). При наличии волнового профиля оплавленные участки имеют вытянутую вдоль направления детонации форму и располагаются возле каждой вершины волны; при отсутствии периодического волнового профиля расположение и форма оплавок хаотичны.

При $W_2=1,1 \div 1,35$ МДж/м² типичная структура оплавок характеризуется наличием двух зон с различным химическим составом (рис. 7, а, б). На рис. 7, а показана уже описанная ранее зона твердого раствора

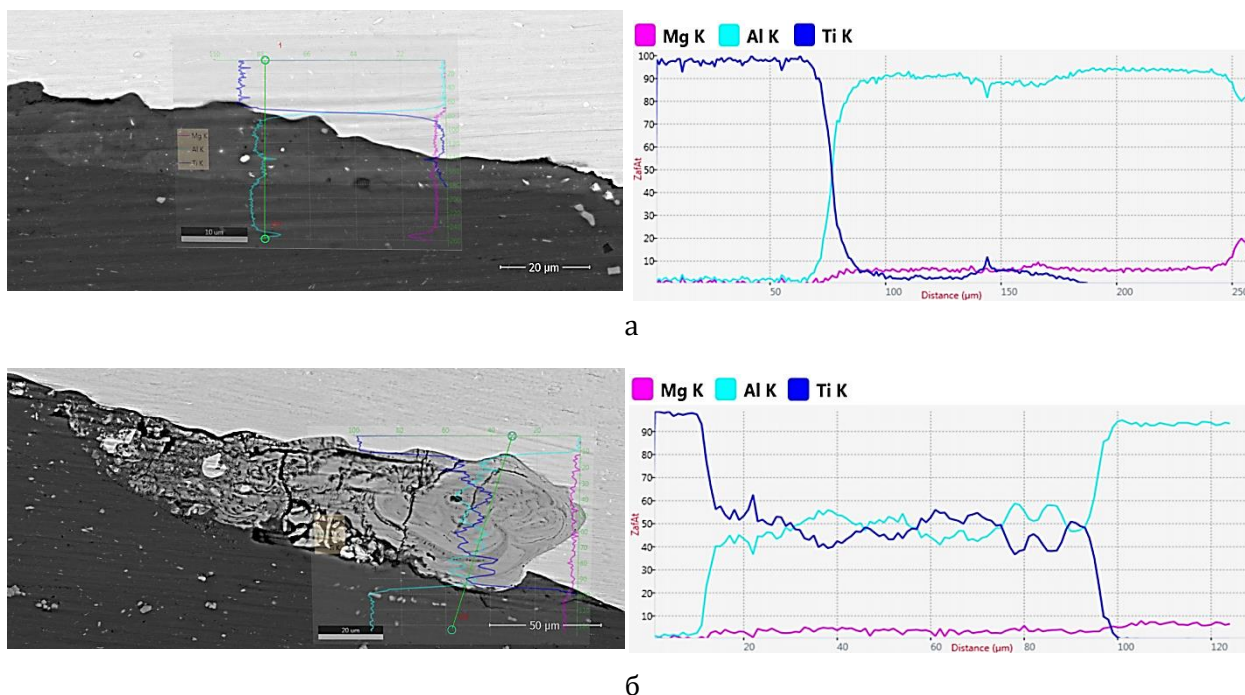


Рис. 6. Структура и химический состав оплавленных участков в соединениях, полученных при различных значениях W_2 :
а – 1,0; б – 1,48 МДж/м²

алюминия, прилегающая к границе соединения со стороны АМг5. Буквой «б» обозначена зона, располагающаяся со стороны. В химическом составе зоны «б» превалирует титан, а соотношение элементов указывает на преобладание интерметаллида Ti_3Al (рис. 8). Обе зоны условно можно называть не опасными для прочности соединения, поскольку область «а» из-за высокого содержания алюминия обладает малой склонностью к трещинообразованию, а из области «б» выход трещин в зону соединения сильно затруднен.

Увеличение энергии W_2 до $1,48 \text{ МДж/м}^2$ при сварке без воздействия акустических колебаний приводит к изменению структуры оплавленных участков (рис. 6, б), при этом форма оплавленных участков опреде-

ляется наличием вихревой зоны на границе материалов. В деформацию оказываются вовлечены примерно равные объемы металла относительно границы соединения, что определяет и химический состав оплава. Исчезает прослойка титана, отделявшая зону «б» от границы соединения, а распределение элементов по объему становится более равномерным. Химический состав оплава соответствует смеси интерметаллидов $TiAl$, $TiAl_2$, Ti_3Al , что вкуче с объемом и условиями кристаллизации оплава, по всей видимости, обуславливает появление трещин.

При сварке с воздействием акустических колебаний с энергией $W_2=1,48 \text{ МДж/м}^2$ структура оплавов остается не меняется, а образования зон перемешивания не происходит.

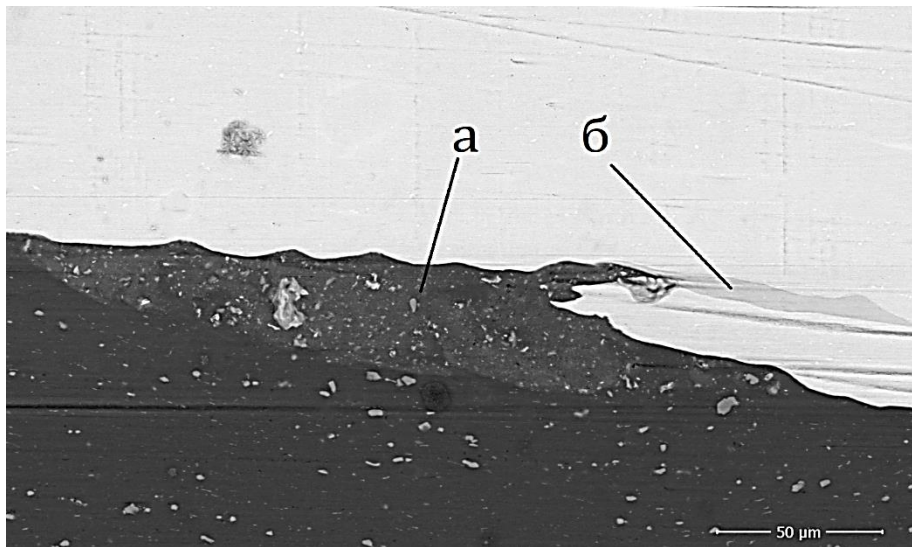


Рис. 7. Типичная структура оплава, $W_2=1,26 \text{ МДж/м}^2$

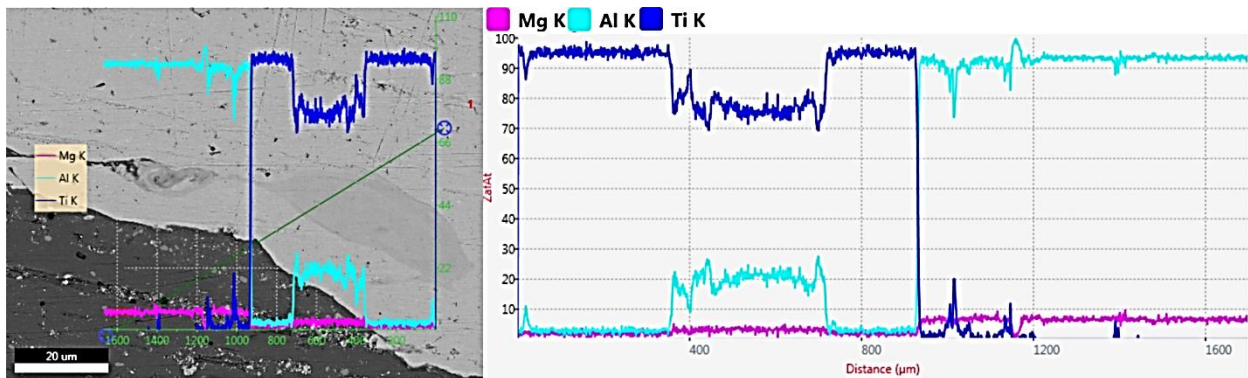


Рис. 8. Химический состав оплавленного участка

Зависимость прочности соединения титана ВТ1-0 с алюминиево-магниево-сплавом АМг5 от параметров высокоскоростного соударения и воздействия акустических колебаний

Результаты механических испытаний приведены на рис. 8. Кривая показывает усредненное значение прочности для 5 образцов, планки погрешностей соответствуют минимальным и максимальным значениям. Можно заметить значительный разброс между максимальными и минимальными значениями, схожий разброс наблюдался и в работе [7], где аналогичным способом измеряли прочность соединения титана с АМг6. В качестве объяснения наблюдаемого разброса авторы предложили действие остаточных напряжений. Кроме того, возможными причинами могут являться погрешности в геометрии образца или погрешности при проведении испытаний.

На рис. 9, б, показана зависимость прочности соединений ВТ1-0+АМг5, полученных обычным способом сварки взрывом, от энергии W_2 . На этом графике можно выделить два диапазона W_2 , которым соответ-

ствует изменение прочности.

В первом диапазоне $W_2=0,78-1,1$ МДж/м² прочность возрастает и достигает максимума в 318 МПа при значении $W_2=1,1$ МДж/м². Исходя из существующих представлений о сварке взрывом, увеличение прочности соединения на этом интервале можно объяснить тем, что с увеличением степени пластической деформации в зоне соединения повышается число активных центров, на которых реализуется объемное взаимодействие между свариваемыми материалами. С точки зрения микроструктур набор прочности сопровождается увеличением размаха отдельных фрагментов волнового профиля, а максимум прочности достигается при появлении устойчивого волнового профиля.

В диапазоне $W_2=1,26-1,48$ МДж/м² средняя прочность снижается от своего максимума в 324 МПа при $W_2=1,26$ МДж/м² до минимума в 213 МПа при $W_2=1,48$ МДж/м². Анализ микроструктур показывает, что снижение прочности коррелирует с повышением содержания титана в оплавленных зонах, образованием хрупких интерметаллидов и увеличением количества оплавов с

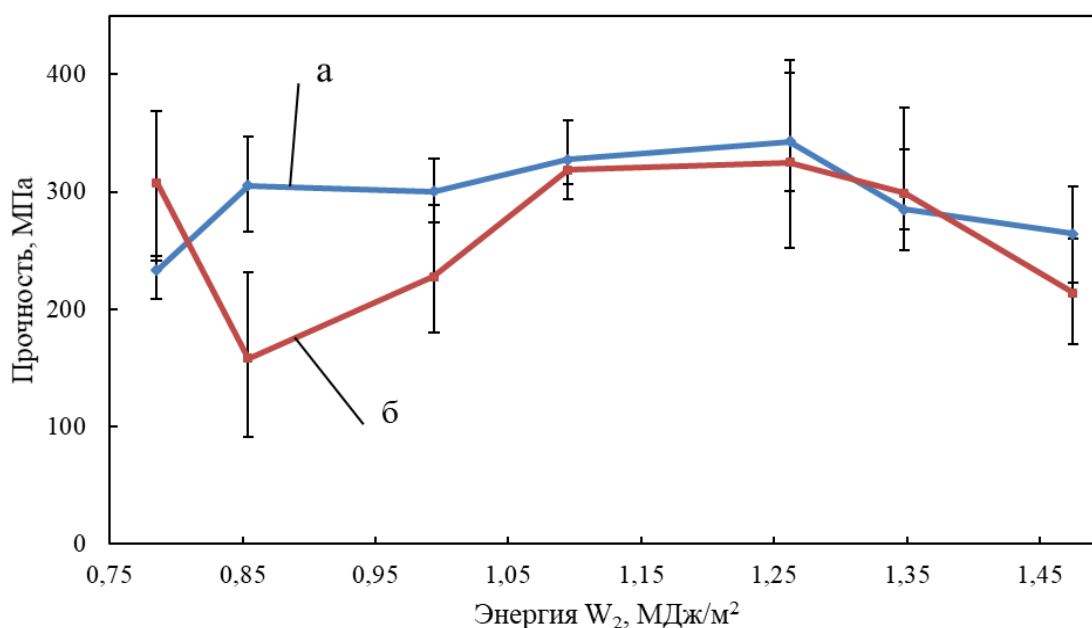


Рис. 9. Зависимость прочности соединения ВТ1-0+АМг5 от энергии W_2 и способа сварки:

а – сварка с воздействием акустических колебаний; б – обычная сварка взрывом

трещинами.

Отдельно стоит сказать о результате, полученном при минимальной энергии $W_2=0,78$ МДж/м², со средней прочностью в 307 МПа. Этот результат с одной стороны не укладывается в общую тенденцию возрастания прочности в диапазоне $W_2=0,78-1,1$ МДж/м², с другой стороны микроструктура соединения не имеет существенных отличий, способных объяснить разницу в прочности. В качестве возможного объяснения было выдвинуто предположение, что факторами, повлиявшими на прочность соединения титана с алюминиево-магниевым сплавом, могли оказаться шероховатость и качество очистки поверхности перед сваркой.

Для проверки этого предположения был проведен эксперимент, цель которого заключалась в проверке предположения о влиянии качества подготовки поверхности на прочность соединения ВТ1-0+АМг5. Для этого свариваемые поверхности обеих пластин были условно разделены на две части, каждую из которых обрабатывали абразивными материалами различной зернистости

(рис. 10). Размер частиц абразива 200 и 30 мкм был выбран исходя из того предположения, что глубина микрорельефа, оставляемого зернами закрепленного абразива, как правило, не превышает половины диаметра абразивной частицы. Таким образом, максимальная высота микрорельефа на смежных поверхностях не превышала 100 и 15 мкм. Режимы для сварки были выбраны аналогичными тем, при которых было получено значение прочности 307 МПа.

В результате прочность образца со стороны «грубого» микрорельефа поверхности составила в среднем 132 МПа при разбросе значений 5 измерений в диапазоне 41-248 МПа и разрушении по зоне соединения. Средняя прочность со стороны «тонкого» микрорельефа поверхности составила 314 МПа при разбросе в диапазоне 266-346 МПа и разрушении по наименее прочному материалу (АМг5).

Микроструктуры соединений изучались как в продольном (параллельном направлению детонации), так и в поперечном направлении (рис. 11). Несмотря на более чем двукратную разницу в прочности, суще-

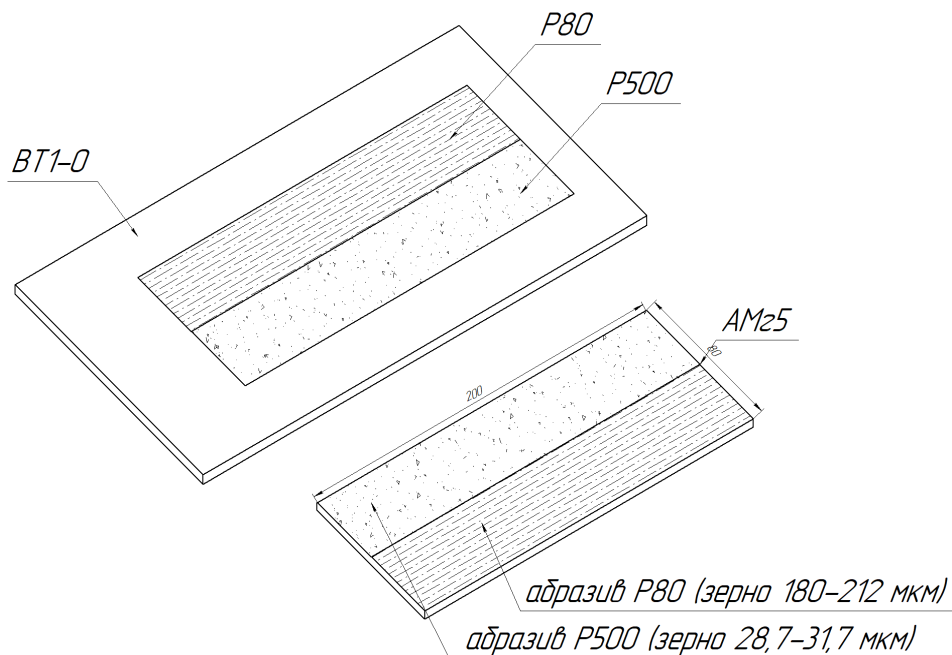


Рис. 10. Схема подготовки поверхностей в эксперименте

ственной отличий в строении зоны соединения обнаружено не было. При любом направлении вырезки образца, граница соединения имела неровную форму с участками оплавленного алюминия с отделившимися частицами титана.

Предполагаемое объяснение полученному результату заключается в следующем. Как известно, одним из основных условий образования соединения при сварке взрывом является достижение некоторого необходимого уровня пластических деформаций в зоне соединения, при котором образуются активные центры между материалами, а атомные решетки сближаются на расстояние, на котором становится возможно их взаимодействие. При этом максимальные деформации могут достигать нескольких сотен процентов и концентрируются в очень узкой зоне вблизи линии соединения. Глубина этой зоны зависит от энергии W_2 и при относительно небольших W_2 может быть сопоставима с высотой микронеровностей поверхности. В таком случае условия деформирования вершин и впадин микронеровностей будут сильно различаться и даже при достижении плотного контакта, деформации у впадин микронеровностей могут оказаться недостаточными для образования прочного соединения. Следуя этой логике, можно ожидать, что влияние шероховатости

поверхности будет оказывать существенное влияние на прочность при относительно низких W_2 .

Прочность соединений при сварке с воздействием акустических колебаний оказалась в ряде случаев выше, чем прочность соединений, полученных обычным способом (рис. 9, а, б). Вблизи нижней границы области свариваемости (при $W_2=0,85$ и $1,0$ МДж/м²) прочность соединения при сварке с ультразвуком составила 305 и 300 МПа, в то время как при обычной сварке 158 и 227 МПа. Этот результат согласуется с результатами предыдущих исследований в том, что введение акустических колебаний при сварке приводит к расширению области свариваемости, т.е. увеличению диапазона сварочных параметров, при которых образуется прочное соединение материалов. Предполагается, что причиной повышения прочности при низких значениях W_2 является достижение более высокого уровня пластических деформаций вблизи зоны соединения, обусловленное повышением пластичности металла под действием акустических колебаний, а также повышением количества и подвижности дислокаций, способствующих образованию активных центров взаимодействия между материалами.

При $W_2=1,1-1,35$ МДж/м² средняя прочность соединения при обычном способе

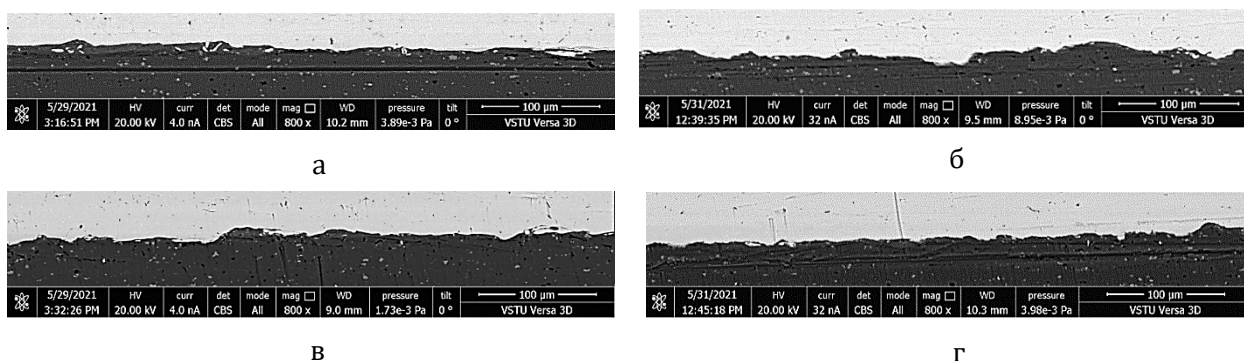


Рис. 11. Структуры зоны соединения в зависимости от качества подготовки поверхности и направления шлифа:

а – «грубый» рельеф, продольное направление; б – «грубый» рельеф, поперечное направление; в – «тонкий» рельеф, продольное направление; г – «тонкий» рельеф, поперечное направление

сварки превышает 300 МПа, а разрушение образцов происходит по наименее прочному из свариваемых материалов – АМг5, что указывает на то, что прочность соединения превышает прочность АМг5. Таким образом, исходя из условия равнопрочности, оптимальным диапазоном при обычном способе сварки ВТ1-0+АМг5 является диапазон $W_2=1,1-1,35$ МДж/м². При сварке с воздействием акустических колебаний равнопрочность соединения с основным металлом достигается в более широком интервале W_2 , и оптимальным диапазоном режимов сварки можно назвать диапазон $W_2=0,85-1,35$ МДж/м².

Выводы:

1. Установлено, что введение акустических колебаний при сварке взрывом титана ВТ1-0 с алюминиево-магниевым сплавом АМг5, сопровождается расширением диапазона энергий W_2 , при которых формируется равнопрочное соединение, с 1,1-1,35 МДж/м² при обычной сварке взрывом, до 0,85-1,35 МДж/м² при сварке взрывом с воздействием акустических колебаний на неподвижную пластину АМг5.

2. Показано, что вблизи нижней границы области свариваемости пары ВТ1-0+АМг5 влияние на прочность соединения оказывает качество подготовки свариваемых поверхностей.

3. Установлено, что воздействие акустических колебаний на неподвижную пластину АМг5 при сварке ВТ1-0+АМг5 сопровождается увеличением параметров волнового профиля и уменьшением количества расплавленного металла в зоне соединения.

Библиографический список

1. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение - 1, 2005. – 544 с.
2. Абрамов, О. В. Ультразвуковая обработка материалов / О. В. Абрамов, И. Г. Хорбенко, Ш. Шведла Москва – Братислава : "Машиностроение" – "Альфа", 1984. – 275 с.
3. 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.
4. 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
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. A comparative study of mechanical and microstructural characteristics of aluminium and titanium undergoing ultrasonic assisted compression testing / H. Zhou, H. Cui, Q. Qin, H. Wang, Y. Shen // Materials Science & Engineering. – 2017. – Vol. 682. – Pp. 376-388.
7. 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.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00545

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-11-258-39-43

**Ю. П. Бесшапошников, канд. техн. наук, М. С. Пушкин*, **, канд. ф-м. наук,
А. В. Иноземцев*, канд. техн. наук, А. М. Пацелов*, канд. ф-м. наук**

О НЕКОТОРЫХ ОСОБЕННОСТЯХ СВАРКИ ВЗРЫВОМ ТОЛСТОЛИСТОВОГО АЛЮМИНИЯ СО СТАЛЬЮ

ООО «Протол», Екатеринбург, bm@protol.ru

***Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, avinz@imp.uran.ru**

****ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет» им. первого Президента
России Б. Н. Ельцина, Екатеринбург, pushkin@imp.uran.ru**

Показана практическая возможность получения сваркой взрывом за один прием толстолистого алюминия со сталью с прочностью соединения более 100 МПа.

Ключевые слова: сварка, энергия, тепло, расплав, шов, прочность

Y. P. Besschaposchnikov, M. S. Pushkin*, **, A. V. Inozemtsev*, A. M. Patselov*

ABOUT SOME FEATURES OF EXPLOSIVE WELDING OF LARGE THICKNESS ALUMINUM WITH STEEL

«Protol» Ltd, Ekaterinburg, bm@protol.ru

***M. N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
Ekaterinburg, avinz@imp.uran.ru**

****Ural Federal University named after the first President of Russia B. N. Yeltsin,
Ekaterinburg, pushkin@imp.uran.ru**

The practical possibility of obtaining by explosive welding at one time of large plate aluminum with steel with a joint strength of more than 100 MPa is shown.

Keywords: welding, energy, heat, melt, seam, strength

В настоящее время при производстве алюминия в электролизерах с обожженными анодами используют переходную биметаллическую плиту сталь – алюминий, изготовленную сваркой взрывом (СВ). Толщина алюминиевого слоя обычно составляет 8-20мм, в зависимости от конструкции электролизера. При увеличении толщины алюминиевого слоя до 20мм, как правило, СВ проводят в два этапа: вначале наносят тонкий слой алюминия (2-5мм), затем – более толстый. Считается [1], что напрямую получить прочное соединение толстолистого алюминия со сталью проблематично.

В работе [2] показана принципиальная возможность СВ толстолистого алюминия со сталью с прочностью соединения на отрыв слоев ($\sigma_{отр.}$) больше 60 МПа.

В настоящей работе приводятся практические результаты по СВ толстолистого

алюминия марки А5 со сталью Ст3, в которых $\sigma_{отр.} > 100$ МПа.

Методическая часть

Эксперименты проводили на пластинах размером 400ммх400мм. Толщина стального слоя составляла 30мм, алюминиевого – 8мм, 18мм и 20мм.

Испытания прочности сцепления биметаллических образцов на отрыв слоев [3] осуществляли на универсальной испытательной машине Instron 5982. Металлографический анализ проводили с использованием оптического микроскопа Eriquant, снабжённого вычислительным комплексом SIAMS. Исследование микроструктуры зоны сварных швов выполнено с помощью сканирующего электронного микроскопа Quanta FEI 200 3D.

Свариваемые пластины перед СВ располагались параллельно друг к другу на рас-

стоянии h_0 (сварочный зазор). На алюминевую (метаемую) пластину сверху накладывался слой взрывчатого вещества (ВВ) толщиной H . В качестве ВВ использовали мелкоизмельченную аммиачную селитру марки ЖВ (АСМ) или ее смесь с кварцевым песком (АСМ+П). Скорость детонации ВВ - D предварительно измерялась в зарядах, размещенных на стальных пластинах размером 3x250x500мм методом контактных датчиков, аналогично [4]. Угол поворота β метаемой пластины, в момент контакта с неподвижной стальной, равный, в данном случае, углу соударения γ , определяли из уравнения [5]:

$$\operatorname{tg} \beta = \frac{\alpha(\alpha+4)}{(\alpha+2)^2} \operatorname{tg} \beta_0,$$

где $\alpha = \frac{r}{(k+1)\operatorname{tg}\beta_0} \frac{x}{H}$ r - коэффициент нагрузки; x - абсцисса точки соударения k - интегральный показатель политропы; β_0 - предельный угол метания.

Абсцисса x связана с h_0 формулой:

$$\frac{h_0}{x} = \frac{\alpha}{\alpha+2} \operatorname{tg} \beta_0$$

Угол β_0 вычисляли с использованием формулы Гарни, преобразованной к виду [3]:

$$v_0 = Dr \sqrt{\frac{3}{(k^2-1)(r^2+5r+4)'}}$$

где $v_0 = 2D \sin\left(\frac{\beta_0}{2}\right)$ - предельная скорость метаемой пластины.

Показатель k для АСМ рассчитывали по эмпирической формуле [6]:

$$k = 1,53 \cdot \operatorname{arctg} \left[\frac{D^3}{2,25} + \frac{D^2}{10} \right]^2,$$

где D в км/с.

Для смеси АСМ+П $k = 2,2$ (экспериментально определен по методике [7]).

Энергию, затраченную на пластическую деформацию W_2 , рассчитывали согласно [8]:

$$W_2 = \frac{1}{2} \left[2D \sin\left(\frac{\beta}{2}\right) \right]^2 \frac{\rho_1 \delta_1 \rho_2 \delta_2}{\rho_1 \delta_1 + \rho_2 \delta_2} \left[1 - \left(\frac{V_K}{C_0} \right)^2 \right],$$

где ρ_1, ρ_2 - плотности метаемой и неподвижной пластин; δ_1, δ_2 - толщины метаемой и неподвижной пластин; V_K - скорость контакта; C_0 - скорость звука.

Расчет «мгновенного» тепла

Хорошо известно, что с увеличением V_K и γ , при прочих равных условиях, в зоне соударения увеличивается тепловыделение и растет температура, а поэтому для такой па-

Таблица 1 - Некоторые режимы соударения для однородных пластин

Металл	Режим соударения		ρ_1 x10 ⁻³ , кг/м ³	δ_1	δ_2	C_n [11]	C_s [11]	Расплав		
	$V_k \times 10^{-2}$, м/с	γ , град.						$Q_{\text{расч.}}$ [9]	$Q_{\text{эксп.}}$ [9]	$Q_{\text{расч.}}$ (1,3)
1(Ст3+Ст3)	3,80	15,5	7,85	3	10	5180	3220	0,320	0,240	0,286
2(Ст3+Ст3)	2,25	18,33	7,85	3	10	5180	3220	0,172	0,116	0,133
3(Cu+Cu)	2,20	16	8,9	2,5	6	3750	2270	0,108	0,056	0,097
4(Cu+Cu)	1,86	21,5	8,9	1,4	2,5	3750	2270	0,096	0,052	0,061
5(Cu+Cu)	1,86	21,5	8,9	2,5	2,5	3750	2270	0,142	0,096	0,086
6(Д16+Д16)	3,20	17	2,78	4	10	5150	3130	0,116	0,116	0,116
7(Д16+Д16)	3,40	14,33	2,78	6	10	5150	3130	0,120	0,096	0,122
8(Нерж+Нерж)	4,50	13	7,9	1	1	5000	3100	0,058	0,040	0,046
9(Ti+Ti)	4,00	28	4,5	1	1	5090	3125	0,128	0,140	0,122

ры, как алюминий-сталь, увеличивается риск появления и роста интерметаллидов, делающих соединение более хрупким и менее прочным. Поэтому, желательно осуществлять процесс СВ на малых V_k и γ , при которых в зоне сварки выделялось бы как можно меньше тепловой энергии, но достаточной для образования прочного соединения.

В работе [9] приведена эмпирическая формула для расчета энергии, выделившейся в сварном соединении («мгновенное» тепло):

$$Q = \kappa V_k^2 \rho_1 \delta_1 \frac{\delta_2}{\delta_1 + \delta_2} \sin^2 \frac{\gamma}{2}, \quad (1)$$

где κ – коэффициент пропорциональности.

Коэффициент κ был найден из эксперимента по определению температуры в сварном шве и считался постоянным. Для проверки (1) там же были проанализированы некоторые режимы соударения для однородных пластин (табл.1). Путем измерения толщины расплавленного слоя h в зоне соединения металлов, было определено минимальное количество «мгновенного» тепла, необходимого для расплавления этого

слоя:

$$Q = m[c(T_{пл} - T_0) + \Delta H_{пл}], \quad (2)$$

где $m = h\rho$ – масса расплавленного металла на единицу площади (удельная масса расплава); h – средняя толщина расплава; ρ – плотность материала пластин; c – удельная теплоемкость при температуре плавления $T_{пл}$; T_0 – температура до соударения; $\Delta H_{пл}$ – удельная теплота плавления (энтальпия плавления).

Так как в общем случае коэффициент пропорциональности в (1) не является постоянной величиной и, скорее всего, должен зависеть от свойств материала и скорости контакта, то в настоящей работе была сконструирована зависимость для κ (рис. 1):

$$10\kappa = p \tan^{-1} \left(\frac{1-U}{1-U+pN} \sqrt{\frac{U}{1-U}} \right), \quad (3)$$

где $U = \frac{V_k}{C_n}$; $N = \frac{C_s}{C_n}$; $p = \frac{1-N}{2N^2-N}$; C_n , C_s – нормальная и сдвиговая скорости звука.

Выражение (3) получено на основе результатов, представленных в таблице 1, а также экспериментально полученных данных [10], из которых следует, что при $V_k > C_s$ происходит резкое сужение зоны максимальных сдвиговых деформаций.

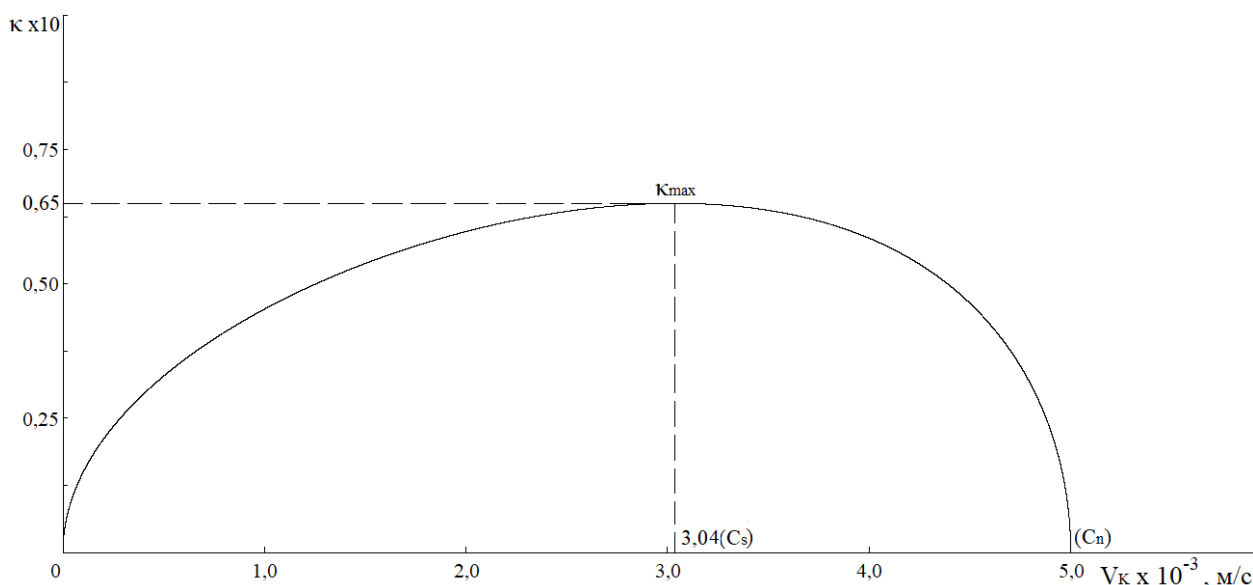


Рис. 1. График зависимости κ от V_k для алюминия

В качестве примера на рис. 1 представлен су расплава в формуле (2) определяли по график зависимости k от V_k для алюминия. выражению:

Таблица 2 - Некоторые результаты по СВ алюминия со сталью

№ оп.	ВВ	Плотность ВВ $\times 10^3$	H $\times 10^3$	h_0 $\times 10^3$	δ_1 $\times 10^3$	δ_2 $\times 10^3$	V_k $\times 10^2$	γ	k	$Q_{расч.}$ (1), (2)	$h_{расч.}$ $\times 10^6$ (3)	$h_{экс.}$ $\times 10^6$	$\sigma_{отр.}$	Характер разрушения	W_2
-	-	кг/м ³	м				м/с	град.	-	МДж/м ²	м		МПа	% позоне соедин.	МДж/м ²
1	АСМ	0,9	20	4	8	30	1,6	10,9	2,05	0,0229	7,00	7,12	120; 125	50	0,82
2	АСМ/П	0,95	30	5	18	30	1,5	7,9	2,2	0,0174	5,61	6,37	130; 142	0	0,78
3	АСМ	0,9	20	5	18	30	1,6	6,8	2,05	0,0161	4,87	-	112; 115	0	0,64
4	АСМ/П	0,95	40	4	20	30	1,6	7,7	2,2	0,0206	6,64	-	119; 124	50	0,91
5	АСМ/П	0,95	40	10	20	30	1,6	9,7	2,2	0,0326	10,5	-	125; 130	100	1,45

Примечание. В расчетах использовали следующие значения теплофизических и физических величин для алюминия: $s=1145 \frac{Дж}{кг \cdot град}$ (при $T=900$ К)[12]; $\rho_1=2700$ кг/м³; $\lambda=282$ Вт/(м·град) (при $T=900$ К)[12]; $T_{пл}=933$ К [12]; $T_0=293$ К; $\Delta H_{пл}=393 \frac{кДж}{кг}$ [13]; $C_n=5000$ м/с[11]; $C_s=3040$ м/с [11]

Как видно из таблицы 1, расчет Q по (1) с использованием (3) дает в целом лучшую, чем в [9] сходимость с экспериментальными результатами.

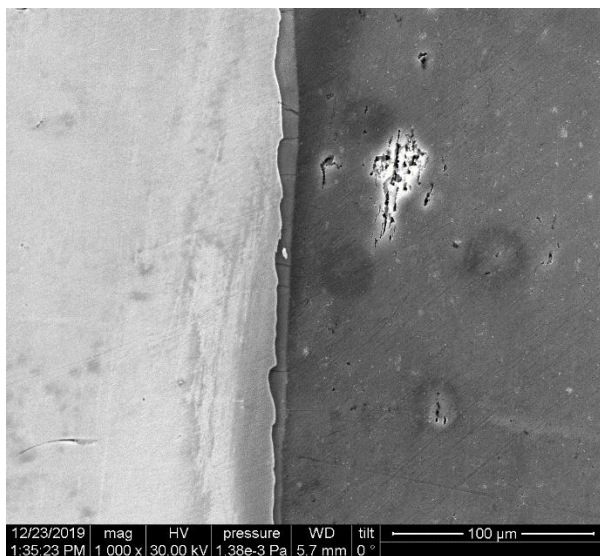
Результаты

В табл. 2 представлены некоторые результаты по СВ алюминия со сталью. Полагая, что в данных опытах расплавленный металл состоит из алюминия, удельную мас-

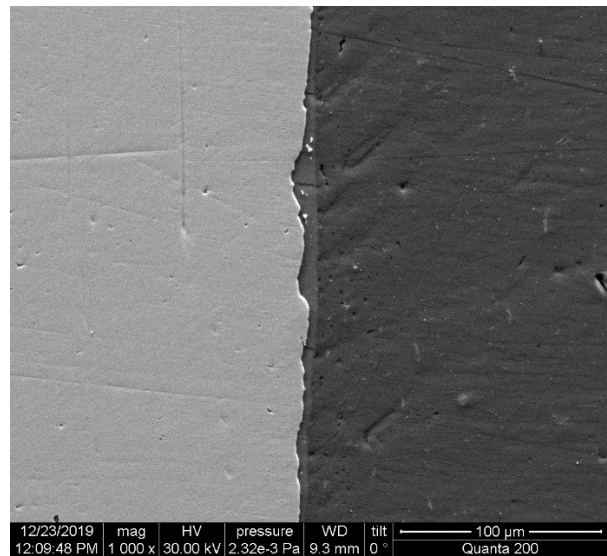
$$m = h\rho_1$$

Для проверки этого допущения, были проведены замеры расплавов в зоне соединения, аналогично [9], в 2-х разных опытах (табл. 2), и определены для них средние значения толщин расплавов. Типичные СЭМ изображения зоны сварного шва представлены на рис. 2.

Из таблицы 2 видно, что расчет хорошо



а



б

Рис. 2. Зона сварного шва для образца, сваренного в опыте 1 (а) и 2 (б) табл.2

согласуется с экспериментальными данными.

Там же показано, что и при $W_2 > 0,6$ МДж/м² (максимальный предел для получения оптимальных значений по скорости соударения [8]), можно получить соединение с высокой прочностью ($\sigma_{отр.} > 100$ МПа). С ростом расплавленного слоя разрушение сварного соединения частично, а при толщине расплава свыше 10 мкм, полностью происходит по зоне шва, что свидетельствует о потере его пластичности.

Полученные в настоящей работе результаты, легли в основу разработки технологии получения крупногабаритных биметаллических плит толстолистовой алюминий-сталь, для изготовления переходников применительно к алюминиевому производству в линейных электролизерах с обожженными анодами, работающих в условиях токовой нагрузки от 300 до 550 кА.

Выводы

1. Предложен модернизированный метод расчета «мгновенной» энергии, что позволило адекватно оценивать среднюю толщину расплавленного слоя в зоне сварки.

2. Показано, что при $W_2 > 0,6$ МДж/м², возможно получать прочное соединение ($\sigma_{отр.} > 100$ МПа) между толстолистовым алюминием и сталью, если проводить сварку взрывом на пониженных скоростях контакта и углах соударения.

3. При приближении средней толщины расплава к 10 мкм сварной шов, сохраняя высокую прочность, становится непластичным и отрыв слоев происходит по зоне соединения.

Библиографический список

1. Кузьмин, В. И. К вопросу сварки взрывом толстолистовых композитов из разнородных металлов / В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, С. А. Легкодимов, Н. В. Маликов, А. Н. Джафаров // Известия ВолгГТУ. Серия: Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – 2017. – № 13. – С. 23-27.
2. Бешапошников, Ю. П. Получение биметалла алюминий+сталь сваркой взрывом с использованием остаточного давления продуктов детонации / Ю. П. Бешапошников, В. Е. Кожевников, В. И. Чернухин // Обработка материалов импульсными нагрузками (тематич. сб. науч. трудов). – Новосибирск, СО АН СССР. – 1990. – СКБ ГИТ, ИТиПМ. – С. 266-269.
3. Дерибас, А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерибас. – Новосибирск: Наука, 1980. – 221 с.
4. Детонация плоских зарядов смесевых ВВ применительно к сварке взрывом / В. Е. Кожевников, Ю. П. Бешапошников, Н. К. Глобин, В. В. Геймур, В. В. Раскатов, В. И. Чернухин // Физика горения и взрыва. – 1990. – Т.26. – №3. – С. 115-118.
5. Бешапошников, Ю. П. О многослойном металле пластин скользящей детонационной волной / Ю. П. Бешапошников, В. В. Пай, А. А. Петунин, В. И. Чернухин // Известия ВолгГТУ. Серия: Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – 2018. – № 11. – С. 22-27.
6. Бешапошников, Ю. П. Метательная способность некоторых смесевых ВВ / Ю. П. Бешапошников, В. Е. Кожевников, В. И. Чернухин // Междун. конф. Слоистые композиционные материалы - 2001 (тезисы докладов). – Волгоград. – 2001. – С. 322-324.
7. Бешапошников, Ю. П. Метание пластин слоями смесевых ВВ / Ю. П. Бешапошников, В. Е. Кожевников, В. В. Пай, В. И. Чернухин // Физика горения и взрыва. – 1988. – Т.24. – №4. – С. 129-132.
8. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение - 1, 2005. – 544 с.
9. Захаренко, И. Д. Сварка металлов взрывом / И. Д. Захаренко. – Минск: Навука і тэхніка, 1990. – 205 с.
10. Симонов, В. А. Дополнительные ограничения области сварки взрывом / В. А. Симонов // Физика горения и взрыва. – 1992. – Т.28. – № 1. – С. 110-114.
11. Engineering ToolBox, (2004). Speed of Sound in Solids and Metals. [online] Available at: https://www.engineeringtoolbox.com/sound-speed-solids-d_713.html [Accessed Day Mo. Year].

*А. Ю. Малахов, канд. техн. наук, И. В. Сайков, канд. техн. наук,
И. В. Денисов, канд. техн. наук, С. А. Серопян, аспирант*

УДАРНО-ВОЛНОВОЕ ИНИЦИИРОВАНИЕ СИНТЕЗА В ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ Ni-Al В ТИТАНОВОЙ МАТРИЦЕ

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

В данной работе представлены результаты исследования влияния ударно-волнового нагружения на инициирование синтеза в порошковой смеси Ni-Al, заключенную в матрицу из титана VT1-0. Рентгенофазовый анализ (РФА) и измерение микротвердости интерметаллидного слоя показали, что данный слой состоит из монофазного продукта NiAl, который образуется непосредственно в процессе взрывного нагружения при заданной скорости метания пластины. Таким образом, применение ударно-волнового нагружения позволило получить слоистый материал с упрочняющим интерметаллидным слоем. Полученные результаты перспективны для разработки новых конструкционных материалов, обладающих особыми эксплуатационными свойствами.

Ключевые слова: Ni-Al, интерметаллид, ударно-волновое нагружение, титановая матрица

A. Yu. Malakhov, I. V. Saikov, I. V. Denisov, S. A. Seropyan

SHOCK-WAVE INITIATION OF SYNTHESIS IN Ni-Al POWDER MIXTURE INSIDE TITANIUM MATRIX

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

This study presents the results of studying the effect of shock-wave loading on the initiation of synthesis in Ni-Al powder mixture inside titanium matrix. X-ray phase analysis (XRD) and measurement of the microhardness of the intermetallic layer showed that this layer consists of a monophase product NiAl, which is formed directly during explosive loading at a given impact velocity of the plate. Thus, the use of shock-wave loading made it possible to obtain a layered material with a strengthening intermetallic layer. The results obtained are promising for the development of new structural materials with special performance properties.

Keywords: Ni-Al, intermetallic compound, shock-wave loading, titanium matrix

В настоящее время большое внимание исследователей уделяется слоистым композиционным материалам, которые в большинстве случаев состоят из упрочняющих элементов и основного материала (матриц). Упрочняющий элемент обладает высокой прочностью, твёрдостью, жаростойкостью и т.д., но низкой пластичностью, ударной вязкостью, трещиностойкостью и т.п. Поэтому он заключается в пластичную матричную основу, которая перераспределяет нагрузку и отвечает за конструкционную прочность материала. Сочетание таких свойств в одном материале позволяет повышать эксплуатационные характеристики изделий и расширять возможности развития различных отраслей промышленности [1-3].

В настоящее время в качестве упрочняющего элемента широкое применение нашли интерметаллидные соединения типа Ni_xAl_y [4, 5]. Слоистые композиты с упрочняющей фазой из алюминидов никеля обычно получают путем горячего прессования чередующихся уложенных друг на друга металлических фольг из Ni и Al. В этом случае интерметаллические слои образуются в результате взаимной диффузии и химической реакции между элементами слоёв, а соответствующее давление обеспечивает контакт между листами металлической фольги [6]. Кроме того, такие композиты можно изготавливать с помощью технологий СВС [7, 8] и сварки взрывом [9, 10]. Общей проблемой производства слоистых композитов с интерметаллидной фазой является то, что име-

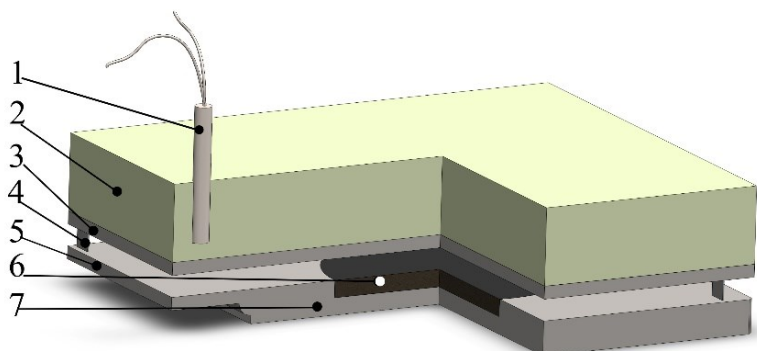


Рис. 1. Схема ударно-волнового нагружения компакта Ni-Al в разрезе:

1 – детонатор; 2 – взрывчатое вещество; 3 – метаемая пластина; 4 – опорный элемент; 5 – технологическая пластина; 6 – компакт Ni-Al; 7 – матрица

ются существенные различия физико-механических свойств материала матрицы и упрочняющего элемента. Поэтому сварка взрывом это один из самых перспективных методов для производства металлоинтерметаллидных композитов с большой площадью поверхности. Благодаря высокому давлению нагружения происходит инициирование химической реакции в порошковой смеси [11-13].

Целью данной работы была экспериментальная проверка возможности получения слоистого композиционного материала с интерметаллидным слоем из Ni-Al и слоем из титана VT1-0, а также определение оптимальных режимов инициирования порошковой смеси при ударно-волновом нагружении.

Материалы и методика исследований

Для проведения экспериментов использовалась матрица из титана VT1-0 размером

8×100×100 мм с глухим отверстием по центру глубиной 4 мм и диаметром 52 мм. В качестве метаемого элемента использовался титановый лист толщиной 3 мм. Исходная порошковая смесь состояла из порошков никеля ПНК-УТ-3 и алюминия АСД-1 в эквимолярном соотношении. Их смешивание проводилось в смесителе типа «пьяная бочка» со скоростью вращения 30 об/мин в течение 2 часов с соотношением массы шаров к массе порошка 5:1. Прессование образца проводилось на ручном гидравлическом прессе ПРГ-10 в цилиндрической прессформе. Полученный образец помещался в титановую матрицу, после чего происходила сборка схемы ударно-волнового нагружения (рис. 1). Разгон и метание верхнего титанового листа осуществлялись с помощью взрывчатого вещества (аммонит 6ЖВ) при скорости соударения 1500 м/с.

Исследования фазового состава проводи-

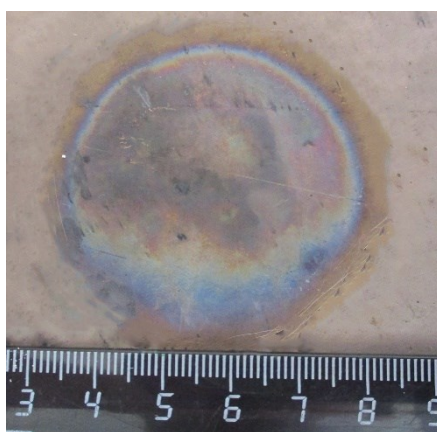


Рис. 2. Титановая матрица после сварки взрывом

лось на автоматическом рентгеновском дифрактометре ДРОН-ЗМ. Микротвердость слоёв измерялась при помощи микротвердомера ПМТ-3. Структура полученного материала исследовалась при помощи оптического микроскопа МЕТАМ ЛВ – 41.

Результаты и обсуждение

В результате проведения экспериментов было установлено, что при ударно-волновом нагружении скользящей детонационной волной на титановую матрицу с компактом из Ni-Al происходит сварка метаемой пластины с матрицей; тем самым это обеспечило герметизацию компакта внутри матрицы.

Измерение температуры поверхности метаемой пластины непосредственно над областью нахождения компакта показало, что температура после эксперимента была 210 °С. Зафиксированная температура и ярко выраженные цвета побежалости на поверхности титана указывают на прохождение экзотермической реакции в порошковой смеси Ni-Al. Внешний вид материала после сварки взрывом представлен на рис. 2.

На рис. 3 показан материал в продольном сечении. Видно, что в центральной части произошло вздутие образца вследствие интенсивного газовыделения из порошковой

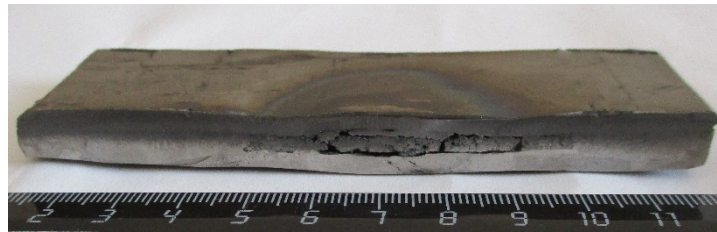


Рис. 3. Полученный слоистый материал в продольном разрезе

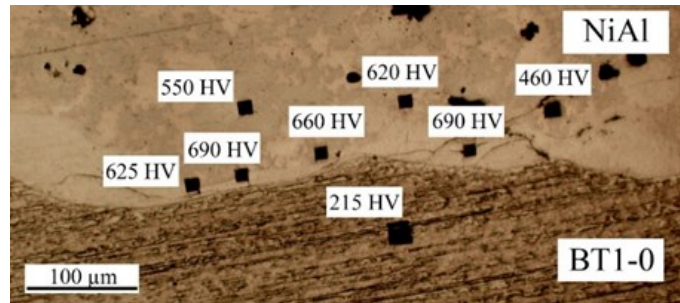


Рис. 4. Граница соединения интерметаллида с титаном

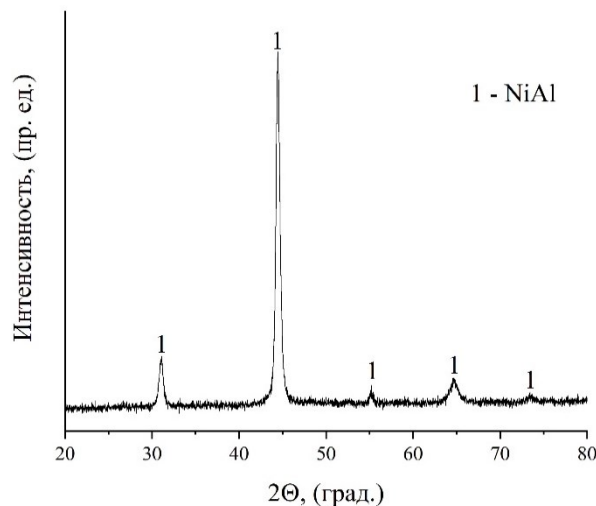


Рис. 5. Дифрактограмма интерметаллидного слоя Ni-Al

смеси в процессе синтеза. В этом месте наблюдаются поперечные трещины и расслоения по границам контакта интерметаллидного и титановых слоёв. При этом, соединение интерметаллидного слоя с титаном произошло в начальных и конечных участках.

Результаты измерения микротвердости слоев после сварки взрывом представлены на рис. 4. Средняя микротвердость составила 550 HV, что соответствует микротвердости интерметаллида NiAl.

Результаты РФА (рис. 5) показали, что в процессе ударно-волнового синтеза порошковой смеси образуется монофазный продукт в виде интерметаллида NiAl.

Заключение

В результате проведенной экспериментальной работы сваркой взрывом был получен слоистый материал, включающий в себя титановую матрицу и упрочняющий слой из алюминид никеля. Показано, что при получении подобного материала путём синтеза порошковой смеси Ni-Al в титановой матрице удастся получить монофазный продукт NiAl. Установлено, что в процессе синтеза интерметаллидного слоя в титановой матрице происходит интенсивное выделение большого количества газовых продуктов. В результате этого, материал имеет пористую структуру и неравномерную толщину в центральной части интерметаллидного слоя. Получение однородной структуры и равномерной толщины интерметаллидного слоя в слоистых материалах ударно-волновым нагружением является дальнейшим направлением исследований.

Библиографический список

1. Meng, L. Microstructures and Properties of AlMgTi-Based Metal-Intermetallic Laminate Composites by Dual-Steps Vacuum Hot Pressing / L. Meng, B. Zhou, B. Ya, D. Jing, Y. Jiang, D. Zhang, X. Zhang // *Materials*. – 2020. – Vol. 13. – №18. – Pp. 3932.
2. Adharapurapu, R. R. Effects of ductile laminate thickness, volume fraction, and orientation on fatigue-crack propagation in Ti-Al₃Ti metal-intermetallic laminate composites / R. R. Adharapurapu, K. S. Vecchio, F. Jiang, A. Rohatgi // *Metall Mater Trans A*. – 2005. – Vol. 36A. – № 6. – Pp. 1595-1608.
3. Kim, J. K. Fabrication of metal/intermetallic compound laminate composites by thin foil hot press process / J. K. Kim, Dong-Seok Chung // *Solid State Phenomena*. – 2007. – Vols. 124–126. – Pp. 1099–1102.
4. Карпов, М. И. Влияние термообработки под давлением на структуру слоистых композитов Ni/Al / М. И. Карпов, В. П. Коржов, В. М. Кийко // *Перспективные материалы*. – 2011. – № S13. – С. 704-712.
5. Wang, Y. Microstructure evolution in Ni and Ni-superalloy based metallic-intermetallic laminate (MIL) composites / Y. Wang, H. Wang, X. Liu, K. S. Vecchio // *Intermetallics*. – 2017. – Vol. 87. – Pp. 70-80.
6. Konieczny, M. Mechanical properties and deformation behavior of laminated Ni-(Ni₂Al₃+NiAl₃) and Ni-(Ni₃Al+NiAl) composites / M. Konieczny // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – Vol. 586. – Pp. 11-18.
7. Cojocar, M. The Obtaining of the Intermetallic Compounds of Ni-Al System by Self-Propagating High Temperature Synthesis and Thermal Explosion / M. Cojocar, F. Tudose // *AMR*. – 2015. – Vol. 1114. – Pp. 135-142.
8. Morsi, K. Review reaction synthesis processing of Ni-Al intermetallic materials / K. Morsi // *Materials Science and Engineering A*. – 2001. Vol. 299. – Pp. 1–15.
9. Ogneva, T. S. Formation of intermetallics at the interface of explosively welded Ni-Al multilayered composites during annealing / T. S. Ogneva, D. V. Lazurenko, I. A. Bataev, V. I. Mali, M. A. Esikov, A. A. Bataev // *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* – 2016. – Vol. 124. – Pp. 012132.
10. Малахов, А. Ю. Иницирование порошковой смеси Ni-Al в условиях ударно-волнового и термического воздействия / А. Ю. Малахов, И. В. Сайков, И. В. Денисов, С. А. Серопян, И. Е. Семенчук // *Известия ВолГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений*. – Волгоград, 2020. – № 11 (246). – С. 77-80.
11. Крохалев, А. В. Получение твердых сплавов на основе карбида кремния и карбида вольфрама с использованием взрывного нагружения / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. Г. Кузнецов // *Известия ВолГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений*. – Волгоград, 2017. – № 13 (208). – С. 86-91
12. Saikov, I. V. Shock-Induced Chemical Transformations in Ti-B-Ni and Ti-C-Ni Powder Blends / I. V. Saikov, V. G. Salamatov, A. Yu. Malakhov, I. E. Semenchuk, I. D. Kovalev, N. I. Mukhina, S. A. Seropyan, P. Yu. Gulyaev // *International journal of self-propagating high-temperature synthesis*. – 2020. – Vol. 29. – № 1. – Pp. 10-14.
13. Зелепугин, С. А. Синтез металло-интерметаллидного слоистого композиционного материала системы Ti-TiAl₃ различными методами / С. А. Зелепугин, О. А. Шкода, О. К. Лепакова, А. С. Зелепугин, Н. Г. Касацкий, А. А. Шавнев, Е. И. Краснов // *Труды ВИАМ*. – 2016. – Т. 47. – № 11. – С. 21-29.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-08-00754 А

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-11-258-48-54

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

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМг6 В ПРОЦЕССЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ

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

В работе представлены результаты исследования особенностей деформации основной пластины из АМг6 в процессе сварки взрывом (с коррозионностойкой сталью 08Х18Н10Т). Установлено, что наибольшей деформации подвергаются концевые и краевые участки основной пластины, о чём свидетельствуют построенные карты распределения остаточных деформаций по площади пластины. С повышением скорости детонации происходит интенсификация процесса деформации, что приводит к появлению трещин и локальному отколу фрагментов пластины. Кроме того, результаты замеров удлинения основной пластины показали, что заметная продольная деформация пластины начинается примерно с расстояния равным 2/3 от общей длины пластины. Замеренная величина начала удлинения (240 ± 10 мм) с точностью 95 % сходится с расчётным значением (229 мм).

Ключевые слова: сварка взрывом, остаточная деформация, алюминиевый сплав АМг6, скорость детонации, микроструктура, биметалл

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

THE ASPECTS OF AlMg6 ALUMINIUM ALLOY DEFORMATION UNDER EXPLOSIVE WELDING

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

The paper presents the results of a study of the features of the deformation of the main plate made of AlMg6 in the process of explosion welding (with corrosion-resistant steel 08Cr18Ni10Ti). It was found that the end and edge sections of the main plate undergo severe deformation, as evidenced by the constructed maps of the distribution of residual deformations over the plate area. With an increase in the detonation velocity, an intensification of the deformation process occurs, which leads to the appearance of cracks and local spalling of plate fragments. In addition, the results of measurements of the elongation of the main plate showed that a noticeable longitudinal deformation of the plate begins approximately at a distance equal to 2/3 of the total length of the plate. The measured value of the beginning of elongation (240 ± 10 mm) with an accuracy of 95% converges with the calculated value (229 mm).

Keywords: explosive welding, residual deformation, AlMg6 aluminum alloy, detonation velocity, microstructure, bimetal

Сварка взрывом на сегодняшний день является одним из самых перспективных методов соединения разнородных металлов и сплавов [1-3]. В процессе сварки взрывом используется энергия взрывчатых веществ (ВВ) для создания металлической связи между свариваемыми материалами. При детонации ВВ, образовавшиеся в результате химической реакции сильно сжатые и нагретые газообразные продукты взрыва расширяются, сжимают окружающую среду (воздух, жидкость, твердые тела) и вызывают ударные волны (УВ). УВ, проходя по металлическому телу, создают в нем упругие возму-

щения, способные его деформировать. Распространение упругих возмущений в металлическом теле обычно рассматривают как систему продольных и поперечных волн, имеющих разную скорость. Прохождение продольных волн ведет к изменению объема металлического тела, а распространение поперечных волн вызывает перемещение отдельных объемов металла относительно друг друга, т.е. происходит изменение формы тела [4]. Металлическое тело, подвергнутое сжатию ударными волнами, после снятия нагрузки испытывает действие растягивающих напряжений, что представляет собой

наибольшую опасность разрушения при обработке металлов взрывом [5].

Вследствие высокой скорости процесса сварки взрывом и сопутствующих ей явлений (разлёт продуктов детонации, сильные возмущения окружающей среды и т.д.), на практике достаточно проблематично исследовать процесс соединения металлов. Для оценки влияния высокоскоростного нагружения на металл изготавливаются специальные металлографические образцы. Для оценки уровня остаточных деформаций металла после сварки взрывом используют различные экспериментальные и теоретические методы: использование слоистых моделей, координатных сеток, реперных меток, структурно-наследственных моделей [6-9] и компьютерного моделирования [10].

В работе [10] с помощью программы LS-DYNA были математически смоделированы изменения длины биметаллических листов после сварки взрывом. Авторами было показано, что характер деформационного процесса и изменение длины листов зависят от размера исходных листов и их взаимного расположения, механических свойств лакирующего листа, типа ВВ, а также размера зазора. В работе [11] были исследованы особенности продольной деформации трубы из титана ВТ1-0 в процессе её сварки взрывом с медным стержнем. Было показано, что относительное удлинение титановой трубы

уменьшается с увеличением скорости детонации ВВ.

Исходя из того, что в последнее время существует повышенный интерес к сварке взрывом алюминиево-магниевых сплавов со сталями [12-14], целью настоящей работы было исследование особенностей деформации основной пластины из алюминиево-магниевого сплава АМг6 и установление зависимости уровня остаточных деформаций от скорости детонации.

Материалы и методики исследований

Для проведения экспериментов по сварки взрывом применялись следующие материалы: коррозионностойкая сталь 08Х18Н10Т (3×200×300 мм) и алюминиево-магниевый сплав АМг6 (4×200×300 мм).

Эксперименты по сварки взрывом проводились по параллельной схеме (рис. 1). Поверхности пластин перед сборкой схемы зачищались механическим способом, очищались от загрязнений и обезжиривались ацетоном. В качестве ВВ применялась смесь микропористой аммиачной селитры с дизельным топливом в соотношении 96:4. Для защиты наружной поверхности метаемой пластины от воздействия продуктов детонации использовалась полипропиленовая пленка толщиной 0,1 мм. Для уменьшения разброса и обеспечения полноты детонации использовалась забойка из песка.

Сварка взрывом осуществлялась на трёх режимах, при которых скорости детонации

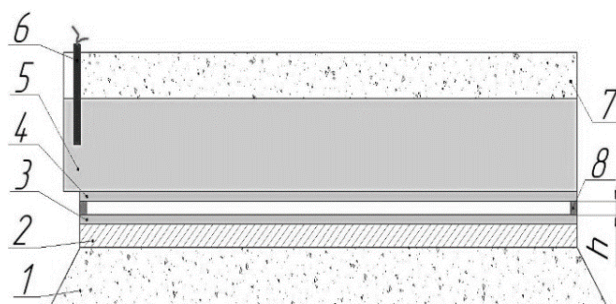


Рис. 1. Схема эксперимента:

- 1 – песчаная опора; 2 – подкладная стальная пластина; 3 – основная пластина;
4 – метаемая пластина; 5 – взрывчатое вещество; 6 – детонатор; 7 – забойка (песок);
8 – опорные элементы; h – установочный зазор

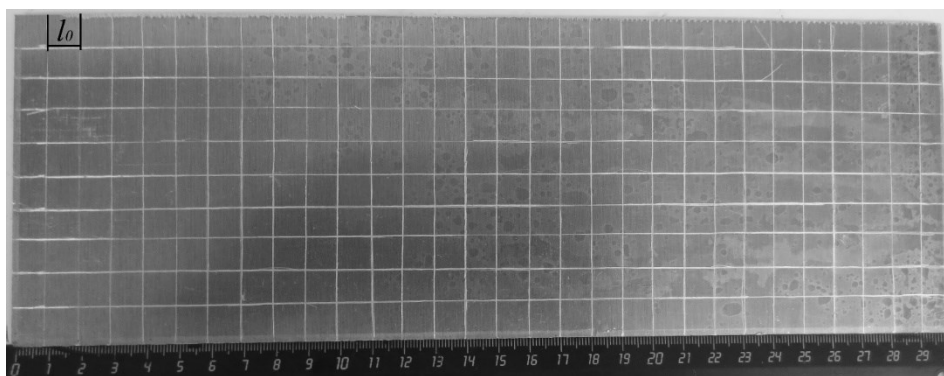


Рис. 2. Основная пластина из АМгб с координатной сеткой до сварки взрывом

ВВ составляли 2350 м/с, 2500 м/с и 3200 м/с, соответственно.

После сварки для определения сплошности сцепления слоев биметаллических пластин осуществлялся ультразвуковой контроль (УЗК). Он проводился дефектоскопом УД2В-П.

Образцы для металлографических исследований отбирались из начальных и конечных участков биметалла. Образцы вырезались на отрезном станке SQ-60А с охлаждением области резания. Для удаления грубой шероховатости поверхности проводилось шлифование с использованием абразивной бумаги зернистостью от 40 до 2500. Полирование до металлического блеска осуществлялось с применением эмульсий, содержащих алмазные частицы с размерами от 5 до 2 мкм. Шлифование и полирование образцов выполнялось на установке для приготовления металлографических шлифов Шлиф-1М/V.

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.

Для изучения пластической деформации основной пластины свариваемых взрывом образцов использовали метод координатных сеток (рис. 2). На тыльные поверхности пластин из сплава АМгб наносились продольные и поперечные линии с шагом 10 мм. Измерение расстояния между линиями осуществлялось с помощью штангенциркуля до и после сварки взрывом.

Деформация каждой клетки после сварки взрывом оценивалась по формуле 1.

$$\varepsilon' = \frac{(S-S_0)}{S_0} \cdot 100\%, \quad (1)$$

где S_0 – площадь клетки до сварки взрывом, мм²; S – площадь клетки после сварки взрывом, мм².

Относительное продольное удлинение пластины рассчитывалось по формуле 2.

$$\varepsilon = \frac{l-l_0}{l_0} 100\%, \quad (2)$$

где l_0 – длина клетки до сварки взрывом, мм; l – длина клетки после сварки взрывом, мм.

Расчет приблизительного расстояния начала удлинения основной пластины проводился по следующей формуле:

$$L_{\text{н.уд.}} = L_1 + L_2, \quad (3)$$

где L_1 – расстояние, которое пройдет точка контакта до момента начала возвращения волны разгрузки, м; L_2 – расстояние, которое пройдет точка контакта за время её встречи с волной разгрузки, м.

Расстояния L_1 рассчитывается по следующей формуле:

$$L_1 = \frac{L_n}{C_{cp}} V_k, \quad (4)$$

где L_n – длина основной пластины, м; C_{cp} – средняя скорость звука в АМг6 (4740 м/с) [15]; V_k – скорость точки контакта, м/с. При параллельном расположении пластин скорость точки контакта равна скорости детонации ВВ ($V_k = D$).

$$L_2 = \frac{(L_n - L_1)}{C_{cp}} V_k \quad (5)$$

Относительная погрешность измерения определялась по формуле 6.

$$\varepsilon_a = \frac{\Delta a}{\bar{a}} \cdot 100\%, \quad (6)$$

где Δa , абсолютная погрешность измерения, мм; \bar{a} среднеарифметическое значение, мм.

Результаты и обсуждения

При скорости детонации взрывчатого вещества $D = 2350$ м/с и 3200 м/с соединение получить не удалось. Расслоение биметалла происходило спустя несколько часов после сварки взрывом. При $D = 2500$ м/с было получено устойчивое соединение. Результаты УЗК биметаллического листа, полученного при $D = 2500$ м/с показал, что площадь бездефектного соединения составляет 80 % от общей площади биметаллического листа.

Исследование микроструктуры границы соединения биметалла, полученного при $D = 2500$ м/с показало, что в результате высокоскоростной деформации на границе соединения 08X18H10T–АМг6 в сплаве АМг6 образовались полосы локализованного сдвига (рис. 3). Также были выявлены участки оплавов на границе соединения толщиной от 2 до 15 мкм.

Количество полос локализованного сдвига возрастает по мере удаления от начала сварки взрывом. По общепринятым представлениям причиной образования полос локализованного сдвига является потеря устойчивости пластического течения, возникающая при переходе работы деформации в тепло, что приводит к разупрочнению материала и в некоторых случаях его откольному повреждению [5].

Известно, что ударная волна в твердом теле мало отличается от акустической и распространяется в металле примерно со скоростью звука [16]. На основании этого вывода в работе [11] предложили формулу для расчета приблизительного расстояния, с которого начинается удлинение титановой

Таблица 1 – Результаты теоретической оценки расстояния начала удлинения основной пластины из АМг6

Скорость детонации ВВ D , м/с	L_1 , мм	L_2 , мм	$L_{н.удл}$, мм
2500	155	74,9	229

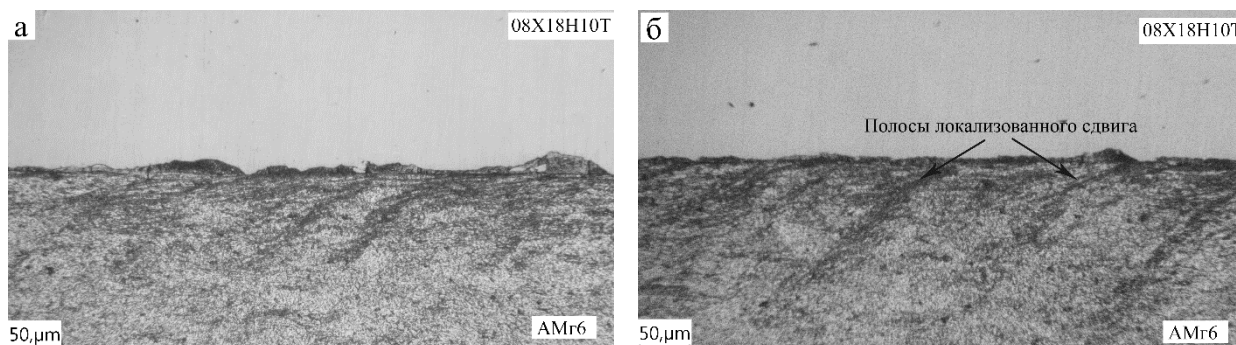


Рис. 3. Микроструктура границы соединения 08X18H10T – АМг6:

а – начальный участок; б – конечный участок

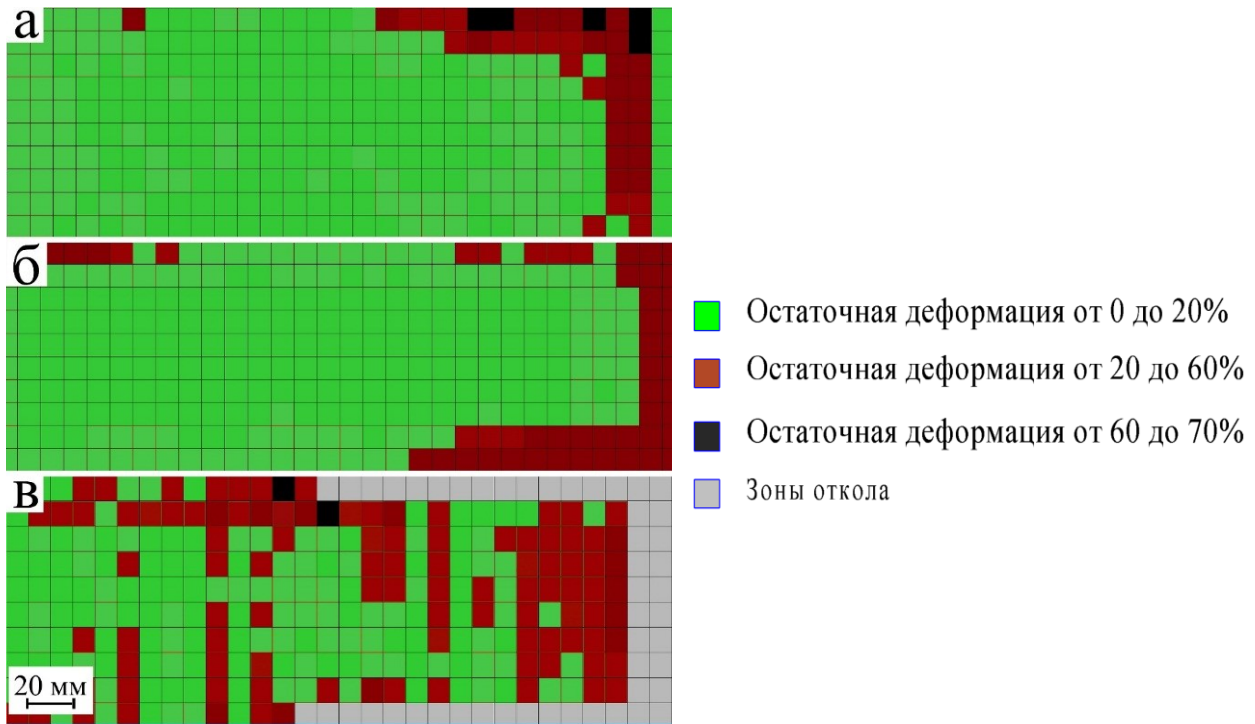


Рис. 4. Карты распределения остаточной деформации после сварки взрывом:

а – $D = 2350$ м/с; б – $D = 2500$ м/с; в – $D = 3200$ м/с

трубы в процессе сварки взрывом. В таблице 1 представлены результаты расчета начала удлинения основной пластины.

Теоретическую оценку начала удлинения основной пластины проводили только для биметаллического листа, полученного при D

$= 2500$ м/с, поскольку при других режимах соединения получено не было. По результатам расчета было определено, что удлинение пластины должно начинаться с расстояния 229 мм от начала точки инициирования.

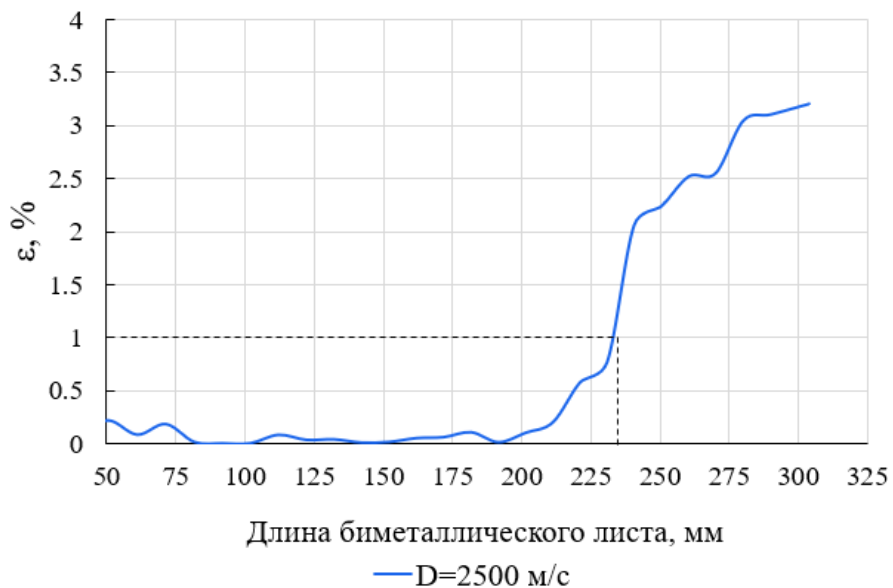


Рис. 5. График относительного продольного удлинения пластины

На рис. 4 представлены карты деформации основных листов из АМгб после сварки взрывом.

Продольное относительное удлинение пластины составило 1,3 %. Расчетное значение начала удлинения сходится с экспери-

Таблица 2 – Расчетное и экспериментальное значение начала удлинения

Скорость детонации, D, м/с	Расчетное значение начала удлинения, мм	Экспериментальное значение начала удлинения, мм
2500	229	240±10

Анализ карт распределения остаточных деформаций показал, что деформация неравномерно распределяется по длине всех основных пластин. В пластине при $D = 2350$ м/с это выражено наличием трех зон. В первой зоне (от 0 до 30 мм) остаточная деформация составляет менее 4 %. Во второй зоне (от 30 до 210 мм) остаточная деформация составляет не больше 1%. Максимальная деформация наблюдается в третьей зоне и составляет более 10 %. При $D = 2500$ м/с и 3200 м/с в начальных участках деформация практически отсутствует и составляет менее 4 %. Максимальное значение деформации при $D = 2500$ м/с и 3200 м/с наблюдалось на расстоянии 240 мм и 250 мм от начала точки инициирования. При $D = 3200$ м/с произошло откольное разрушение боковых участков пластины.

Измерение толщины пластины после сварки взрывом показало, что при $D = 2350$ м/с, 2500 м/с и 3200 м/с ее толщина уменьшилась примерно на 6 %, 3,5 % и 4,25% соответственно. Минимальная толщина зафиксирована на конечных участках, где наблюдается максимальная деформация.

На рис. 5 представлена график изменения остаточной деформации по длине основной пластины полученного при $D = 2500$ м/с. На графике видно, что удлинение основной пластины начинается с расстояния 240 мм от начала точки инициирования и лавинообразно возрастает до максимального значения деформации 3,2 %.

ментальными с точностью 95 %. В таблице 2 представлены расчетное и экспериментальное значение начала удлинения.

Заключение

Показано, что на характер распределения остаточной деформации основной пластины из АМгб в условиях высокоскоростного соударения влияет скорость детонации. При заметном увеличении данного параметра происходит значительный рост уровня остаточных деформаций по площади пластины, а также возникновение трещин и отколов на концевых и боковых участках. Результаты замеров удлинения основной пластины показали, что заметная продольная деформация пластины начинается примерно с расстояния равным 2/3 от общей длины пластины. Замеренная величина начала удлинения (240 ± 10 мм) с точностью 95 % сходится с расчётным значением (229 мм).

Библиографический список

1. Sherpa, B. B. Effect of explosive welding parameters on Al/LCS interface clad by low velocity of detonation explosive welding (LVEW) process / B. B. Sherpa, P. D. Kumar, A. Upadhyay, S. Kumar, A. Agarwal, S. Tyagi // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2021. – Vol. 113. – № 11-12. – Pp. 3303-3317.
2. Kuz'min, V. I. Investigation of the influence of kinematic and energy parameters on the structure and strength of explosion-welded steel-aluminum composite / V. I. Kuz'min, V. I. Lysak, E. V. Kuz'min // Solid State Phenomena. – 2021. – Vol. 316. – Pp. 62-67.
3. Kuz'min, V. I. Investigation of the Influence of Dynamic Parameters on the Formation, Structure and Properties of Bimetallic Compounds during Explosion Welding with Simultaneous Stamping / V. I. Kuz'min, V. I. Lysak, E.V. Kuz'min // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2020. – Vol. 969. – 7p.

4. Крупин, А. В. Деформация металлов взрывом / А. В. Крупин, В. Я. Соловьев, Н. И. Шефтель, А. Г. Кобелев. – М.: Металлургия, 1975. – 416 с.
5. Беликова, А. Ф. Локализация деформации и связь ее с деформированным состоянием материала / А. Ф. Беликова, С. Н. Бурава, Ю. А. Гордополов // Журнал технической физики. – 2013. – Том. 83. – Вып. – 2. С. 153-155.
6. Строков, О. В. Особенности пластического деформирования металла при сварке взрывом композита сталь-алюминий с прослойкой хрома / О. В. Строков, В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, В. В. Литвинов // Физика и химия обработки материалов. – 2008. – №4. – С. 46-50.
7. Naikova, T. V. Experimental studies on the stress-strain state under drawing Aluminum-Copper bimetal parts rectangular in plan / T. V. Naikova, R. N. Puzyr, R. V. Levchenko // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2020. – Vol. 61. – № 4. – Pp. 404-412.
8. Кузьмин, С. В. Новая методика исследования пластической деформации металла в околошовной зоне свариваемых взрывом соединений / С. В. Кузьмин, Е. А. Чугунов, В. И. Лысак, А. П. Пеев // Физика и химия обработки материалов. – 2000. – №2. – С. 54-60.
9. Кузьмин, В. И. Исследование закономерностей образования соединения при сварке взрывом толстолистовых сталеалюминиевых композитов / В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, М. А. Тупицин // Физика и химия обработки материалов. – 2013. – № 3. – С. 64-69.
10. Денисов, И. В. Компьютерное моделирование деформации составляющих слоев биметалла в процессе сварки взрывом с использованием программы LS-DYNA / И. В. Денисов, А. Ю. Муйземнек, А. Е. Розен, О. Л. Первухина, Ю. А. Гордополов // Известия ВолгГТУ. Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений». Вып. 4 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. - Волгоград, 2010. - № 5. – С. 66-74.
11. Малахов, А. Ю. Исследование влияния режимов сварки взрывом на линейную деформацию титановой трубы в биметаллическом стержне Cu+Ti / А. Ю. Малахов, И. В. Сайков, П. А. Николаенко // Вестник Тамбовского Университета. – 2018. – Т. 23. – № 123. – С. 445-448.
12. Kuz'min, V. I. A Study of the Influence of Thickness of Anti-Diffusion Layer on the Structure and Thermal Resistance of Composite A5-Cr-St3 / V. I. Kuz'min, V. I. Lysak, E. V. Kuz'min // Materials Engineering and Technologies for Production and Processing V. – 2020. – Vol. 299. – Pp. 137-142.
13. Carvalho, G.H.S.F.L. 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.
14. Chen, X. Study of explosive welding of A6061/SUS821L1 using interlayers with different thicknesses and the air shockwave between plates / X. Chen, X. Li, D. Inao, S. Tanaka, K. Hokamoto // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2021. – Vol. 116. – № 11-12. – Pp. 3779-3794.
15. Волков, А. Д. Коэффициенты упругости второго и третьего порядков в поликристаллическом сплаве алюминия марки АМг6 / А. Д. Волков, А. И. Кокшайский, А. И. Коробов, В. М. Прохоров // Акустический журнал. – 2015. – Т. 61. – № 6. – С. 685-691.
16. Зельдович, Я. Б. Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений / Я. Б. Зельдович, Ю. П. Райзер. – М.: Физматлит, 2008. – 656 с.

УДК 621.762.4.04

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-11-258-55-60

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

ТЕХНОЛОГИЯ НАНЕСЕНИЯ ПОКРЫТИЙ ИЗ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА РАБОЧИЕ ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛЕЙ УЗЛОВ ТРЕНИЯ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Разработана технология нанесения взрывом на поверхность деталей центробежных насосов для перекачки перегретого дистиллята в условиях АЭС покрытий из порошковых твердых сплавов системы $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$, обеспечивающая высокую твердость покрытий и прочность их соединения с покрываемой поверхностью, и существенно лучшие по сравнению с существующими материалами триботехнические характеристики при трении по силицированному графиту в воде.

Ключевые слова: карбид хрома, титан, взрывное прессование, покрытие, износ, трение

A. V. Krokhalev, V. O. Kharlamov, D. R. Chernikov, A. S. Balagurov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak

TECHNOLOGY OF DEPOSITION OF COATINGS FROM HARD ALLOYS ON THE WORKING SURFACES OF FRICTION UNITS

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

A technology has been developed for applying explosively to the surface of centrifugal pump parts for pumping overheated distillate under NPP conditions of hard alloy coatings of the $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$ system, which ensures high hardness of the coatings and the strength of their connection with the surface to be coated, and the best tribotechnical materials in comparison with existing materials friction characteristics against siliconized graphite in water.

Keywords: chromium carbide, titanium, explosive pressing, coating, wear, friction

В настоящее время в насосах для перекачки перегретого до 280°C дистиллята при давлении 160 бар используются пары трения из самосмазывающегося материала – силицированного графита. Повышение ресурса их работы является актуальной задачей, т. к. может обеспечить увеличение длительности межремонтного периода соответствующего оборудования.

Силицированный графит получают пропиткой пористого графита расплавленным кремнием. Его основу составляет жесткий каркас, состоящий из SiC и не связанного углеродом кремния, в промежутках которого располагается свободный графит, выполняющий роль твердой смазки.

Авторы работы [1] констатировали тот факт, что для успешной работы узла трения вовсе не обязательно, чтобы оба элемента пары трения содержали в своем составе твердую смазку. Как показали дальнейшие

исследования [2], лучшие триботехнические характеристики достигаются при использовании в качестве элементов пары трения материалов, существенно отличающихся друг от друга по твердости.

Исходя из этого, задача повышения ресурса работы рассматриваемых пар трения может быть решена путем замены материала одного из ее элементов другим, менее твердым износостойким материалом.

Наилучшим комплексом свойств необходимым для эффективной работы в условиях трения преимущественно по карбиду кремния в воде обладают твердые сплавы на основе карбида хрома Cr_3C_2 , оптимально сочетающего высокое сопротивление схватыванию с достаточно низкой температурой перехода в пластичное состояние [3, 4].

Изготовление деталей узлов трения целиком из твердых сплавов представляет собой достаточно сложную технологическую

задачу (прежде всего вследствие их сравнительно больших размеров). Это делает предпочтительным нанесение подобных материалов на рабочие поверхности деталей в виде покрытий.

Замена одного из трущихся элементов пары трения «силицированный графит по силицированному графиту» на стальную деталь с покрытием из карбидохромового твердого сплава весьма перспективна с точки зрения расширения номенклатуры узлов трения, в которых может быть использован силицированный графит. Это связано с тем, что в ряде случаев длительная эксплуатация подвижного элемента пары, изготовленного из него невозможна вследствие недостаточной стойкости силицированного графита к хрупкому разрушению под воздействием вибраций.

Для получения достаточно толстых практически беспористых композиционных покрытий «карбид хрома – металлическая связка» наиболее перспективным является

взрывной способ. При его использовании наилучшие результаты могут быть достигнуты в случае применения в качестве связки сплава такого металла, как титан [5]. Взрывной способ получения твердых сплавов позволяет в довольно широких пределах изменять их состав, и прежде всего соотношение между карбидной и металлической составляющими материала [6].

С целью проверки выработанных рекомендаций по подбору составов твердых сплавов на основе карбида хрома и назначению режимов их взрывного нагружения порошковые смеси карбида хрома с титановой связкой в количестве 30 и 50% по объему (22 и 40% по массе) наносились на поверхность трения подвижного кольца разгрузки (рис. 1) механизма осевого уравнивания ротора многоступенчатого секционного центробежного насоса для перекачки перегретого дистиллята в условиях АЭС.

Для осуществления взрывного нагружения применялась схема, представленная на

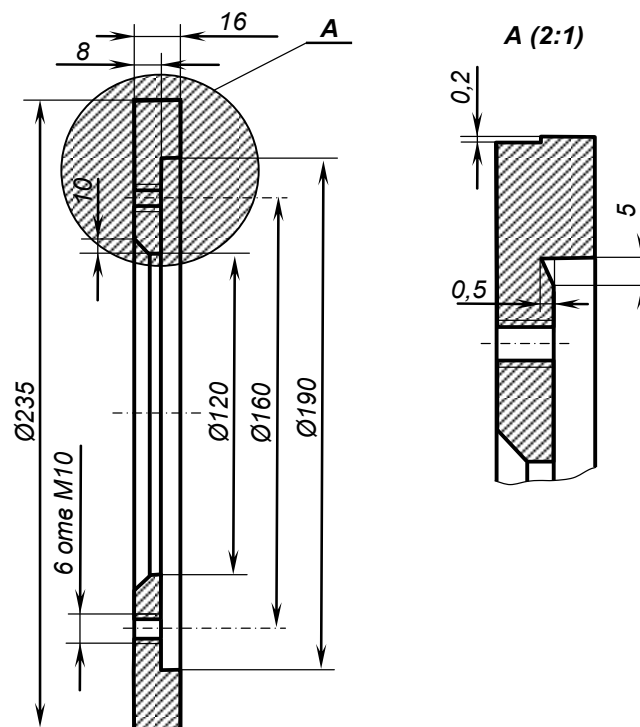


Рис. 1. Кольцо разгрузки многоступенчатого секционного центробежного насоса

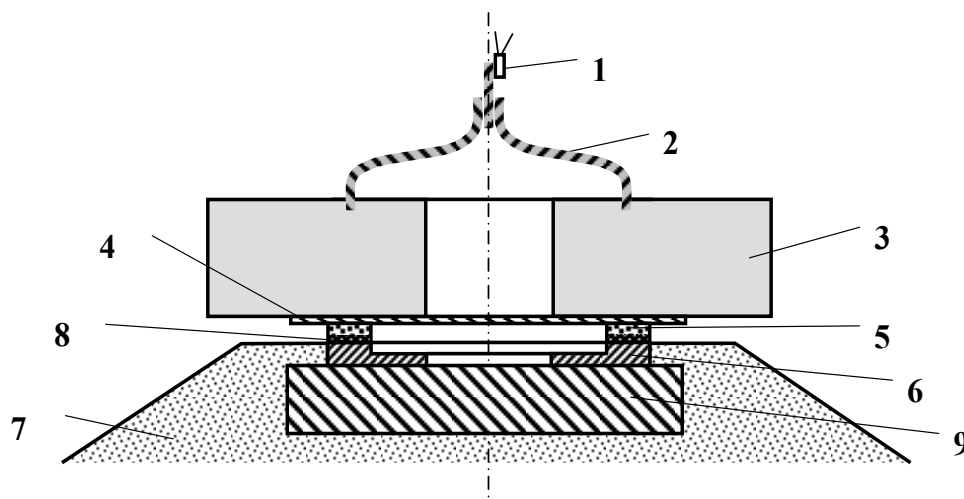


Рис. 2. Схема нанесения покрытий на поверхность трения заготовки кольца разгрузки:

1 – электродетонатор; 2 – детонирующий шнур; 3 – заряд ВВ; 4 – промежуточная прокладка; 5 – порошковая смесь карбида хрома и титана; 6 – плакируемая заготовка; 7 – песчаная подушка; 8 – порошок титана; 9 – стальная плита

рис. 2. В качестве плакируемой основы в схеме использовалась плоская стальная заготовка диаметром $\varnothing 255$ мм с отверстием $\varnothing 100$ мм в центре и выступающей торцевой рабочей поверхностью шириной 40 мм по ее наружному краю. Применение для осуществления ударно-волновой обработки нагружения плоской нормально падающей детонационной волной позволило обойтись без использования каких-либо дополнительных мер по предотвращению «сноса» покрытий в процессе их нанесения.

С целью увеличения прочности соединения покрытий со стальным основанием перед засыпкой порошковой смеси карбида хрома с титаном на поверхности последней

размещался подслоя порошка титана толщиной 1 мм. Для уменьшения коробления заготовок использовался заряд взрывчатого вещества в форме кольца с отверстием в центре, а в основании схемы дополнительно устанавливалась заглубленная в песчаную подушку стальная плита толщиной 40 мм.

Параметры взрывного нагружения, использованные для плакирования, а также механические свойства полученных покрытий приведены в табл. 1

Механическая обработка полученных взрывом заготовок проводилась на базе ПО «Баррикады» (г. Волгоград) и не потребовала использования какого-либо нестандартного оборудования. Внешний вид заготовок

Таблица 1 – Параметры технологии изготовления опытных заготовок

Материал покрытия	Содержание связки, об. %	Параметры нагружения				Свойства покрытий	
		Толщина слоя порошковой смеси, мм	Высота заряда, мм	Взрывчатое вещество	Толщина промежуточной прокладки, мм	Твердость покрытия, HV	Прочность соединения покрытия с основой на срез, МПа
КХТ-22	30	6	130	Аммонит № 6ЖВ	0,75	1120	69
КХТ-40	50					640	81

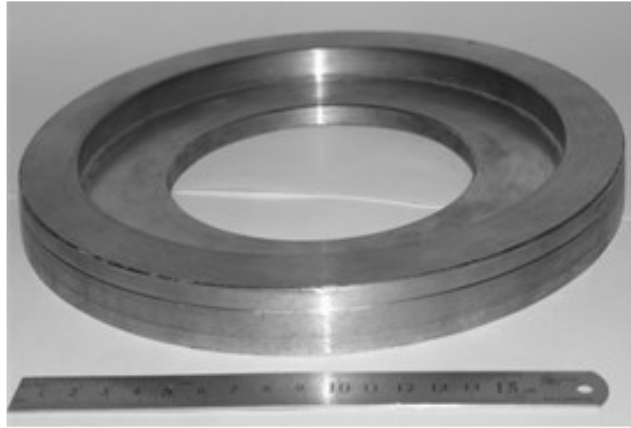


Рис. 3. Внешний вид заготовки кольца разгрузки после взрывного плакирования и предварительной механической обработки

после предварительной механической обработки приведен на рис. 3.

С целью решения вопроса о целесообразности практического использования разработанных износостойких твердых сплавов были проведены триботехнические испытания некоторых уже известных антифрикционных материалов, применяемых в рассматриваемых узлах трения: силицированного

графита СГП-0,5 и твердого сплава карбида хрома с никелем КХН-20, получаемых традиционными методами. Результаты экспериментов приведены в табл. 2.

Как видно из приведенных данных (рис. 4, а), коэффициенты трения материалов на основе карбида хрома с титановой связкой при любых режимах трения несколько превышают коэффициент трения силициро-

Таблица 2 – Результаты испытаний материалов опытных деталей осевых подшипников в сравнении с традиционными

Свойство материала	Разработанные материалы		Традиционные материалы	
	КХТ-30	КХТ-50	СГП-0,5	КХН-20
Минимальный коэффициент преимущественно жидкостного трения k_{\min}	0,089	0,093	0,054	0,123
Предельная нагрузка устойчивого преимущественно жидкостного трения $P_{ж}$, МПа	3,3	1,9	1,4	2,6
Коэффициент трения при граничной смазке $k_{гр}$	0,100	0,129	0,076	0,152
Предельная нагрузка схватывания P_c , МПа	11,5	6,9	3,5	5,2
Коэффициент трения в режиме схватывания, k_c	0,110	0,140	0,080	0,154
Износ штифта $\Delta V_{ш}$, мм ³	0,2	0,6	0,9	0,7
Износ кольца из силицированного графита, мг	1	10	34	18
Объемный износ кольца ΔV_k , мм ³	0,4	0,2	14,2	7,5
Суммарный износ пары трения, $\sum \Delta V$, мм ³	0,6	0,8	15,1	8,2
Минимальный коэффициент преимущественно жидкостного трения k_{\min}	0,089	0,093	0,054	0,123

ванного графита по силицированному графиту, но все-таки остаются ниже, чем коэффициенты трения известного карбидохромового материала КХН-20 по силицированному графиту, что указывает на допустимость использования разработанных антифрикционных материалов в рассматриваемых условиях эксплуатации. Предельная нагрузка преимущественно жидкостного трения (рис. 4, б) для сплавов карбида хрома с 30 об. % титана оказывается выше, чем у пары трения «СГП-0,5 по СГП-0,5», а также пары трения «КХН-20 по СГП-0,5».

Для материалов на основе Cr_3C_2 , содержащих 50 об. % титана, величина этой нагрузки несколько меньше, чем для сплава с 30 об. % титановой связки, и даже ниже

чем для сплава КХН-20, но она всё-таки оказывается более высокой, чем для силицированного графита, что так же указывает на возможность использования разработанных порошковых сплавов. Тем более, что предельная нагрузка схватывания этих материалов существенно выше, чем для базового и альтернативного вариантов.

Еще более явно видно преимущество разработанных материалов по данным об их износе в паре трения с силицированным графитом (рис. 4.9, в): износ образцов, содержащих 30 и 50 об. % титана и износ контртела для них существенно ниже, чем для известных вариантов исполнения пары трения.

Таким образом, проведенные исследова-

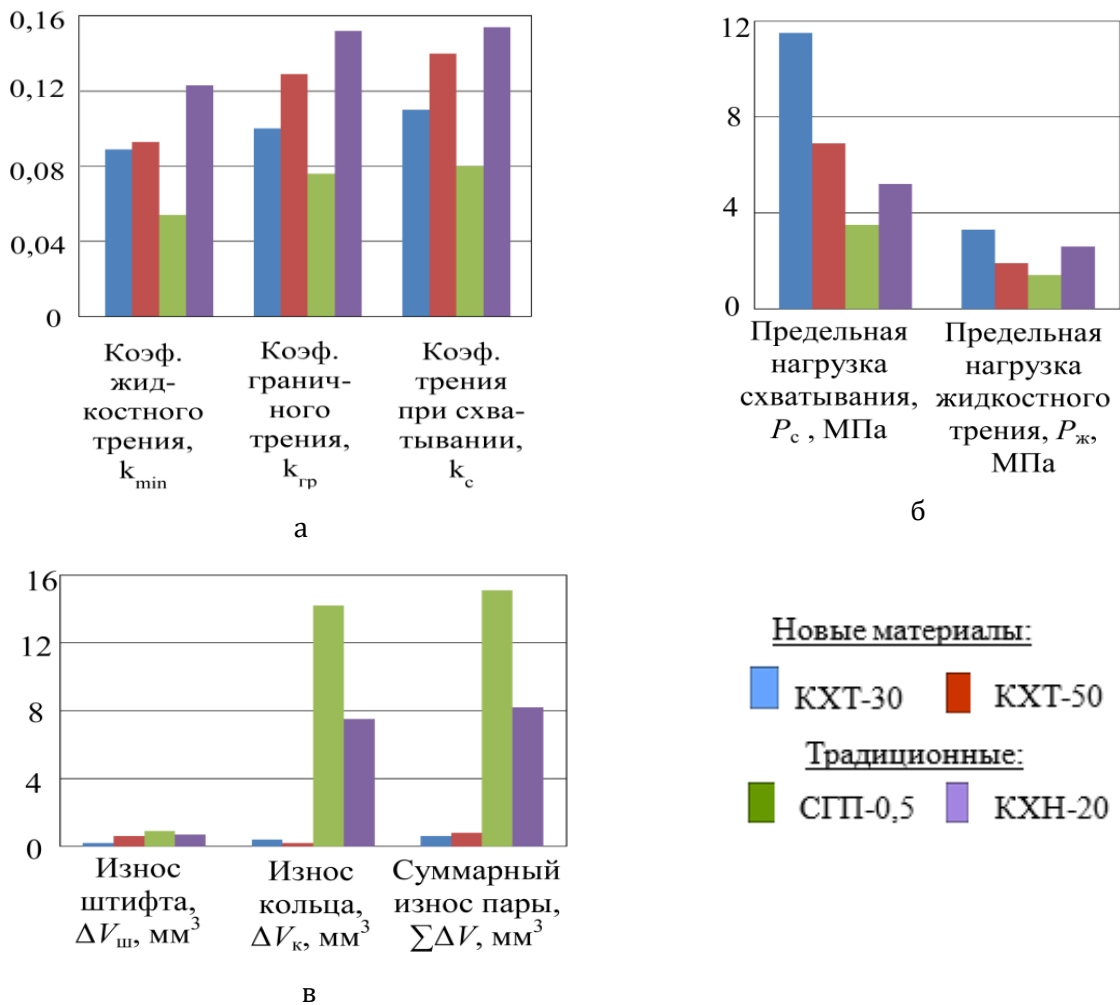


Рис. 4. Антифрикционные свойства и износостойкость новых материалов в сравнении с традиционными:

а – коэффициенты различных условий трения; б – предельные нагрузки режимов трения; в – износ образцов

ния показывают, что замена одного из элементов пары трения «силицированный графит по силицированному графиту» на деталь с покрытием из твердого сплава на основе карбида хрома с титановой связкой может существенно повысить долговечность узла трения за счет снижения суммарного износа пары трения. При этом можно добиться различного распределения износа между элементами пары трения: при использовании сплава с 30 об. % титановой связки меньше изнашиваться будет деталь с покрытием, а применение сплава с 50 об. % титана обеспечит более высокую износостойкость элемента, выполненного из силицированного графита.

Вывод

Разработанная технология нанесения покрытий из твердых сплавов карбида хрома с титаном на рабочие поверхности деталей узлов трения приведет также к существенному улучшению реакции узла трения на ужесточение условий работы (предельные нагрузки преимущественно жидкостного трения и схватывания возрастут). Некоторое повышение коэффициентов трения при различных режимах смазки при этом не превысит допустимой величины, способной существенно повлиять на эксплуатационные характеристики узла трения.

Все это указывает на целесообразность осуществления подобной замены и ее оправданность не только с точки зрения снижения вероятности поломок узла трения в результате хрупкого разрушения, но и с точки зрения улучшения антифрикционных характеристик и износостойкости (а, следовательно, и долговечности работы) пары трения.

Библиографический список

1. Fedorchenko, I. M. Composite sintered antifriction materials / I. M. Fedorchenko, L. I. Pugina. – Kiev: Naukova dumka Publ., 1980. – 404 p.
2. Zum Gahr, K.-H. Microstructure and Wear of Materials / K.-H. Zum Gahr. – Amsterdam: Elsevier, 1987. – 559 p.
3. Synthesis of Cr₃C₂ coatings for tribological applications / D.-Y. Wang, K.-W. Weng, C.-L. Chang, W.-Y. Ho // Surface and Coatings Technology. – 1990. Vol. 120. – Pp. 622–628.
4. Tribological properties of plasma-sprayed coatings under water-lubricated sliding / J.-F. Li, J.-Q. Huang, Y.-F. Zhang, C.-X. Ding // J Inorganic Materials. – 1998. – Vol. 13(4). – Pp. 514-520.
5. Features for formation of solid alloys of chromium carbide and titanium powder mixtures by explosion energy / A. V. Krokhalev, V. O. Kharlamov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak // Russian J Non-Ferrous Metals. – 2013. – Vol. 54. – Pp. 522-526.
6. Explosive coating with hard alloys / A. V. Krokhalev, O. A. Avdeyuk, K. V. Prikhod'kov, A. N. Savkin, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak // Russian Engineering Research. – 2014. – Vol. 34. – Pp. 85-88.

УДК 621.762.4.04

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-11-258-61-68

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

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ПЕРВИЧНОГО ГИДРИРОВАНИЯ МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ TiFe+Ti₂Fe, ПОЛУЧЕННОГО ПУТЕМ ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ СМЕСИ ПОРОШКОВ ТИТАНА И ЖЕЛЕЗА

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Исследована кинетика процессов первичного гидрирования материала на основе TiFe, полученных взрывным прессованием порошков титана и железа с последующей термической обработкой. С использованием полученных результатов и математической обработки кривых с помощью уравнения Авраами–Ерофеева выявлено, что механизм их насыщения водородом соответствует классическим представлениям о реакционной диффузии: процесс начинается с образования на поверхности материала слоя твердых растворов водорода в исходных фазах материала и по истечению латентного периода продолжается с формированием слоя гидридных фаз. Показано, что водород-аккумулирующий материал TiFe+Ti₂Fe обладает существенно большей водородной емкостью, чем однофазный TiFe.

Ключевые слова: железо, титан, водород-аккумулирующий интерметаллид, уравнение Авраами–Ерофеева

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

RESEARCH OF THE KINETICS OF THE FIRST HYDRATION OF MATERIAL TiFe + Ti₂Fe, OBTAINED BY EXPLOSIVE LOADING OF MIXTURES OF TITANIUM AND IRON POWDERS

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The kinetics of the processes of primary hydrogenation of material based on TiFe obtained by explosive pressing of titanium and iron powders with subsequent heat treatment has been investigated. Using the results obtained and mathematical processing of the curves using the Avraami–Erofeev equation, it was revealed that the mechanism of their saturation with hydrogen corresponds to the classical concepts of reaction diffusion. The process begins with the formation of a layer of solid solutions of hydrogen on the surface of the material in the initial phases of the material and after the latent period continues with the formation of a layer of hydride phases. It is shown that the hydrogen storage material TiFe + Ti₂Fe has a significantly higher hydrogen capacity than single-phase TiFe.

Keywords: iron, titanium, hydrogen-accumulating intermetallic compound, Avraami – Erofeev equation

Несмотря на доминирование в настоящее время литий-ионных батарей [1], твердотельное хранение водорода, по-видимому, по-прежнему остается одним из перспективных вариантов для некоторых применений, таких как стационарное хранение или сжатие водорода [2, 3]. FeTi, интерметаллическое соединение типа АВ, очень хорошо известно, как материал для хранения водорода, а также очень популярно благодаря своей низкой стоимости, высокой емкости хранения H₂ (1,86 % по массе) и возможности использования при комнатной температуре.

Синтез однофазных сплавов на основе FeTi может проводиться различными мето-

дами, такими как механическое легирование [4], методы аддитивного производства [5], дуговая плавка [6] или реакционное спекание [7]. Обычно FeTi требует начального процесса активации для поглощения водорода [8]. Проблема активации может быть решена путем добавления небольшого избытка Ti к TiFe [9]. При этом в ряде случаев в структуре кроме β-Ti появляется метастабильная фаза Ti₂Fe, которая также способна поглощать водород [10]. Поскольку гидриды данной интерметаллидной фазы в соответствии с «правилом обратной стабильности» [11] должны иметь меньшую энтальпию образования и содержать в своем составе больше Ti, чем гидриды на основе интерме-

таллида TiFe, то это гипотетически может повысить водородную емкость материала в целом.

Для проверки этой гипотезы нами был исследован сплав, содержащий 57 ат. % Ti и 43 ат. % Fe, полученный взрывным прессованием смеси порошков железа и титана с последующим реакционным спеканием при 1100°C. Для проведения взрывного прессования использовали схему нагружения, предусматривающую размещение порошка на поверхности стальной подложки и его нагружение нормально падающей детона-

ционной волной через стальную промежуточную прокладку (рис. 1, а). Режим прессования обеспечивал уплотнение исходной порошковой смеси до практически беспорядочного состояния (рис. 1, б).

Реакционное спекание проводилось в сваренной стальной ампуле с засыпкой порошка титана. При этом исходные компоненты прессовки прореагировали друг с другом, в результате чего сформировалась структура (рис. 2), состоящая из зерен TiFe, между которыми располагалась метастабильная фаза Ti₂Fe, содержание которой со-

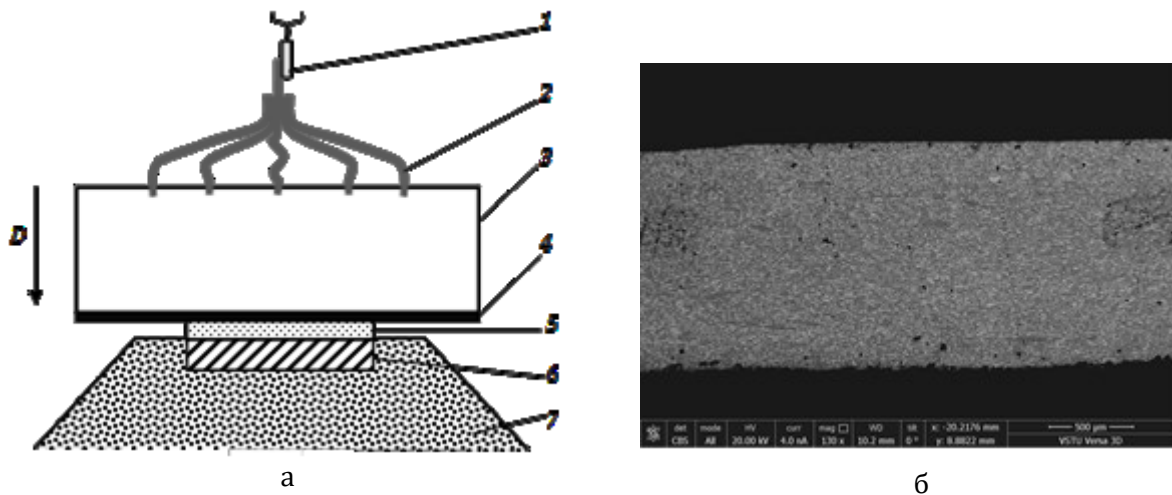


Рис. 1. Схема нагружения (а) и микроструктура прессовок (б):
1 – электродетонатор; 2 – детонирующий шнур; 3 – заряд ВВ; 4 – промежуточная прокладка; 5 – порошок; 6 – стальное основание; 7 – песчаная подушка

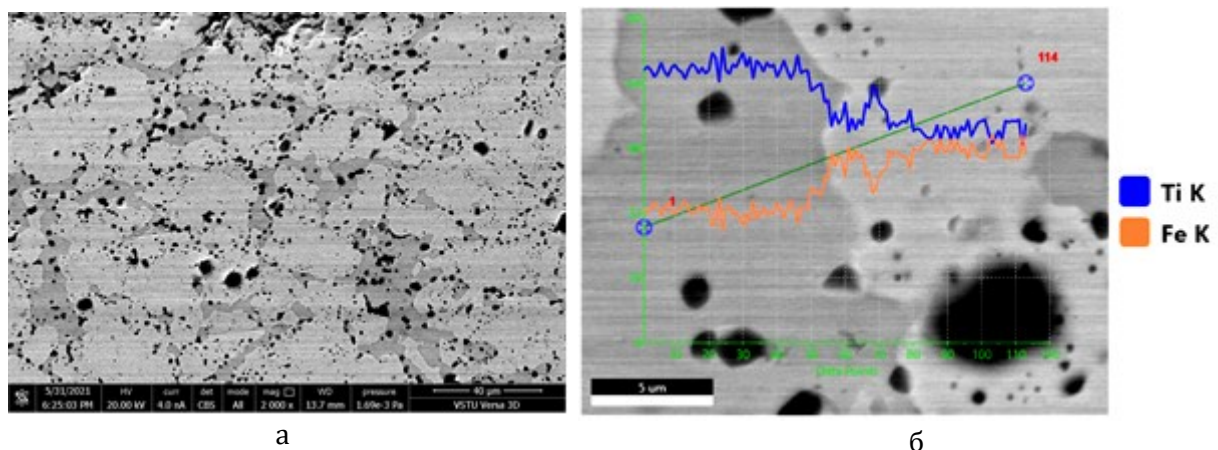


Рис. 2. Структура (а) и распределение элементов между фазами (б) материала, полученного в результате реакционного спекания прессовок Ti и Fe

ставило 14,7 об. %.

Поглащенный в процессе спекания кислород и азот оказались связанными в оксикарбонитриды (рис. 3), равномерно распределенные в объеме материала (рис. 2, а).

Полученные хроноамперометрические кривые пересчитывались в количественное содержание водорода с использованием постоянной Фарадея по обычной методике [12] с отнесением результата к массе насы-

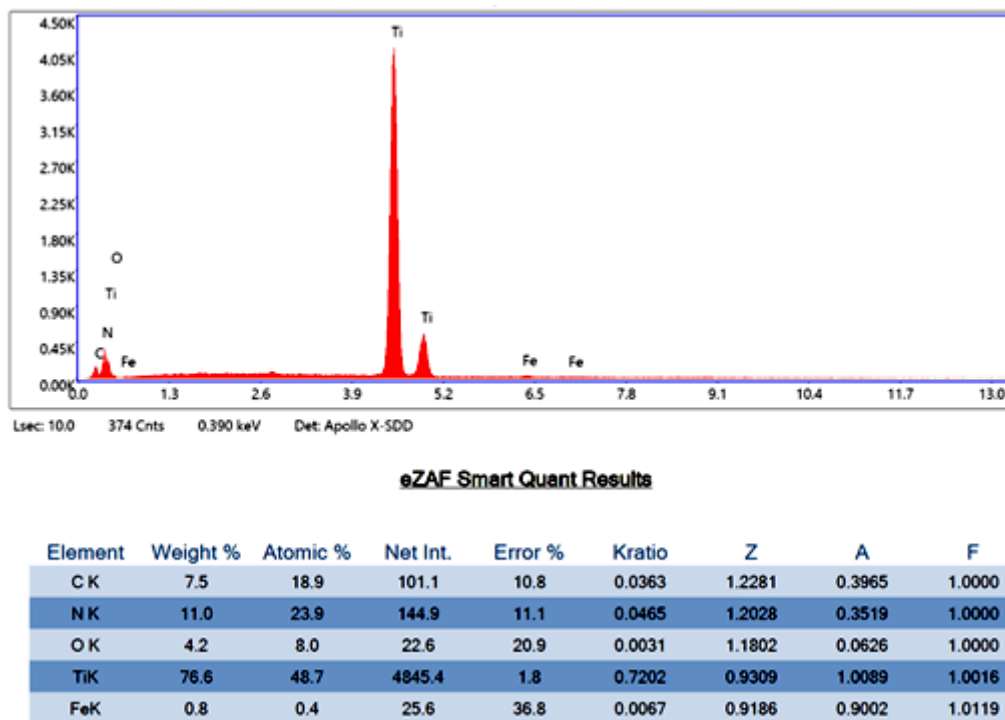


Рис. 3. Состав оксикарбонитридной фазы материала, полученного в результате реакционного спекания прессовок Ti и Fe

Таблица 1 – Результаты параметрической идентификации модели

Слагаемое	C_{max} , мг/г	n	τ_R , мин.	τ_0 , мин.
1	0,001790288	1,118823187	2,118669505	0
2	0,008319236	0,600367659	8,35849279	0,111289018

Водородсорбционные свойства образцов полученного материала определяли электрохимическим методом [12]. Гидрирование проводили при температуре 20°C и атмосферном давлении. Измерения осуществляли в трехэлектродной ячейке с 9 М водным раствором KOH в качестве электролита, Ni(OH)₂/NiOOH-противоэлектродом и Hg/HgO-электродом сравнения на потенциостате Electrochemical Instruments P-40X. Потенциал насыщения устанавливался равным -1,25 В, время испытания составляло 1

час. Полученные хроноамперометрические кривые пересчитывались в количественное содержание водорода с использованием постоянной Фарадея по обычной методике [12] с отнесением результата к массе насы-

щаемого образца или к площади поверхности насыщения (рис. 4, а). В полулогарифмических координатах кривая кинетики поглощения водорода (рис. 4, б) имеет характерную сигмоидальную форму с четкой тенденцией к затухающей скорости процесса. Для её количественного описания и выявления механизма сорбции водорода водород-аккумулирующими материалами различной природы в настоящее время активно применяется уравнение Авраами-Ерофеева [13-

15], записываемое в наиболее общем виде как:

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

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

Принято считать, что если $0.5 \leq n < 1.0$, то процесс насыщения контролируется только диффузией, если $2.5 \leq n \leq 4.0$, то лимитиру-

ющим звеном процесса является зарождение новых фаз и, если значение n находится в диапазоне от 1.0 до 2.5, то оба механизма, контролирующих скорость процесса, действуют параллельно. Например, при $n = 1$ имеет значение как диффузия, определяемая геометрией, так и зародышеобразование, которое происходит на границах зерен [16].

Процессы насыщения водородом интерметаллидных материалов, как правило отличаются достаточно сложной кинетикой, что связано как с образованием нескольких

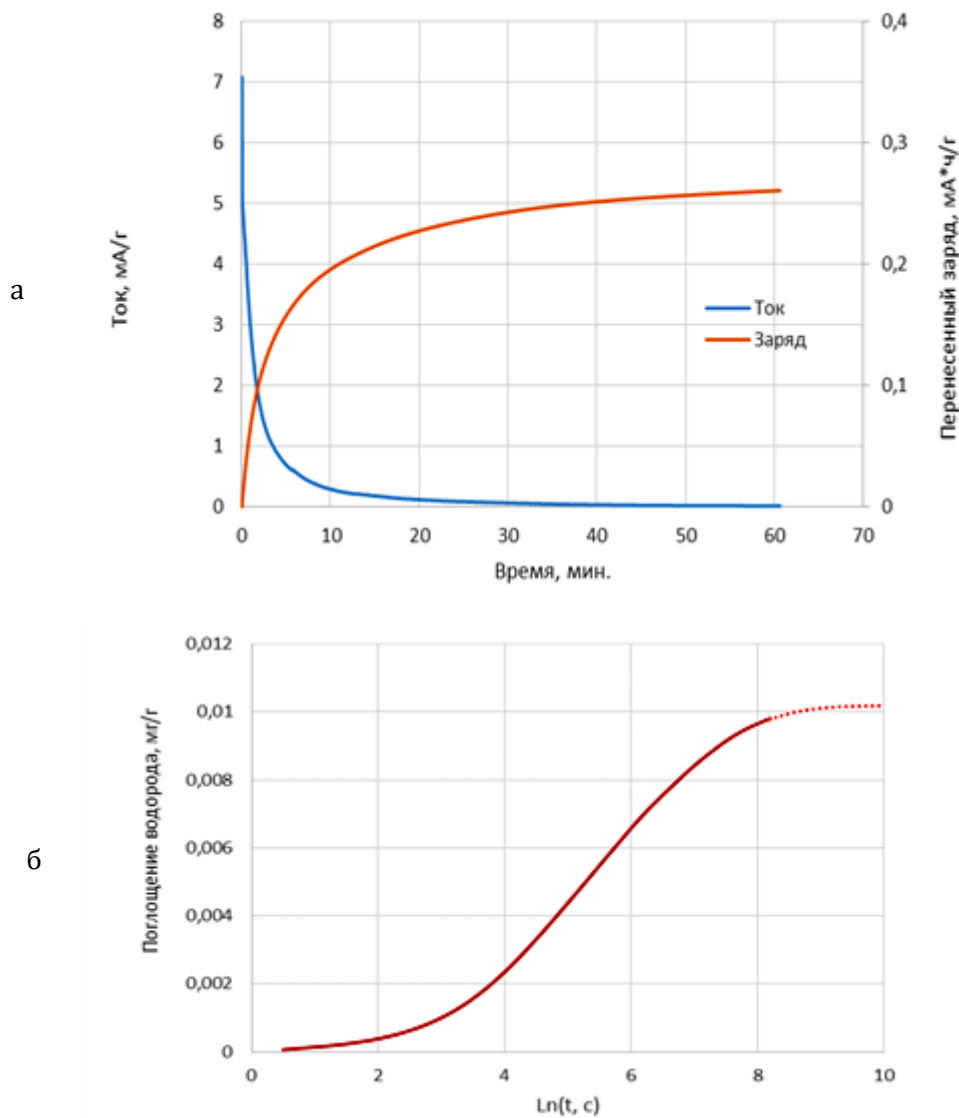


Рис. 4. Зависимость тока, перенесенного заряда (а) и количества поглощенного водорода (б) от продолжительности гидрирования материала, полученного в результате реакционного спекания прессовок Ti и Fe

фаз (твердых растворов водорода в интерметаллиде и гидридов на их основе), так и с существенным торможением диффузии сжимающими напряжениями, возникающими за счет объемных эффектов фазовых превращений при гидрировании. В этой связи хорошей аппроксимации эксперимен-

тальных данных уравнением (1) можно ожидать только при использовании в его правой части как минимум двух слагаемых с различным набором параметров C_{max} , τ_0 , τ_R и n [15].

Для отыскания численных значений этих параметров (параметрической идентифика-

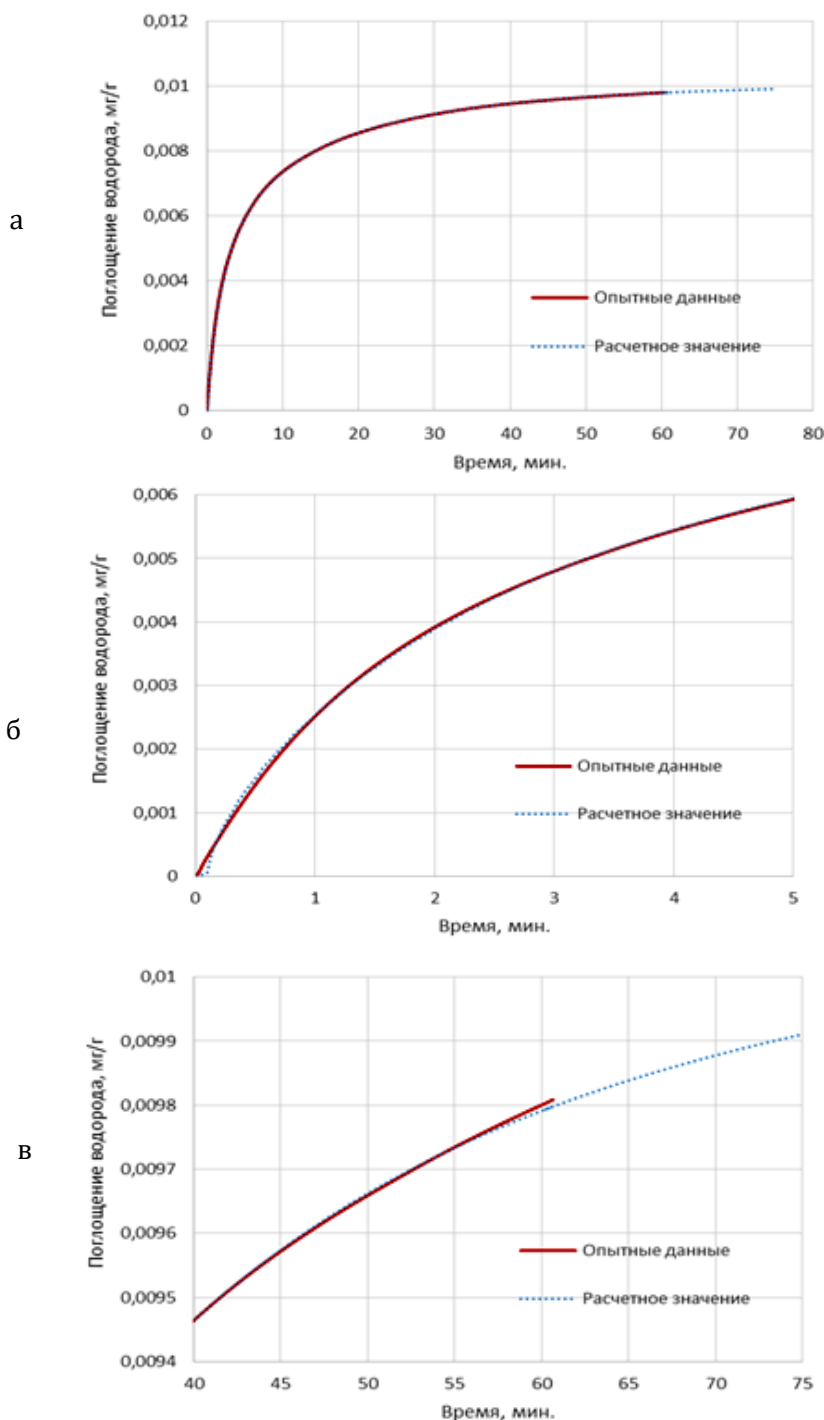


Рис. 5. Сопоставление результатов экспериментов с предсказанием модели на основе двух уравнений Авраами-Ерофеева (а) на начальном (б) и конечном этапах гидрирования (в)

ции модели) использовали алгоритм минимизации суммы квадратов разности между прогнозируемыми моделью результатами и опытными данными (МНК) методом обобщенного приведенного градиента (ОПГ) [17]. Результаты расчета представлены в табл. 1.

Вторая составляющая модели начинает работать лишь после инкубационного периода и может быть связана с ростом на поверхности материала гидридного слоя, обеспечивающего существенно большее значение C_{max} . Высокое значение τ_R указывает на низкую скорость этого процесса, а

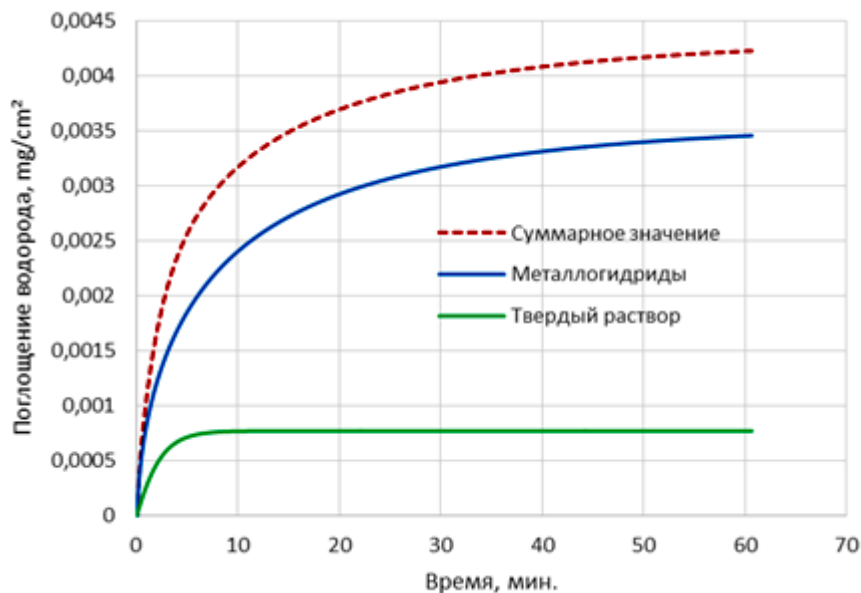


Рис. 6. Количество водорода, связанное при гидрировании поверхности образца в твердых растворах и гидридах интерметаллидов

Найденные значения параметров математической модели обеспечивают её высокие аппроксимирующие свойства (рис. 5, а), причем как на начальном, так и на конечном этапах гидрирования (рис. 5, б, в).

Меньшее значение параметра C_{max} и $\tau_0 = 0$ для первой составляющей модели позволяет связать её с начальным этапом гидрирования – образованием и ростом на поверхности материала слоя твердых растворов водорода. Низкое значение τ_R свидетельствует об относительно высокой скорости протекания этого процесса.

близкое к 0,5 значение n позволяет объяснить этот эффект меньшим коэффициентом диффузии водорода в гидридах.

Предложенная математическая модель позволяет отдельно оценить количество водорода, связанное при гидрировании в твердом растворе и в гидридах интерметаллидных фаз (рис. 6).

Подобное разделение позволяет более подробно рассмотреть рост гидридного слоя и применить к его описанию известный параболический закон роста слоев химических соединений Таммана, который в наиболее

Таблица 2 – Результаты параметрической идентификации модели диффузионного роста гидридного слоя

$H_w, \%$	K	n	$\tau_0, \text{мин.}$
2,743188958	6,85797E-05	1,769790887	0,111289018

общем виде [18, 19] может быть записан как:

$$x = K(\tau - \tau_0)^{\frac{1}{n}}, \quad (2)$$

или

$$C_F(\tau) = \rho H_W K(\tau - \tau_0)^{\frac{1}{n}}, \quad (3)$$

где x – толщина гидридного слоя; $C_F(\tau)$ – количество водорода, поглощенное единицей поверхности материала при гидрировании; K – константа скорости роста гидридного слоя; τ – время; τ_0 – длительность инкубационного периода; n – показатель сте-

увеличения длительности процесса роста слоя замедляется, что может быть связано с упомянутым ранее накоплением внутренних напряжений, препятствующих диффузии.

Результаты параметрической идентификации модели (3), выполненной для отрезка времени, на котором процесс гидрирования строго соответствует параболическому закону роста, приведены в табл. 2.

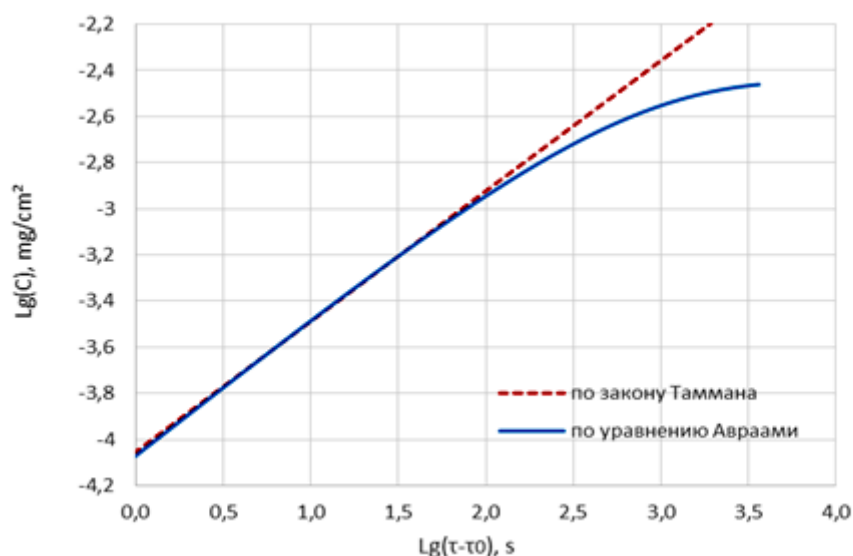


Рис. 7. Связь количества водорода в гидридном слое со временем его роста

пени ($n=2$ в случае строгого выполнения параболического закона роста слоев, отклонения возможны при небольших размерах образцов, неплоской их поверхности, в случае сильного влияния диффузии по границам зерна, наличия препятствий на пути диффузионного потока и т.п.); ρ – плотность гидридного слоя; H_W – массовая доля водорода в гидриде.

Уравнение (3) должно линеализоваться в логарифмических координатах:

$$\lg[C_F(\tau)] - \lg(\tau - \tau_0).$$

Проверка данного предположения показала, однако (рис. 7), что закон роста диффузионных слоев Таммана выполняется лишь на начальных этапах гидрирования. По мере

Из табл. 2 следует, что весовое содержание водорода в гидридном слое на поверхности исследованного материала превышает 2,7 мас. %, что заметно выше водородной емкости чистого FeTi. Это позволяет сделать вывод о положительном влиянии метастабильного интерметаллида Ti_2Fe на свойства материала в целом.

Библиографический список

1. Ghiyasiyan-Arani, M. Strategic design and electrochemical behaviors of Li-ion battery cathode nanocomposite materials based on AlV_3O_9 with carbon nanostructures / M. Ghiyasiyan-Arani, M. Salavati-Niasari // Composites Part B-engineering. – 2020. – Vol. 183. – P. 107734.
2. Hydrogen energy, economy and storage: review and recommendation / J. O. Abe, A. P. I. Popoola, E. Ajenifuja, O. M. Popoola // International Journal of Hydrogen Energy. – 2019. – Vol. 44. – Pp. 15072-15086.

3. Bhogilla, S. S. Design of a hydrogen compressor for hydrogen fueling stations / S. S. Bhogilla, H. Niyas // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2019. – Vol. 44. – Pp. 29329-29337.
4. Synthesis of TieFe alloys by mechanical alloying / H. Hotta, M. Abe, T. Kuji, H. Uchida // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2007. – Vol. 439. – Pp. 221-226.
5. Combinatorial synthesis of alloy libraries with a progressive composition gradient using laser engineered net shaping (LENS): hydrogen storage alloys / M. Polanski, M. Kwiatkowska, I. Kunce, J. Bystrzycki // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2013. – Vol. 38. – Pp. 12159-12171.
6. Reilly, J. J. Formation and properties of iron titanium hydride / J. J. Reilly, R.H. Wiswall // *Inorganic Chemistry* 1974. – Vol. 13. – Pp. 218-222.
7. Hydriding combustion synthesis of TiFe / I. Saita, M. Sato, H. Uesugi, T. Akiyama // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2007. – Vol. 446-447. – Pp. 195-199.
8. Modi, P. Titanium-iron-manganese (TiFe_{0.85}Mn_{0.15}) alloy for hydrogen storage: reactivation upon oxidation / P. Modi, K.-F. Aguey-Zinsou // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2019. – Vol. 44. – Pp. 16757-16764.
9. Guéguen, A. Influence of the addition of vanadium on the hydrogenation properties of the compounds TiFe_{0.9}V_x and TiFe_{0.8}Mn_{0.1}V_x (x = 0, 0.05 and 0.1) / A. Guéguen, M. Latroche // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2011. – Vol. 509. – Pp. 5562-5566.
10. Chetina, O. V. Hydrogen absorption by intermetallics M₂Fe (M = Zr, Hf, Ti) and their effect on the catalytic aromatization of ethane / O. V. Chetina, T. V. Vasina, V. V. Lunin // *Russian Chemical Bulletin*. – 1994. – Vol. 43. – Pp. 1630-1633.
11. Miedema, A. R. Which intermetallic compounds of transition metals form stable hydrides? / A. R. Miedema, K. H. J. Buschow, H. H. Van Mal // *Journal of the Less Common Metals*. – 1976. – Vol. 49. – Pp. 463-472.
12. 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.
13. Magnesium-carbon hydrogen storage hybrid materials produced by reactive ball milling in hydrogen / M. Lototsky, J. M. Sibanyoni, R. V. Denys, M. Williams, B. G. Pollet, V. A. Yartys // *Carbon*. – 2013. – Vol. 57. – Pp. 146-160.
14. Луданов, К. И. Аккумуляция водорода. Кинетика поглощения водорода в металлах / К. И. Луданов, Т. И. Братанич // *Відновлювана енергетика*. – 2016. – №1. – С. 5-12.
15. 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. Яртъсь // *Журнал физической химии*. – 2020. – Т. 94. – № 5. – С. 772-777.
16. Influence of intrinsic hydrogenation/dehydrogenation kinetics on the dynamic behaviour of metal hydrides: Asemi-empirical model and its verification / T. Forde, J. P. Maehlen, V. A. Yartys, M. V. Lototsky, H. Uchida // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2007. – Vol. 32. – Pp. 1041 – 1049.
17. Шадрина, Н. И. Решение задач оптимизации в Microsoft Excel 2010 : учеб. пособие / Н. И. Шадрина, Н. Д. Берман ; [науч. ред. Э. М. Вихтенко]. – Хабаровск : Изд-во Тихоокеан. гос. ун-та, 2016. – 101 с.
18. Молохина, Л. А. Анализ и расчет параметров диффузии в двухкомпонентных многофазных системах при "ограниченном" поступлении компонента с меньшей температурой плавления / Л. А. Молохина, С. А. Филин // *Конденсированные среды и межфазные границы*. – 2018. – Т. 20. – № 4. – С. 618-629.
19. Лобанов, М. Л. Методы определения коэффициентов диффузии : учеб. пособие / М. Л. Лобанов, М. А. Зорина. – Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2017. – 100 с.

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-11-258-69-72

*В. Г. Шморгун, д-р техн. наук, В. П. Кулевич, м. н. с.,
А. И. Богданов, канд. техн. наук, О. В. Слаутин, канд. техн. наук*

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ОПЛАВЛЕННЫХ УЧАСТКОВ, ОБРАЗУЮЩИХСЯ НА ГРАНИЦЕ РАЗДЕЛА В СВАРИВАЕМЫХ ВЗРЫВОМ СОЕДИНЕНИЯХ АЛЮМИНИЙ-СПЛАВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru

Исследовано влияние состава сплавов на основе железа на микротвердость участков оплавленного металла в сваренных взрывом соединениях с алюминием. Показано, что при прочих равных условиях присутствие хрома в составе сплава на основе железа приводит к повышению твердости участков оплавленного металла на 1-2 ГПа, а совместное легирование хромом и никелем – на 3 ГПа.

Ключевые слова: сварка взрывом, оплавленный металл, фазовый состав, микротвердость

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

STRUCTURE AND PROPERTIES OF MELTED AREAS FORMED AT THE BORDER OF SECTION IN EXPLOSION WELDED JOINTS ALUMINUM-IRON-BASED ALLOY

Volgograd State Technical University, mv@vstu.ru

The influence of the composition of iron-based alloys on the microhardness of the areas of the melted metal in explosion-welded joints with aluminum is investigated. It is shown that, other things being equal, the presence of chromium in the composition of an iron-based alloy leads to an increase in the hardness of the alloys by 1–2 GPa, and joint alloying with chromium and nickel, by 3 GPa.

Keywords: explosion welding, fused metal, phase composition, microhardness

Опыт, накопленный к настоящему времени в области сварки взрывом, позволяет утверждать, что наиболее опасным видом неоднородности, оказывающим решающее влияние на прочность соединения основного металла с плакирующим слоем, является локальное оплавление на границе раздела металлов, которое вызывается теплом, выделяющимся при деформации на участках ее наиболее интенсивного действия. Большие оплавленные участки всегда содержат кристаллизационные дефекты и поэтому, независимо от сочетаний свариваемых материалов, снижают прочность соединений как физическая неоднородность второго вида [1].

В работе [2] показано, что зависимость относительной прочности сварных соединений от относительной протяженности оплавленных участков имеет свой характерный вид для каждого конкретного биметаллического соединения и определяется твердостью оплавленного металла.

Целью настоящей работы явилось исследование влияния состава сплавов на основе железа на микротвердость участков оплавленного металла в сваренных взрывом соединениях с алюминием.

Материалы и методы исследований

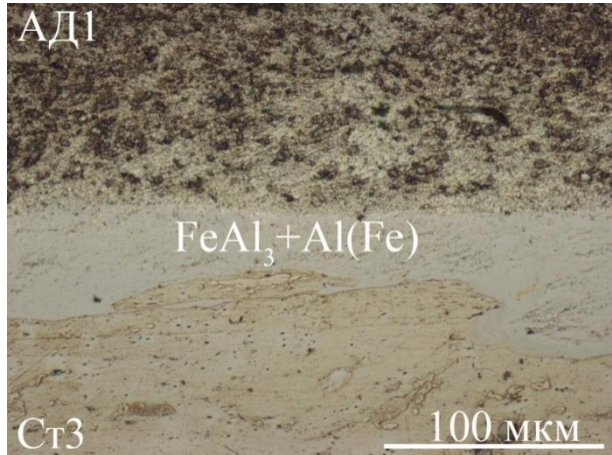
Структуру и свойства оплавленного металла исследовали на межслойной границе сваренных взрывом композитов - бинарных АД1+Ст3 (2,5+8 мм) и многокомпонентных АД1+Х15Ю5 (2,5+1,6 мм), АД1+Х23Ю5 (2,5+2,5 мм) и АД1+12Х18Н10Т (2,5+10 мм). Сварку взрывом проводили на режиме $V_k=2300$ м/с и $V_c=470$ м/с.

Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Олимпус ВХ-61, электроннооптические исследования и определение химического состава – на растровом электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam. Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3М с нагрузкой на индентор 50-100 г.

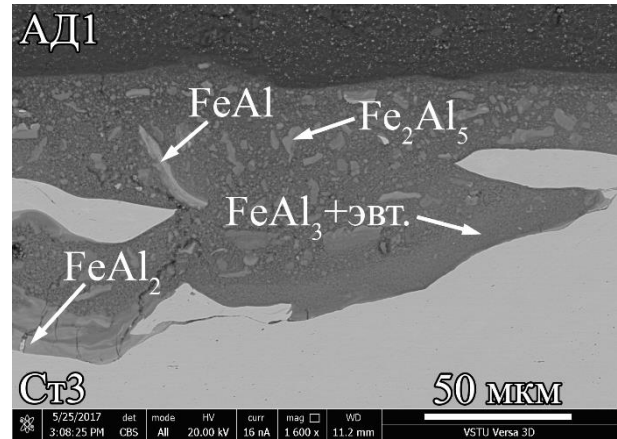
Результаты и их обсуждение

Анализ результатов энергодисперсионного анализа (рис. 1) показал, что после сварки структура оплавленного металла на

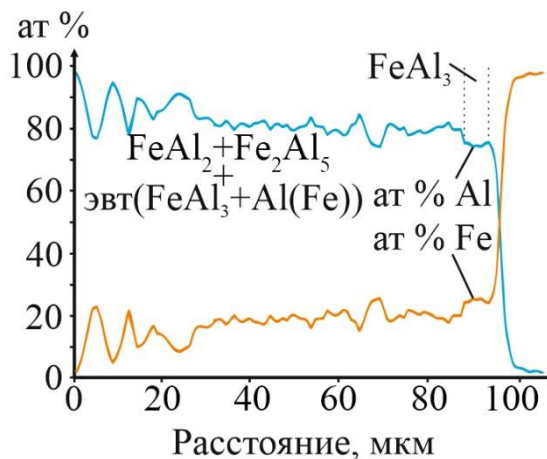
позиций Х15Ю5-АД1 и Х23Ю5-АД1 (рис. 2) показали, что формирующиеся оплавы имеют гетерогенную структуру, их относительная протяженность превышает 90 % при



а



б



в

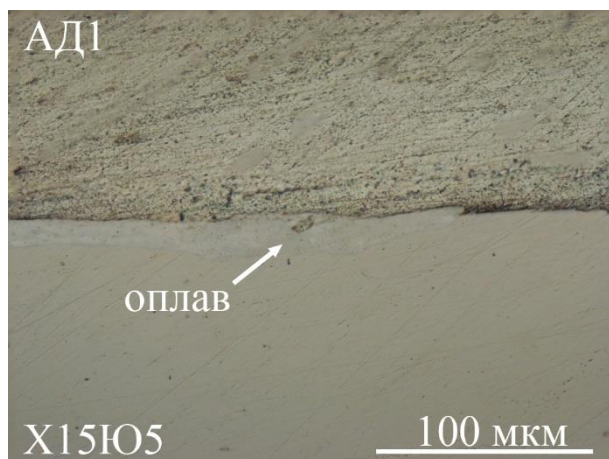
Рис. 1. Структура (а) и СЭМ изображение (б) оплавленного металла на межслойной границе Ст3-АД1 после сварки взрывом и распределение химических элементов по его толщине (в)

межслойной границе композита АД1+Ст3 представляет собой механическую смесь $\text{Al}+\text{FeAl}_3$ с включениями интерметаллидов Fe_2Al_5 и FeAl_2 . На границе со сталью формируется тонкая прослойка интерметаллида FeAl_3 . Толщина оплавов составляет порядка 50 мкм, их относительная протяженность 90 %, а микротвердость ~ 6 ГПа.

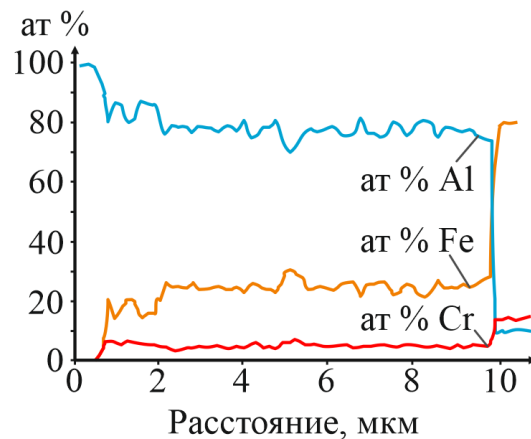
Металлографические исследования межслойной границы сваренных взрывом ком-

толщине, достигающей 15 мкм для Х15Ю5-АД1 и 20 мкм для Х23Ю5-АД1. Микротвердость оплавленных участков находится в диапазоне 5-7 ГПа для Х15Ю5-АД1 и 7-8 ГПа для Х23Ю5-АД1.

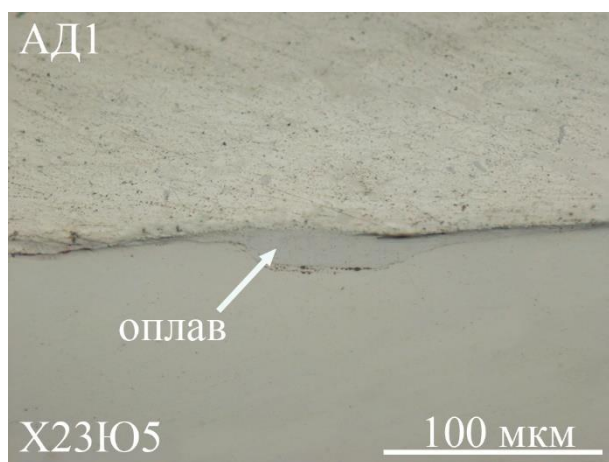
По результатам энергодисперсионного анализа установлено, что оплавы имеют практически постоянный химический состав с равномерно распределенным содержанием хрома на уровне 6 ат. % для Х15Ю5-АД1 и 10



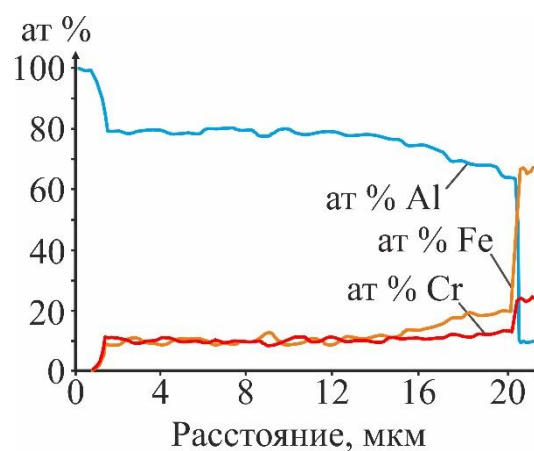
а



б

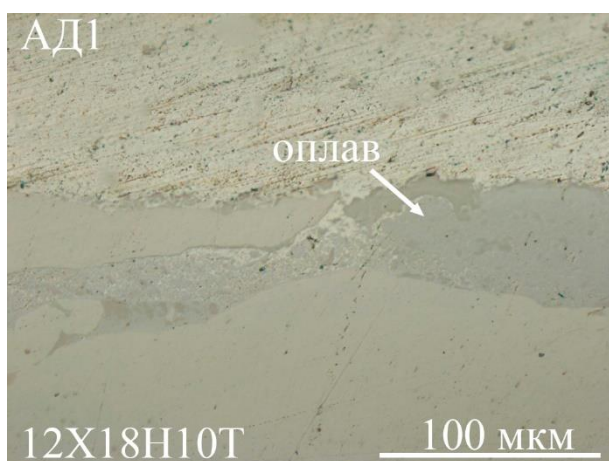


в

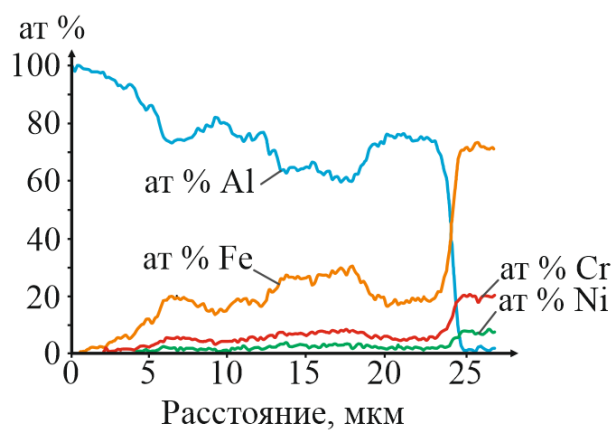


г

Рис. 2. Структура участков оплавленного металла на межслойной границе X15Ю5+АД1 (а) и X23Ю5+АД1 (в) после сварки взрывом и распределение химических элементов по его толщине (б) и (г) соответственно



а



б

Рис. 3. Структура участка оплавленного металла на межслойной границе 12X18Н10Т+АД1 (а) после сварки взрывом и распределение химических элементов по его толщине (б)

ат. % для X23Ю5-АД1 (рис. 2, б, г), что соответствует смеси фаз $FeAl_3(Cr) + Al(Fe,Cr)$.

При сварке алюминия АД1 со сплавом 12X18Н10Т (рис. 3) формируются оплавы

переменной толщины (5 - 80 мкм) с относительной протяженностью близкой к 100 %, состоящие из смеси фаз $FeAl_3(Cr,Ni)$ + $Al(Fe,Cr,Ni)$ с включениями $FeAl_2$, Fe_2Al_5 и квазикристаллической фазы $Al_8(Fe,Cr)_5$ [3]. Микротвердость оплавов достигает 9 ГПа.

Вывод

Микротвердость участков оплавленного металла на межслойной границе сваренных взрывом композиций системы Fe-Al зависит от химического состава сплава на основе железа. При прочих равных условиях присутствие хрома в составе сплава на основе железа (15-23 %) приводит к повышению твердости участков оплавленного металла

на 1-2 ГПа, а совместное легирование хромом (18 %) и никелем (10 %) – на 3 ГПа.

Библиографический список

1. Седых, В. С. Сварка взрывом и свойства сварных соединений / В. С. Седых, Н. Н. Казак – М.: Машиностроение, 1971. – 72 с.
2. Трыков, Ю. П. О влиянии количества и твердости оплавленного металла на прочность свариваемых взрывом соединений / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, И. Б. Степанищев // Известия вузов. Черная металлургия. – 2004. – № 11. – С. 82-83.
3. Al-Cr-Fe phase diagram. Isothermal Sections in the region above 50 at% Al / D. Pavlyuchkov, B. Przepiórzyński, W. Kowalski, T. Y. Velikanova, B. Grushko // Calphad. – 2014. – Vol. 45. – Pp. 194-203.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-10246, <https://rscf.ru/project/21-79-10246/>

Ответственный за выпуск редактор 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 2021 г. Поз. № 12ж. Подписано в печать 30.11.2021 г. Формат 60 × 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Cambria. Печать офсетная. Усл. печ. л. 8,37.
Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 614.
Отпечатано в типографии издательства ВолгГТУ
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.