

Серия «СВАРКА ВЗРЫВОМ  
И СВОЙСТВА СВАРНЫХ  
СОЕДИНЕНИЙ»

# ИЗВЕСТИЯ



ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО  
ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

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

## РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Председатель

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

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

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

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

**А. В. Крохалев**, д-р техн. наук

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

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

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

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

**В. Г. Шморзун**, д-р техн. наук

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

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

Международный индекс журнала  
ISSN 1990-5297.

Журнал распространяется  
по подписке.  
Индекс журнала по объединенному каталогу  
«Пресса России» – 80811  
[https://www.pressa-  
rf.ru/cat/1/edition/y\\_e80811/](https://www.pressa-<br/>rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/)

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

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

**№ 11 (294)**  
**Ноябрь**  
**2024**

УЧРЕДИТЕЛЬ  
ФГБОУ высшего образования  
«Волгоградский государственный технический университет»

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

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

# IZVESTIA



**VOLGOGRAD STATE TECHNICAL  
UNIVERSITY**

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

## Editorial board:

### Chairman

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

International index of the journal ISSN 1990-5297.

The journal is distributed by subscription.  
Index of the magazine according to the united catalog «Press of Russia» – 80811.  
[https://www.pressa-ru.ru/cat/1/edition/y\\_e80811/](https://www.pressa-ru.ru/cat/1/edition/y_e80811/)

### Tel. of VSTU editorial office:

8 (8442) 24-84-05

8 (8442) 24-84-08

[zavrio@vstu.ru](mailto:zavrio@vstu.ru)

Scientific journal

Published since January 2004

Twelve times a year

**№ 11 (294)**  
**November**  
**2024**

**FOUNDER**

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

### Editorial office address:

Volgograd, Lenin avenue, 28.

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

E-mail: [ianovakov@vstu.ru](mailto:ianovakov@vstu.ru)

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

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

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

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

<i>Ю. П. Бешапошников, В. В. Пай</i> Единственность решения задачи о многослойном метании пластин скользящей детонационной волной .....	5
<i>С. В. Хаустов, В. В. Пай, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. Д. Кочкалов</i> Влияние состава ударно-сжатого газа в зазоре на нагрев металлических пластин при сварке взрывом.....	12
<i>О. Л. Первухина, И. В. Денисов, Л. Б. Первухин</i> Особенности структуры соединения в зоне ремонта сваркой взрывом дефектов сплошности биметаллических плит сталь-титан.....	18
<i>М. П. Королев, Е. В. Кузьмин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Сварка взрывом стали с АМг6 с использованием промежуточного слоя из АМг6.....	25
<i>Н. Н. Ниёзбеков, А. Ю. Малахов, И. В. Денисов, И. В. Сайков</i> Особенности структуро- и фазообразования на границе соединения ВТ1-0 – АМг6 и 08Х18Н10Т – АМг6.....	30
<i>Е. В. Кузьмин, М. П. Королев, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, И. Т. Еникеев, М. А. Кирилов, В. Д. Шаталин</i> Особенности формирования соединения композита сталь-медь при сварке взрывом с воздействием ультразвука.....	37
<i>В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, В. О. Харламов, А. И. Богданов</i> Особенности формирования структуры в зоне соединения сваренного взрывом магниево-алюминиевого композита при термической обработке.....	44
<i>А. Н. Ву Ван, В. О. Харламов, М. Р. Прошин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Исследование характера разрушения зоны соединения между медью и алюминием в образцах, полученных сваркой взрывом вблизи нижней границы свариваемости.....	51
<i>А. В. Крохалев, Д. Р. Черников, Д. В. Россеин, Ю. А. Мукменев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Использование взрывного прессования и термической обработки для получения материалов на основе метастабильной фазы $Ti_2Fe$ .....	57
<i>Д. Р. Черников, А. В. Крохалев, Д. В. Россеин, Ю. А. Мукменев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Влияние режима термической обработки на микроструктуру и фазовый состав водород-аккумулирующих материалов системы Ti-Fe.....	66

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-11-294-5-11

*Ю. П. Бесшапошников, канд. техн. наук, В. В. Пай\*, д-р физ.-мат. наук***ЕДИНСТВЕННОСТЬ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ О МНОГОСЛОЙНОМ МЕТАНИИ ПЛАСТИН  
СКОЛЬЗЯЩЕЙ ДЕТОНАЦИОННОЙ ВОЛНОЙ***ООО «Протол», Екатеринбург, [bm@protol.ru](mailto:bm@protol.ru)**\*Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, г. Новосибирск, [pai@hydro.nsc.ru](mailto:pai@hydro.nsc.ru)*

Приведено доказательство единственности решения задачи о двумерном многослойном метании пластин, базирующаяся на выражении, связывающем величины предельного и текущего углов поворота. Предложен несколько улучшенный способ расчета. Показано, что при определенных условиях наблюдается значительный рост скорости метания после соударения пластин, которая превышает совместную скорость полета тех же пластин, но изначально расположенных без зазора.

**Ключевые слова:** угол, давление, импульс, разгон, ударник, пакет, мишень, метаемый слой, остаточные продукты взрыва

*Yu. P. Besshaposnikov, V. V. Pai\****UNIQUENESS OF THE MULTILAYER PLATE CASTING PROBLEM SOLUTION  
BY A SLIDING DETONATION***Protol Ltd, Yekaterinburg, [bm@protol.ru](mailto:bm@protol.ru)**\*Lavrentyev Institute of hydrodynamics, SB RAS, Novosibirsk, [pai@hydro.nsc.ru](mailto:pai@hydro.nsc.ru)*

A proof of the uniqueness of two-dimensional multilayer plate casting problem solution is given, based on an expression connecting the values of the limiting and current bending angles. A slightly improved method of calculation is proposed. It is shown that under certain conditions there is a significant increase in the flying velocity after the collision of the plates and it exceeds a combined speed of the same plates, but initially located without a gap.

**Keywords:** angle, pressure, impulse, acceleration, striker, packet, target, flyer, residual explosion products

В [1] найдено аналитическое решение задачи о многослойном метании пластин скользящей детонационной волной на основе выражения, связывающего величины предельного и текущего углов поворота. В [2, 3] это решение было проверено экспериментально. В настоящей работе, в рамках той же модели, приводится теоретическое доказательство единственности полученного решения. На примере двухслойного метания пластин зарядом повышенной массы показано, что при определенных условиях пластины после соударения могут разогнаться до скоростей, превышающих скорости тех же пластин, но изначально расположенных без зазора, благодаря аномально-высокому приросту импульса в начальной фазе разгона – фактора, на важность учета которого при разработке технологий получения биметаллических и многослойных

композиционных материалов, указывалось еще в работе [2].

**Расчетная схема**

На рис. 1 представлена схема многослойного метания. Здесь  $H$  – толщина слоя взрывчатого вещества (ВВ);  $(x, y)$  – базовая система отсчета, то есть система декартовых координат, связанная с фронтом детонации;  $(x_c, y_c)$  – текущая система отсчета, то есть система декартовых координат, связанная с началом движения последней пластины (мишень);  $y_0$  – расстояние от ударника (пластина, на которой расположен слой ВВ) до мишени;  $D$  – скорость детонации заряда ВВ;  $\beta_0$  – начальный угол метания пакета (композиция из соударившихся частей пластин), который образуется в момент столкновения с мишенью набора предыдущих пластин после их последовательного косоугольного соударения друг с другом (метаемый слой);  $\beta$  – текущий угол поворота метаемого пакета, т.е. угол

между осью  $x_c$  и касательной в заданной точке кривой разгона (траектория движения отдельного элемента пакета); ПД – продукты детонации;  $\beta_{max}$  – угол разлета ПД в окружающую среду;  $p_0$  – пиковое давление остаточных ПД (часть ПД, которая продолжает действовать на пакет с момента соударения метаемого слоя с мишенью).

пакета (коэффициент нагрузки). За единицу скорости –  $D$ . За единицу энергии – произведение массы ВВ на  $D^2$ . Единицами остальных физических величин – их значения на детонационной волне.

Переход между системами отсчета осуществляется по формулам:

$$X - X_0 = X_c \cdot \cos \beta_0 - Y_c \cdot \sin \beta_0,$$

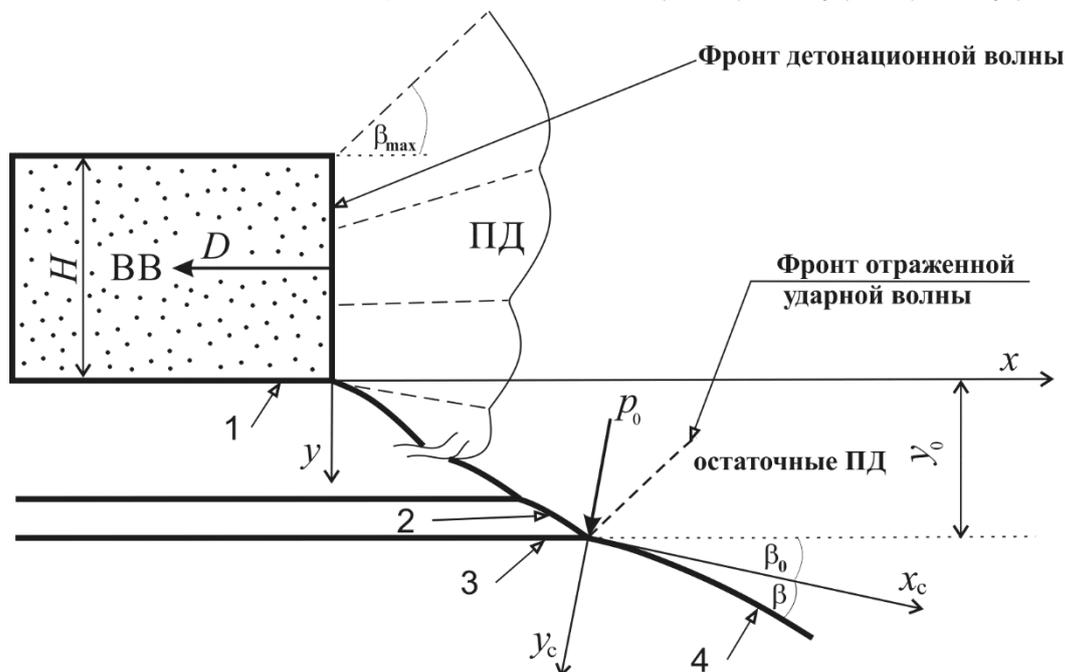


Рис. 1. Схема соударения пластин при их многослойном метании скользящей детонационной волной:

1 – ударник; 2 – метаемый слой; 3 – мишень; 4 – пакет

Процесс метания рассматривается на достаточно большом удалении от краёв метаемых пластин, что исключает их влияние на кривую разгона. При этом пластины и пакет в целом состоят из набора абсолютно жестких не связанных между собой элементов нулевой толщины. Единичная масса (масса на единицу площади поверхности) элемента пластины равна единичной массе исходной пластины, а единичная масса элемента пакета – сумме единичных масс пластин в пакете.

В расчетах все величины берутся в безразмерном виде. Для линейных величин за единицу измерения принимается  $H$ :  $X = x/H$ ,  $Y = y/H$ ,  $X_c = x_c/H$ ,  $Y_c = y_c/H$ . За единицу массы – масса ВВ:  $r^{-1}$ , где  $r$  – отношение масс ВВ и

$$Y - Y_0 = X_c \cdot \sin \beta_0 + Y_c \cdot \cos \beta_0, \quad (1)$$

где  $X_0 = x_0/H$ ,  $Y_0 = y_0/H$  – координаты начала движения отдельного элемента пакета в базовой системе отсчета.

Считаем, что детонация соответствует условию Чепмена-Жуге [4], а ПД являются политропным газом с постоянным показателем  $k$ .

#### Теоретическая часть

Из [1] выпишем уравнения движения в общем виде:

$$tg \beta = F(\alpha) tg \beta^*, \quad (2)$$

$$P(\alpha) = \frac{dF}{d\alpha} \cos^3 \beta, \quad (3)$$

$$Y_c(\alpha) = \frac{k+1}{r} tg^2 \beta^* \int_0^\alpha F(\alpha) d\alpha, \quad (4)$$

где  $\beta^*$  – предельный угол поворота пакета в текущей системе отсчета,  $F(\alpha)$  – функция,

связывающая углы  $\beta$  и  $\beta^*$ ,  $\alpha$  – параметр, определяемый по формуле:

$$\alpha = \frac{r}{(k+1)tg\beta^*} X_c \quad (5)$$

Здесь  $\alpha$  в предельных случаях соответствует следующим значениям  $\beta$  и  $F$ :

$$\alpha \rightarrow \infty (X_c \rightarrow \infty): \beta \rightarrow \beta^*, F \rightarrow 1;$$

$$\alpha \rightarrow 0 (X_c \rightarrow 0): \beta \rightarrow 0, F \rightarrow 0;$$

$$\alpha \rightarrow \infty (r \rightarrow \infty): \beta \rightarrow \beta_{max}, F \rightarrow 1;$$

$$\alpha \rightarrow \alpha_0 (r \rightarrow 0): \beta \rightarrow 0, F \rightarrow E$$

где  $E$  – доля от полного импульса остаточных ПД, приобретенная ими при их отражении от жесткой стенки за время  $(x - x_0)/D$ .

Функция  $F(\alpha)$  ищется в виде:

$$F(\alpha) = \frac{\alpha}{\alpha + \mu} \quad (6)$$

Здесь  $\mu$  некоторый параметр, который удовлетворяет следующим условиям:

**I.**  $r \geq 0$

$$\alpha \rightarrow \infty (X_c \rightarrow \infty): \frac{d\mu}{d\alpha} \rightarrow 0, \mu \rightarrow 0;$$

$$\alpha \rightarrow 0 (X_c \rightarrow 0): \frac{d\mu}{d\alpha} \rightarrow -\frac{1}{2P_0^2} \frac{dP}{d\alpha} - 1, \mu \rightarrow 1/P_0.$$

**II.**  $X_c \geq 0$

$$\alpha \rightarrow \infty (r \rightarrow \infty): \frac{d\mu}{d\alpha} \rightarrow 0, \mu \rightarrow 0;$$

$$\alpha \rightarrow \alpha_0 (r \rightarrow 0): \frac{d\mu}{d\alpha} \rightarrow \frac{E - \alpha_0 \cdot P}{E^2} - 1, \mu \rightarrow \frac{\alpha_0}{E} - \alpha_0 \geq 0,$$

где  $\alpha_0 = \frac{X - X_0}{(k+1)I_0}, \quad I_0 = \lim_{r \rightarrow 0} \frac{\sin \beta^*}{r} =$

$\frac{1}{k+1} \int_0^\infty P dX_c = \frac{1}{k+1} \int_{X_0}^\infty P dX$  – полный импульс остаточных ПД, отраженных от жёсткой стенки.

При этом  $\mu(\alpha)$  ищется в виде:

$$\mu(\alpha) = \frac{1/P_0}{1 + \alpha/m},$$

где  $m \neq 0$  и  $\frac{\alpha}{m} \rightarrow \infty$  при  $\alpha \rightarrow \infty$ .

Из I следует, что при  $\alpha \rightarrow 0$ :

$$\frac{dP}{d\alpha} > -2P_0^2, \text{ если } \frac{d\mu}{d\alpha} < 0;$$

$$\frac{dP}{d\alpha} < -2P_0^2, \text{ если } \frac{d\mu}{d\alpha} > 0.$$

Но тогда  $\mu$  изначально может либо монотонно уменьшаться, либо монотонно увеличиваться. В первом случае условно считаем, что имеет место «слабый» ( $m > 0$ ), а во втором – «сильный» ( $m < 0$ ) спады давления в ПД. При этом «сильный» спад давления возможен только, если  $\alpha < |m|$ , в противном слу-

чае ( $\alpha > |m|$ ), предполагается переход на режим «слабого» спада давления.

В [1] принято  $m = \text{const}$ , что является некорректным утверждением и потребовало дополнительного исследования. В [3] на основе анализа экспериментальных данных выдвинуто предположение, что  $m$  не зависит от  $\alpha$ . Ниже приводится доказательство этой гипотезы.

Пусть  $m$  – функция от  $\alpha$ .

Приведем выражение для  $\mu$  к виду:

$$m = -\frac{\mu P_0 \alpha}{\mu P_0 - 1},$$

Продифференцировав его по  $\alpha$  и сделав преобразования, получим:

$$m' = \left( \frac{\mu P_0 \alpha}{\mu P_0 - 1} - \frac{(\mu P_0 \alpha)'}{\mu P_0 - 1} \right) (\mu P_0 - 1)'$$

Если  $\alpha \rightarrow 0$ , то  $\mu \rightarrow 1/P_0$  (см. условие I).

Следовательно:

$$\frac{\mu P_0 \alpha}{\mu P_0 - 1} \rightarrow \frac{0}{0}$$

Тогда:

$$\frac{\mu P_0 \alpha}{\mu P_0 - 1} \rightarrow \frac{(\mu P_0 \alpha)'}{(\mu P_0 - 1)'}$$

Окончательно:

$$m' \rightarrow \left( \frac{(\mu P_0 \alpha)'}{(\mu P_0 - 1)' } - \frac{(\mu P_0 \alpha)'}{\mu P_0 - 1} \right) (\mu P_0 - 1)' \rightarrow 0$$

Приведем (6), после подстановки в него выражения для  $\mu$ , к виду:

$$F(\alpha) = \frac{\alpha^2 + m\alpha}{\alpha^2 + m\alpha + m/P_0} \quad (7)$$

Выразим это равенство через  $m$ :

$$m = \frac{\alpha^2(1-F)}{\left(\frac{F}{P_0} - \alpha(1-F)\right)}$$

Продифференцировав данное уравнение по  $\alpha$ , получим:

$$m' = \frac{\alpha(A\alpha^2 + B\alpha + C)}{\left(\frac{F}{P_0} - \alpha(1-F)\right)^2}$$

где:

$$A = -FF' \leq 0;$$

$$B = -2(1-F)^2 - (1-F)\left(\frac{F'}{P_0} + 1\right) + F' \frac{F}{P_0};$$

$$C = 2(1-F) \frac{F}{P_0} \geq 0$$

Если  $\alpha \rightarrow 0$ , то:

$$\frac{\alpha(A\alpha^2+B\alpha+C)}{\left(\frac{F}{P_0}-\alpha(1-F)\right)^2} \rightarrow \frac{0}{0}$$

Дважды применив к этому соотношению правило Лопиталья-Бернулли, окончательно имеем:

$$\alpha \rightarrow 0: m' \rightarrow -\infty$$

Но выше для того же предела было получено значение, равное нулю. Поскольку переменная  $\alpha$  определена в интервале  $[0, +\infty)$ , постольку функция  $m(\alpha)$  стремится к своему пределу с одной стороны – справа, а поэтому пределы в обоих случаях должны быть одинаковыми. Следовательно, утверждение  $m$  – функция от  $\alpha$ , не верно. Остается принять, что  $m$  не зависит от  $\alpha$ . Гипотеза доказана.

Найдем  $m$  и до конца раскроем его физический смысл.

Продифференцировав (8) по  $\alpha$ , получим:

$$\frac{dF}{d\alpha} = \frac{P_0 + 2P_0 \frac{\alpha}{m}}{\left(\frac{P_0}{m} \alpha^2 + P_0 \alpha + 1\right)^2}$$

Введем обозначение  $Z = \frac{(k+1)tg\beta^*}{r}$  и заменим  $\alpha$  на  $X_c$  с помощью (5):

$$Z \frac{dF}{dX_c} = \frac{P_0 + \frac{2P_0 X_c}{m Z}}{\left[\frac{P_0}{m} \left(\frac{X_c}{Z}\right)^2 + P_0 \frac{X_c}{Z} + 1\right]^2}$$

Разделим переменные:

$$Z dF = \frac{P_0 + \frac{2P_0 X_c}{m Z}}{\left[\frac{P_0}{m} \left(\frac{X_c}{Z}\right)^2 + P_0 \frac{X_c}{Z} + 1\right]^2} dX_c$$

После интегрирования в интервале  $X_c$ :  $\left[0, \frac{|m|}{n} Z\right]$ , где  $n \geq 0$ , и соответствующих преобразований получим, в отличие от [3], общее решение в виде двух уравнений:

$$0 > mP_0 \geq 4:$$

$$\frac{(2 \pm n)mP_0 \sqrt{1 - \frac{4}{mP_0}}}{(1 \pm n)mP_0 + n^2} = \ln \frac{mP_0 \left(1 + \sqrt{1 - \frac{4}{mP_0}}\right) \pm 2n}{mP_0 \left(1 - \sqrt{1 - \frac{4}{mP_0}}\right) \pm 2n} \quad (8)$$

$$0 < mP_0 \leq 4:$$

$$\frac{(2+n)mP_0 \sqrt{\frac{4}{mP_0} - 1}}{(1+n)mP_0 + n^2} = 2 \operatorname{arctg} \frac{mP_0 \sqrt{\frac{4}{mP_0} - 1}}{mP_0 + 2n} \quad (9)$$

Знаки  $\pm$  указывают на режимы спада давления. Если  $m > 0$  следует ставить «+», а при  $m < 0$  необходимо подставлять «-». Анализ этих уравнений показывает, что они имеют единственное решение при  $mP_0 = 4$  (рис. 2). Поэтому, расширение ПД вдоль кривой разгона происходит исключительно в режиме «слабого» спада давления ( $m > 0$ ). Кроме того, в процессе преобразования текущей системы отсчета, путем ее перемещения вдоль кривой разгона с одновременным поворотом на соответствующий угол  $\beta$ , сохраняется выражение  $mP = 4$ . Следовательно, многослойному метанию в рамках данной модели свойственна непрерывная пространственная симметрия, где  $m$  играет роль индикатора давления – параметра, отображающего изменение величины давления вдоль кри-

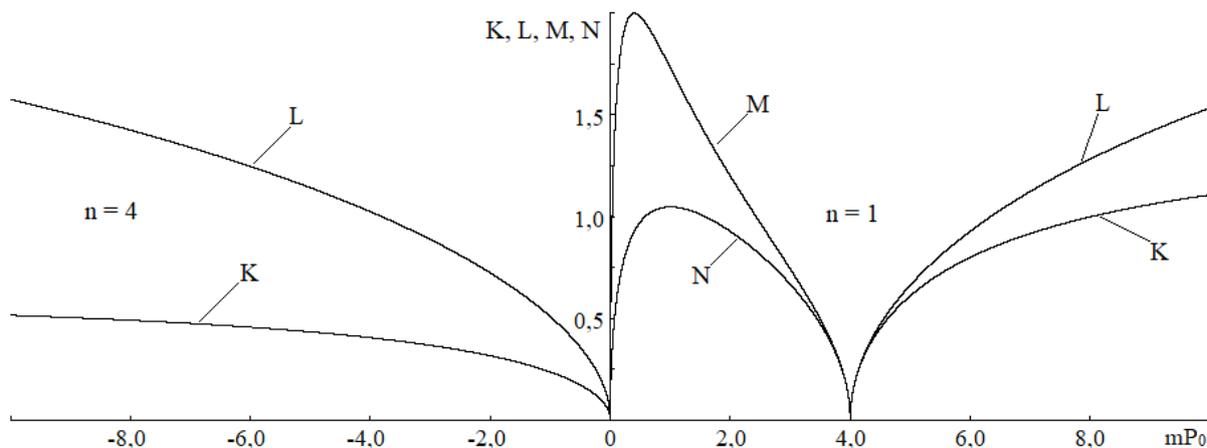


Рис. 2. Примеры графиков функций в уравнениях (8), (9):

$$K = \frac{(2 \pm n)mP_0 \sqrt{1 - \frac{4}{mP_0}}}{(1 \pm n)mP_0 + n^2}, L = \ln \frac{mP_0 \left(1 + \sqrt{1 - \frac{4}{mP_0}}\right) \pm 2n}{mP_0 \left(1 - \sqrt{1 - \frac{4}{mP_0}}\right) \pm 2n} \text{ и } M = \frac{(2+n)mP_0 \sqrt{\frac{4}{mP_0} - 1}}{(1+n)mP_0 + n^2}, N = 2 \operatorname{arctg} \frac{mP_0 \sqrt{\frac{4}{mP_0} - 1}}{mP_0 + 2n}$$

вой разгона.

Используя (2) – (5), (7) и  $m = 4/P_0$ , получим окончательное и единственное решение задачи, инвариантное относительно вышеуказанного преобразования:

$$Y_c = X_c \frac{P_0 \alpha}{P_0 \alpha + 2} \operatorname{tg} \beta^* \quad (10)$$

$$\operatorname{tg} \beta = \frac{P_0 \alpha (P_0 \alpha + 4)}{(P_0 \alpha + 2)^2} \operatorname{tg} \beta^*, \quad (11)$$

$$P = P_0 \left( \frac{2 \cos \beta}{P_0 \alpha + 2} \right)^3 \quad (12)$$

### Заключение

Чтобы пользоваться уравнениями (10) – (12), необходимо знать  $k$ ,  $P_0$  и  $\beta^*$  (или  $I_0$ , если  $r = 0$ ). Ниже, в сравнении с [1, 3], представлен более развернутый метод определения этих величин, включая несколько улучшенный способ расчета  $\beta^*$  и  $I_0$ .

В таких прикладных задачах как сварка, штамповка, прессование порошков взрывом, как правило, используются ВВ, которые, имеют, по-видимому, значительно растянутую зону химической реакции, в пределах которой может существенно изменяться состав ПД, а следовательно, и показатель политропы. Кроме того, в реальных процессах при расширении ПД за зоной химической реакции показатель политропы имеет тенденцию к уменьшению. Поэтому представляется не совсем правильным использовать для расчета значение  $k$  в точке Жуге, найденное электромагнитным методом по значениям скорости детонации и массовой скорости ПД, измеренных на оси заряда. Здесь целесообразней применять «эффективное» (интегральное) значение показателя политропы (интегральный показатель политропы), то есть такое значение  $k$ , при котором наблюдается наилучшее совпадение расчета с экспериментом. Так в [5]  $k$  подбирали методом «наклонной проволоочки» [6] (плоский аналог известного «цилиндр-теста» [4]) совместно с расчетами: по двумерной модели [7], с помощью которой отыскивалось наилучшее совпадение расчетной и экспериментальной конфигураций

метаемой пластины, и по формуле для предельной скорости  $V$  свободно метаемого ударника [8]:

$$V = \sqrt{2E_G} \frac{r_0 \sqrt{3}}{\sqrt{r_0^2 + 5r_0 + 4}}, \quad (13)$$

где  $r_0$  – коэффициент нагрузки для ударника,  $E_G$  – энергия Гарни (часть теплоты взрыва, расходуемая на расширение ПД).

В данном случае  $E_G$  рассчитывали по уравнению:

$$E_G = 1 / (2(k^2 - 1)) \quad (14)$$

Предельную скорость находили по известному выражению:

$$V = 2 \sin(\beta_{r_0}^* / 2) \quad (15)$$

где  $\beta_{r_0}^*$  – предельный угол поворота ударника, который определяли из эксперимента.

Найденные этими двумя способами  $k$  различались не более чем на 0,2. В [2, 3] эти два способа были объединены в один, где расчет проводился по [1]. Как оказалось, установленные там  $k$  достаточно хорошо совпали с интегральными показателями политропы, которые ранее были получены с помощью [7] для таких же зарядов ВВ.

Так как  $P_0$  определяется как сумма давления перед моментом соударения метаемого слоя с мишенью и приращения давления в отраженной ударной волне, то первое слагаемое рассчитываем по (12), а второе находим методом, представленным в [9].

Для расчета  $\beta^*$  и  $I_0$  считаем, что  $X_0 \gg 0$  и при  $X = X^*$ :

$$P(X^*) \approx P_{r_0}(X^*), \quad (16)$$

где  $P_{r_0}$  – давление в ПД у поверхности свободно метаемого ударника.

Абсцисса  $X^*$  определяется из равенства:

$$P_r(X^*) - P_{r_0}(X^*) = \varepsilon, \quad (17)$$

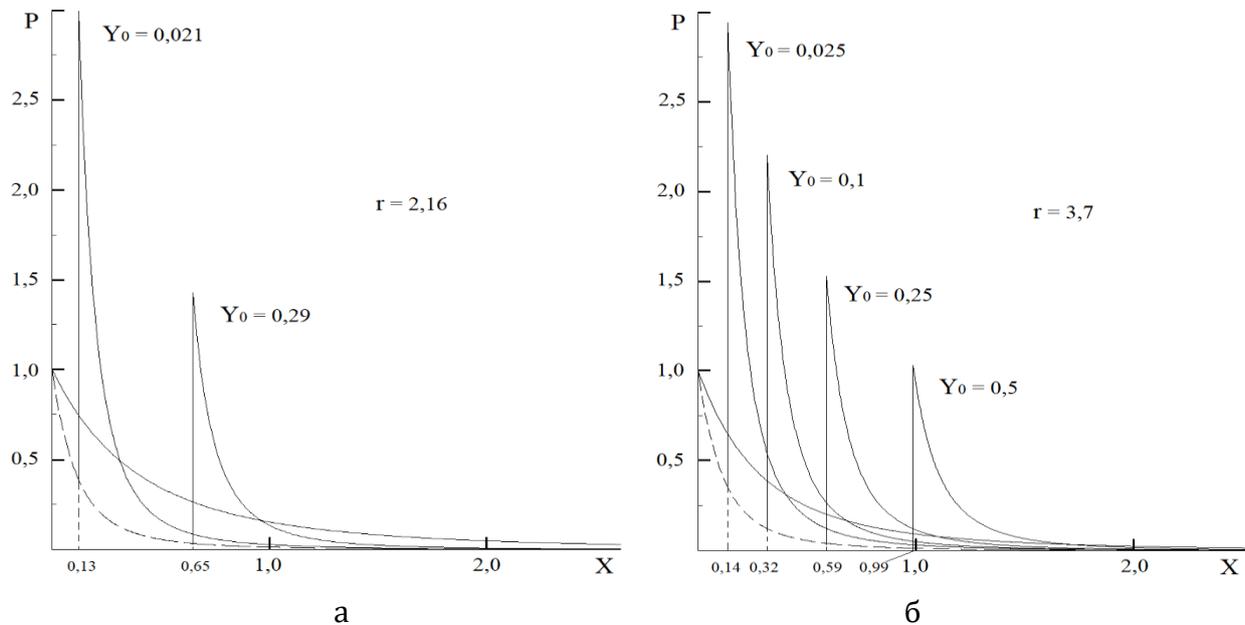
где  $P_r$  – давление в ПД у поверхности свободно метаемой пластины, массой равной массе пакета;  $\varepsilon$  – наперед заданная сколь угодно малая величина.

Здесь (17) позволяет, в отличие от [1] и [3], более корректно выбирать  $\varepsilon$ .

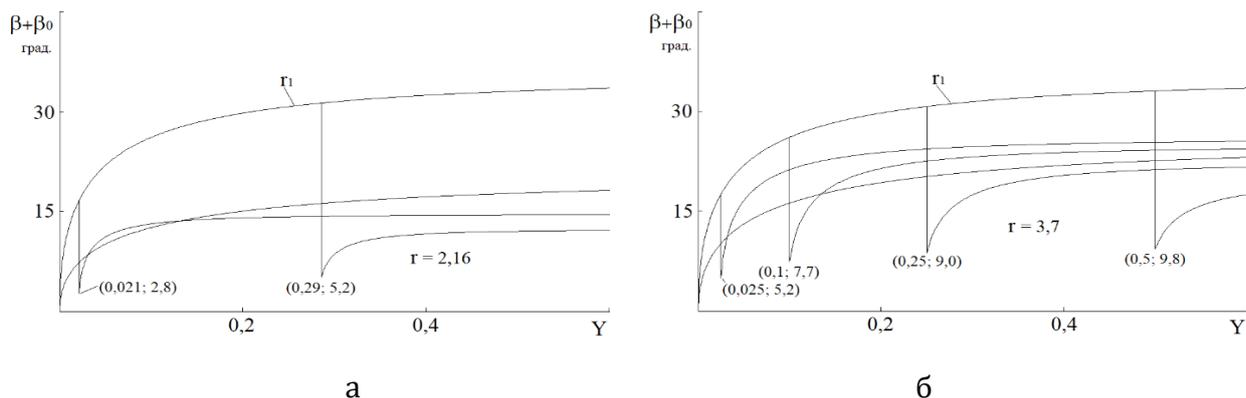
Для расчета профиля давления вдоль жесткой стенки, необходимо знать импульс отраженных ПД при детонации ВВ вдоль пластины с бесконечной массой. Этот импульс ( $I_{00}$ ) определяется из (13) при  $r_0 \rightarrow 0$ :

$$I_{00} = \sqrt{\frac{3}{2} E_G} \quad (18)$$

В общем случае скорость пакета зависит от коэффициентов нагрузки ударника и мишени, соотношения их масс и зазора между ними. Расчеты показали, что, комбинируя эти параметры при  $k = \text{const}$ , можно добиться ситуации, когда скорость пакета может даже превысить скорость того же пакета, но



**Рис. 3. Зависимости давления ПД на поверхность ударника от абсциссы при его свободном полете (прерывистые линии) и после его соударения с мишенью (сплошные линии) для различных значений зазора между ними:**  
 а) расчет по исходным данным [2,3] ( $r_0 = 12,9$  и  $r_M = 2,59$ ); б) расчет при  $r_0 = 12,9$  и  $r_M = 5,18$  ( $r_M$  – коэффициент нагрузки для мишени)



**Рис. 4. Зависимости угла поворота от ординаты для ударника и пакета:**  
 а) расчет по исходным данным [2,3] ( $r_0 = 12,9$  и  $r_M = 2,59$ ); б) расчет при  $r_0 = 12,9$  и  $r_M = 5,18$

Согласно вышеизложенному, если  $r > 0$ , то  $\beta^*$  находим из (12) с помощью (1), (5), (10), (11), (13) – (17), а если  $r \rightarrow 0$ , то  $I_0$  находим из (12) с учетом условия II и использования (10), (11), (13) – (18).

метаемого в отсутствии зазора между пластинами. В качестве иллюстрации, на рис. 3 и 4 приведены результаты расчетов для  $k = 2,6$ . На рис. 3 показаны профили давления, соответствующие соударению ударника с

мишенью, при котором в ПД возникает прямая отраженная ударная волна [4]. На рис. 4 для тех же режимов соударения представлены зависимости угла поворота пакета от ординаты. Откуда видно, что при определенных значениях зазора между ударником и мишенью этот угол в некотором интервале  $Y$  становится больше угла поворота свободно метаемой пластины массой, равной массе пакета, за счет аномально-высокого прироста угла в начальной фазе разгона.

### Выводы

1. Доказана единственность решения задачи и показано, что процесс метания обладает непрерывной пространственной симметрией.
2. Полностью раскрыт физический смысл параметра, отвечающего за режим спада давления.
3. При фиксированном значении интегрального показателя политропы, скорость пакета, в условиях соударения пластин с определенными значениями коэффициентов нагрузки и зазора между ними, становится больше скорости совместного полета пластин, изначально расположенных без зазора.

### Библиографический список

1. О многослойном метании пластин скользящей детонационной волной / Ю. П. Бесшапошников, В. В. Пай, А. А. Петунин, В. И. Чернухин // Известия ВолгГТУ. Серия: Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – 2018. – № 11 (221). – С. 22-27.
2. Бесшапошников, Ю. П. Прямая ударная волна в продуктах детонации при сварке взрывом / Ю. П. Бесшапошников, В. В. Пай, В. И. Чернухин // Известия ВолгГТУ. Серия: Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – 2019. – № 11 (234). – С. 11-18.
3. A mathematical model of the layered plate throwing by detonation products / Y. P. Besschaposchnikov, V. V. Pai, V. I. Chernukhin, A. A. Petunin // AIP Conference Proceedings. – 2021. – Vol. 2333 (1). – Pp. 090023. <https://doi.org/10.1063/5.0041899>
4. Физика взрыва / Орленко Л. П. – Изд. 3-е, испр. – В 2 т. Т. 1. – М.: Физматлит, 2004. – 832 с.
5. Бесшапошников, Ю. П. Динамика движения пластины, метаемой скользящей детонационной волной / Ю. П. Бесшапошников // Физика горения и взрыва. – 1999. – Т.35. – №1. – С. 122-126.
6. Кузьмин, Г. Е. О метании плоских пластин слоями конденсированных ВВ / Г. Е. Кузьмин, В. И. Мали, В. В. Пай // Физика горения и взрыва. – 1973. – Т.9. – №4. – С. 558-561.
7. Дерибас, А. А. Двумерная задача о метании пластины скользящей детонационной волной / А. А. Дерибас, Г. Е. Кузьмин // Прикладная механика и техническая физика. – 1970. – Т.11. – №1. – С.177-180.
8. Дерибас, А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерибас – 2-е изд. доп. перераб. – Новосибирск: Наука, 1980. – 222 с.
9. Бесшапошников, Ю. П. Об особенностях определения остаточного давления продуктов взрыва при косом соударении пластин / Ю. П. Бесшапошников. // Сварка взрывом и свойства сварных соединений. Межвуз. сб. науч. трудов. – ВолгГТУ. – Волгоград. – 2002. – С. 65-75.

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-11-294-12-17

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

### **ВЛИЯНИЕ СОСТАВА УДАРНО-СЖАТОГО ГАЗА В ЗАЗОРЕ НА НАГРЕВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛАСТИН ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ**

*Волгоградский государственный технический университет, [weld@vstu.ru](mailto:weld@vstu.ru)*

*\* Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, г. Новосибирск, [pai@hydro.nsc.ru](mailto:pai@hydro.nsc.ru)*

В работе исследовано влияние состава ударно-сжатого газа заполняющей зазор между пластинами на эффект предварительного подогрева поверхности пластин перед соударением при сварке взрывом. Проведена серия экспериментов по определению теплового потока при сварке взрывом медных (в среде воздуха, гелия и аргона) пластин длиной 0,6. Установлено, что значения теплового потока от ударно-сжатого газа слабо зависят от состава газа и, по большей части, определяется кумулятивными процессами при соударении пластин, а именно, концентрацией кумулятивных дисперсных частиц в зазоре между пластинами. Показано, что размеры области ударно-сжатого газа и распределение мощности теплового потока по его длине зависят от плотности газа и металла дисперсных частиц.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, ударно-сжатый газ, тепловой поток, термопарный метод, кумулятивный поток, инертные газы

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

### **THE EFFECT OF THE COMPOSITION OF SHOCK-COMPRESSED GAS IN THE GAP ON THE HEATING OF METAL PLATES DURING EXPLOSION WELDING**

*Volgograd State Technical University, [weld@vstu.ru](mailto:weld@vstu.ru)*

*\* Lavrentyev Institute of hydrodynamics, SB RAS, Novosibirsk, [pai@hydro.nsc.ru](mailto:pai@hydro.nsc.ru)*

The paper investigates the effect of the composition of the shock-compressed gas filling the gap between the plates on the effect of preheating the surface of the plates before impact during explosion welding. A series of experiments was carried out to determine the heat flux during explosion welding of copper (in air, helium and argon) plates with a length of 0.6. It was found that the values of the heat flux from shock-compressed gas weakly depend on the composition of the gas and, for the most part, are determined by cumulative processes during plate collision, namely, the concentration of cumulative dispersed particles in the gap between the plates. It is shown that the size of the shock-compressed gas region and the distribution of the heat flow power along its length depend on the density of the gas and metal dispersed particles.

**Keywords:** explosion welding, shock-compressed gas, heat flux, thermocouple method, cumulative jet, inert gases

Сварка взрывом, является перспективным с точки зрения универсальности и энергоемкости, а в ряде случаев и единственно возможным способом получения композиционных материалов, сочетающих в себе необходимый набор свойств [1, 2]. Воздух (или другие газы) в зазоре между пластинами, свариваемыми взрывом, оказывает заметное влияние на образование соединения [3...7]. При соударении пластин перед точкой контакта образуется область ударно-сжатого газа (УСГ), нагретая до нескольких тысяч градусов и ограниченная фронтом ударной волны в воздухе, с одной стороны, и наклонной поверхностью метаемой пласти-

ны, движущейся со скоростью контакта, с другой [1, 5, 7, 8]. При этом из зоны точки контакта в область ударно-сжатого газа поступают металлические частицы, образовавшиеся из диспергированной кумулятивной струи [3, 4], что приводит к увеличению температуры воздуха и скорости ударной волны [7, 8].

Ранее, в работе [9] термопарным способом были определены значения теплового потока от ударно-сжатого воздуха, заполняющего зазор между медными пластинами при их сварке взрывом на различных режимах соударения. Было показано, что тепловое воздействие от ударно-сжатого воздуха

сравнимо с энергией, выделяющейся в зоне шва при соударении пластин, а тепловой поток от ударно-сжатого воздуха слабо зависит от скорости точки контакта. Среди возможных причин указывалось влияние на параметры ударно-сжатого газа частиц металла, впрыскиваемых в зазор из области соударения.

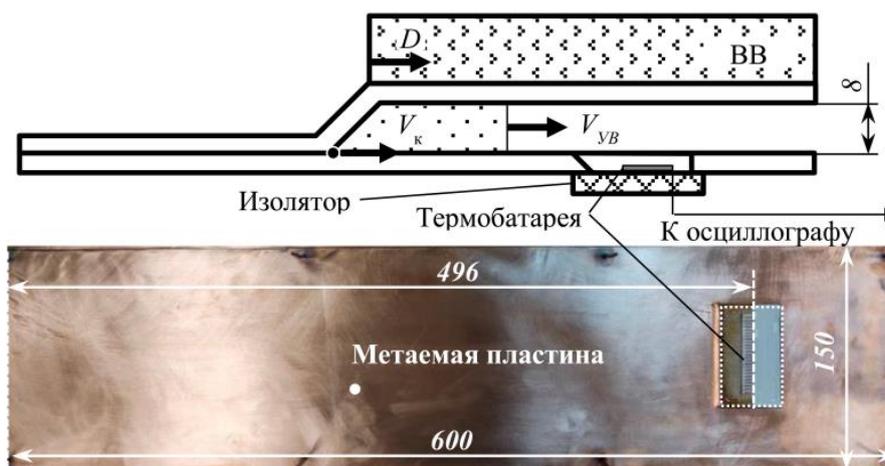
Таким образом, целью исследования явилось исследование совместного влияния состава газа и дисперсных металлических частиц на тепловые и ударно-волновые процессы, протекающие в зазоре между металлическими пластинами перед их соударением при сварке взрывом.

Сварка взрывом проводилась по плоскопараллельной схеме с заполнением зазора между пластинами, воздухом, гелием и ар-

толщина медного слоя обеспечивает стойкость медного слоя к механическому воздействию сверхзвукового потока ударно-сжатого газа, насыщенного металлическими частицами.

Термобатарей размещались на изоляторе (дерево) в колодце, вырезанном в неподвижной пластине таким образом, чтобы набегающий поток УСГ обтекал поверхность термобатарей со стороны медного слоя повышая температуру «горячих спаев» термобатарей.

Схема измерения теплового потока, экспериментальные сборки с неподвижными медными пластинами при заполнении зазора воздухом и гелием, а также внешний вид колодца с размещенной в нем термобатарей показаны на рис. 1.



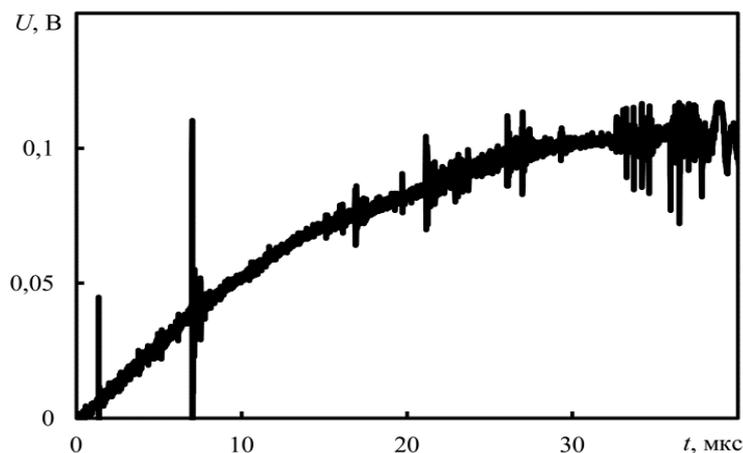
**Рис. 1. Схема измерения теплового потока при сварке взрывом медных пластин толщиной 2,5+2,5 мм в среде гелия, воздуха и аргона**

гоном. Использовались медные пластины толщиной 2,5 мм и длиной 0,6 м.

Экспериментальное определение теплового потока от УСГ с использованием малоинерционных термопарных датчиков выполняли по методике, представленной в работах [10].

В данной работе термопарные датчики, представляющие собой планарные медь-константановые термопары, изготавливались сваркой взрывом медных и константановых фольг толщиной ~ 20 и 180 мкм. Такая

На рис. 2 показана типичная осциллограмма термо-ЭДС, полученная с термодатчика в среде воздуха при сварке взрывом медных пластин. Как видно из осциллограммы, фронт ударной волны в воздухе, двигаясь перед точкой контакта и опережая ее, достигает «горячих» спаев элементов термобатарей нагревает их и обеспечивает монотонный рост термо-ЭДС в течении ~50 мкс до значений ~ 110 мВ, что соответствует максимальным температурам горячих спаев ~ 140 °С. Следующее за этим резкое падение



**Рис. 2. Типичная осциллограмма термо-ЭДС при сварке взрывом медных пластин в среде воздуха ( $V_k = 2270$  м/с)**

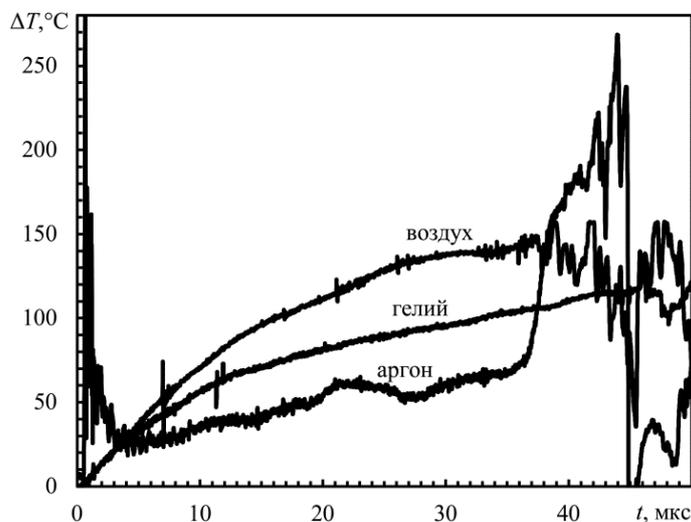
термо-ЭДС и «дребезг» сигнала соответствует моменту прихода метаемой пластины к термодатчику и его механическому разрушению. На основе экспериментальных осциллограмм (см. рис. 2) были построены зависимости (термические циклы) температуры «горячих спаев» термобатарей (границы медь-константан) от времени (рис. 3) и решением обратной задачи теплопроводности рассчитаны тепловые потоки (рис. 4), действующие на поверхности медного слоя термобатарей по методике, описанной в [9, 10].

Видно, что при замене газовой среды в зазоре на аргон (рис. 3) характер термического цикла изменяется. В течение  $\sim 35$  мкс с

момента прихода ударной волны в аргоне к датчику следует монотонный рост температуры, а затем резкое увеличение в 2-3 раза.

Время воздействия  $t_l$  области ударно-сжатого газа на термобатарей можно найти из экспериментальных осциллограмм от момента начала роста температуры (0 мкс) до момента дребезга сигнала, соответствующего соударению метаемой пластины с датчиком.

Зная расстояние от начала пластины до датчика  $L$ , скорость точки контакта  $V_k=D$ , можно найти скорость фронта ударной волны  $V_{ув}$  и длину  $l$  области ударно-сжатого газа [10]:



**Рис. 3. Экспериментальная зависимость температуры горячих спаев термобатарей от времени при сварке взрывом медных пластин в среде различных газов**

$$V_{SW} = \frac{L}{(L/v_c - t_l)} \quad (1)$$

$$l = L \left(1 - \frac{v_c}{V_{SW}}\right) \quad (2)$$

Таким образом, при сварке медных пластин длиной 0,6 м в среде воздуха, гелия и аргона времена воздействия ударно-сжатого газа сравнимы и составляют ~ 45-50 мкс, что дает скорость фронта ударной волны в воздухе, гелии и аргоне  $V_{УВ} = 2940-3230$  м/с (или  $\sim 1,3V_k$ ) и длину области ударно-сжатого газа  $l \approx 0,11$  м.

Видно (рис. 3), что при сварке взрывом медных пластин, экспериментальные значения теплового потока в ударно-сжатом гелии и воздухе сравнимы и составляют, в среднем, ~ 0,3 и 0,4 ГВт/м<sup>2</sup>. Тогда как расчетные значения отличаются на два порядка и составляют ~ 0,15 и 0,002 ГВт/м<sup>2</sup>. Это можно объяснить тем, что наибольший вклад в тепловой эффект от ударно-сжатого газа вносят медные частицы диспергированной кумулятивной струи, поступающие в зазор из области точки контакта и имеющие максимально возможную скорость в два раза большую чем скорость точки контакта.

Также видно, что мощность теплового потока по длине области УСГ в воздухе и гелии меняется незначительно, что может быть связано с плотностью распределения медных частиц по длине области. Вблизи

точки контакта (области соударения) количество частиц наименьшее, а затем их количество почти линейно возрастает до максимума вблизи фронта ударной волны. Это связано с тем, что в произвольный момент времени, количество частиц в области фронта ударной волны максимально.

При заполнении зазора аргоном (обладающем большей плотностью по сравнению с воздухом, и тем более гелием), медные частицы испытывают большее торможение и скапливаются в окрестности точки контакта, что приводит к повышению максимальной мощности теплового потока до ~ 1,8 ГВт/м<sup>2</sup>. В остальной части области УСГ среднее значение теплового потока составляет ~ 0,2 ГВт/м<sup>2</sup>, что меньше, чем в воздухе и гелии.

Таким образом, при сварке медных пластин скорость фронта ударной волны в газе, заполняющем зазор между пластинами, и тепловой эффект от УСГ слабо зависят от состава газа, и в большей степени определяются кумулятивными процессами перед точкой контакта. Это подтверждается экспериментами по измерению фотоэлектрическим способом температуры УСГ и скорости ударной волны при сварке взрывом на скоростях детонации, превышающих скорость звука в металлических пластинах, когда

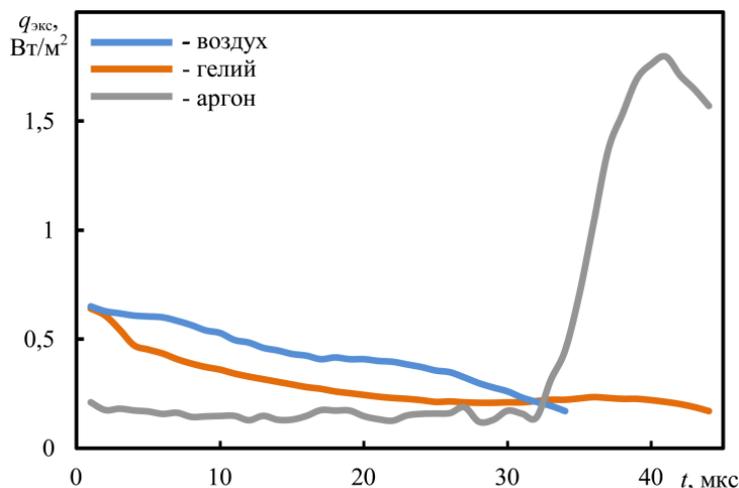


Рис. 4. Зависимость мощности теплового потока от времени при сварке медных пластин в среде различных газов

процессы кумуляции отсутствуют [7]. При сварке на сверхзвуковых режимах, измеренная температура УСГ становится равной температуре, рассчитанной по ударной адиабате воздуха. На дозвуковых режимах сварки температура УСГ и скорость фронта ударной волны превышает расчетные значения [8]. При этом в аргоне происходит перераспределение концентрации медных частиц кумулятивного происхождения по длине области УСГ.

На основании экспериментально определенных зависимостей теплового потока от времени (рис. 4) можно рассчитать температуру предварительного подогрева поверхности медных и титановых пластин перед соударением в зависимости от состава газа, заполняющего зазор. Решим эту задачу численно: пусть тепловой поток  $q_{\text{экс}}(t)$  (известный из эксперимента, см. рис. 4) действует на поверхности медной пластины ( $x=0$ ), отстоящей от начала соударения на расстояние  $L = 0,46$  м в течение времени  $t_f = 45$  мкс. Граничное условие на обратной стороне пластины ( $x=\delta$ , где  $\delta$  – толщина пластины) можно принять изотермическим и равным

температуре окружающей среды  $T_0 = 0^\circ\text{C}$ , поскольку в силу малости  $t_f$  характерная глубина прогрева пластины  $\sqrt{at_f} \ll \delta$  (где  $a$  – коэффициент температуропроводности пластины).

Для одномерного случая, система уравнений, описывающая процесс, имеет вид.

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}, \quad t > 0, \quad 0 < x < \delta \quad (3)$$

$$T(x, 0) = T_0, \quad 0 \leq x \leq \delta \quad (4)$$

$$T(\delta, t) = T_0, \quad t > 0 \quad (5)$$

$$-\lambda \left. \frac{\partial T}{\partial x} \right|_{x=0} = q_{\text{экс}}(t) \quad (6)$$

На рис. 5 представлено распределение температуры по толщине медной пластины спустя  $t_f = 45$  мкс (время воздействия УСГ перед соударением для воздуха, гелия и аргона). Видно, что температура предварительного подогрева поверхности медной пластины при сварке в среде воздуха и гелия сравнимы и не превышают  $60^\circ\text{C}$ . При замене среды на аргон температура поверхности возрастает в три раза (до  $\sim 180^\circ\text{C}$ ). Во всех трех газовых средах морфология границы соединения представлена типичным волнообразным профилем, с локальными опла-

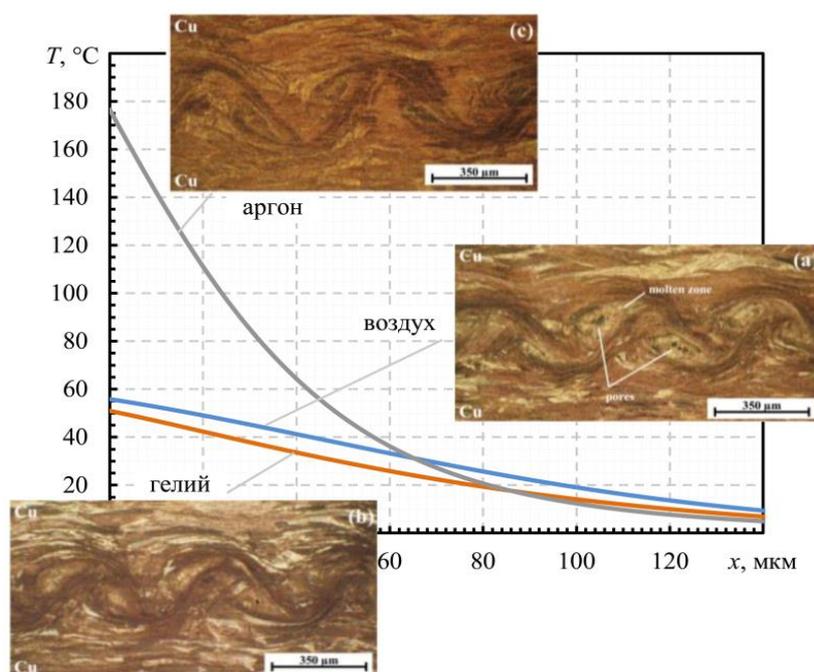


Рис. 5. Распределение температуры по толщине медной пластины на расстоянии 0,48 м от начала соударения при воздействии теплового потока  $q_{\text{экс}}(t)$  в течение времени  $t_f$

ленными зонами.

Параметры волн и количество оплавов при сварке медных пластин в воздухе и гелии сравнимы (см. рис. 5). При этом в воздушной среде в зонах расплава имеются локальные неоднородности в виде пор. В среде аргона параметры (длина и амплитуда) волн увеличиваются примерно в 1,5 раза.

### Выводы

1. Проведены эксперименты по определению теплового потока от ударно-сжатого газа при сварке взрывом медных пластин в среде воздуха, гелия и аргона. Установлено, что скорость фронта ударной волны и мощность теплового потока от ударно-сжатого газа практически не зависят от состава газа, а в большей степени определяется кумулятивными процессами, протекающими перед точкой контакта, а именно количеством металлических частиц и их распределением в зазоре.

2. Установлено, что распределение частиц по длине области ударно-сжатого газа зависит от плотности материала частиц и газа. При заполнении зазора воздухом и гелием, дисперсные частицы относительно равномерно распределены по длине области ударно-сжатого газа, что обеспечивает средние значения теплового потока к поверхности пластин  $\sim 0,3$  и  $0,4$  ГВт/м<sup>2</sup> по всей области ударно-сжатого газа. При сварке в среде аргона концентрация частиц по длине области ударно-сжатого газа неравномерна. За счет торможения частиц в более плотном по сравнению с другими газами, аргоне частицы скапливаются в области соударения и увеличивают тепловой поток до  $\sim 1,8$  ГВт/м<sup>2</sup> при сварке медных пластин

3. Определены температуры предварительного подогрева медных пластин при заполнении зазора различными газами. Установлено, что температура поверхности перед соударением может достигать несколь-

ких сотен градусов уже на расстоянии  $\sim 0,5$  м от начала сварки, что приводит к увеличению параметров волнового профиля сварного соединения и количества оплавов.

### Библиографический список

1. Kudinov, V. M. Explosion welding in metallurgy [in Russian] / V. M. Kudinov, A. Ya. Koroteev. – Moscow: Metallurgy. – 1978. – 166 p.
2. Zakharenko, I. D. Explosive Welding of Metals [in Russian] / I. D. Zakharenko. – Minsk: Nauka Tekhnika. – 1990. – 204 p.
3. Mori, A. Optical observation of metal jet generated by high speed inclined collision / A. Mori, S. Tanaka, K. Hokamoto // Selected Papers From the 31st International Congress on High-Speed Imaging and Photonics. – 2017. – Vol. 10328. – Pp. 103281Q. <https://doi.org/10.1117/12.2270473>
4. Godunov, S. K. Influence of material viscosity on the jet formation process during collisions of metal plates / S. K. Godunov, A. A. Deribas, V. I. Mali // Combustion, Explosion and Shock Waves. – 1975. – Vol. 11. – Pp. 1-13. <https://doi.org/10.1007/BF00742849>
5. Role of gas in the gap during explosive cladding / I. M. Richardson, E. P. Carton, Y. van der Drift, H. van der Linde // In Shock-assisted materials synthesis and processing: Science, innovations, and industrial implementation (EPNM-2008). – 2008. – pp. 3-3.
6. Shterzer, A. A. Flows, deformations and formation of a joint during oblique collision of metal plates / A. A. Shterzer, B. S. Zlobin // Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. – 2015. – Vol. 56. – Pp. 927-935. <https://doi.org/10.1134/S0021894415050211>
7. Ishutkin, S. N. Thermal action of shock-compressed gas on the surface of colliding plates / S. N. Ishutkin, V. I. Kirko, and V. A. Simonov // Combustion, Explosion and Shock Waves. – 1980. – Vol. 16. – Pp. 663-667. <https://doi.org/10.1007/BF00741515>
8. Theoretical and Experimental Studies of the Shock-Compressed Gas Parameters in the Welding Gap / A. Malakhov, I. Denisov, N. Niyozbekov, I. Saikov, D. Shakhray, V. Sosikov, A. Emelyanov // Materials. – 2024. – Vol. 17 (1). – P. 265. <https://doi.org/10.3390/ma17010265>
9. Investigation of thermal processes in the gap during explosion welding / S. V. Khaustov, V. V. Pai, V. I. Lysak, S. V. Kuz'min // International Journal of Heat and Mass Transfer. – 2023. – Vol. 209. – P. 124166. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2023.124166>
10. Thermal effect of explosive detonation products on a flyer plate in the explosive welding of metals / S. V. Khaustov, V. V. Pai, Y. L. Lukyanov, V. I. Lysak, S. V. Kuz'min // International Journal of Heat and Mass Transfer. – 2020. – Vol. 163. – P. 120469. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2020.120469>

*О. Л. Первухина, д-р техн. наук, И. В. Денисов, канд. техн. наук, Л. Б. Первухин\*, д-р техн. наук*

### ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ СОЕДИНЕНИЯ В ЗОНЕ РЕМОНТА СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ ДЕФЕКТОВ СПЛОШНОСТИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛИТ СТАЛЬ-ТИТАН

*ИСМАН им. А. Г. Мерджанова РАН, г. Черноголовка, [opervukhina@mail.ru](mailto:opervukhina@mail.ru)*

*\*ООО «Битруб Интернэшнл», г. Красноармейск, [bitrub@mail.ru](mailto:bitrub@mail.ru)*

В работе изучены микроструктуры в сварном соединении плакирующего слоя из титана, полученные путём повторного плакирования сваркой взрывом дефектов сплошности соединения слоёв, возникших в процессе изготовления плит биметаллических сталь-титан сваркой взрывом. При удалении титана из зоны дефекта в плакирующем слое выполняется переходная зона под углом от поверхности стали. Показано, что структура соединения определяется, образуясь на скосе углом соударения и направлением истечения ударно сжатого газа из сварочного зазора. Выявленные особенности структуры показывают, что для получения качественного соединения на кромках нужно выполнять угол скоса так, чтобы получить теоретический угол соударения больше минимального и меньше максимального (однако, минимально возможный в начале процесса образования соединения).

**Ключевые слова:** сварка взрывом, дефекты, структура

*O. L. Pervukhina, I. V. Denisov, L. B. Pervukhin\**

### FEATURES OF THE STRUCTURE OF THE CONNECTION IN THE REPAIR ZONE OF EXPLOSION WELDING OF CONTINUITY DEFECTS OF BIMETALLIC PLATES STEEL+TITANIUM

*Merzhanov Institute of Structural Macrokinecs and Materials Science RAS,*

*Chernogolovka, [opervukhina@mail.ru](mailto:opervukhina@mail.ru)*

*\*Bitrub International, Krasnoarmeysk, [bitrub@mail.ru](mailto:bitrub@mail.ru)*

The paper studies microstructures in a welded joint of a titanium cladding layer. This joint was obtained by repeated cladding by explosion welding of defects that arose during the manufacturing of bimetallic plates "steel + titanium" by explosion welding. When removing titanium from the defect zone in the cladding layer, the transition zone was ground at an angle to the steel surface. It is shown that the structure of the welded joint is determined by the impact angle at the bevel section and the direction of the outflow of shock-compressed gas from the welding gap. The revealed structural features help to select the bevel angle to obtain a high-quality connection when repairing defects by explosion welding. The bevel angle on the edges should be ground so as to obtain a theoretical impact angle greater than the minimum and less than the maximum welding angle (however, the minimum possible welding angle at the beginning of the explosion welding process).

**Keywords:** explosion welding, defects, structure

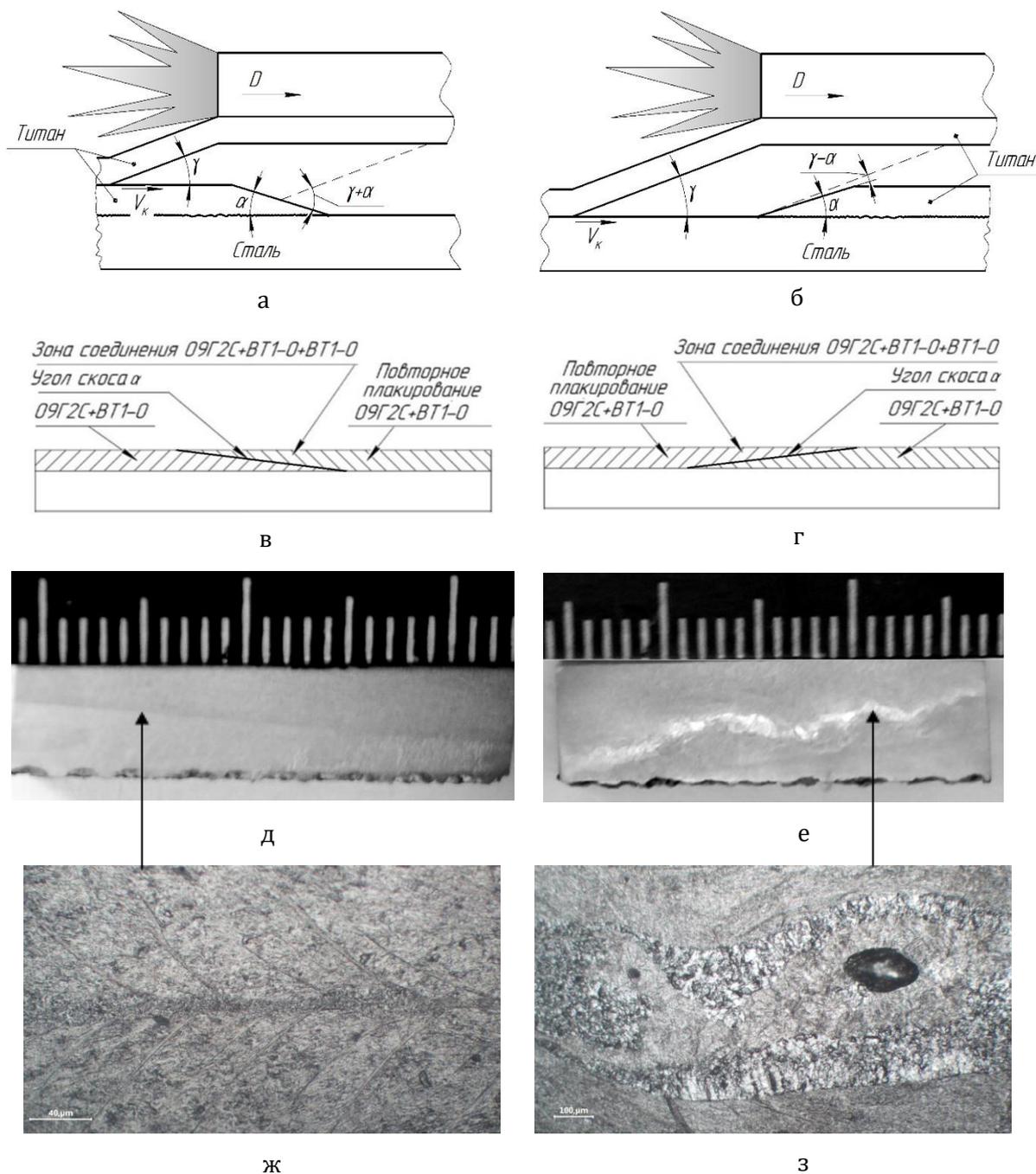
При производстве плит биметаллических сталь-титан сваркой взрывом возможно образование локальных дефектов сплошности даже при отработанной технологии. В работе [1] исследована возможность ремонта дефектов сплошности биметаллических плит сталь-титан сваркой взрывом. Показано, что основная задача технологии ремонта: получить при повторном плакировании гомогенный плакирующий слой титана по всей площади плиты, то есть обеспечить прочное соединение не только титана со сталью, но и титана с титаном за пределами

дефекта, то есть в переходной зоне. Для этого в [1] слой титана в дефектной зоне выбирался до стали, производится капиллярная дефектоскопия по границам дефекта и выполняется переходная зона в плакирующем слое плиты с определённым углом  $\alpha$ . В процессе сварки взрывом угол соударения и сварочный зазор будут переменными. Следовательно, будут переменными кинематические параметры (угол и скорость соударения, рис. 1 а, б) и параметры ударно сжатого газа (давление, плотность и скорость исте-

чения), которые определяют качество и структуру соединения.

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

(рис. 1, в, г). Таким образом, важными положениями схемы повторного плакирования являются меняющиеся условия сварки взрывом за счет изменения угла соударения из-за наличия скосов, выполненных в плакирующем листе вокруг дефекта. Капилляр-



**Рис. 1. Схема процесса соударения при ремонте дефекта сваркой взрывом: точка контакта набегает на скос: при спуске (а) и при подъёме (б), после повторного плакирования и удаления излишек восстановленного титанового слоя (в, г). Макроструктура сварного соединения на участке при спуске под углом  $\gamma + \alpha$  (д) и при подъёме под углом  $\gamma - \alpha$  (е), микроструктура сварного соединения на участке при спуске под углом  $\gamma + \alpha$  (ж) и при подъёме под углом  $\gamma - \alpha$  (з)**

ной дефектоскопией по границам «заплатки» не выявлено неприваров, трещин и дефектов сплошности [1].

В данной работе поставлена цель исследовать особенности структуры соединения титана с титаном, образующейся в переходной зоне на участках, имеющих угол скоса, при повторном плакировании с минимальным и максимальным углами соударения.

#### **Методика исследований.**

В плите биметаллической марки 09Г2С+ВТ1-0 был выявлен дефект сплошности соединения, ремонт которого был произведен повторным плакированием сваркой взрывом. При выборке дефекта была образована переходная зона в плакирующем слое плиты под углом 7 градусов. Соединение при сварке взрывом в этой зоне происходило между слоем титана (плакировка) и листом титана («заплатка») одной марки. Расчётный режим сварки взрывом при повторном плакировании следующий: скорость точки контакта 2650 м/с, скорость соударения 630 м/с, угол соударения 14 градусов, толщина титана 5,5 мм, сварочный зазор над поверхностью плиты был 6 мм, а в зоне приварки «заплатки» 5,5 мм. Размеры плакирующего листа из титана ВТ1-0 были на 200 мм больше размеров выбранного дефекта сплошности.

Образцы для исследований отбирали из темплетов, вырезанных из переходной зоны на скосе кромок: в зоне соединения титана с титаном, соответствующих условиям максимального (21 град.) (рис. 1, в) и минимального (7 град.) углов соударения (рис. 1, г). Для точного определения границ промежуточной зоны соединения ВТ1-0+ВТ1-0 торцы темплетов были механически обработаны, далее из них вырезали образцы для исследований. Методика предусматривала определение фактического угла скоса по макроструктуре границы соединения титана с титаном на скосах, исследование макро и микроструктуры на оптическом микро-

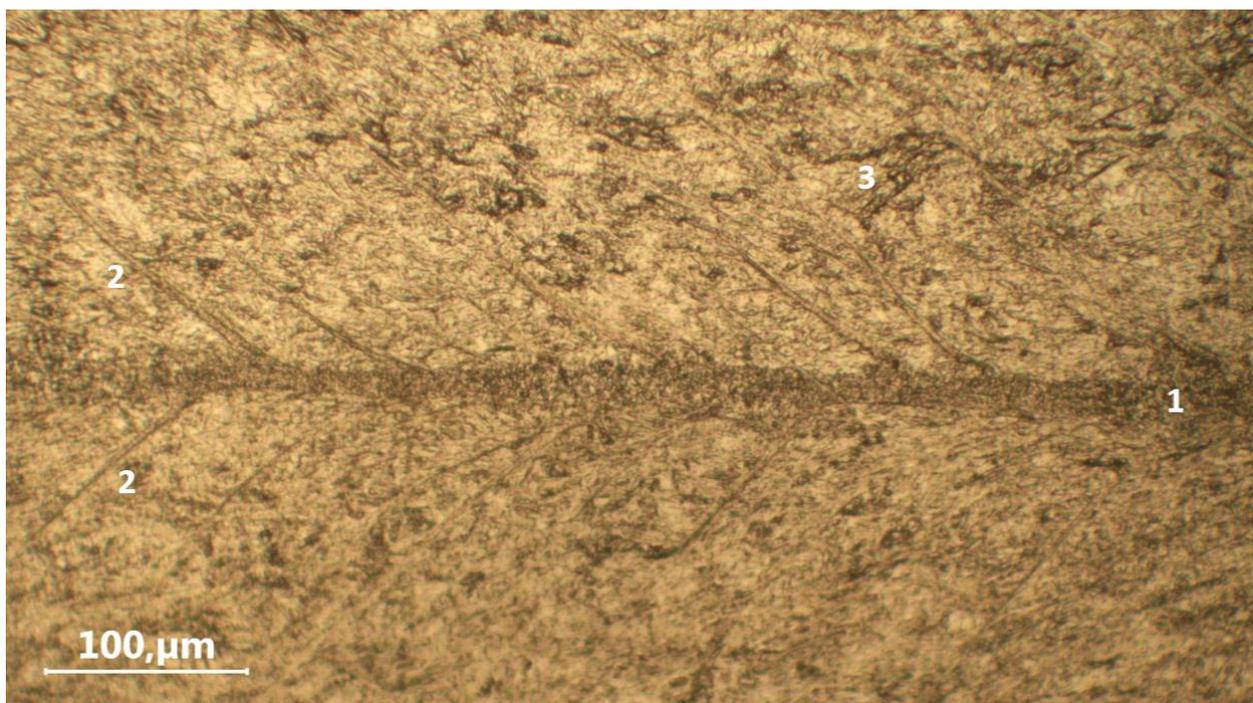
скопе и измерение микротвёрдости отдельных структурных составляющих в зоне соединения.

#### **Результаты исследований и обсуждение**

На рисунке 1 д, е представлены макроструктуры границы титанового слоя между плакирующим слоем из титана и «заплаткой» из титана, полученные при повторном плакировании сваркой взрывом (на схеме рис. 1 в, г граница отмечена жирной линией). Микроструктура границы представлена ниже на рисунке 2 ж, з.

Структуры границ на спуске и подъёме существенно различны.

Как видно из схемы рисунке 1 а угол соударения  $\gamma$  в процессе сварки на участке скоса при спуске возрастает до  $\gamma + \alpha$  (пунктирная линия на схеме). Согласно измерениям, проведенным на шлифе после сварки (рис. 1, в) максимальный угол соударения, будет  $14 + 7 = 21$  градусов. Сварное соединение имеет плоскую границу раздела, что характерно для начальных участков сварки взрывом. Зона соединения титановых листов представляет собой полосу мелкозернистой структуры шириной 0,010- 0,025 мм (рис. 2, - структура 1). Микротвёрдость в этой зоне составляет 180-220 HV. Полоса с мелкозернистой структурой окружена металлом со следами пластической деформации в виде полос адиабатического сдвига, расположенных под углом 30-40 градусов. к границе соединения (рис. 2 - структура 2). Полосы адиабатического сдвига состоят из зёрен диаметром 0,1- 0,2 мкм, ориентированных в одном направлении. Микротвёрдость титана в этой зоне составляет 170-200 HV. Между полосами адиабатического сдвига при удалении от границы в отдельных зернах титана появляются двойники (рис.2 - структура 3). С удалением от полосы мелкозернистой структуры микротвёрдость понижается и на расстоянии 0,3-0,5 мм от неё становится равной микротвёрдости ос-



**Рис. 2. Микроструктура границы сварного соединения (1) и околошовная зона с полосами адиабатического сдвига (2), двойники в зернах (3)**

нового металла. Отсутствие расплава и наличие в зоне соединения полосы металла с мелкозернистой структурой, свидетельствует о прохождении процесса динамической рекристаллизации [2]. Отметим, что толщина границы в среднем 10 мкм, однако, с учетом околошовной зоны с полосами адиабатического сдвига, область сварки имеет ширину около 1000 мкм.

Как видно из схемы рис. 1 б угол соударения  $\gamma$  в процессе сварки на участке скоса при подъёме уменьшается до  $\gamma-\alpha$  (пунктирная линия на схеме). Согласно измерениям (рис. 1, г), минимальный угол соударения будет  $14-7=7$  градусов. В случае соударения под углом  $\gamma-\alpha$  сварное соединение представляет собой перекристаллизованную структуру титана шириной до 1000 мкм. Границу соединения можно охарактеризовать как нерегулярную волнообразную, имеющую переменную толщину. В волнообразном соединении можно выделить несколько видов структур. В сварном соединении имеются поры округлой формы (рис. 3 – структура 1) окруженные слоем зерен размером 50-100

мкм с пластинчатым характером внутризёрной структуры (рис. 3 – структура 2) и микротвёрдостью 200-250 HV. Структуру 3 обрамляет область металла, не имеющая следов пластического течения из зерен размером от 5 до 50 мкм (рис. 3 – структура 3). Крупные зерна ориентированы в сторону отвода тепла от усадочных раковин. Микротвёрдость металла в этой зоне составляет 140-160 HV. Средняя ширина этой области достигает 180 мкм. Далее, в околошовной зоне вблизи области со структурой 3 (рис. 4), наблюдается структура со следами пластической деформации, фрагментированная полосами адиабатического сдвига, расходящихся от границы рекристаллизованной зоны металла под углом 30-60 градусов к ней (рис. 4 – структура 4). Микротвёрдость металла в этой зоне составляет 180-220 HV.

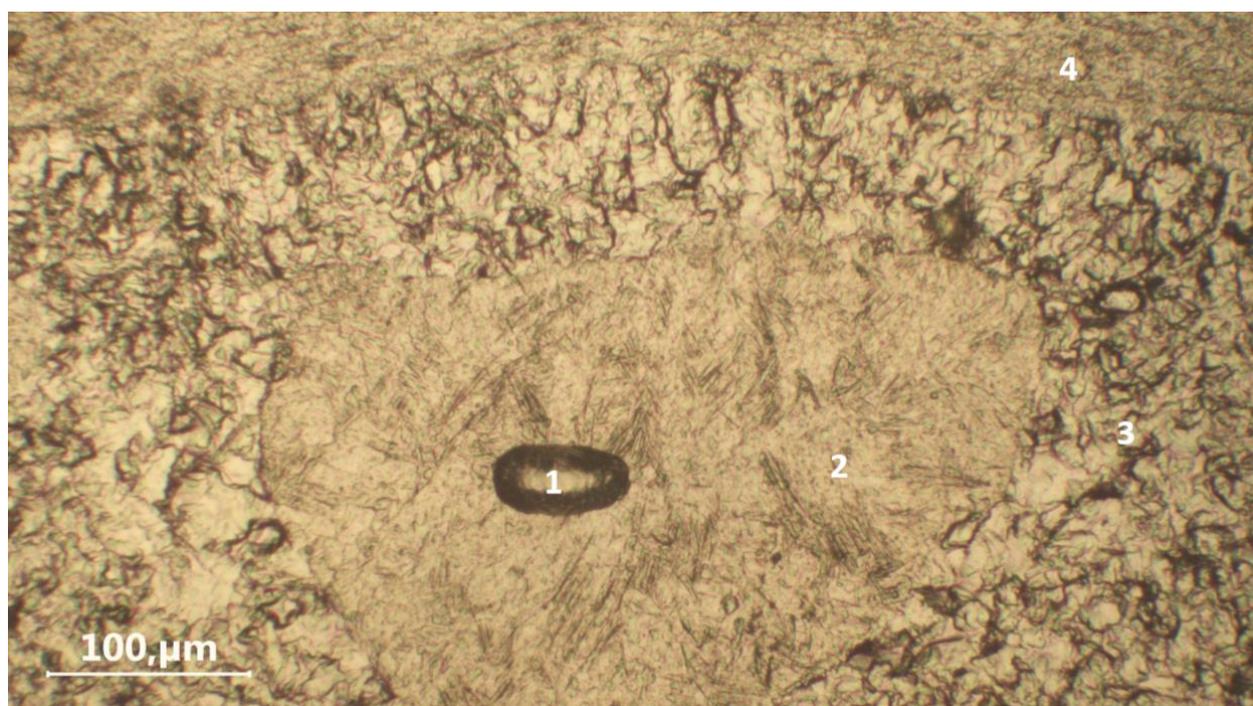
Морфология структуры 2 (рис.3) свидетельствует о том, что она сформировалась в результате  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения. Наличие пластин в титане, прошедшем  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение, обычно связывают с высокими скоростями охлаждения и степенью дефор-

мации в  $\beta$ -области [2]. Возникновение пор округлой формы связано с расплавлением металла и растворения в нем газа (аргона) из сварочного зазора, который выделяется в усадочную раковину при кристаллизации расплава.

Граница между структурой с пластинчатым характером внутризёренной структуры и зоной рекристаллизованного зерна, по-видимому, является границей фазовой перекристаллизации. Отсутствие следов пластического течения металла, его низкая микротвёрдость и форма зерна структуры 3 (рис. 3 и 4) свидетельствуют о прошедшем в этой зоне процессе рекристаллизации, а уменьшение размера зерна – о предшествующей пластической деформации металла в  $\alpha$ -области [2]. Укрупнение зерна свидетельствует о существовании в этой зоне более длительного промежутка времени для прохождения процесса рекристаллизации. Причём рекристаллизация проходит уже после снятия давления и прохождения деформации. По-видимому, в момент образования соединения, свариваемые поверхности под-

вергались деформации в  $\alpha$ -области, а затем источник локально выделившегося в области «вихревой зоны» тепла, остывая, привёл к рекристаллизации окружающей её деформированный металл. Отсутствие столь ярко выраженного эффекта при сварке других пар металлов связано с тем, что титан, обладая малой энергией дефектов упаковки, в большей мере склонен к протеканию процесса рекристаллизации, чему способствует также низкая теплопроводность титана. Ширина зоны рекристаллизованного металла значительно колеблется, так как динамику рекристаллизации определяет температура нагрева и степень деформации металла, подвергаемого рекристаллизации.

Факт образования полос адиабатического сдвига в зоне сварного соединения в околошовной зоне при плоском соединении (рис. 2) и в волнообразном соединении (рис. 4) свидетельствует об одинаковом механизме образования соединения в этих местах в результате динамической рекристаллизации и является сопутствующим фактором, вызываемым деформированием макрообъёмов



**Рис. 3. Области микроструктуры в зоне сварного соединения:**  
пора (1), двойники в зернах (2), перекристаллизованная структура (3)

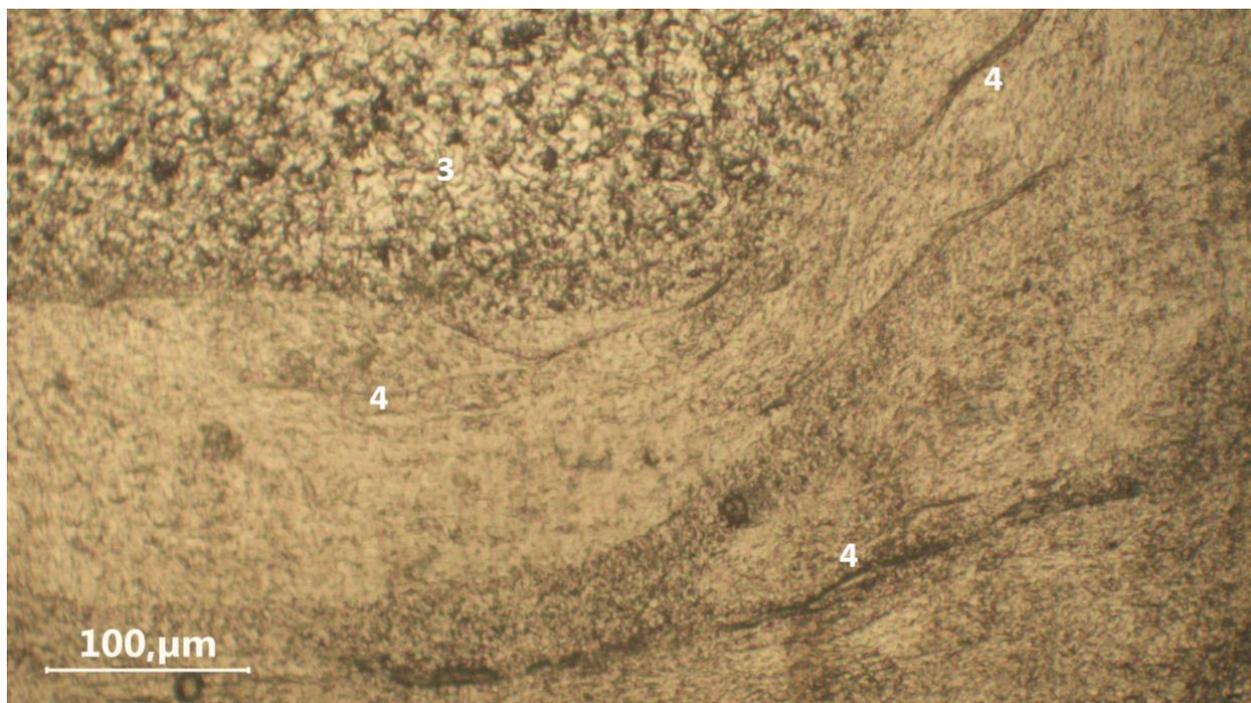
поверхностных слоёв свариваемых металлов.

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

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

В работе [3] показано, что при сварке взрывом под воздействием ударно сжатого газа (УСГ) происходит очистка и активация свариваемых поверхностей впереди точки контакта до их соударения. При выходе процесса сварки взрывом на спуск (см. рис. 1, б) резко возрастает (в два раза) угол соударения и величина сварочного зазора, в результате снижается давление в ударно сжатом газе впереди точки контакта и скорость его истечения. Следовательно, снижается температура в пограничном слое между УСГ и свариваемыми поверхностями, что привело к отсутствию оплавленных участков и волнообразования (рис. 1, ж и рис. 2).

При выходе процесса сварки взрывом на подъём (см. рис. 1, а) ситуация меняется: скорость истечения УСГ и давление возрастают, что приводит к повышению температуры в пограничном слое между УСГ и свариваемыми поверхностями. В структуре



**Рис. 4. Области микроструктуры в околошовной зоне: перекристаллизованная структура (3), полосы адиабатического сдвига (4)**

наблюдается образование расплавленного металла, а процесс волнообразования становится не стабильным (рис. 1, з и рис. 3).

### Выводы

1. Микроструктуры в сварном соединении лакирующего слоя из титана, полученные путём повторного лакирования сваркой взрывом дефектов сплошности соединения слоёв, резко различаются в зависимости от направления угла скоса на кромках дефектной области. Если точка контакта набегаёт на скос при спуске - образуется соединение без волн, при подъеме - образуется не регулярная волна с образованием вихревых зон литых включений, что связано с изменением параметров ударно сжатого газа.

2. Для получения качественного соединения титана с титаном на скосах при повторном лакировании необходимо, чтобы в

процессе сварки взрывом динамический угол соударения на спуске был меньше максимального, а на подъёме больше минимального критического угла соударения.

### Библиографический список

1. Исследование возможности ремонта дефектов сплошности биметаллических плит сталь-титан сваркой взрывом / Л. Б. Первухин, Д. В. Ноняк, О. Л. Первухина, И. В. Денисов // Известия ВолгГТУ. Серия Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – 2023. – №11 (282). – С. 23-31.
2. Бердыченко, А. А. Эволюция структуры титана в зоне соединения, полученного сваркой взрывом / А. А. Бердыченко, Л. Б. Первухин, О. Л. Первухина // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. – № 10 (652). – С. 19-24.
3. Первухина, О. Л. К вопросу об очистке и активации свариваемых поверхностей при сварке взрывом крупногабаритных листов / О. Л. Первухина // Известия ВолгГТУ. Серия Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – 2020. – № 11 (246). – С. 58-63.

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-11-294-25-29

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

## СВАРКА ВЗРЫВОМ СТАЛИ С АМг6 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОМЕЖУТОЧНОГО СЛОЯ ИЗ АМг6

*Волгоградский государственный технический университет, [weld@vstu.ru](mailto:weld@vstu.ru)*

Большой проблемой при сварке взрывом стали с алюминиево-магниевоым сплавом является образование оплавленных участков на границе соединения, поскольку в них формируются интерметаллиды снижающие прочность соединений. Возможным решением этой проблемы может быть подбор таких условий сварки, которые обеспечивали бы формирование соединений без оплавленного слоя на границе. В данной работе рассмотрена возможность использования прослойки из алюминиевого сплава для снижения количества оплавленных участков на границе разнородных материалов и повышения прочности соединений Ст3+АМг6. В ходе эксперимента было получено соединение Ст3 с АМг6 через прослойку АМг6, которое отличалось небольшим количеством оплавов и имело прочность в диапазоне 70-135 МПа.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, композиционные материалы, прослойка, оплавленные участки, интерметаллиды, прочность

*М. P. Korolev, E. V. Kuz'min, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak*

## EXPLOSION WELDING OF STEEL WITH АМg6 USING AN INTERMEDIATE LAYER OF АМg6

*Volgograd State Technical University, [weld@vstu.ru](mailto:weld@vstu.ru)*

A major issue when explosively welding steel with aluminum-magnesium alloy is the formation of molten areas at the joint interface, as intermetallic compounds form in these areas, reducing the strength of the joints. A possible solution to this problem could be to select welding conditions that ensure the formation of joints without a molten layer at the interface. This work examines the possibility of using an aluminum alloy interlayer to reduce the number of molten areas at the boundary of dissimilar materials and to increase the strength of the joints between St3 and АМg6. During the experiment, a joint was obtained between St3 and АМg6 through an АМg6 interlayer, which exhibited a minimal amount of molten areas and had a strength in the range of 70-135 MPa.

**Keywords:** explosion welding, composite materials, interlayer, melt area, intermetallics, strength

Пара материалов сталь + алюминиево-магниевоый сплав АМг6 плохо сваривается взрывом, что связано с образованием на границе соединения оплавленных участков, содержащих хрупкие интерметаллиды с низкой прочностью [1...3]. Так, например, предел прочности при растяжении соединений FeAl<sub>3</sub> и Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> составляет всего 15 и 17 МПа [4]. Исходя из этого важным требованием к технологии сварки данной пары, является минимизация количества оплавленного металла на границе.

Для улучшения свариваемости и повышения качества соединений применяют промежуточные прослойки, которые играют роль «буфера пластичности» или диффузионного барьера [5, 6], препятствующего образованию интерметаллидных соединений в

оплавленных участках. Чаще всего прослойки выполняют из чистого алюминия, обладающего высокой пластичностью, однако низкая прочность технически чистого алюминия может ограничивать прочность композита. По мнению ряда исследователей, применение промежуточных слоев позволяет снизить энерговыделение на границе при сварке взрывом и повысить качество соединений [7, 8].

В данной работе рассмотрена возможность получения соединений АМг6 + Ст3 через прослойку АМг6. Использование АМг6 в качестве материала прослойки позволит повысить прочность соединения по сравнению с прослойкой из чистого алюминия.

Цель работы заключалась в экспериментальной проверке принципиальной возмож-

ности сварки Ст3 + АМг6 через прослойку АМг6, и определении режимов, обеспечивающие получение трехслойного соединения Ст3 + АМг6 + АМг6.

#### Материалы и методы

В ходе эксперимента сваривали три образца на режимах, приведенных в таблице.

зультат сварки будут оказывать условия сварки на границе Ст3 с прослойкой АМг6, поскольку режимы на этой границе должны обеспечивать формирование соединения между разнородными материалами и одновременно с этим не допускать формирования оплавленной прослойки. Энергия, за-

#### Расчетные режимы сварки взрывом

№	Материалы	Толщины $\delta_1 + \delta_2$ , мм	Смесь ВВ, (аммонит/песок), %	Высота заряда $H$ , мм	Скорость точки контакта $V_{\text{к}}$ , м/с	Сварочный зазор $h$ , мм	Скорость соударения $V_{\text{с}}$ , м/с	Угол соударения $\gamma$ , °	Энергия пластической деформации $W_2$ , МДж/м <sup>2</sup>
1	Ст3 + АМг6	3,0 + 0,5	67/33	30	2289	2,0	383	9,6	0,07
						2,0	401	10,0	0,63
2	АМг6 + АМг6	0,5 + 6,0		40	2324	3,0	467	11,5	0,11
						3,0	490	12,1	0,93
3	АМг6	6,0		50	2336	4,0	533	13,1	0,14
						4,0	562	13,8	1,22

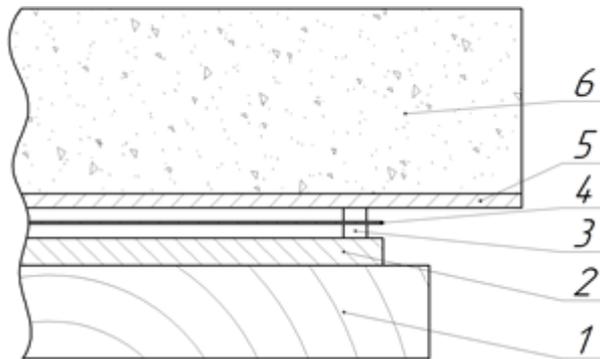


Рис. 1. Схема сборки пластин под сварку взрывом:

1 – основание; 2 – неподвижная пластина АМг6; 3 – сварочный зазор; 4 – прослойка АМг6; 5 – метаемая пластина Ст3; 6 – заряд ВВ

Здесь приведено два значения режима для каждого образца, первое из которых соответствует условиям сварки на границе Ст3+прослойка АМг6, второе соответствует границе прослойки с основным слоем АМг6. При этом режимы сварки АМг6 с АМг6 не представляют существенного интереса в данной работе, поскольку при сварке этой однородной пары обычно не возникает сложностей. Наибольшее влияние на ре-

трачиваемая на пластическую деформацию  $W_2$ , на границе сталь-АМг6, очень низка и находится в диапазоне 0,07-0,14 МДж/м<sup>2</sup>, что объясняется небольшой толщиной и низкой массой прослойки. При сварке двухслойного композита такой величины  $W_2$  вероятно было бы недостаточно для образования соединения между Ст3 и АМг6, однако при сварке трехслойного соединения условия протекания деформаций могут позво-

лить получить прочное соединение и при низких значениях  $W_2$ .

Схема сборки пластин под сварку приведена на рис. 1. В качестве метаемой пластины служила сталь Ст3, а неподвижной выступала пластина АМг6 с габаритным размером 200x80 мм. Прослойку АМг6 перед сваркой подвергали отжигу при 400°C для снятия остаточных напряжений.

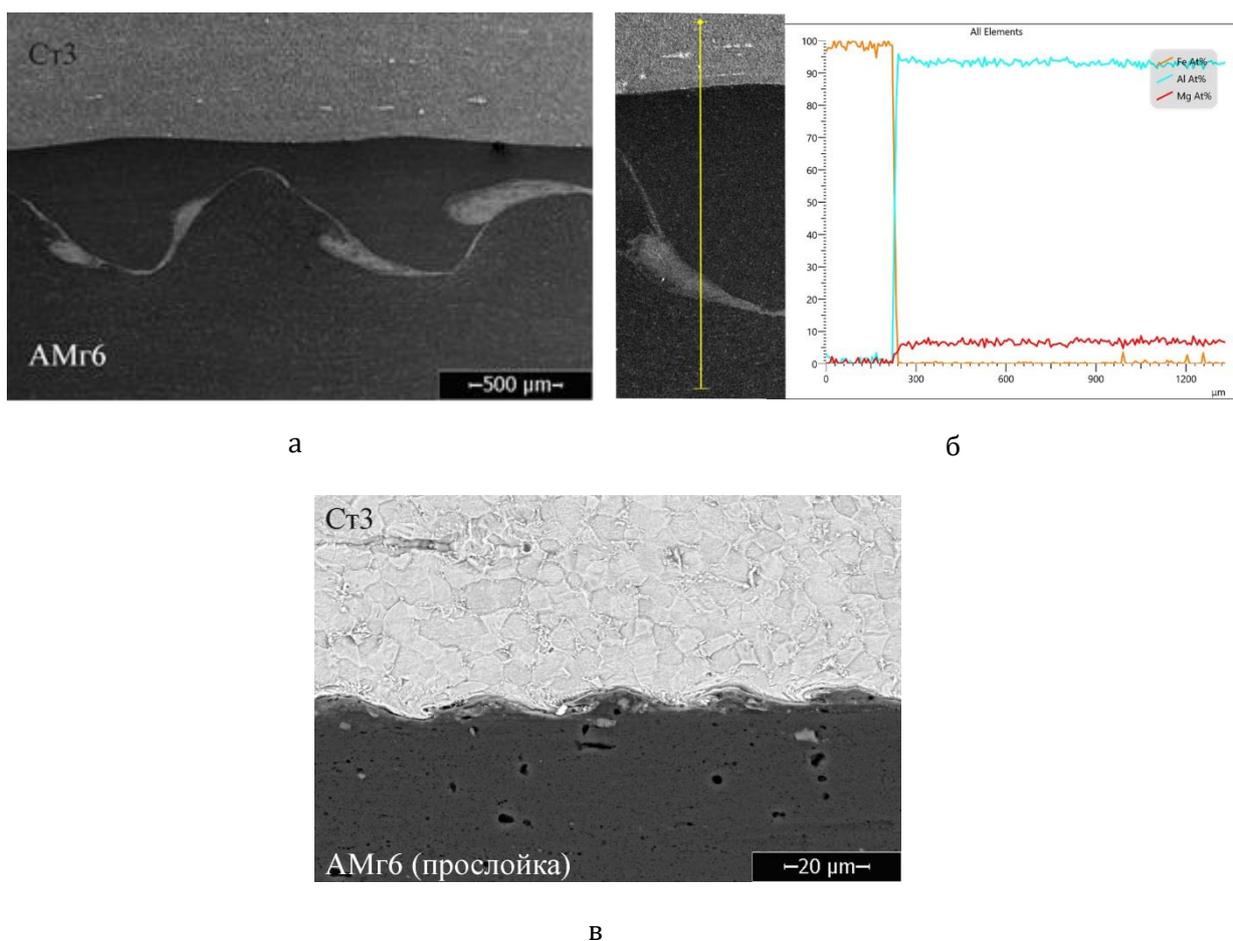
Образцы для проведения металлографических исследований вырезали из центра пластины. Исследования структуры и химического состава проводили при помощи электронного микроскопа FEI Versa 3D.

### Результаты и обсуждение

Соединение между Ст3 и АМг6 образовалось только в образце №3 при энергии  $W_2$  на границе Ст3 с прослойкой АМг6

$W_2=0,14$  МДж/м<sup>2</sup>. Прочность соединения на отрыв слоёв по трем измерениям составила 70, 89 и 135 МПа. На границе основного слоя АМг6 с прослойкой АМг6 сформировался волновой профиль, средние длина и размах которого составляли 1415 и 545 мкм. Присутствовали также участки оплавленного АМг6, которые в ряде случаев содержали микротрещины.

На границе Ст3 с прослойкой АМг6 образование волнового профиля происходило одновременно на двух масштабах. При малых увеличениях прослеживался волновой профиль, длина которого совпадала с длиной волны на границе АМг6-АМг6, а вершины волн располагались над впадинами волн на границе АМг6-АМг6 (рис. 2, а). При длине около 1415 мкм, размах волны составлял



**Рис. 2. Структура трехслойного соединения Ст3+АМг6:**

общий вид границы (а); химический состав прослойки АМг6 и оплавленного участка (б); микроструктура границы Ст3-прослойка АМг6 (в)

всего 40-50 мкм. Формирование этого волнового профиля по всей видимости, было связано с волнообразованием на границе прослойки с основным слоем АМг6, что отражает сложный характер деформационных процессов протекающих на границе Ст3-АМг6 при данном способе сварки. При больших увеличениях на ряде участков границы Ст3-АМг6 наблюдался волновой профиль с длиной около 30 мкм и размахом в 4-5 мкм (рис. 2, в). Также, несмотря на низкие значения энергии  $W_2$ , на некоторых участках границы присутствовала прослойка оплава толщиной 5-10 мкм.

Разрушение образцов, которые сваривали по режимам 1 и 2 происходило по границе Ст3 с прослойкой АМг6. Проведенное исследование поверхностей разрушения показало, что значительная часть поверхности

прослойки АМг6 обоих образцов была покрыта слоем оплава. В образце 1, в котором энергия  $W_2$  на границе Ст3 с прослойкой была наименьшей, оплавом было покрыто около 65-70% поверхности, в то время как в образце 2, оплавы занимали всего 20-25% поверхности. Очевидно, что величины энергии  $W_2$  были слишком низкими, чтобы вызвать столь значительное плавление на первой границе, поэтому можно выдвинуть предположение, что источником теплоты служило трение между поверхностями, которое стало возможным при отсутствии схватывания и совместной деформации слоев стали и прослойки АМг6.

### Заключение

Сварка через прослойку позволяет получать соединения между материалами при низких значениях энергии  $W_2$  на границе

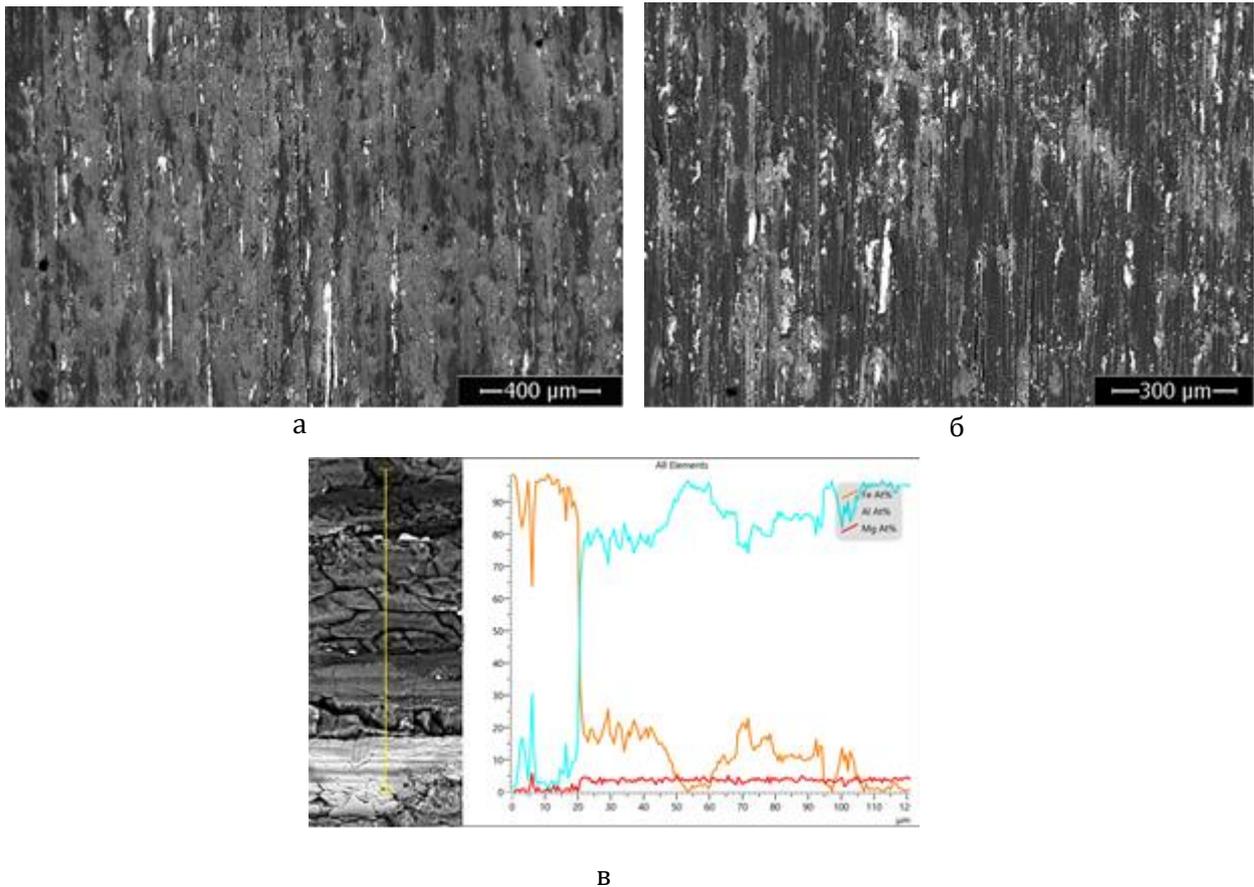


Рис. 3. Поверхности разрушения прослойки АМг6 после неудачной сварки образца №1 (а) и №2 (б), а также химический состав участка поверхности прослойки АМг6 образца №1 (в)

разнородных материалов, однако эта технология требует тщательного подбора режимов сварки. В данной работе была показана принципиальная возможность сварки Ст3 со сплавом АМгб с использованием прослойки АМгб. Полученное соединение имело незначительное количество дефектов на границе Ст3-АМгб, однако его прочность была невысокой и находилась на уровне прочности технически чистого алюминия.

#### Библиографический список

1. Исследование влияния режимов сварки взрывом и термической обработки на структуру и свойства биметалла АД1 – сталь Ст3 / Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев, А. Ф. Трудов, Ю. П. Трыков, М. Д. Трунов // Известия ВолгГТУ. Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении». Вып. 9 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – № 9 (136). – С. 17-21.
2. 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.
3. Определение границ области сварки взрывом и исследование микроструктуры границы соединения композиционного материала 08Х18Н10Т-АМГб / Н. Н. Ниезбеков, А. Ю. Малахов, И. В. Денисов, И. В. Сайков // Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – 2022. – № 11(270). – С. 70-75.
4. Рябов, В. Р. Алитирование стали / В. Р. Рябов. – Москва : Metallurgy, 1973. – 239 с.
5. Трудов, А. Ф. Изменения в тонкой структуре композита АМГб-АД1 - сталь 12Х18Н10Т, вызванные деформацией / А. Ф. Трудов, В. Н. Арисова, А. В. Дудкина // Известия ВолгГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. – 2019. – № 10 (233). – С. 24-28.
6. К вопросу о влиянии кинематических параметров сварки взрывом на структуру и свойства композитов с диффузионным барьером / В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, О. В. Строков, М. А. Тупицин, М. О. Беляков // Изв. ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 5 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – № 14 (101). – С. 83-90.
7. Explosive welding of Al alloys and high strength duplex stainless steel by controlling energetic conditions / X. Chen, D. Inao, S. Tanaka, A. Mori, X. Li, K. Hokamoto // Journal of Manufacturing Processes. – 2020. – Vol. 58. – Pp. 1318-1333. [10.1016/j.jmapro.2020.09.037](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.09.037)
8. Influence of interlayer technique on microstructure and mechanical properties of Ti/Al cladding plate manufactured via explosive welding / Z. Fang, C. Shi, Z. Sun, K. Feng, L. Gao, H. Shi // Materials Research Express. – 2019. – Vol. 6(10). – P. 1065F9. [10.1088/2053-1591/ab42ac](https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab42ac)

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-11-294-30-36

*Н. Н. Ниёзбеков, м.н.с, А. Ю. Малахов, канд. техн. наук,  
И. В. Денисов, канд. техн. наук, И. В. Сайков, канд. техн. наук*

**ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРО- И ФАЗООБРАЗОВАНИЯ НА ГРАНИЦЕ СОЕДИНЕНИЯ  
VT1-0 – AlMg6 И 08X18H10T – AlMg6**

*ИСМАН им. А. Г. Мерджанова РАН, г. Черноголовка, [nemat199595@mail.ru](mailto:nemat199595@mail.ru)*

В данной работе представлены результаты металлографических исследований биметаллических материалов VT1-0 – AlMg6 И 08X18H10T – AlMg6, полученных методом сварки взрывом и диффузионной сварки. Были исследованы структуры и фазовый состав локальных участков оплавленного металла. В ходе исследования было обнаружено, что при диффузионной сварке AlMg6 с VT1-0 и 08X18H10T на границе соединения формируются непрерывные прослойки из интерметаллидов с различным фазовым составом. Эти прослойки приводят к расслоению композиционного материала.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, граница соединения, алюминиево-магниевого сплава AlMg6, коррозионностойкая сталь 08X18H10T, титан VT1-0

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

**FEATURES OF STRUCTURE AND PHASE FORMATION AT THE WELD INTERFACE  
OF THE VT1-0 – AlMg6 AND 08Cr18Ni10Ti – AlMg6**

*Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS,  
Chernogolovka, [nemat199595@mail.ru](mailto:nemat199595@mail.ru)*

This paper explores the results of metallographic analysis of bimetallic materials formed by explosive welding and diffusion welding. The materials are made of VT1-0 and AlMg6, as well as 08Cr18Ni10Ti and AlMg6. The study focuses on the structure and phase composition of specific areas of melted metal in these materials. It was found that during diffusion welding between AlMg6 and VT1-0 or 08Cr18Ni10Ti, continuous interlayers of intermetallics with different phase compositions form at the weld interface. These interlayers can cause delamination in the composite material.

**Keywords:** explosive welding, weld interface, AlMg6 aluminum alloy, 08Cr18Ni10Ti stainless steel

Алюминиево-магниевого сплавы нашли широкое применение в различных отраслях промышленности. Они обладают высокой пластичностью, коррозионной стойкостью и низкой плотностью. Их применяют для изготовления конструкций в судостроении, криогенном машиностроении, военной промышленности, а также для изготовления корпусов антенно-фидерных устройств на орбитальных комплексах [1, 2, 3, 4]. В силу недостаточного уровня прочности и жесткости конструкций из алюминиевого сплава, ответственные и нагруженные элементы изготавливают из стали или титанового сплава. Например, в судостроительной промышленности корпус судна изготавливают из коррозионностойкой стали, а надстройки, палубные мосты и кожухи дымовых труб из

алюминиевого сплава. Для соединения деталей из стали и титана с деталями из алюминиевого сплава используют биметаллические переходники.

При соединении алюминиевого сплава со сталью возникают значительные трудности из-за различия в их физико-химических и механических свойствах. Также на границе соединения образуются интерметаллические фазы, которые снижают прочность соединения. Аналогичные трудности возникают при сварке алюминиевого сплава с титаном [5, 6].

Кроме интерметаллических фаз на прочность соединения также влияет наличие магния в составе алюминиево-магниевого сплава. Авторы работы [7] отметили, что при диффузионной сварке листов из сплава

АМг6 и титана ВТ6 на границе соединения скапливается магний, который, имея высокий коэффициент диффузии, ускоряет процесс образования интерметаллических соединений [8]. Кроме того, скопившийся магний вступает в реакцию с кислородом, образуя тем самым хрупкий оксид магния. Данные химические неоднородности на границе соединения являются источниками остаточных напряжений и могут привести к расслоению.

С точки зрения сочетания прочностных и коррозионных свойств наиболее оптимальным среди сплавов системы Al-Mg является сплав АМг6. Поэтому получение биметаллических переходников АМг6–сталь и АМг6–титан с прочностью соединения не ниже прочности АМг6 представляет большой практический интерес и является актуальной задачей современного материаловедения.

Цель настоящей работы заключалась в исследовании микроструктуры границы соединения композиционных материалов, полученных диффузионной сваркой и сваркой взрывом и проведении сравнительного анализа полученных данных.

#### Материалы и методика исследования

Для проведения экспериментов по сварке взрывом и диффузионной сварке использо-

вались следующие материалы: коррозионно-стойкая сталь 08Х18Н10Т, алюминиево-магниевый сплав АМг6 и титан ВТ1-0. В таблице 1 представлены физико-механические свойства исходных материалов.

На рисунке 1 представлена микроструктура исходных материалов. Структура АМг6 состоит из  $\alpha$ -фазы (твердый раствор магния в алюминии) с размером зерен  $\sim 50$  мкм и интерметаллической  $\beta$ -фазы  $Mg_2Al_3$ , располагающейся преимущественно по границам зерен. Также в структуре АМг6 присутствуют включения  $(Fe, Mn)Al_6$  округлой и эллипсоидальной формы (рис. 1, а).

Структура 08Х18Н10Т состоит из аустенита ( $\gamma$ -фаза) с небольшим содержанием феррита ( $\delta$ -фаза). Зерна аустенита содержат крупные частицы  $Ti_2N$  и мелкие карбиды  $TiC$ . Титан характеризуется мелкозернистой структурой с размером зерна около 10 мкм (рис. 1, в). Внутри зерна наблюдаются двойники деформационного происхождения.

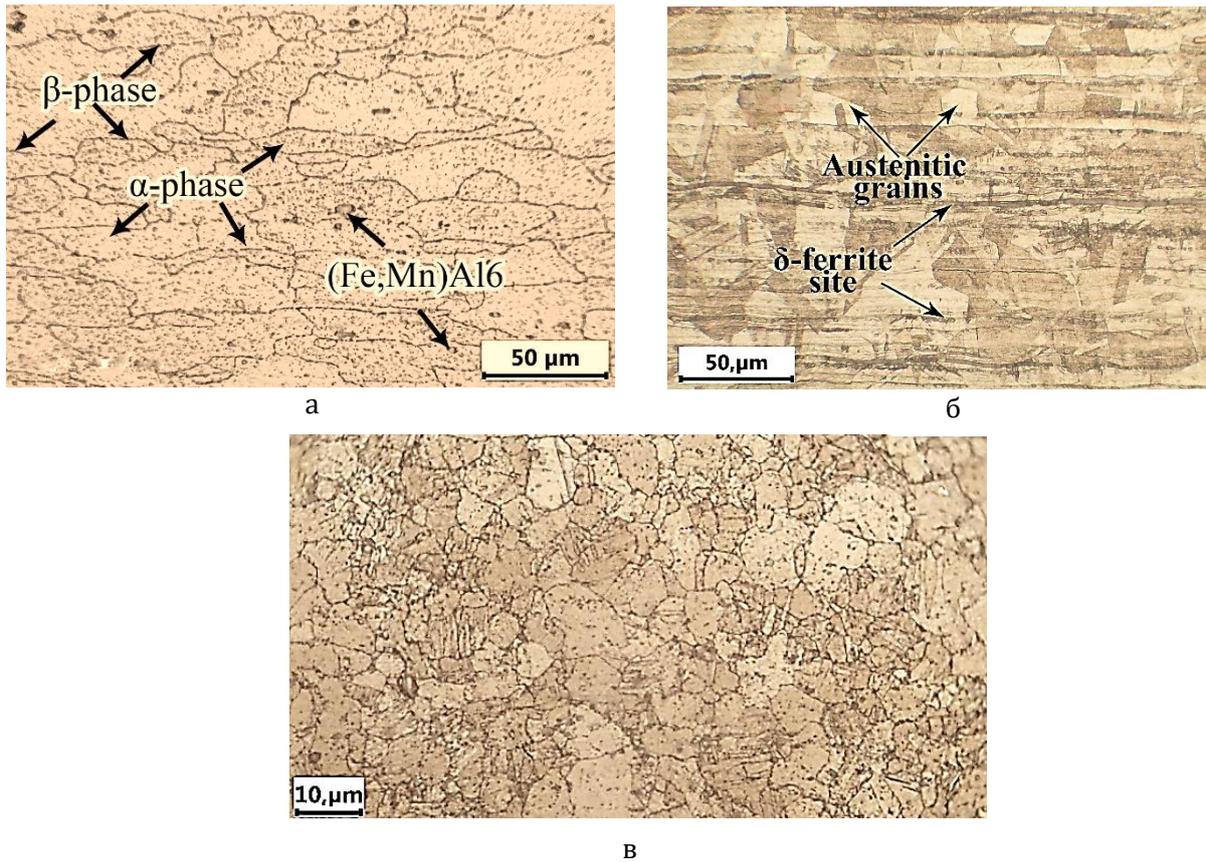
Методика проведения экспериментов по сварке взрывом представлена в работе [9]. Поверхности пластин перед сборкой схемы зачищались механическим способом, очищались от загрязнений и обезжиривались ацетоном. В качестве ВВ применялась смесь микропористой аммиачной селитры с дизельным топливом в соотношении 96:4. Для

**Таблица 1 – Физико-механические свойства исходных материалов**

Материалы	Физико-механические свойства			
	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %	Плотность, кг/м <sup>3</sup>
АМг6	353 – 356	193 – 221	16,6–19,3	2640
ВТ1-0	375	–	20–30	4050
08Х18Н10Т	490–520	196–210	40–43	7900

**Таблица 2 – Химический состав исходных материалов**

Материалы	Химический состав, %											
	Al	Mg	Mn	Zn	Fe	C	Si	Cu	Ni	Cr	Ti	Примеси
АМг6	92,73	5,87	0,86	0,18	0,16	–	–	–	–	–	–	0,2
ВТ1-0	–	–	–	–	до 0,25	до 0,07	до 0,1	–	–	–	99,24 – 99,72	0,3
08Х18Н10Т	–	–	до 2	–	~65	до 0,08	до 0,8	до 0,3	9–11	17–19	–	0,1



**Рис. 1. Микроструктура исходных листов:**  
а – АМг6; б – 08Х18Н10Т; в – ВТ1-0

защиты наружной поверхности метаемой пластины от воздействия продуктов детонации использовалась полипропиленовая пленка толщиной 0,1 мм. Для уменьшения разброса и обеспечения полноты детонации ВВ использовалась забойка из песка. В таблице 3 представлены параметры режимов сварки взрывом.

Перед диффузионной сваркой поверхности пластин перед сваркой очищались от загрязнений механическим способом и обезжиривались этиловым спиртом. После очистки, свариваемые пластины (3 и 4) зажимались между двумя стальными пласти-

нами 1 и фиксировались крепежными элементами 2 (рис. 2). Готовые сборки помещались в вакуумную печь и подвергались термической обработке при температуре  $590 \pm 10$  °С в течение 90 мин. Остаточное давление в печи составляло 30-50 Па.

Для выявления элементов микроструктуры образцов проводилось химическое травление поверхности образцов. Состав реактива подбирался индивидуально для каждого материала (таблица 4).

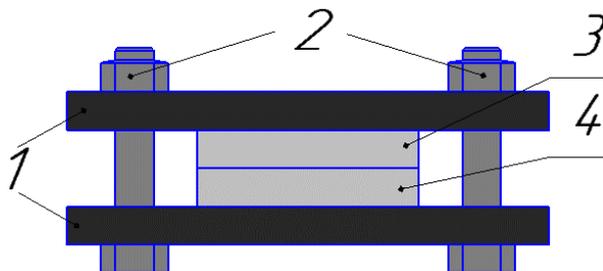
Для металлографических исследований использовался оптический микроскоп МЕТАМ ЛВ-34 с камерой ТС-500 и автоэмис-

**Таблица 3 - Параметры режимов сварки взрывом**

Основной слой	Метаемый слой	Скорость детонации, м/с	Параметр $r$	Угол соударения $\beta$ , °
АМг6 (6×200×300 мм)	08Х18Н10Т (3×200×300 мм)	2500	0.96	11.1
АМг6 (6×200×300 мм)	ВТ1-0 (4×200×300 мм)	2500	1.8	12.1

сионный сканирующий электронный микроскоп сверхвысокого разрешения Zeiss Ultra plus на базе Ultra 55, Германия (Zeiss Ultra plus Field Emission Scanning Electron Microscope).

ница соединения имеет практически безволновой профиль с локальными участками оплавок. В оплавах на границе соединения АМг6-08Х18Н10Т (рис. 3, а) формировались поперечно-направленные трещины, что

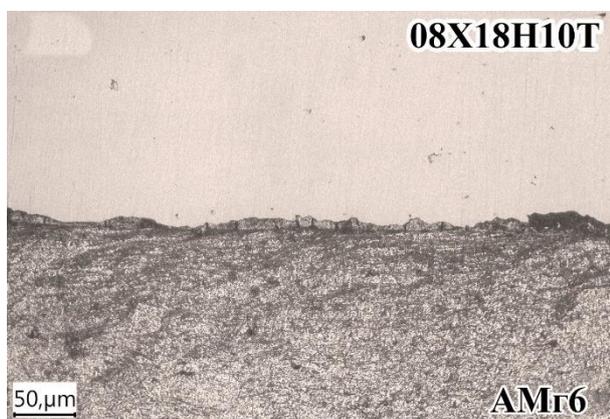


**Рис. 2. Схематичное изображение пластины перед диффузионной сваркой:**

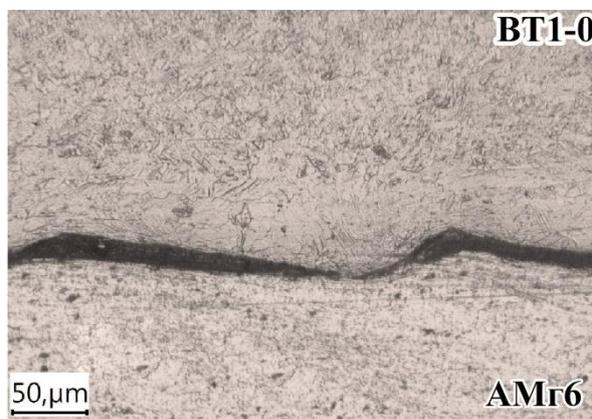
1 – стальные зажимы; 2 – крепежные элементы; 3 – АМг6 (4×20×30 мм);  
4 – ВТ1-0 (3×20×30 мм) / 08Х18Н10Т (3×20×30 мм)

**Таблица 4 – Растворы для выявления микроструктуры**

№	Реактив	Материалы
1	1-5 мл HNO <sub>3</sub> , 2-3 мл HCl, 90-95 мл H <sub>2</sub> O	Применяется для выявления микроструктуры алюминия и его сплавов
2	2.5 см <sup>3</sup> HF, 2.5 см <sup>3</sup> HNO <sub>3</sub>	Применяется для выявления микроструктуры титана и его сплавов
3	3-5 г FeCl <sub>3</sub> ·6H <sub>2</sub> O, 20-25 мл HCl	Применяется для выявления микроструктуры аустенитных сталей



а



б

**Рис. 3. Микроструктура границы соединения биметаллических образцов после сварки взрывом:**

а – 08Х18Н10Т – АМг6; б – ВТ1-0-АМг6

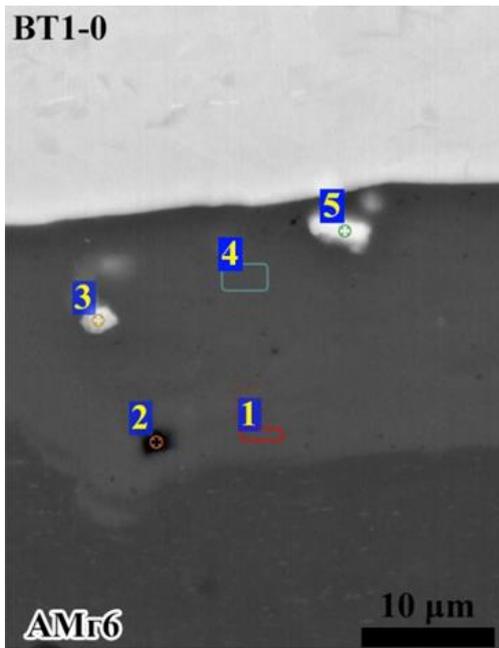
### Результаты и обсуждения

#### Сварка взрывом

На рисунке 3 представлены микроструктуры границы соединения сваренных взрывом образцов. Изучение микроструктур биметаллических образцов показало, что гра-

свидетельствует об образовании интерметаллических соединений Fe<sub>x</sub>Al<sub>y</sub>. Согласно работе [10] склонность оплавленных участков к образованию трещин определяется их объёмом, химическим составом, структурой и формой.

На границе соединения АМг6-ВТ1-0 (рис. 3, б) трещины в оплавах обнаружены не были, так как известно, что оплавы с высоким содержанием алюминия, в которых частицы титана и интерметаллидов разделены алюминиевой матрицей, не склонны к растрескиванию. Это подтверждается результатами ЭДС анализа оплавленных зон (рис. 4).



АМг6 после диффузионной сварки. На границе соединения образовалась сплошная прослойка переходного слоя. Толщина переходного слоя составляет 50-70 мкм. Образец 08Х18Н10Т – АМг6 в процессе механической обработки расслоился по границе соединения слоев (рис. 5, а).

В переходном слое образовались не-

№	Al	Mg	Si	Ti	Mn	O
1	89.04	7.58	-	3.02	0.36	-
2	49.2	8.38	11.01	1.36	0.19	29.84
3	70.96	6.87	3.03	18.20	0.95	-
4	88.09	7.28	-	4.22	0.41	-
5	57.34	5.88	2.04	33.70	1.03	-

**Рис. 4. СЭМ изображение границы соединения АМг6-ВТ1-0 после сварки взрывом и результаты ЭДС анализа**

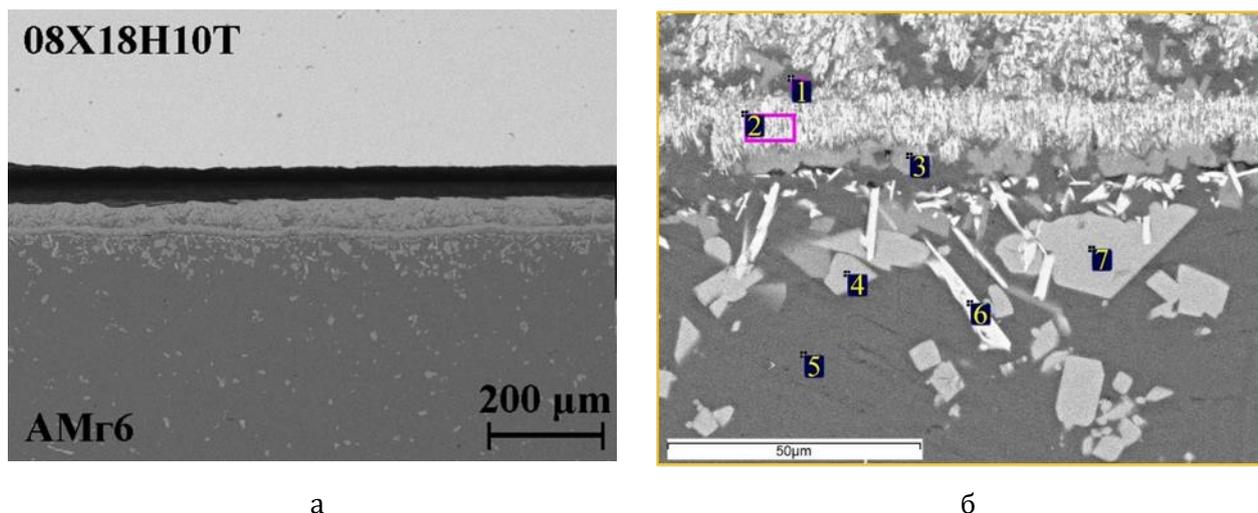
На рисунке 4 видно, что оплавленный слой сформировался со стороны алюминиевого сплава АМг6. Это произошло из-за большой разницы в температурах плавления между АМг6 и ВТ1-0, в результате чего в процессе сварки взрывом происходит расплавление поверхности алюминиевого сплава. Химический состав оплавов фактически представляет собой матрицу из алюминиевого сплава АМг6 с включениями из алюминидов титана. Кроме того, в оплавленном слое видны беспорядочно расположенные локальные частицы вторичных фаз. В частности, оксидов алюминия (рис. 4, точка 2) и частицы Al-Ti (рис. 4, точки 5 и 3,).

#### *Диффузионная сварка*

На рисунке 5 представлены результаты исследования микроструктуры 08Х18Н10Т-

сколько фаз, отличающихся контрастностью (белые и серые), как показано на рисунке 5, б. В областях, примыкающих к 08Х18Н10Т белые фазы имеют дендритную форму (рис. 5, б, точка 2). С удалением от границы соединения форма белых фаз меняется от дендритной к игольчатой (рис. 5, б, точка 6). Белые фазы содержат все элементы коррозионностойкой стали и АМг6. Исходя из ЭДС анализа, диаграммы состояния и результатов термодинамического расчета в программе Thermo [11] можно предположить, что белые фазы как игольчатого, так и дендритного вида соответствуют фазе  $Al_3Ni$ , а серые –  $Al_3Fe$ .

Серые фазы вблизи границы соединения характеризуются высоким содержанием Mg (точка 2). Содержание Mg в этих фазах пре-



№	Mg	Al	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni
1	11,14	87,65	0,12	0,12	0,12	0,12	0,61	0,12
2	5,98	75,91	0,72	0,06	1,65	1,39	12,83	1,46
3	13,45	76,44	0,07	0,51	6,55	0,81	1,96	0,22
4	0,63	85,25	-	0,05	0,80	4,11	9,16	-
5	7,99	91,56	0,00	0,10	0,22	0,13	0,00	-
6	0,68	76,96	0,32	-	0,31	3,99	13,13	4,60
7	0,29	84,90	0,22	0,05	0,09	6,98	7,43	0,04

Рис. 5. Микроструктура границы соединения 08X18H10Т-АМг6 (а) и переходного слоя (б) с результатами ЭДС анализа

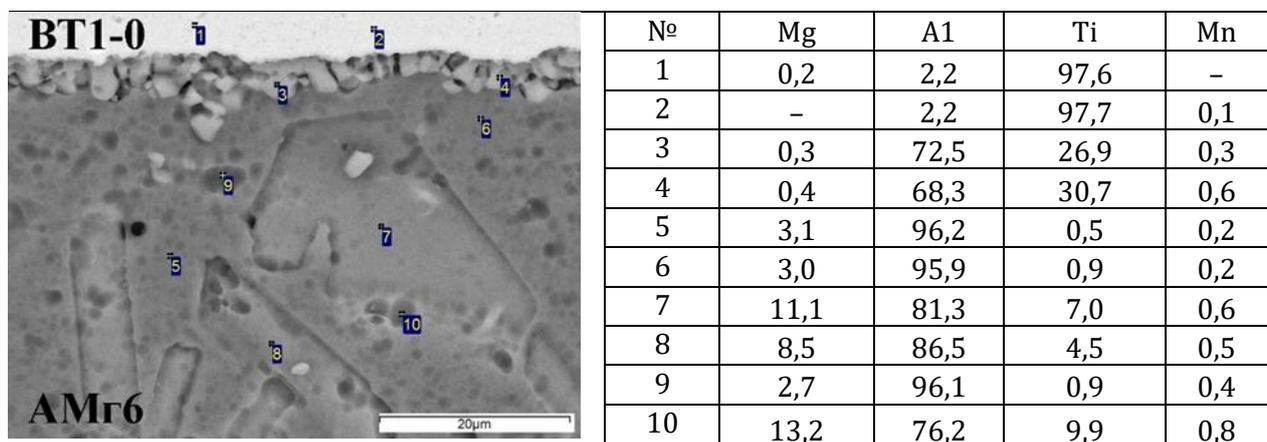


Рис. 6. Микроструктура границы соединения VT1-0-АМг6 после диффузионной сварки и результаты ЭДС анализа

вышает количества магния в исходном АМг6. С удалением от границы соединения, содержание Mg снижается. Это говорит о том, что в процессе сварки Mg мигрирует из объема АМг6 к границе соединения. Кроме того, высокая температура процесса сварки

способствует формированию вторичных фаз  $Mg_2Al_3$  и  $(Fe,Mn)Al_6$  по границам зерен.

На рисунке 6 показана микроструктура границы VT1-0-АМг6. На границе соединения VT1-0 – АМг6 образовался сплошной переходный слой толщиной около 6 мкм, име-

ющий зернистую структуру. Согласно ЭДС анализу и диаграмме состояния Al-Ti можно предположить, что переходный слой соответствует фазе  $TiAl_3$  (точки 3 и 4), Зернистая структура переходного слоя говорит о том, что зарождение центров интерметаллической фазы происходит вокруг точек локальных контактов пластин вдоль границы соединения. Затем происходит соединение растущих областей, что приводит к образованию сплошной прослойки из интерметаллических фаз.

На удаленных участках от границы соединения формировались области с повышенным содержанием Ti окруженные алюминиевым сплавом (рис. 6, точки 7, 8 и 10.).

### Заключение

В работе был проведен сравнительный анализ микроструктур границы соединения 08X18H10T-AMг6 и BT1-0-AMг6, полученных сваркой взрывом и диффузионной сваркой. Было обнаружено, что структура и фазы в зоне соединения зависят от метода сварки материалов. При диффузионной сварке AMг6 с BT1-0 и 08X18H10T на границе соединения формировалась сильно неоднородная структура с несколькими интерметаллическими фазами ( $Al_3Ni$  и  $Al_3Fe$ ). В то же время при сварке взрывом структура границы соединения была более однородной, с локальными участками оплавления.

Исходя из анализа микроструктур границы соединения можно сделать вывод, что наиболее эффективным методом соединения является сварка взрывом, так как образуется меньшее количество вторичных фаз на границе соединения.

### Библиографический список

1. Wahid, M. A. Aluminum alloys in marine construction: characteristics, application, and problems from a fabrication viewpoint / M. A. Wahid, A. N. Siddiquee, Z. A. Khan // *Marine Systems & Ocean Technology*. – 2020. – Vol. 15. – Pp. 70-80. <https://doi.org/10.1007/s40868-019-00069-w>
2. Senkov, O. N. High Strength Aluminum Alloys for Cryogenic Applications / O. N. Senkov, R. B. Bhat, S. V. Senkova // *NATO Science Series II: Mathematics, Physics and Chemistry*. – 2004. – Vol. 146. – Pp 151. [https://doi.org/10.1007/1-4020-2112-7\\_15](https://doi.org/10.1007/1-4020-2112-7_15)
3. Kryukov, D. B. Structural features and technology of light armor composite materials with mechanism of brittle cracks localization / D. B. Kryukov // *Metal Working and Material Science*. – 2022. – Vol 24. – Pp. 103-111. \
4. Welding between Aluminum Alloy and Steel Sheets by Using Transition Joints / P. Matteis, A. Gullino, F. D’Aiuto, C. Puro, M. G. Scavino // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2020. – Vol. 29. – Pp 4840-4853. <https://doi.org/10.1007/s11665-020-04595-2>
5. Особенности формирования соединения BT1-0+AMг5 при сварке взрывом с воздействием акустических колебаний / М. П. Королев, Е. В. Кузьмин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Д. В. Донской, М. С. Зарубин, П. А. Петрушкин, Р. В. Автандилян // *Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений*. - Волгоград, 2021. – № 11 (258). – С. 28-38.
6. Исследование структуры и фазового состава локальных участков оплавленного металла в биметалле BT1-0 + AMг6, полученном сваркой взрывом по угловой схеме / Л. М. Гуревич, А. И. Богданов, В. О. Харламов, А. Г. Серов, С. П. Писарев, Н. В. Кривченко // *Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений*. – Волгоград, 2018. – № 11 (221). – С. 57-61.
7. Diffusion and recrystallization processes at diffusion vacuum welding of aluminum and titanium based alloys / Y. Polovetskyi, O. Novomlynets, A. Labartkava, V. Martynenko, M. Matviienko // *Collection of Scientific Publications NUS*. – 2016. – Vol. 459 (3). – Pp. 34-40. [10.15589/jnn20150305](https://doi.org/10.15589/jnn20150305)
8. Friction Welding of Aluminium and Aluminium Alloys with Steel / A. Ambroziak, M. Korzeniowski, P. Kustron, M. Winnicki, P. Sokołowski, E. Harapinska // *Advances in Materials Science and Engineering*. – 2014. – Vol. 2014. – 15 p. [10.1155/2014/981653](https://doi.org/10.1155/2014/981653)
9. Сварка взрывом алюминиево-магниевых сплавов с титаном вблизи нижней границы области свариваемости / М. П. Королев, Е. В. Кузьмин, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // *Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений*. - Волгоград, 2022. – № 11 (270). – С. 21-28.
10. 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 (11). – P. 1500. [10.3390/met10111500](https://doi.org/10.3390/met10111500)
11. Energetic Materials Based on W/PTFE/Al: Thermal and Shock-Wave Initiation of Exothermic Reactions / I. Saikov, S. Seropyan, A. Malakhov, G. Saikova, I. Denisov, E. Petrov // *Metals*. – 2021. – Vol. 11 (9). – P. 1355. [10.3390/met11091355](https://doi.org/10.3390/met11091355)

1. Wahid, M. A. Aluminum alloys in marine construction: characteristics, application, and problems from a fabrication viewpoint / M. A. Wahid, A. N. Siddiquee, Z. A.

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-11-294-37-43

*Е. В. Кузьмин, канд. техн. наук, М. П. Королев, канд. техн. наук, В. И. Лысак, академик РАН,  
С. В. Кузьмин, чл.-корр. РАН, И. Т. Еникеев, магистрант,  
М. А. Кирилов, магистрант, В. Д. Шаталин, магистрант*

### **ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЯ КОМПОЗИТА СТАЛЬ–МЕДЬ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ С ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА**

*Волгоградский государственный технический университет, [weld@vstu.ru](mailto:weld@vstu.ru)*

Работа посвящена изучению влияния введения ультразвуковых колебаний при сварке взрывом пары соединения сталь+медь. Проведено сравнительное исследование влияние схемы взрывного нагружения соединений, полученных сваркой взрывом и сваркой взрывом с воздействием ультразвуковых колебаний. Экспериментально установлено, что введение дополнительной энергии ультразвука в процессе взрывного нагружения соединения сталь+медь способствует уменьшению количества оплавленного металла на границе соединения во всем исследуемом диапазоне. Рассмотрен химический состав участков оплавленного металла.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, ультразвук, сталь, медь, зона соединения, структура, оплавленный металл

*E. V. Kuz'min, M. P. Korolev, V. I. Lysak, S. V. Kuz'min, I. T. Enikeev, M. A. Kirilov, V. D. Shatalin*

### **FEATURES OF FORMING A STEEL–COPPER COMPOSITE JOINT DURING EXPLOSION WELDING WITH ULTRASOUND**

*Volgograd State Technical University, [weld@vstu.ru](mailto:weld@vstu.ru)*

The work is devoted to the study of the effect of the introduction of ultrasonic vibrations during explosion welding of a pair of steel+copper compounds. A comparative study of the effect of the explosive loading scheme of joints obtained by explosion welding and explosion welding under the influence of ultra-sonic vibrations has been carried out. It has been experimentally established that the introduction of additional ultrasound energy during the explosive loading of the steel+copper compound helps to reduce the amount of molten metal at the junction boundary throughout the studied range. The chemical composition of the molten metal sections is considered.

**Keywords:** explosion welding, ultrasound, steel, copper, joint area, structure, molten metal

Современный уровень развития энергоёмких отраслей производства, таких как химия, цветная и чёрная металлургии и др. предъявляет повышенные требования к показателю затрачиваемой электроэнергии на выпуск единицы продукции. Одним из возможных путей снижения удельного расхода электроэнергии является уменьшение потерь в токоподводящих узлах силовых электротехнических устройств (электролизёров, сталеплавильных печей, коммутационных распределителей и др.). Отдельные участки таких узлов выполняются разнородными, как правило, сталь+медь или сталь+алюминий, сочетая в себе лучшие характеристики каждого из металлов (высокую прочность стали с коррозионной стой-

костью и высокой электро- и теплопроводностью меди и алюминия) [1...3].

Существующее многообразие методов изготовления подобных композитов, каждый из которых имеет свои преимущества и недостатки, не позволяет в полной мере удовлетворить требования научно-технического прогресса [4]. Развитие отраслей промышленности, создающих наукоемкую продукцию для предприятий электрометаллургии, энергетики и нефте- и газодобывающих и перерабатывающих производств, связано с инновациями в сфере получения новых материалов (в частности, композитов) и оптимизации процессов их изготовления. В настоящее время в мировой науке отчетливо наблюдаются следующие пути решения данной проблемы: разработка

и внедрение качественно новых материалов или технологий их получения, либо придание известным материалам ряда уникальных эксплуатационных свойств. Одним из направлений повышения технологичности изготовления композиционных материалов является разработка технологий, основанных на воздействии на материалы несколькими высокоэнергетическими источниками энергии, в результате чего создается возможность получения уникальных свойств, как самих материалов, так и их соединений, которые невозможно достичь внешними источниками энергии иной природы.

В проведённых ранее исследованиях была разработана методика получения высококачественных композитов нового типа, основанная на высокоскоростном соударении металлических пластин в условиях нагружения скользящей детонационной волной с одновременным воздействием на соударяющуюся систему ультразвуковых волн [5, 6].

Результаты проведенных исследований (в частности, на паре медь+алюминий) показывают целесообразность применения ультразвука в ходе взрывного нагружения, выражающееся в повышении качества получаемых соединений и расширения области свариваемости соединяемых металлов. Изменение характеристик зоны соединения указывает на то, что диссипация энергии после соударения происходит по разным механизмам, следовательно, меняется энергетический баланс процесса формирования соединения [7, 8].

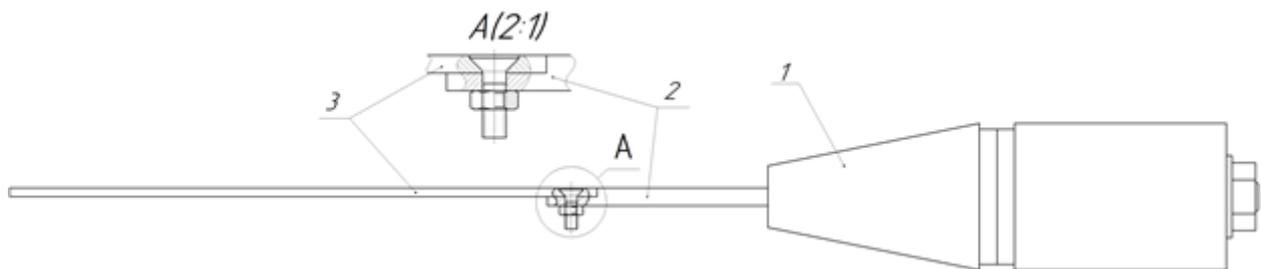
Таким образом, это создает предпосылки для проведения исследований формирования соединения композиционных материалов в условиях сварки взрывом с одновременным воздействием на соударяющиеся элементы высокочастотных колебаний.

#### Материалы и методы

Для проведения исследований применялись следующие основные материалы: отожженная медь марки М1 и конструкци-

**Таблица – Основные параметры сварки взрывом**

№	Материалы	Смесь ВВ (аммонит 6ЖВ/песок)	Скорость контакта $V_k$ , м/с	Скорость соударения $V_c$ , м/с	Угол соударения $\gamma$ , °	Энергия $W_2$ , МДж/м <sup>2</sup>
1	Медь (3,0 мм) +Сталь (3,8 мм)	60/40	1878	224	6,84	0,3
2			1917	263	7,87	0,4
3			1967	324	9,45	0,6
4			2030	375	10,6	0,8
5			2075	421	11,64	1,0
6	Медь (3,0 мм) +Сталь (10 мм)		2050	386	10,8	1,2
7			2088	418	11,49	1,4
8			2105	448	12,22	1,6



**Рис. 1. Схема колебательной системы:**

1 – ультразвуковой пьезокерамический преобразователь; 2 – волновод; 3 – пластина

онная углеродистая сталь общего назначения Ст3. Сварку взрывом производили в широком диапазоне энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию  $W_2$  от 0,3 до 1,6 МДж/м<sup>2</sup>. Расчетные режимы сварки приведены в таблице. На каждом из режимов было получено несколько пар образцов, один из которых сваривали обычным способом сварки взрывом, другой – сваркой взры-

вом с воздействием ультразвуковых акустических колебаний.

В качестве метаемой пластины выступала медь с толщиной 3 мм, а в качестве неподвижной пластины служил стальной лист с габаритами 200x80 мм. Толщина стального слоя в эксперименте составляла 3,8 и 10 мм, что обусловлено необходимостью увеличения толщины и усредненной массы матери-

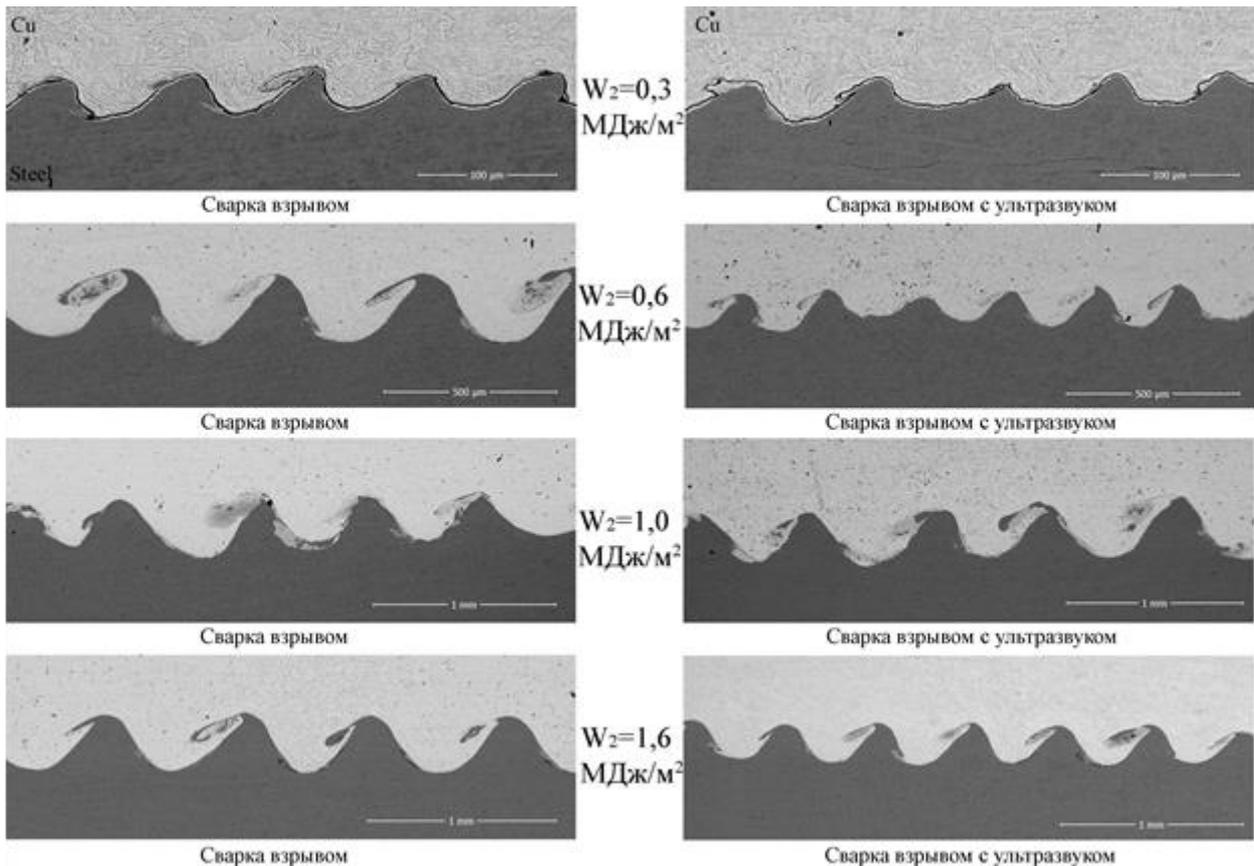


Рис. 2. Микрофотографии границ соединений образцов

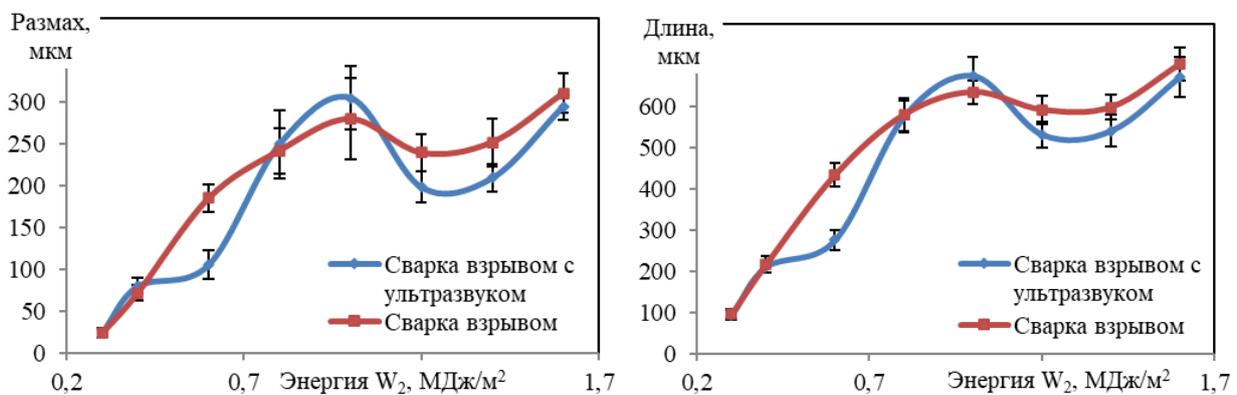


Рис. 3. Параметры волнового профиля на границе соединений

алов для обеспечения энергии  $W_2=1,2-1,6$  МДж/м<sup>2</sup>.

В ходе эксперимента ультразвук подводи к стальной пластине за 5-10 секунд до начала процесса сварки. Генерация колебаний производилась при помощи пьезокерамического преобразователя с коническим концентратором, который соединялся с неподвижной пластиной при помощи волновода. Схема колебательной системы приведена на рис. 1.

Частота колебаний находилась в диапазоне от 16700 до 17400 Гц и подбиралась отдельно для каждого образца с целью достижения резонанса, обеспечивающего максимально возможную (для данной колебательной системы) амплитуду колебаний в пластине.

Исследования микроструктуры, химического состава, текстуры и плотности дислокаций в образцах проводили при помощи электронного микроскопа FEI Versa 3D Dual-beam.

### Результаты и обсуждение

Изучение микроструктуры показало, что на границе всех соединений сформировался

волновой профиль, параметры которого (размах и длина), увеличиваются вместе с увеличением скорости соударения и энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию  $W_2$ . На рис. 2 приведены микрофотографии границы раздела некоторых пар соединений.

Параметры волнового профиля в соединениях, сваренных обычным способом сварки взрывом и сваркой с воздействием ультразвука, в большинстве случаев оказались схожими (рис. 3). Длина и размах волнового профиля увеличивались на интервале энергии  $W_2=0,3-1,0$  МДж/м<sup>2</sup>, однако при  $W_2=1,2$  МДж/м<sup>2</sup> произошло снижение размеров волн, что вероятно было связано с изменением кинематических параметров режимов сварки.

Оплавленные участки на границе соединения присутствовали во всех соединениях, а их количество и структура зависели от режимов сварки. Уже при минимальной энергии  $W_2=0,3$  МДж/м<sup>2</sup> наблюдалось формирование оплавов на локальных участках границы соединения (рис. 4, а). Оплавы располагались в типичных областях вихревых зон,

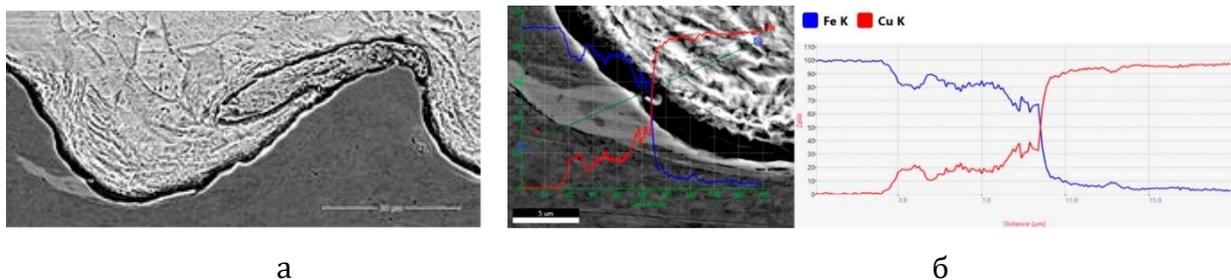


Рис. 4. Граница соединения (а) и химический состав оплава (б) в соединении, сваренном без ультразвука,  $W_2=0,3$  МДж/м<sup>2</sup>

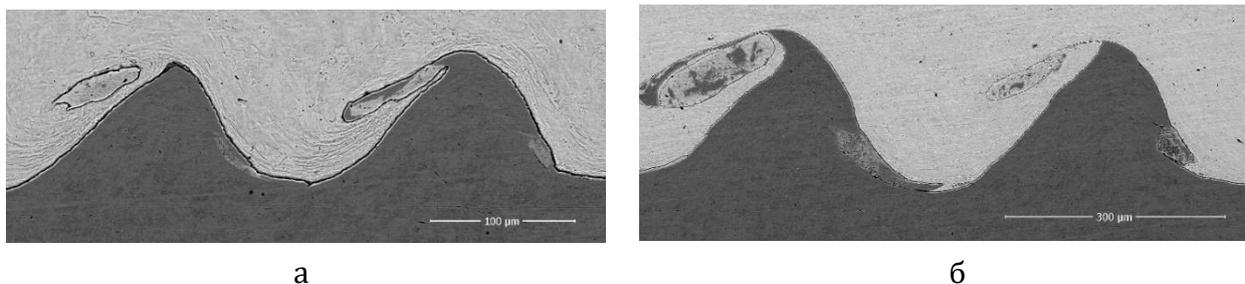


Рис. 5. Граница соединения с оплавленными участками соединения, сваренного с ультразвуком при  $W_2=0,4$  МДж/м<sup>2</sup> (а) и без ультразвука при  $W_2=0,6$  МДж/м<sup>2</sup> (б)

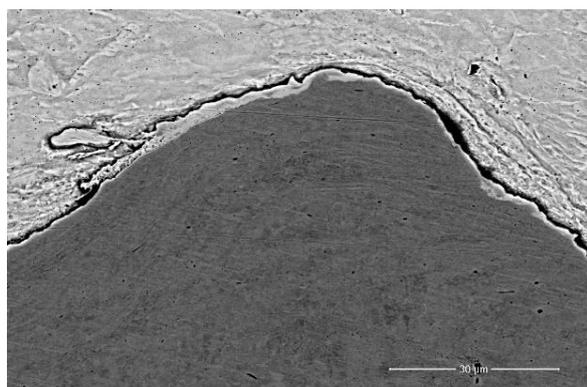
возникающих в процессе волнообразования вблизи верхнего и нижнего гребня волны. Химический состав оплавов сильно различался в зависимости от их расположения. Оплавы вблизи верхнего гребня, как правило, располагались со стороны меди, и были частично отделены от границы со сталью слоем меди, что ограничивало возможность вовлечения стали в вихревую зону, и тем самым ограничивало долю железа в оплаве. Вблизи нижнего гребня волны, напротив, оплавы располагались со стороны стали, а в их составе преобладало железо, доля которого могла достигать до 90% (рис. 4, б).

Дальнейшая интенсификация режимов привела к увеличению объёма оплавов без изменения их структуры (рис. 5), которая представляет собой эвтектическую смесь

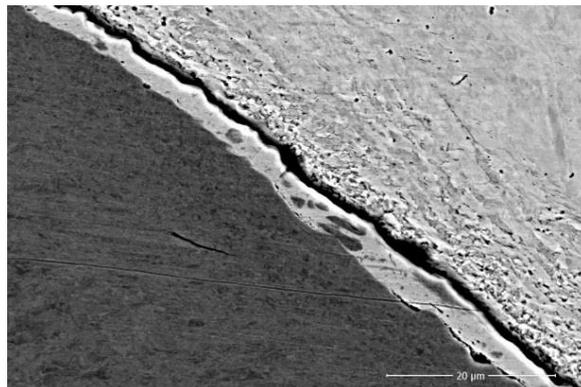
твёрдых растворов меди в  $\alpha$ -железе и  $\alpha$ -железа в меди с включениями частиц стали [9].

Помимо этого, в ряде образцов на границе между материалами была обнаружена сплошная прослойка оплавленного металла (рис. 6), толщиной от десятых долей до десятков микрометров. Внутри прослойки обнаруживаются следы завихрений и частицы стали, отделившиеся от поверхности (рис. 6, б), что указывает на протекание процессов перемешивания в расплаве.

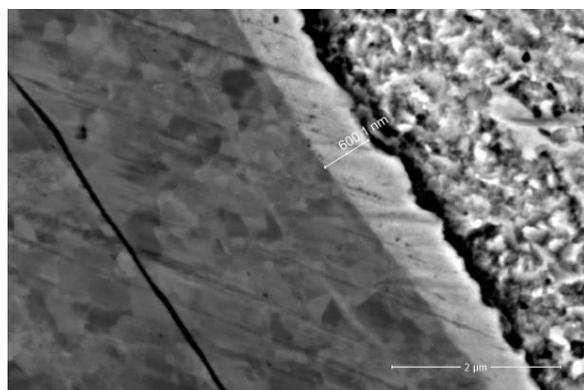
Изучение химического состава прослойки показало, что доля железа в её составе значительно изменяется в зависимости от выбранного участка и образца (рис. 7), что, по всей видимости, является следствием различной интенсивности перемешивания расплава и различной степени вовлечения в расплав более тугоплавкой стали.



а

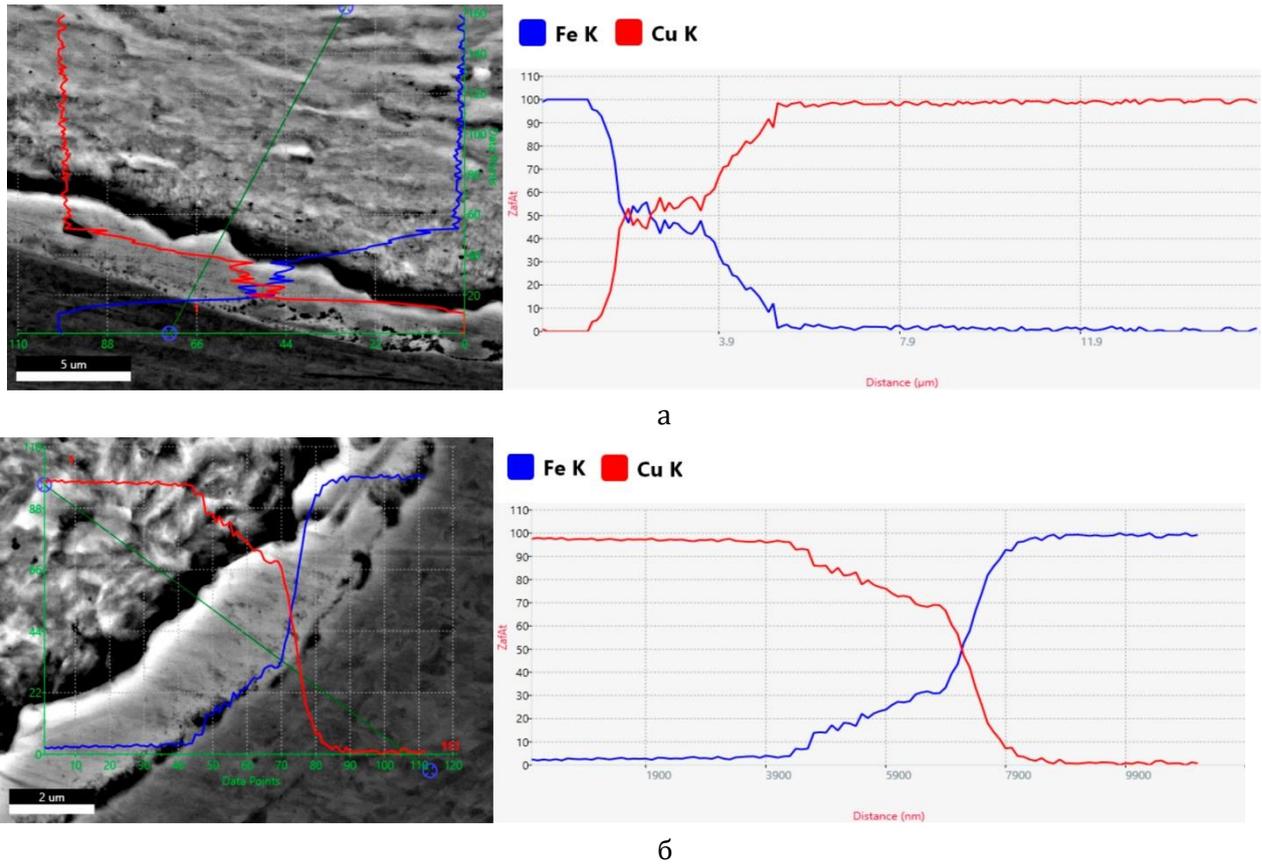


б

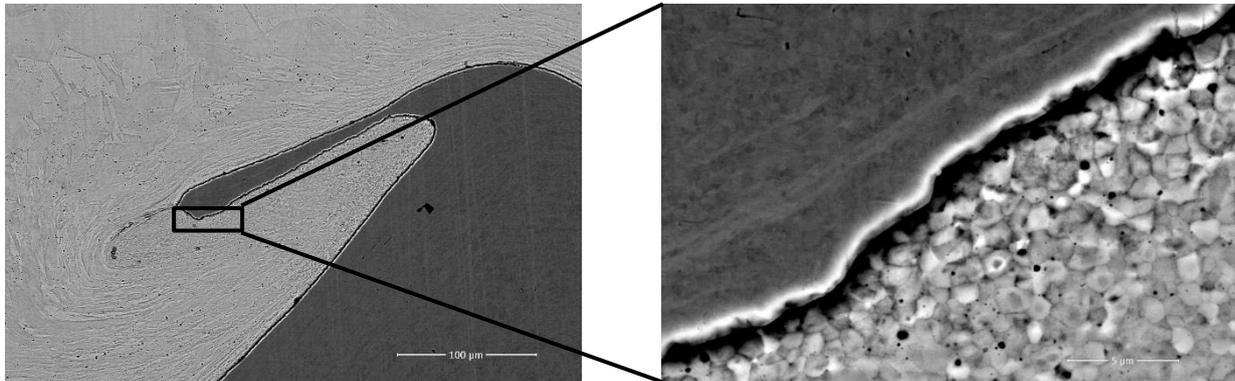


в

**Рис. 6. Прослойка оплава на границе соединений, сваренных с ультразвуком при  $W_2=0,4$  МДж/м<sup>2</sup> (а)  $W_2=1,6$  МДж/м<sup>2</sup> (б) и без ультразвука при  $W_2=1,4$  МДж/м<sup>2</sup> (в)**



**Рис. 7. Химический состав оплавленной прослойки на границе между материалами в соединении, сваренном с ультразвуком при  $W_2=0,6$  МДж/м<sup>2</sup> (а) и без ультразвука при  $W_2=1,0$  МДж/м<sup>2</sup> (б)**



**Рис. 8. Рекристаллизованные зерна меди в вихревой зоне соединения, сваренного с ультразвуком при  $W_2=1,2$  МДж/м<sup>2</sup>**

В некоторых случаях, как например, при сварке с ультразвуком при энергии  $W_2=1,2$  МДж/м<sup>2</sup> формирования оплава в вихревой зоне не произошло, однако выделившееся в процессе деформации тепло способствовало рекристаллизации ближайших объемов меди с образованием мелкозерни-

стой равноосной структуры с размером зерна 1-1,5 мкм (рис. 8).

#### **Заключение**

Ультразвук оказывает влияние на формирование структуры и свойств соединений меди со сталью в процессе взрывного нагружения. Во всем исследуемом диапазоне

значений энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию все полученные соединения имели волновой профиль, параметры которого (размах и длина), увеличиваются вместе с увеличением режимов сварки. Параметры волнового профиля в соединениях, сваренных обычным способом сварки взрывом и сваркой с воздействием ультразвука, в большинстве случаев оказались схожими.

Оплавленные участки на границе соединения присутствовали во всех соединениях, а их количество и структура зависели от режимов сварки. Уже при минимальной энергии наблюдалось формирование оплавов на локальных участках границы соединения. Химический состав оплавов сильно различался в зависимости от их расположения. Оплавы вблизи верхнего гребня, как правило, располагались со стороны меди, и были частично отделены от границы со сталью слоем меди, что ограничивало возможность вовлечения стали в вихревую зону, и тем самым ограничивало долю железа в оплаве. Вблизи нижнего гребня волны, напротив, оплавы располагались со стороны стали, а в их составе преобладало железо, доля которого могла достигать до 90%.

При сварке с ультразвуком при энергии  $W_2=1,2$  МДж/м<sup>2</sup> формирования оплава в вихревой зоне не произошло, однако выделившееся в процессе деформации тепло способствовало рекристаллизации ближайших объемов меди с образованием мелкозерни-

стой равноосной структуры с размером зерна 1-1,5 мкм.

#### Библиографический список

1. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение - 1, 2005. – 544 с.
2. Кудинов, В. М. Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, А. Я. Коротеев // М.: Машиностроение, 1978. – 168 с.
3. Оголихин, В. М. Сварка взрывом в электрометаллургии / В. М. Оголихин, И. В. Яковлев; отв. ред. Б. Д. Аннин. – Новосибирск : Изд-во Сиб. отд-ния Рос. акад. наук, 2009 (Новосибирск). – 159 с.
4. Материаловедение и технология композиционных материалов / А. Г. Кобелев, В. И. Лысак, В. Н. Чернышев, Е. В. Кузнецов. – М.: Интермет Инжиниринг, 2006. – 368 с.
5. Influence of structure formation and properties of bimetal produced by ultrasound-assisted explosive welding / E. V. Kuz'min, V. I. Lysak, S. V. Kuz'min, M. P. Korolev // Journal of Manufacturing Processes. – 2021. – Vol. 71. – Pp. 734-742. [10.1016/j.jmapro.2021.10.006](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.10.006)
6. Перспективы применения технологии сварки взрывом с одновременным воздействием ультразвука для создания разнородных биметаллических композитов / Е. В. Кузьмин, М. П. Королев, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин // Сварка и диагностика. – 2024. – № 1. – С. 58-61.
7. Особенности формирования структуры и свойств соединения меди с алюминием при сварке взрывом под воздействием ультразвука / Е. В. Кузьмин, А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Физика металлов и материаловедение. – 2017. – Т. 118, № 8. – С. 861-868.
8. Влияние ультразвукового воздействия на диффузионные процессы при термообработке сваренного взрывом СКМ медь М1 + алюминий АД1 / В. Г. Шморгунов, О. В. Слаутин, Е. В. Кузьмин, В. П. Кулевич // Известия ВолГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. – Волгоград, 2020. – № 10 (245). – С. 18-20.
9. Трансформация структуры в зоне соединения биметалла медь М3 + сталь 30ХГСА после сварки взрывом и последующего отжига / В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, Л. М. Гуревич, В. О. Харламов, В. Ю. Назарова // Известия ВолГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. – Волгоград, 2021. – № 4 (251). – С. 13-18.

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

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-11-294-44-50

*В. Н. Арисова, канд. техн. наук, Л. М. Гуревич, д-р техн. наук,  
В. О. Харламов, канд. техн. наук, А. И. Богданов, канд. техн. наук*

## ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ В ЗОНЕ СОЕДИНЕНИЯ СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

*Волгоградский государственный технический университет, [mv@vstu.ru](mailto:mv@vstu.ru)*

В работе приведены результаты исследований влияния термической обработки, обеспечивающей твердофазное и жидкофазное взаимодействие компонентов в полученном сваркой взрывом магниево-алюминиевом композите, на структуру, микромеханические свойства, химический и фазовый состав диффузионной зоны.

**Ключевые слова:** слоистый композиционный материал, структура, свойства, диффузия, жидкофазное взаимодействие, интерметаллиды, рентгеновский энергодисперсионный анализ, рентгеноструктурный фазовый анализ

*V. N. Arisova, L. M. Gurevich, V. O. Kharlamov, A. I. Bogdanov*

## FEATURES OF STRUCTURE FORMATION IN THE JOIN ZONE OF EXPLOSION-WELDED MAGNESIUM-ALUMINUM COMPOSITE DURING HEAT TREATMENT

*Volgograd State Technical University, [mv@vstu.ru](mailto:mv@vstu.ru)*

The paper presents the results of studies of the influence of heat treatment, providing solid-phase and liquid-phase interaction of components in a magnesium-aluminum composite obtained by explosion welding, on the structure, micromechanical properties, chemical and phase composition of the diffusion zone.

**Keywords:** layered composite material, structure, properties, diffusion, liquid-phase interaction, intermetallics, X-ray energy-dispersive analysis, X-ray structural phase analysis

Комплексные технологические процессы, включающие сварку взрывом (СВ), прокатку и специальную термическую обработку (ТО), позволяют получать слоистые металло-интерметаллидные композиты (СМИК) многоцелевого назначения [1...3]. Эти материалы обладают специфической структурой в виде чередующихся по толщине сплошных основных и интерметаллидных слоев. В качестве основных слоев используются различные металлы из сочетаний Ti-Fe, Cu-Al, Mg-Al и др., способные за счет реактивной диффузии при нагревах образовывать интерметаллидные прослойки заданной толщины. Физические и механические характеристики материалов класса СМИК существенно определяются объемной долей и свойствами выращенных в них диффузионных прослоек.

Накопленный научный и экспериментальный задел [1, 3...5] позволяет отнести к

числу перспективных СМИК системы магний – алюминий.

Однако отсутствие систематических исследований по влиянию термообработки на микромеханические свойства и кинетику диффузионного взаимодействия в магниево-алюминиевых композитах (КМ) затрудняет научно обоснованное назначение температурно-временных режимов рабочих операций технологического процесса получения СМИК. Поэтому были проведены эксперименты по термической обработке (ТО), в ходе которых исследовалось поведение биметаллических магниево-алюминиевых композитов при различных температурно-временных условиях, что позволит получить заданный уровень механических, эксплуатационных свойств и нужную микроструктуру отдельных слоев, соответствующих условиям работы КМ.

Выбор оптимальных режимов ТО КМ базируется на рекомендациях для используе-

мых однородных металлов, но должен учитывать особенности исследуемого (или создаваемого) композиционного материала, а именно:

а) различия в физико-механических свойствах составляющих композита (в первую очередь температур плавления и рекристаллизации) могут приводить к тому, что нагрев при оптимальной температуре для одного из металлов резко ухудшает микроструктуру более легкоплавкой составляющей композита (например, интенсивный рост зерна), либо приводит к ее оплавлению;

б) различия в термических коэффициентах линейного расширения составляющих способствуют образованию термических напряжений при нагреве и охлаждении, короблению (термодеформации) или расслаиванию композиционной заготовки;

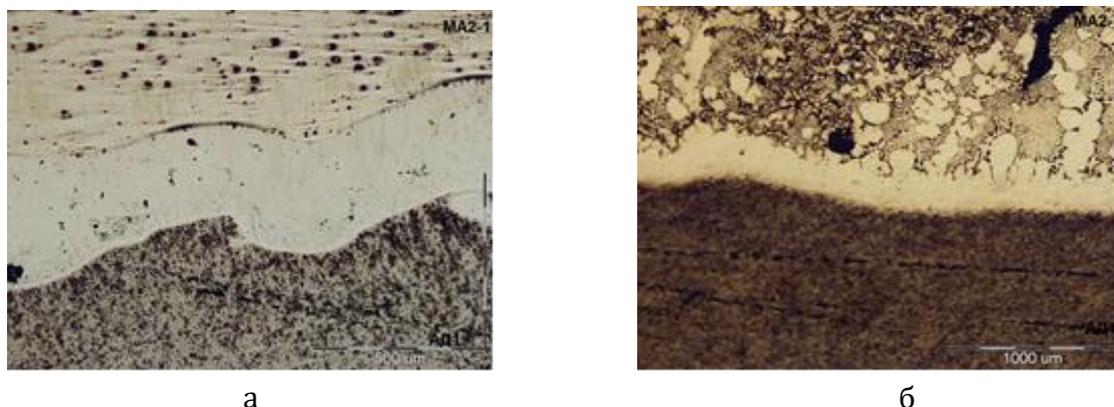
в) диффузионные процессы на границах раздела разнородных металлов и сплавов являются причиной появления хрупких диффузионных прослоек и ухудшения прочностных характеристик КМ.

В [4] приведены результаты исследований структуры и свойств магниево-алюминиевого композита МА2-1+АД1 после сварки взрывом и последующей ТО при температуре 400°C и различных временах выдержки от 1 до 100 часов. Было установлено, что в зоне соединения вследствие твердофазного взаимодействия компонентов про-

исходило формирование и рост диффузионной прослойки толщиной до 600-700 мкм при времени выдержки 100 часов. Фазовый состав диффузионной прослойки:  $Mg_2Al_3$ ,  $Al_{12}Mg_{17}$ ,  $Mg_3Al_2$ , при этом твердость составляла со стороны алюминия 2,5-3,0 ГПа, а со стороны магния 1,0-1,5 ГПа. Рост диффузионной прослойки при временах выдержки до 50 часов происходил, в основном, вглубь АД1, а при времени выдержки 100 часов идет и в МА2-1 формирование диффузионной прослойки (до 0,12 мм), состоящей из твердого раствора  $Mg(Al)$  и интерметаллидов  $Mg_2Al_3$ ,  $Mg_3Al_2$ ,  $Al_{12}Mg_{17}$ .

Основным недостатком технологических процессов получения СМИК, сдерживающим широкое применение этого класса материалов, является длительность процесса ТО вследствие низких скоростей реактивной диффузии даже вблизи температуры плавления легкоплавкого компонента КМ. Одним из путей решения этой проблемы является исследование кинетики формирования интерметаллидных слоев при взаимодействии твердого более тугоплавкого слоя КМ с расплавом, возникающем выше точки солидуса более легкоплавкого компонента или за счет контактного плавления.

Целью данной работы являлось исследование структурообразования реакционной зоны магниево-алюминиевого композита при температурах, обеспечивающих проте-



**Рис. 1. Микроструктура композиционного материала МА2-1 (снизу)-АД1(сверху) после: нагрева и выдержки при 450 °С:**

а – 1 ч; б – 4 ч

кания контактного плавления на границе слоев.

### Материалы и методы исследования

Исследования проводили на образцах сваренного взрывом биметалла алюминий АД1 + магниевый сплав МА2-1 (2 + 2 мм). Отжиг биметалла АД1+МА2-1 осуществляли в печи СНОЛ-1.6.2.51/11-ИЗ при температуре 450°C и временах выдержки от 1 до 4 ч. Избранная температура ТО допускала протекание контактного плавления только за счет одного из трех эвтектических равновесий, имеющих на диаграмме двойных сплавов алюминий-магний:  $L \leftrightarrow Mg(Al) + Al_{12}Mg_{17}$  при температуре 438 °С [6]. Для исключения окисления составляющих композита ТО образцов проводили в обмазке (жидкое стекло + тальк). Металлографические исследования осуществляли на микроскопе «Olympus VX-61». Микротвёрдость структурных составляющих определяли на приборе ПМТ-3М под нагрузкой 0,2 - 1 Н. С помощью рентгеновского энергодисперсионного анализа проводили химический анализ диффузионной зоны на растровом двухлучевом электронно-ионном микроскопе системы Versa 3D. Для определения фазового состава СМПК проводили рентгеноструктурный анализ поверхности, сформировавшейся при механическом разрушении по интерметаллидной прослойке, на дифрактометре BRUKER D8 ADVANSE ECO (Германия) в медном  $K_{\alpha}$ - излучении с Ni фильтром. Идентификацию фаз

осуществляли с помощью программы “DIFRACT EVA”, использующей лицензионную базу данных ICDD PDF-2.

### Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлены микроструктуры зоны соединения алюминиево-магниевое композита после термообработки при 450 °С и временах выдержки 1 ч (рис.1, а) и 4 ч (рис.1, б). Повышение температуры ТО до 450 °С по сравнению с ТО при 400 °С приводит к росту толщины интерметаллидной прослойки до 100 мкм при выдержке 1 ч и до 1600 мкм при 4 ч. Металлографический анализ показал, что при выдержке 1 ч происходит только твердофазное взаимодействие компонентов и рост диффузионной прослойки направлен преимущественно в сторону алюминия. С увеличением времени выдержки до 4 часов происходило контактное плавление в зоне соединения алюминиевого и магниевое слоев и трансформации структуры с образованием реакционной эвтектической зоны толщиной 1750 мкм (рис.1 а, б), одновременно имело место образование диффузионной зоны до 100 мкм в алюминии.

Микротвердость реакционной зоны, сформировавшейся в исследованном диапазоне времени ТО 1 – 4 ч, составляет 2,25 ГПа. Энергодисперсионный анализ реакционной зоны показал (рис. 2), что после ТО при 450 °С в течении 1 ч можно выделить следующие зоны:

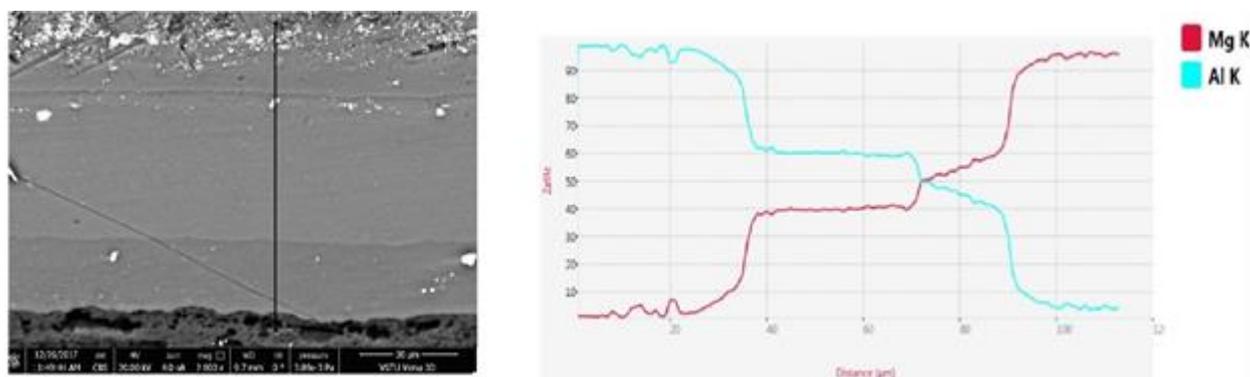


Рис. 2. Структура и РЭМ изображение композита после ТО 450 °С, 1 ч

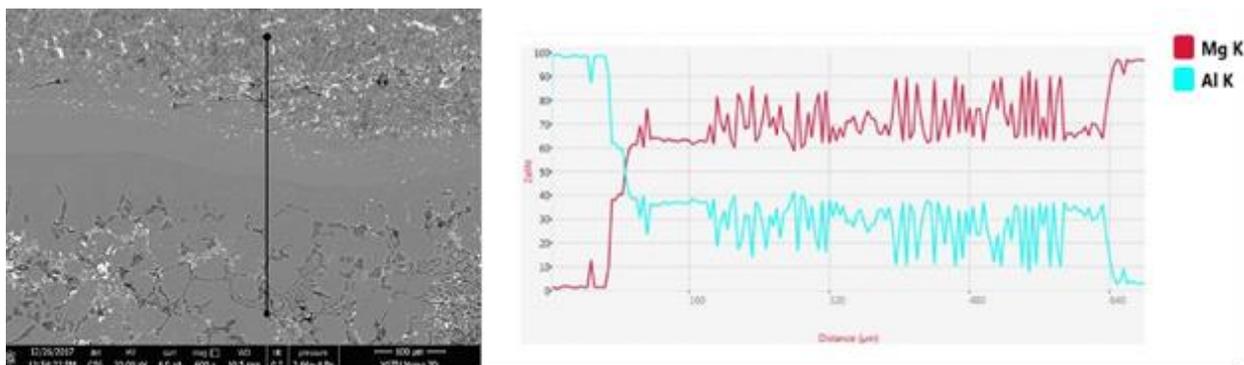


Рис. 3. Структура и РЭМ изображение композита после Т0 450 °С, 4 ч

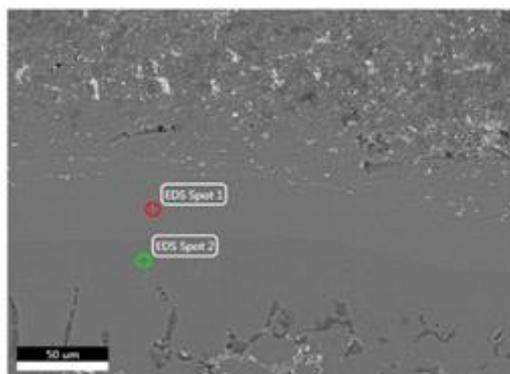


Рис. 4. Микроструктура диффузионной прослойки, прилегающей к АД-1, с нанесением точек, в которых определялся химический состав

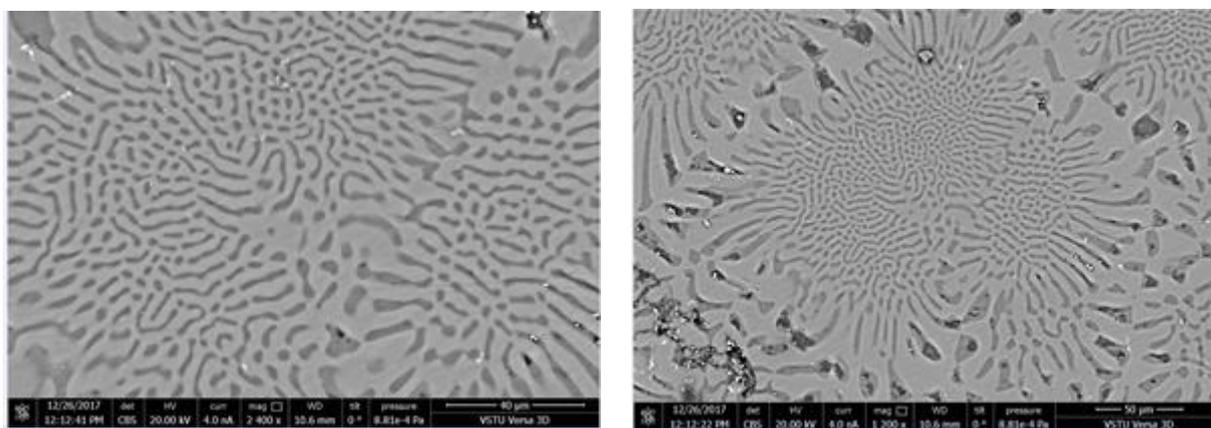


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение закристаллизовавшейся зоны

– прослойка, примыкающая к слою АД1, с изменяющейся концентрацией магния от 0 до  $\approx 15$  ат.%, фазовый состав которой должен соответствовать твердому раствору  $\alpha$ -Al(Mg) переменной концентрации при температуре Т0 и, вследствие снижения растворимости при охлаждения,  $\alpha + \text{Al}_3\text{Mg}_2$  при комнатной температуре;

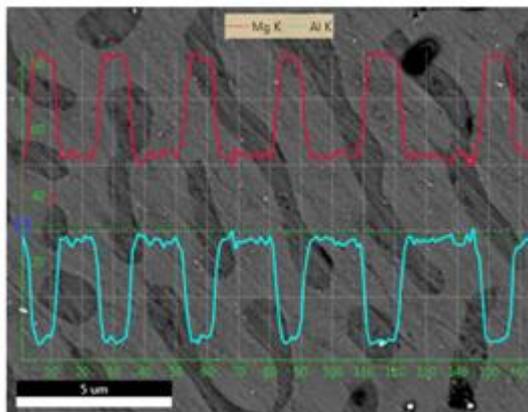
– прослойка с практически постоянным содержанием 60 ат.% Al и 40 ат.% Mg, что соответствует интерметаллиду  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ ;

– прослойка с изменяющейся концентрацией магния от 50 до  $\approx 60$  ат.%, фазовый состав которой должен соответствовать бертолиду  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$  как при температуре Т0 так и после охлаждения;

– прослойка, примыкающая к слою МА2-1, с изменяющейся концентрацией магния от 90 до 100 ат.%, фазовый состав которой должен соответствовать твердому раствору Mg(Al) переменной концентрации при температуре Т0 и, вследствие снижения растворимости, Mg(Al)+ Al<sub>12</sub>Mg<sub>17</sub> после охлаждения.

элементов по сечению композита представлено на рис. 3.

Химический состав прилегающей к алюминию прослойки 1 (точка 1), содержащей 40 ат.% Mg и 60 ат.% Al, соответствует при температурах Т0 и нормальной температуре интерметаллиду Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub>, а прослойки 2 (точ-

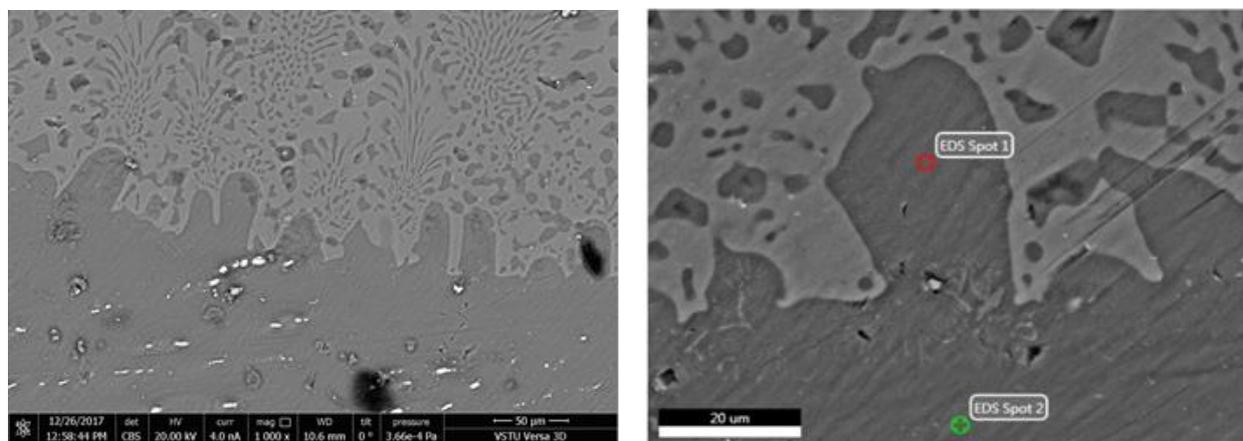


**Рис. 6. Распределение химических элементов по сечению закристаллизовавшейся области**

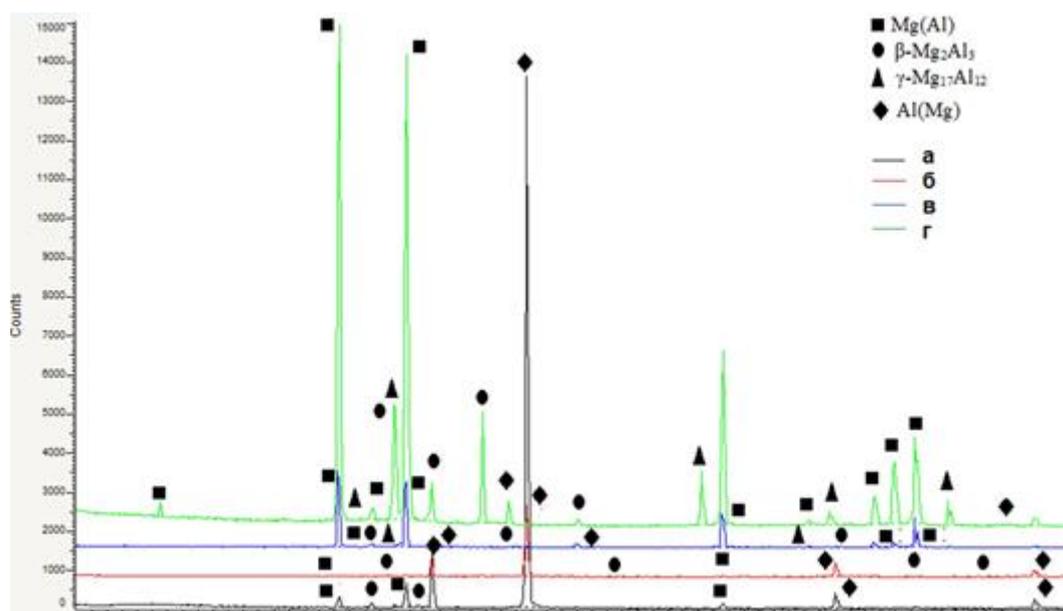
После выдержки в течение 4 ч реакционная зона состоит из нескольких различающихся по морфологии областей: примыкающие к АД1 две тонкие прослойки (прослойка 1 толщиной 300 мкм с твердостью 1,5-2,0 ГПа, прослойка 2 толщиной 200 мкм с твердостью 1,9-2,2 ГПа), закристаллизовавшаяся область 3 (толщина 1000-1100 мкм с твердостью 1,6-2,2 ГПа) и диффузионная прослойка, примыкающая к МА2-1 толщиной 100 мкм. Распределение химических

ка 2) с 55,3 ат.% Mg и 44,7 ат.% Al, соответствует интерметаллиду Mg<sub>12</sub>Al<sub>17</sub>, (рис. 4).

На рис. 6 показано распределение химических элементов по эвтектической литой зоне с чередующимися слоями при температуре окончания кристаллизации твердого раствора Mg(Al) – темная зона и интерметаллида Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> – светлая зона. В процесс последующего охлаждения вследствие снижения растворимости Al в Mg(Al) должно протекать дисперсионное твердение с вы-



**Рис. 7. Структура диффузионной прослойки между закристаллизовавшейся областью и МА2-1 после ТО при 450°C, 4 ч**



**Рис. 8. Дифрактограммы поверхности разрушении интерметаллидной прослойки после ТО 450 °С:**  
а – 1 ч, б – 4 ч

делением вторичного  $Mg_{17}Al_{12}$ .

Граница между примыкающей к МА2-1 диффузионной прослойки и закристаллизовавшейся областью (рис. 7) имеет сложный изрезанный профиль, возникновение которого связано с различной скоростью растворения центральных и приграничных участков зерен  $Mg(Al)$  в расплаве эвтектического состава. Химический состав этой диффузионной прослойки неоднороден: в точке (1), находящемся в зерне, имеющем протяженную границу с расплавом эвтектического состава, содержится 40 ат.% Mg и 60 ат.% Al, а в составе точки (2), удаленной от границы с расплавом при температуре ТО, - 55 ат.% Mg и 45 ат.% Al, что соответствует интерметаллидам  $Al_3Mg_2$  и  $Mg_{17}Al_{12}$ , соответственно. Формирование этих слоев за счет граничных и транспортных процессов диффузии алюминия из расплава эвтектического состава в МА2-1 маловероятно, так как концентрация алюминия в нем ниже, чем в сформировавшихся интерметаллидных прослойках. Вероятно, эти слои сформировались в процессе твердофазного взаимодействия  $t_0$  до начала контактного плавления, а затем частично

растворялись или фрагментизировались после возникновения расплава.

Рентгеноструктурным анализом поверхности механического разрушения по интерметаллидной прослойке, сформировавшейся в процессе ТО при 450 °С и выдержке в интервале температур 1 – 4 ч, идентифицированы фазы  $Al_3Mg_2$  и  $Mg_{17}Al_{12}$ , что хорошо коррелирует с результатами энергодисперсионного химического анализа. Количественное содержание фазы  $\beta-Al_3Mg_2$  возрастает с увеличением времени выдержки от 1 до 4 часов с 5 до 40%,  $\gamma-Mg_{17}Al_{12}$  с 3 до 29 % (рис. 8).

### Выводы

1. Установлено, что термическая обработка при 450 °С и временах выдержки 1-4 ч существенно интенсифицирует диффузионные процессы, по сравнению с термообработкой при 400 °С, но структура сформировавшейся реакционной зоны качественно аналогична возникающей при твердофазном взаимодействии. Увеличение выдержки до 4 ч формирует реакционную зону толщиной до 1600-1700 мкм вследствие контак-

ного плавления на линии соединения основных слоев КМ.

2. Показано, что реакционная зона, полученная в результате контактного плавления, состоит из нескольких областей: двух диффузионных прослоек, примыкающих к алюминиевому слою, состоящих из интерметаллидов  $Al_3Mg_2$  и  $Mg_{17}Al_{12}$ , закристаллизовавшегося расплава эвтектического состава с зернистой и пластинчатой структурами, состоящей из  $Mg(Al)$  и  $Mg_{17}Al_{12}$ .

#### Библиографический список

1. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун // Металлургиздат, 2004. – 230 с.
2. Трыков, Ю. П. Композиционные переходники: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев; ВолгГТУ. – Волгоград: РПК "Политехник", 2007. – 328 с.
3. Трыков, Ю. П. Диффузия в слоистых композитах: Монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова; ВолгГТУ. – Волгоград, 2006. – 403 с.
4. Влияние термической обработки на механические свойства и фазовый состав магниево-алюминиевого композита, полученного сваркой взрывом. / В. Н. Арисова, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, И. А. Пономарева, А. Е. Кондаков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2015. – №5 (719). – С. 47–50.
5. Формирование интерметаллидной зоны на границе двух- и трёхслойного магниево-алюминиевого композита / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, И. А. Пономарева, Д. В. Щербин // Известия ВолгГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. – Волгоград, 2016. – № 15 (194). – С. 11-15.
6. Диаграммы состояния двойных металлических систем / под общей редакцией Лякишева; т.1, – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-11-294-51-56

*А. Н. Ву Ван, аспирант, В. О. Харламов, канд. техн. наук, М. Р. Прошин, магистрант,  
С. В. Кузьмин, чл.-корр. РАН, В. И. Лысак, академик РАН*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРА РАЗРУШЕНИЯ ЗОНЫ СОЕДИНЕНИЯ МЕЖДУ МЕДЬЮ И АЛЮМИНИЕМ В ОБРАЗЦАХ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ ВБЛИЗИ НИЖНЕЙ ГРАНИЦЫ СВАРИВАЕМОСТИ

*Волгоградский государственный технический университет, [weld@vstu.ru](mailto:weld@vstu.ru)*

В работе представлено сопоставление результатов исследования микроструктуры и фрактографии методами растровой электронной микроскопии зоны соединения биметалла медь-алюминий, полученного при помощи сварки взрывом вблизи нижней границы свариваемости. Выявлено, что с увеличением энергии пластических деформаций  $W_2$  с 0,12 до 0,24 МДж/м<sup>2</sup> линейное содержание оплавов увеличивается с 15 до 57 %, а по видимой площади в изломе, сначала увеличивается с нуля до 55%, а затем снижается вдвое до 27%. Зона разрушения смещается от границы «медь-алюминий» к «оплав-алюминий» и далее вглубь алюминиевого слоя, а характер разрушения меняется с хрупкого на вязкий. Механическая прочность на отрыв слоев биметалла при этом достигает равнопрочного значения 89 МПа.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, зона соединения, оплав, прочность, химический анализ, фазовый состав, излом, характер разрушения

*A. N. Vu Van, V. O. Kharlamov, M. R. Proshin, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak*

## INVESTIGATION OF THE NATURE OF THE FRACTURE OF THE JUNCTION ZONE BETWEEN COPPER AND ALUMINUM IN SAMPLES OBTAINED BY EXPLOSION WELDING NEAR THE LOWER LIMIT OF WELDABILITY

*Volgograd State Technical University, [weld@vstu.ru](mailto:weld@vstu.ru)*

The paper presents a comparison of the results of a study of microstructure and fractography by scanning electron microscopy of the junction zone of a copper-aluminum bimetal obtained by explosion welding near the lower limit of weldability. It was found that with an increase in the energy of plastic deformations  $W_2$  from 0.12 to 0.24 MJ/m<sup>2</sup>, the linear content of melts increases from 15 to 57%, and in terms of the visible area in the fracture, it first increases from zero to 55%, and then halves to 27%. The fracture zone shifts from the "copper-aluminum" boundary to the "melt-aluminum" and further into the aluminum layer, and the nature of the fracture changes from brittle to viscous. The mechanical tear strength of the bimetal layers at the same time reaches an equal strength value of 89 MPa.

**Keywords:** explosion welding, joint zone, melting zone, strength, chemical analysis, phase composition, fracture, the nature of destruction

Сварка взрывом представляет собой перспективный метод, который обеспечивает формирование прочного соединения между двумя (или более) металлами путем их соударения под действием энергии, высвобождающейся при взрыве заряда взрывчатого вещества. Этот метод используется для создания биметаллических (многослойных) листов, цилиндрических изделий, а также слоистых композиционных материалов из различных металлов, которые невозможно сварить другими известными способами.

Несмотря на обширное исследование биметаллов, полученных с применением метода сварки взрывом, остаются не рассмотренными многие вопросы, касающиеся кон-

кретных изделий с различными функциональными назначениями. Сложность структурных процессов и физико-механических свойств, происходящих в зоне сварного шва и околошовной зоны, требует дальнейших исследований.

Биметалл медь-алюминий предназначен для изготовления из него контактных переходников и токоведущих элементов электротехнического назначения с улучшенным комплексом физико-механических характеристик. Применение данного материала делает возможным обеспечение идеального электрического контакта [1...5]. Однако,

между медью и алюминием возможно образование хрупких интерметаллидов при локальном оплавлении в результате соударения, препятствующих формированию качественного биметалла. Интерметаллиды так же оказывают негативное влияние на свойства узла токоподвода, которое проявляется в локальном нагреве шва при прохождении тока. В результате нагрева количество интерметаллидов растёт [4], что в свою очередь приводит к последующему увеличению температуры в соединении. Возникающая «цепная реакция» приводит в конечном итоге к выходу узла из строя.

### Материалы и методы исследования

В опытах использовались листы меди толщиной 2,5 мм и алюминия толщиной 4 мм марок М1 и АД1 соответственно (табл. 1). Для сварки взрывом меди с алюминием применялась классическая плоскопараллельная схема соударения двух пластин (рис. 1) на низкоэнергетических режимах, обеспечивающих пересечение нижней границы свариваемости [7] (рис. 2).

Для варьирования энергией пластических деформаций  $W_2$  в диапазоне значений от 0,12 до 0,24 МДж/м<sup>2</sup> изменялся угол соударения  $\gamma$  от 8,95° до 12,5° при постоянной

Таблица 1 – Характеристики используемых материалов

Марка	Химический состав, мас.%										$\sigma_b$ , МПа
	Fe	Ni	S	As	Pb	Zn	Cu	Al	Mn	Ti	
М1	до 0,005	до 0,002	до 0,004	до 0,002	до 0,005	до 0,004	≥ 99,9	-	-	-	220
АД1	-	-	-	-	-	до 0,1	до 0,05	≥ 99	до 0,05	до 0,05	90

Поэтому целью работы было изучение закономерностей образования соединения при сварке взрывом между медью и алюминием вблизи нижней границы свариваемости.

скорости точки контакта  $V_k = D = 1750$  м/с. Скорость детонации  $D$  контролировалась электроконтактным методом [9] с помощью прибора для измерения микросекундных интервалов времени КТБ «Интервал». В ка-

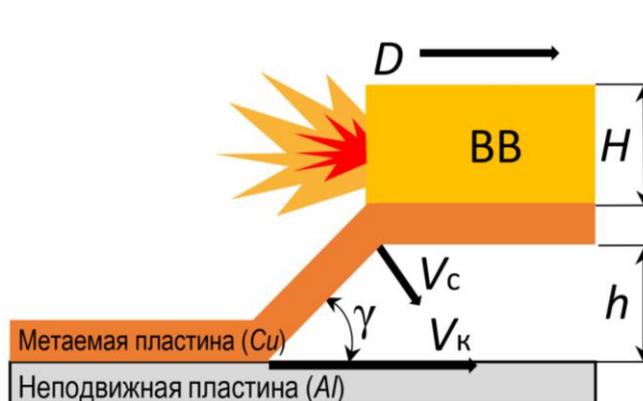


Рис. 1. Схема соударения пластин при сварке взрывом:

ВВ – взрывчатое вещество (аммонит 6 ЖВ+песок);  $D$  – скорость детонации;  $V_k$  – скорость точки контакта;  $V_c$  – скорость соударения;  $\gamma$  – угол соударения;  $H$  – высота заряда;  $h$  – высота зазора

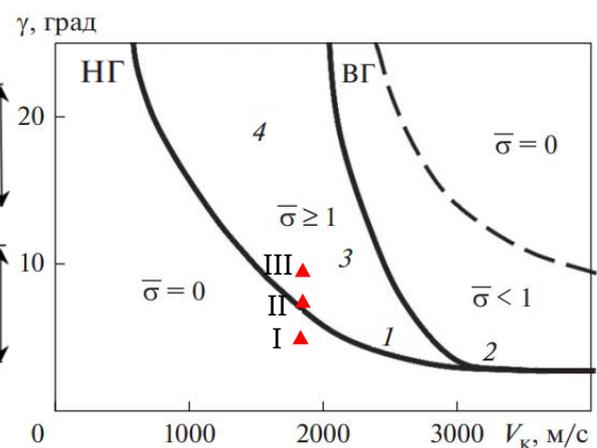


Рис. 2. Область свариваемости меди с алюминием при сварке взрывом [7] НГ – нижняя граница, ВГ – верхняя граница. Римскими цифрами указаны режимы сварки, использованные в опытах

честве взрывчатого вещества использовалась смесь аммонита 6ЖВ с кварцевым песком в соотношении 50/50.

Установочные параметры (высота заряда  $H$  и высота зазора  $h$ ) подбирались с помощью специального программного обеспечения [6] таким образом, чтобы обеспечить изменение заданных кинематических параметров режимов сварки взрывом (рис. 3).

Механические испытания сваренных взрывом биметаллов проводили на отрыв слоев образцов - выдавок [8] согласно ОСТ

5.9311-78 на разрывной машине Р-20 (рис. 4). Заготовки под образцы вырезались из центра полученных пластин, количество вырезанных элементов на одну пластину композита составляет 4 штуки, из которых один используется для подготовки микрошлифа, а оставшиеся три для подготовки образцов для механических испытаний на отрыв слоев (рис. 4).

Микроструктура и характер разрушения зоны соединения образцов после механических испытаний исследованы на растровом

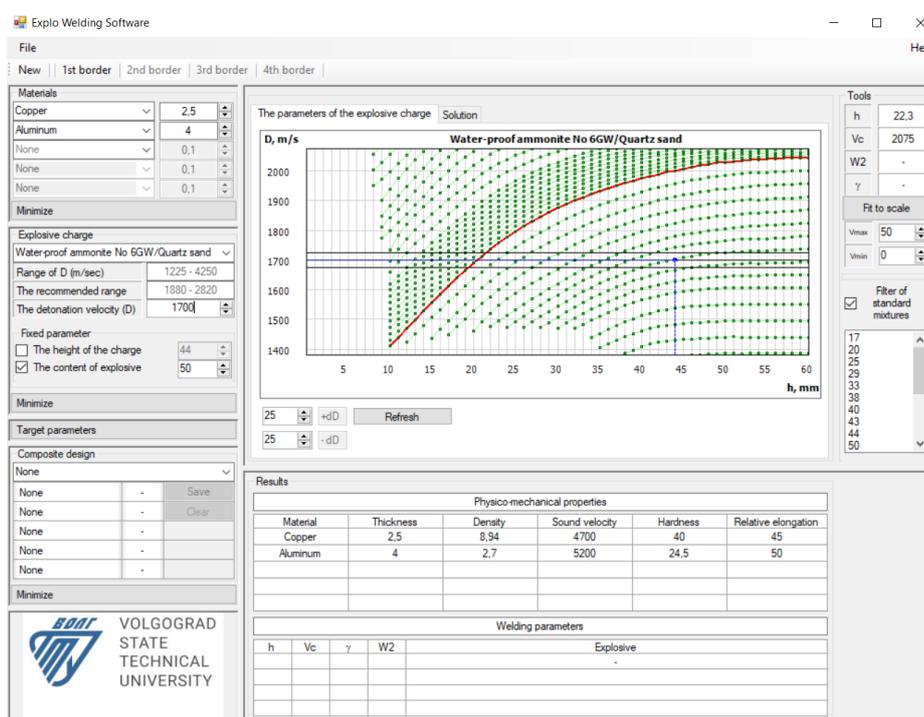


Рис. 3. Расчет установочных параметров сварки взрывом меди с алюминием при помощи специализированного программного обеспечения *Explo Welding Software* [6]

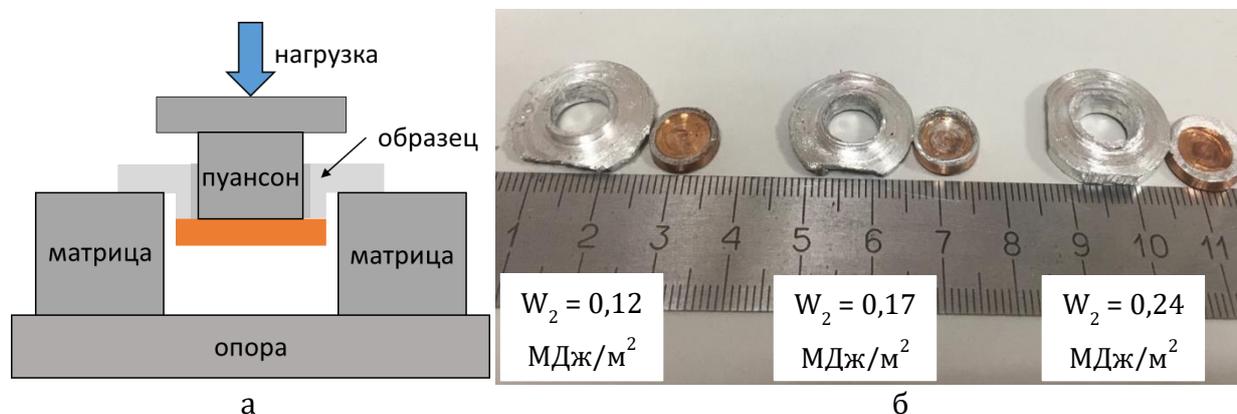


Рис. 4. Схема проведения механических испытаний на отрыв слоёв биметалла (а) и внешний вид образцов-выдавок после разрушения (б)

электронном микроскопе *Versa 3D, FEI*, Чехия, с применением детектора обратно-отраженных электронов (*CBS*), позволяющем получать изображение с высоким контрастом по атомному номеру элемента  $Z$  ( $Cu - 29, Al - 13$ ) при низкой чувствительности к рельефу образца. Таким образом области электронной фотографии, соответствующие чистой меди, будут ярко белого цвета, алюминию – темного, а оплавы – серого цвета. Содержание элементов и их распределение поперек границы соединения получены с помощью интегрированного в камеру микроскопа энергодисперсионного детектора (*EDS Apollo-X, EDAX*, США). Содержание оплавов определяли линейным методом на микрошлифах. Процентное содержание компонентов (алюминий, медь, оплав) в зоне соединения разрушенных при механических испытаниях образцов определяли на медной стороне выдавок (рис. 4, б) с применением программного продукта *ImageJ v1.52*.

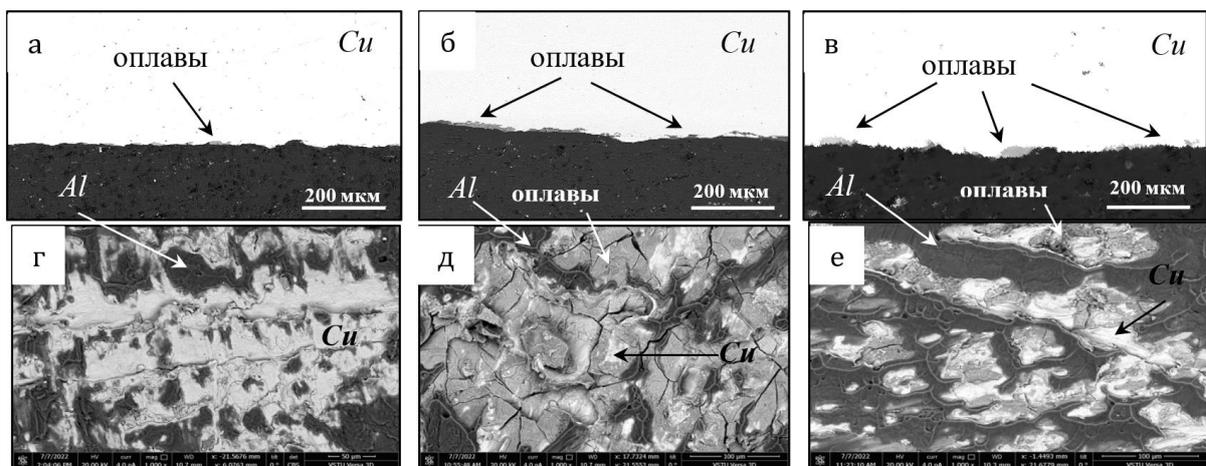
#### Полученные результаты и их обсуждение

Исследование микроструктуры показало, что зона соединения меди с алюминием в исследованном диапазоне низких энергий является безволновой (рис 5, а-в). Однако несмотря на крайне малые энергозатраты,

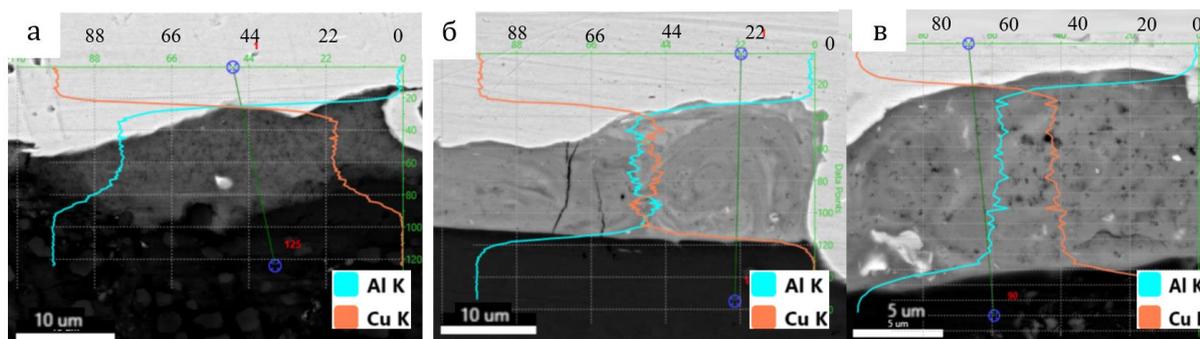
в образце, полученном на режиме ниже нижней границы свариваемости ( $0,12 \text{ МДж/м}^2$ ) обнаружены оплавы в количестве 15 %, имеющие мелкодисперсное двухфазное строение, содержащие отдельные частицы меди (рис. 6, а).

При повышении энергии  $W_2$  с  $0,12$  до  $0,17$  и  $0,24 \text{ МДж/м}^2$  содержание оплавов скачкообразно увеличивается до 56 и 57 % соответственно (рис. 5, б, в), а соотношения элементов в оплавах *Al/Cu* изменяется от 80/20 до 50/50 *At.%* (рис. 6, а-в).

Сопоставление данных *EDS* анализа с известной диаграммой состояния алюминий-медь [10] позволяет предположить, что при сварке взрывом на режиме ниже нижней границы свариваемости образуются участки локального оплавления, имеющие фазы  $(Al)+\theta$  (твердый раствор на основе соединения  $CuAl_2$ ) и состав близкий к эвтектическому (рис. 6, а) с температурой плавления  $548^\circ\text{C}$ . Однако механические испытания на отрыв слоев показали, что энергии пластической деформации равной  $0,12 \text{ МДж/м}^2$  недостаточно для образования прочного соединения. В изломе (рис. 3, г) наблюдаются гладкая поверхность меди и отдельные участки прихватившегося алюминия, что указывает на то, что отрыв в основном про-



**Рис. 5. Микроструктура и фрактография зоны соединения образцов биметаллов *Cu-Al*, полученных при помощи сварки взрывом вблизи нижней границы свариваемости на различных энергиях  $W_2$  ( $\text{МДж/м}^2$ )  $0,12$  (а, г);  $0,17$  (б, д);  $0,24$  (в, е)**



**Рис. 6. Микроструктура и распределение элементов внутри оплавов в зоне соединения биметалла Cu-Al, полученного вблизи нижней границы свариваемости взрывом при энергиях  $W_2$  (МДж/м<sup>2</sup>) 0,12 (а); 0,17 (б); 0,24 (в)**

изошел по межфазной границе, на которой не возникло условий для создания прочного соединения между свариваемыми металлами. Отсутствие оплавов в изломе говорит о том, что они находятся внутри участков прихватившегося алюминия на границе с медью.

свариваемости, теперь имеют характерный вид вязкого разрушения при близком процентном содержании по площади излома (табл. 2). Это свидетельствует о том, что основная область разрушения теперь проходит по границе оплав-алюминий и имеет хрупкий характер.

**Таблица 2 – Параметры режимов сварки взрывом, содержание оплавов и механические свойства биметалла медь-алюминий**

№	Энергия $W_2$ , МДж/м <sup>2</sup>	Скорость детонации $D=V_{кз}$ , м/с	Скорость соударения $V_c$ , м/с	Угол соударения, $\gamma$	Прочность на отрыв слоёв, МПа	Кол-во оплав., %	Кол-во компонентов в изломе, %		
							Al	Cu	Оплав
I	0,12	1700± 50	202	8,95	0	15	38	62	-
II	0,17	1700± 50	245	10,9	88	56	34	11	55
III	0,24	1700± 50	285	12,5	89	57	57	16	27

Повышение энергии  $W_2$  до 0,17 МДж/м<sup>2</sup> приводит к росту содержания оплавов вдоль линии соединения до 56% и увеличению содержания меди в некоторых из них (рис. 6, б) до значений, соответствующих  $\eta$ -фазе (на основе соединения AlCu). Однако механические свойства на отрыв слоев соединения достигают значений равнопрочности. На поверхности разрушенного образца - выдвки (рис. 5, д) обнаружены обширные области оплавленного металла, покрытые сеткой трещин и малые островки чистой гладкой меди. Участки приварившегося алюминия, в отличие от образца № I полученного на режиме ниже нижней границы

При параметрах сварки взрывом, соответствующих энергии  $W_2$  равной 0,24 МДж/м<sup>2</sup> происходит вовлечение в процессы совместной пластической деформации более глубоких слоев соударяемых металлов [7] при неизменном линейном содержании оплавов (57%), но происходит их заметное укрупнение в поперечнике (рис. 5, в). Содержание элементов Al/Cu равное 60/40 At.% (рис. 6, б) соответствует двухфазной области диаграммы  $\eta+\theta$ . При механических испытаниях соединение также оказалось равнопрочным (табл. 2). В изломе (рис. 5, е) теперь преобладают участки вязкого разрушения по алюминию. Внутри

видимых участков оплавленного металла отсутствуют трещины, а их количество снизилось практически вдвое с 55 до 27% при небольшом процентном увеличении площади занимаемой чистой медью с 11 до 16 %. Что говорит о том, что значительная часть прослойки оплавов (немногим более половины) осталась под участками вязко разрушенного алюминия, а основная зона разрушения (57%) сместилась в более глубокие слои алюминия и теперь имеет вязкий характер.

### Выводы

При сварке взрывом меди с алюминием вблизи нижней границы свариваемости увеличение энергии пластических деформаций  $W_2$  с 0,12 до 0,24 МДж/м<sup>2</sup> приводит к повышению линейного содержания оплавов с 15% до 57%. При этом концентрация меди в них увеличивается с 20 до 50 At.%, что говорит о присутствии в оплавах соединений  $CuAl_2$  и  $AlCu$ . Механические испытания показали, что энергии пластических деформаций  $W_2 = 0,12$  МДж/м<sup>2</sup> недостаточно для получения прочного биметалла, разрушение образца происходит в основном по границе соединения медь-алюминий. При достижении нижней границы свариваемости ( $W_2 = 0,17$  МДж/м<sup>2</sup>) прочность биметалла на отрыв слоев скачкообразно увеличивается с нуля до равнопрочного значения 89 МПа. Дальнейшее увеличение энергии  $W_2$  до 0,24 МДж/м<sup>2</sup> так же приводит к равнопрочному соединению со смещением области разрушения образцов при испытаниях в алюминий.

Исследование изломов образцов показало, что на режиме ниже нижней границы свариваемости участки оплавленного металла оказываются внутри островков схва-

тывания алюминия. При достижении нижней границы излом проходит по границе оплав-алюминий и имеет хрупкий характер. Пересечение нижней границы свариваемости смещает основную зону разрушения в более глубокие слои алюминия, а характер разрушения изменятся на вязкий.

### Библиографический список

1. Энергосберегающие композиционные элементы токоподводящих узлов силовых электрических цепей / Е. А. Чугунов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Ю. Г. Долгий, А. П. Пеев, И. А. Саломатин, В. А. Чувичилов, А. Е. Годенко, Н. П. Хромов // Энергетик. – 2001. – № 9. – С. 13-14.
2. Новые биметаллические переходные элементы для силовых электрических цепей / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, Ю. Г. Долгий, П. В. Берсенев, С. Я. Ихелис, Е. А. Чугунов, Б. А. Лемякин // Энергетик. – 1995. – № 4. – С. 23-24.
3. Новые конструкции токоподводящего узла катодной секции электролизёра алюминия / А. П. Пеев, Ю. Г. Долгий, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, Е. А. Чугунов, М. П. Кононов // Цветные металлы. – 2002. – № 8. – С. 51-54.
4. Техничко-экономическая эффективность применения новых конструкций композиционных токоподводов электролизера алюминия / А. П. Пеев, Ю. Г. Долгий, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. И. Кузьмин, А. Н. Кривенцов, А. А. Каравайный // Вестник машиностроения. – 2004. – № 6. – С. 77-80.
5. Физические основы и области практического применения сварки металлов взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, А. Н. Кривенцов, В. И. Кузьмин // Наука – производству. – 2005. – № 1. – С. 17-21.
6. Свид. о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2009616788 от 7 дек. 2009 г. РФ Программное обеспечение расчёта параметров взаимодействия разнородных металлов при импульсном нагружении (сварка взрывом) / С. В. Хаустов, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин; ВолГТУ. – 2009.
7. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение - 1, 2005. – 544 с.
8. Кузьмин, В. И. Методики испытаний сваренных взрывом композиционных материалов: учеб. пособие / В. И. Кузьмин, С. В. Кузьмин, А. П. Пеев; ВолГТУ. – Волгоград, 2011. – 66 с.
9. Физика взрыва / Орленко Л. П. – Изд. 3-е, испр. — В 2 т. Т. 1. – М. : Физматлит, 2004. – 832 с.
10. Диаграммы состояния двойных металлических систем : справочник : в 3 т. / под общ. ред. Н. П. Лякишева. – Москва : Машиностроение, 1996. – 991 с.

УДК 669.018.25.017

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-11-294-57-65

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

### **ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ВЗРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ ФАЗЫ $Ti_2Fe$**

*Волгоградский государственный технический университет, [weld@vstu.ru](mailto:weld@vstu.ru)*

Рассмотрены основные закономерности формирования структуры и фазового состава материалов системы Fe-Ti при уплотнении взрывом порошковых смесей титана и железа. Обнаружено влияние механизма пластического деформирования частиц порошка на процесс образования метастабильной интерметаллидной фазы  $Ti_2Fe$  с повышенной водородной емкостью. Показано, что эффективным методом получения материалов на основе  $Ti_2Fe$  является совмещение взрывного прессования смеси порошков Fe и Ti с последующей термической обработкой в межкритическом интервале температур (реакционное спекание в присутствии жидкой фазы).

**Ключевые слова:** прессование порошков взрывом, метастабильный интерметаллид  $Ti_2Fe$ , водородная емкость, термическая обработка

*A. V. Krokhalev, D. R. Chernikov, D. V. Rossein, Yu. A. Mukmenev, V. O. Kharlamov,  
S. V. Kuzmin, V. I. Lysak*

### **USE OF EXPLOSION PRESSING AND THERMICAL PROCESSING FOR THE PRODUCTION OF MATERIALS ON THE BASIS OF METASTABLE PHASE $Ti_2Fe$**

*Volgograd State Technical University, [weld@vstu.ru](mailto:weld@vstu.ru)*

The basic regularities of formation of structure and phase composition of materials of Fe-Ti system at compaction by explosion of powder mixtures of titanium and iron are considered. The influence of the mechanism of plastic deformation of powder particles on the process of formation of metastable intermetallic phase  $Ti_2Fe$  with increased hydrogen capacity has been found out. It is shown that an effective method of obtaining materials based on  $Ti_2Fe$  is the combination of explosive pressing of a mixture of Fe and Ti powders with subsequent thermal treatment in the intercritical temperature range (reaction sintering in the presence of a liquid phase).

**Keywords:** explosive pressing of powders, metastable intermetallide  $Ti_2Fe$ , hydrogen capacity, heat treatment

Одной из перспективных областей применения взрывной обработки материалов традиционно считается получение тех или иных фаз за счет активации и протекания химических реакций и фазовых переходов в контролируемых условиях динамического сжатия и разогрева веществ в ударных волнах [1...3]. Опыт показывает, однако, что практическое использование подобных технологий имеет место только в тех случаях, когда не существует альтернативных, не связанных с использованием взрывчатых веществ (ВВ), методов решения существующей проблемы или когда использование взрыва позволяет добиваться принципиально более высоких качественных показателей. Поиск и «освоение» подобных обла-

стей применения взрыва в этой связи являются весьма актуальными.

Так, например, в настоящее время внимание большого количества исследователей [4...11] занято изучением возможности решения проблемы устранения необходимости «активации» [12] весьма перспективного [13...15] для использования в качестве интерметаллидного аккумулятора водорода соединения титана и железа  $TiFe$ . Дело в том, что  $TiFe$  очень чувствителен к воздуху и образует пассивирующий слой, препятствующий поглощению водорода. Классический способ активации – это термообработка, заключающаяся в циклическом воздействии повышенной и комнатной температуры при высоком давлении водорода [16]. Однако, в

настоящее время более перспективными считаются другие методы, такие как механическая обработка (шаровая мельница, холодная прокатка, кручение под высоким давлением) [8, 17...20], использование повышенных (по сравнению со стехиометрическим) содержаний Ti [5, 9] и добавление легирующих элементов Mn, Cr, Zr, Y и др. [6, 10, 21... 23].

При использовании избытка Ti и при легировании было обнаружено [5, 6, 9, 10, 21...23], что в структуре материала кроме TiFe появляются твердый раствор на основе  $\beta$ -Ti (часто называемый фазой  $Ti_4Fe$ ) и интерметаллидная фаза  $Ti_2Fe$ , которые действуют как своего рода «ворота» для водорода в фазу TiFe и снижают ее чувствительность к воздуху [6...8]. Кроме устранения необходимости активации в ряде работ [4, 5, 9...11] отмечается увеличение водородной емкости подобных материалов при первичном гидрировании, что свидетельствует о поглощении водорода не только основной фазой материала TiFe, но и вторичными -  $\beta$ -Ti и  $Ti_2Fe$ . Проведенный статистический анализ данных, полученных разными авто-

рами для трехфазных материалов на основе TiFe, не требующих активации и содержащих в своем составе избыточное количество Ti и/или Mn и Zr, показал [24, 25], что их водородная емкость при первичном гидрировании подчиняется закону аддитивности и может быть описана уравнением:

$$H = 0,0153699 * [TiFe]_m + 0,0321251 * [Ti_2Fe]_m + 0,0384707 * [Ti_4Fe]_m,$$

где H - водородная емкость материала, мас.%;  $[TiFe]_m$ ,  $[Ti_2Fe]_m$  и  $[Ti_4Fe]_m$  - содержание в его составе фаз TiFe,  $Ti_2Fe$  и  $\beta$ -Ti соответственно, мас.%.

Как следует из приведенного уравнения водородная емкость TiFe в этом случае оказывается равной 1,54 мас.% (что близко к экспериментально определенной емкости гидрида  $TiFeH$  1,7-1,85 мас.% [10]), емкость  $\beta$ -Ti равна 3,85 мас.% (что соответствует емкости гидрида  $Ti_4FeH_8$  3,7 мас.% [9]), а емкость  $Ti_2Fe$  достигает 3,21 мас.% (что несколько превышает теоретические оценки - 3,09 мас.% H для гидрида  $Ti_2FeH_{4,75}$  с [9]). Интересно отметить, что в присутствии вторичных фаз -  $\beta$ -Ti и  $Ti_2Fe$  - основная фаза TiFe

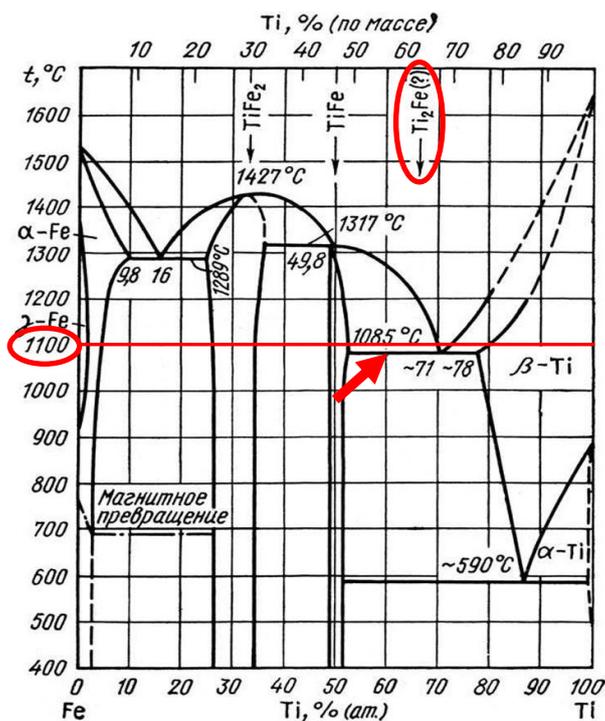


Рис. 1. Диаграмма стабильного фазового равновесия в системе Fe-Ti [32]

не образует гидрида  $TiFeH_2$  с максимальной возможной емкостью 1,8-1,98 мас.% H [10], что с лихвой компенсируется, однако, вкладом  $\beta$ -Ti и  $Ti_2Fe$ .

Вторым важным фактом, который следует из статистического анализа [24, 25] и совпадает с выводами работы [9] является тот факт, что насыщение водородом  $\beta$ -Ti является необратимым: увеличение содержания данной фазы в структуре материалов приводит к уменьшению их обратимой водородной емкости. Водородсорбционные свойства  $Ti_2Fe$  существенно зависят от состава фазы. При отсутствии легирования или при легировании небольшим количеством Mn насыщение водородом является обратимым [25], а при легировании Zr, обеспечивающим максимальное содержание  $Ti_2Fe$  в структуре материала, – необратимым [9, 25]. Это позволяет сделать вывод, что наиболее перспективным путем совершенствования материалов системы Ti-Fe, способным двукратно увеличить их обратимую водородную емкость, является увеличение в их структуре содержания  $Ti_2Fe$  без использования легирования. Известные попытки решить эту проблему, основанные на сплавлении компонентов с последующим отжигом [16, 26, 27], закончились, однако, неудачей [5].

В данной работе рассмотрена попытка использования для этой цели взрывного

прессования смеси порошков железа и титана. Отправным пунктом выбора указанного метода послужил общеизвестный факт достаточно частого образования интерметаллидов при сварке взрывом сталей и титановых сплавов [28, 29], а также тот факт, что при взрывном компактировании порошков и при сварке взрывом область интенсивной пластической деформации на поверхности соединяемых компонентов формируется схожим образом [30, 31]. При этом использование порошка позволяет многократно увеличить в объеме материала площадь этой поверхности и уменьшить пути диффузии элементов при межфазном взаимодействии.

#### Материалы и методы проведения исследований

Для получения материалов использовали порошки титана (ТУ 14-22-57-92) и железа (ГОСТ 9849-86) промышленного назначения в состоянии поставки. Весовое содержание компонентов в порошковой смеси подбиралось таким образом, чтобы обеспечить их одинаковое объемное содержание. Весовое содержание компонентов при этом составляло 36% Fe и 64% Ti, что практически совпадает со стехиометрическим составом  $Ti_2Fe$  (см. рис. 1).

Взрывное прессование осуществлялось с использованием схемы нагружения [33], предусматривающей размещение исходной

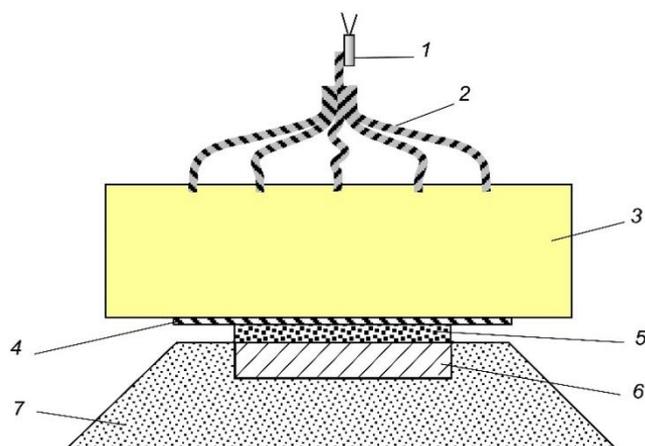


Рис. 2. Схема взрывного нагружения [33]:

1 – электродетонатор; 2 – детонирующий шнур; 3 – заряд ВВ;  
4 – промежуточная прокладка; 5 – порошок; 6 – подложка; 7 – песчаная подушка

смеси порошков на поверхности стального основания и ее нагружение плоской нормально падающей детонационной волной через промежуточную пластину, отделяющую продукты детонации от порошка (рис. 2).

В качестве ВВ применялся аммонит №6 ЖВ. Использование стальной подложки обеспечивало повышение давления прессования за счет отражения падающей ударной волны в порошке от поверхности подложки. Расчет физических параметров сжатия, реализуемых в опытах, производился методом  $(P, u)$  – диаграмм. Ударные адиабаты продуктов детонации для соответствующих моментов времени рассчитывали с учетом их разлета по формуле [33]:

$$P_H = \frac{64}{27} P_H \left( \frac{h}{D\tau} - \frac{u}{D} \right)^3,$$

где  $P_H$  – давление продуктов взрыва в плоскости Чепмена-Жуге;  $h$  – высота заряда взрывчатого вещества;  $D$  – скорость детонации;  $\tau$  – время, отсчитываемое от момента инициирования детонации на свободной поверхности заряда.

Для построения адиабат металлических оснований и промежуточной прокладки использовали акустическое приближение:

$$P = \rho_0 \cdot c_0 \cdot u,$$

где  $P$  и  $u$  – давление и массовая скорость вещества за фронтом ударной волны;  $\rho_0$  и  $c_0$  – плотность и скорость объемных звуковых волн для металлов прокладки или подложки при нормальных условиях.

Ударную адиабату порошковых смесей строили, исходя из допущения [34] о равенстве плотности ударно-сжатого порошка плотности соответствующего монолитного материала:

$$P = \rho_0 \frac{u^2}{1 - \frac{\rho_k}{\rho_0}},$$

где  $\rho_0$ , – исходная плотность порошковой смеси и  $\rho_k$ , – расчетная по составу порошка плотность соответствующего монолитного материала.

Прирост температуры порошка при сжатии  $\Delta T$  находили, исходя из предположения о том, что, его разогрев происходит в первой ударной волне [33], по формуле:

$$\Delta T = u_1^2 / 2C_V,$$

где  $u_1$  – массовая скорость частиц порошка за фронтом первой ударной волны и  $C_V$  – среднее значение удельной теплоемкости порошка в интервале температур его разогрева.

При этом теплоемкость порошковой смеси  $C_V$  рассчитывали по правилу аддитивности, исходя из весового содержания каждого из ее компонентов и их теплоемкостей, которые в свою очередь вычислялись, основываясь на правилах Дюлонга и Пти и Копп-Неймана в предположении о том, что температура разогрева в ударной волне превышает температуру Дебая соответствующих материалов. Результаты расчетов представлены в таблице.

Исследование фазового состава, структуры и химического состава фаз полученных образцов проводили методами рентгеновского фазового анализа с помощью рентгеновского дифрактометра Bruker D8 Advance и растровой электронной микроскопии с использованием РЭМ FEI Versa 3D LoVac с интегрированной системой микрорентгеноспектрального энергодисперсионного анализа EDAX ApolloX.

### Результаты экспериментов

Исследование полученных взрывным прессованием материалов показало, что при использовании режима нагружения, обеспечивающего давление ударно-волнового сжатия  $P = 11,5$  ГПа и разогрев в падающей ударной волне до  $777^\circ\text{C}$ , происходит уплотнение порошковой смеси до практически монолитного материала (рис. 3, а). При этом деформация частиц представляется результатом равномерного пластического течения, при котором частицы, имеющие замкнутые контуры, заметно сплющиваются по направлению ударного сжатия и растекают-

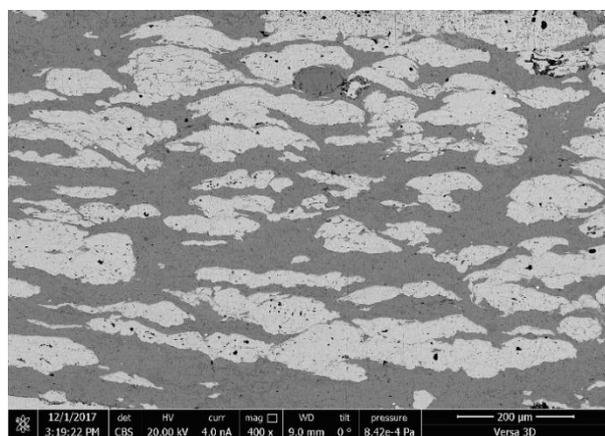
ся в поперечном направлении. Следов изменения первоначального фазового состава обнаружить не удастся (рис. 3, в). Даже в непосредственной близости от межфазных границ химический состав фаз остается практически без изменений (рис. 3, б).

При более жестком режиме нагружения ( $P = 12,5$  ГПа и  $t = 831$  °С) характер деформации частиц компонентов порошковой смеси принципиально изменяется. Видно (рис. 4, а), что пластическая деформация частиц локализована в их поверхностных слоях и имеет ярко выраженный струйный характер с образованием специфических «за-

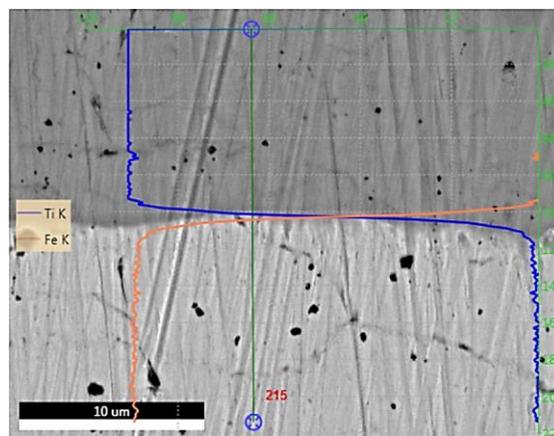
вихрений» [33, 35].

На межфазных поверхностях при этом образуются сплошные прослойки толщиной до 20 мкм интерметаллида (рис. 4, б), который по химическому составу (рис. 4, в) и кристаллическому строению (рис. 4, д) может быть идентифицирован как метастабильная фаза  $Ti_2Fe$ .

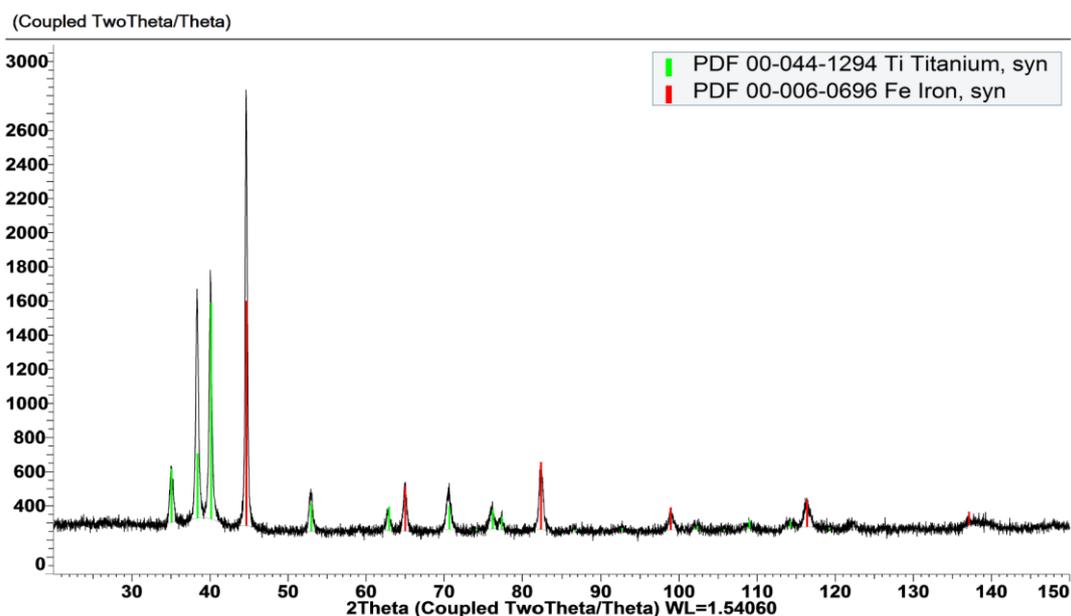
Детальное рассмотрение микроструктуры зоны взаимодействия компонентов исходной порошковой смеси указывает (рис. 4, д) на ее химическую неоднородность, выражающуюся в периодических (с периодом 1,5-2,0 мкм) колебаниях состава интер-



а



б



в

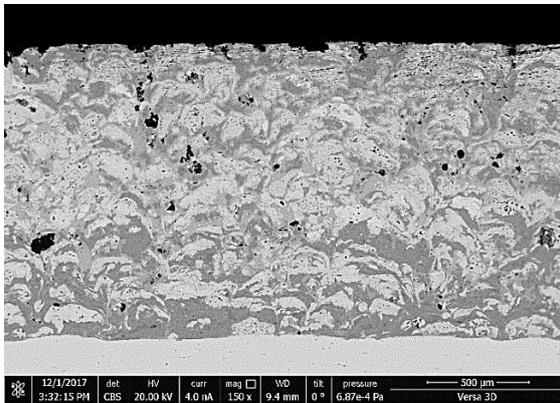
**Рис. 3. Структура (а), химический (б) и фазовый состав (в) материалов, полученных на режиме нагружения:**

$t = 777$  °С,  $P = 11,5$  ГПа

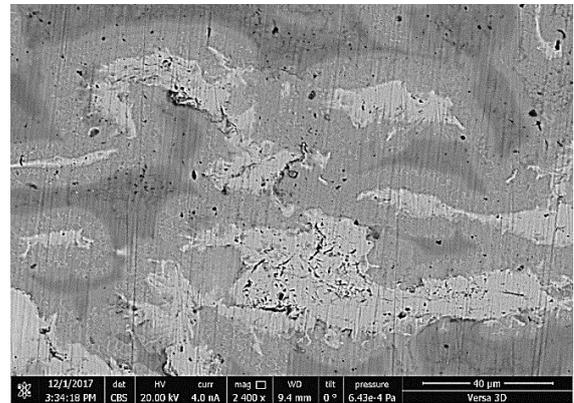
металлида. При этом отклонения от среднего стехиометрического соотношения компонентов доходит до 7 %.

### Обсуждение результатов

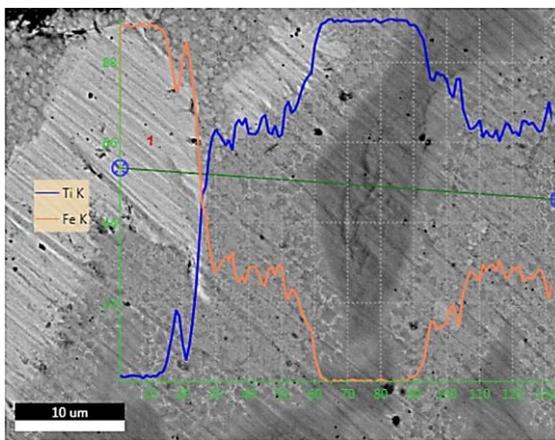
Полученные в результате проведенных исследований данные указывают, что механизм уплотнения порошковых смесей титана и железа при взрывном прессовании су-



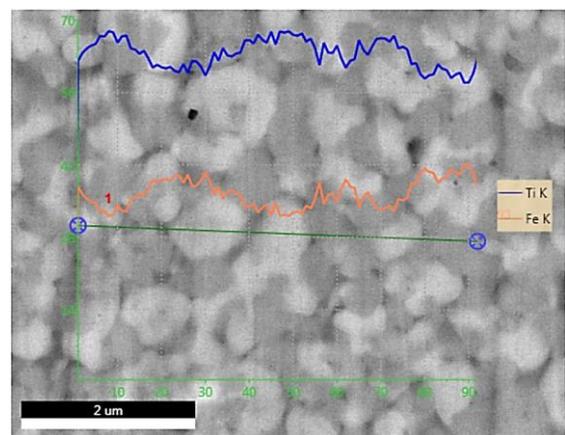
а



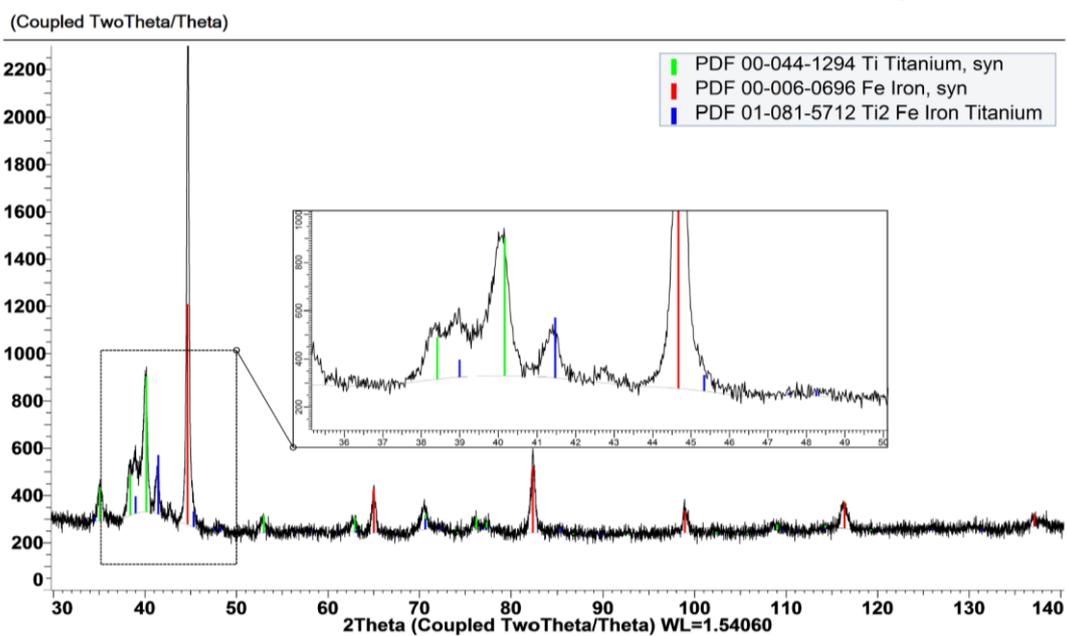
б



в



г



д

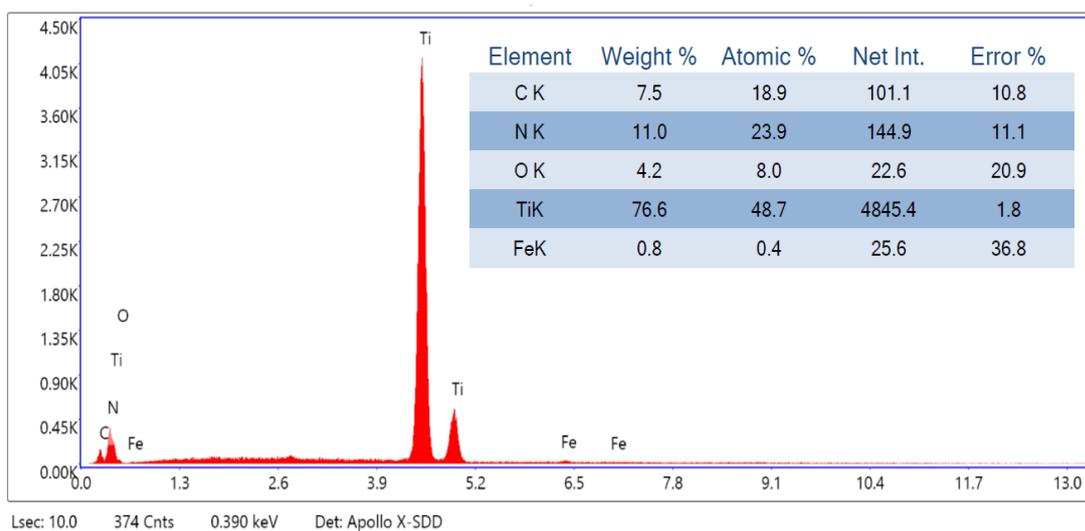
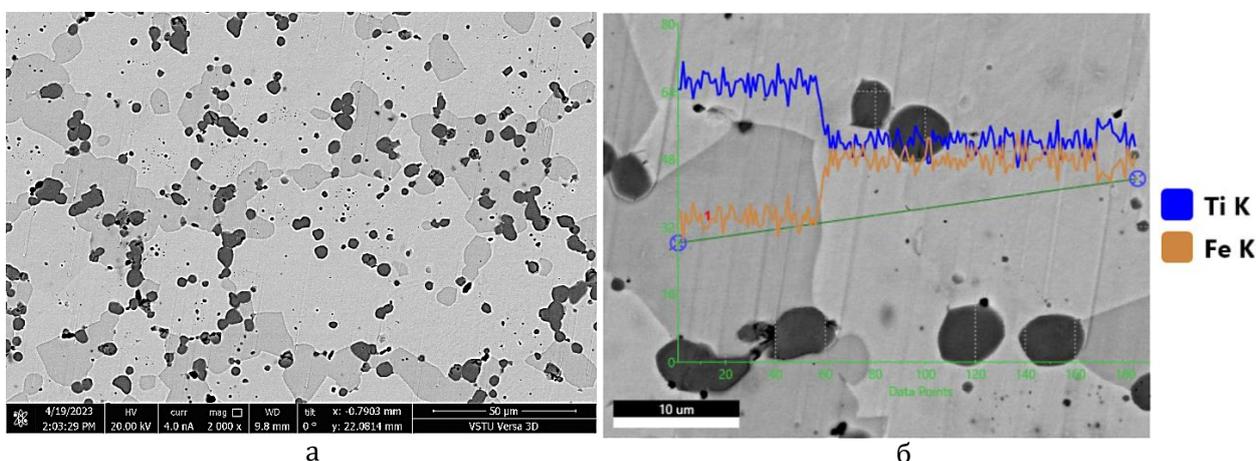
Рис. 4. Структура (а, б), химический (в, г) и фазовый состав (д) материалов, полученных на режиме нагружения:  $t = 831 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $P = 12,5 \text{ ГПа}$

щественно влияет на процесс образования метастабильной фазы  $Ti_2Fe$ . Можно высказать несколько предположений о природе этого влияния. Наиболее правдоподобной выглядит гипотеза о том, что интерметаллид образуется в том случае, когда при ударно-волновой обработке в материале образуется жидкая фаза. Данное суждение прежде всего не противоречит опыту сварки взрывом титановых сплавов и сталей [28, 29, 36].

Поскольку температура контактного плавления в системе Ti-Fe не высока и составляет в соответствии с диаграммой состояния системы  $1085^{\circ}C$  (см. рис. 1), то ее

чивающих среднюю расчетную температуру разогрева в  $831^{\circ}C$ , при наличии струйных течений металла и крайней неоднородности температурного поля является вполне вероятным. Неоднородность слоя образовавшегося интерметаллида в этом случае может быть результатом одновременного роста его зерен из достаточно большого числа центров кристаллизации в объеме жидкой фазы в условиях быстрого охлаждения за счет теплоотвода в «холодные» участки структуры и в металлическую подложку.

Для проверки высказанной гипотезы прессовки, полученные на режиме нагружения, обеспечивающем равномерное пласти-



**Рис. 3. Структура (а), химический (б) и фазовый состав (в) материалов, полученных на режиме нагружения:**

$t = 777^{\circ}C$ ,  $P = 11,5$  ГПа

достижение на границах частиц в случае взрывного прессования на режимах, обеспе-

ченное течение материала частиц, и не имеющие в своем составе интерметаллидой фа-

зы, подвергли нагреву до 1100°C в вакууме с выдержкой в течении 1 часа с последующим охлаждением в потоке аргона. При этом исходные компоненты прессовок полностью прореагировали друг с другом, в результате чего сформировалась структура (рис. 5, а, б), состоящая из интерметаллидов TiFe и Ti<sub>2</sub>Fe.

Присутствовавший в составе исходных порошков железа и титана углерод, кислород и азот оказались связанными в оксикарбонитриды (рис. 5, в), которые в результате коагуляции и коалесценции в жидкой фазе образовали включения, равномерно распределенные в объеме материала (рис. 5, а, б). Уход части Ti в эти включения, по всей видимости, послужил основной причиной того, что кроме интерметаллидной фазы Ti<sub>2</sub>Fe в структуре материала образовалась фаза TiFe. Решение этой проблемы возможно путем увеличения (сверх стехиометрического) содержания Ti в исходной смеси порошков.

Вторым фактором, определившим наличие интерметаллида TiFe в структуре прессовок, полученных термической обработкой, явилось, вероятно, существенное увеличение длительности процесса межфазного взаимодействия при переходе от чисто взрывной обработки к взрывной и термической, в результате которого вероятность образования стабильной фазы TiFe и растворения метастабильной фазы Ti<sub>2</sub>Fe возросла.

### Выводы

1. На режимах взрывного прессования, обеспечивающих равномерную деформацию частиц порошка без струйных течений, смеси порошков Fe и Ti уплотняются до практически беспористого состояния и сохраняют фазовый состав, соответствующего составу исходной порошковой смеси.

2. При прессовании металлических порошков Fe и Ti на режимах с локализованной пластической деформацией и струйными течениями материала частиц, наблюдается образование термодинамически неравно-

востного и химически неоднородного интерметаллида Ti<sub>2</sub>Fe.

3. Эффективным методом получения материалов на основе метастабильного интерметаллида Ti<sub>2</sub>Fe является совмещение взрывного прессования смеси порошков Fe и Ti с последующей термической обработкой в межкритическом интервале температур (реакционное спекание в присутствии жидкой фазы).

### Библиографический список

1. Ададунов, Г. А. Экспериментальное исследование химических процессов в условиях динамического сжатия / Г. А. Ададунов // Успехи химии. – 1986. – № 55 (4). – С. 555-578.
2. Развитие в России динамических методов исследований высоких давлений / Л. В. Альтшулер, Р. Ф. Трунин, В. Д. Урлин, В. Е. Фортов, А. И. Фунтиков // Успехи физических наук. – 1999. – Т. 169, № 3. – С. 323-344.
3. Бацанов, С. С. Кристаллохимия высоких давлений / С. С. Бацанов // Журнал структурной химии. – 2009. – Т. 50, № 7. – С. 107-110.
4. Guéguen, A. Influence of the addition of vanadium on the hydrogenation properties of the compounds TiFe<sub>0.9Vx</sub> and TiFe<sub>0.8Mn0.1Vx</sub> (x = 0, 0.05 and 0.1) / A. Guéguen, M. Latroche // Journal of Alloys and Compounds. – 2011. – Vol. 509. – P. 5562-5566. [10.1016/j.jallcom.2011.02.036](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.02.036)
5. Ulate-Kolitsky, E. Hydrogenation of Ti<sub>x</sub>Fe<sub>2-x</sub>-based alloys with overstoichiometric Ti ratio (x= 1.1, 1.15 and 1.2) / E. Ulate-Kolitsky, B. Tougas, J. Huot // International Journal of Hydrogen Energy. – 2021. – Vol. 46. – Iss. 77. – P. 38363-38369. [10.1016/j.ijhydene.2021.09.077](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2021.09.077)
6. Manna, J. First hydrogenation kinetics of Zr and Mn doped TiFe alloy after air exposure and reactivation by mechanical treatment / J. Manna, B. Tougas, J. Huot // International Journal of Hydrogen Energy. – 2020. – Vol. 45. – Iss. 20. – P. 11625-11631. [10.1016/j.ijhydene.2020.02.043](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2020.02.043)
7. Lv, P. Effect of high zirconium content on hydrogenation properties and anti-poisoning ability of air-exposed TiFe alloy / P. Lv, Z. Liu // Journal of Materials Research and Technology. – 2019. – Vol. 8. – Iss. 6. – P. 5972-5983. [10.1016/j.jmrt.2019.09.072](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.09.072)
8. Manna, J. Mechanical activation of air exposed TiFe + 4 wt% Zr alloy for hydrogenation by cold rolling and ball milling / J. Manna, B. Tougas, J. Huot // International Journal of Hydrogen Energy. – 2018. – Vol. 43. – Iss. 45. – P. 20795-20800. [10.1016/j.ijhydene.2018.09.096](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2018.09.096)
9. Ulate-Kolitsky, E. First Hydrogenation of TiFe with Addition of 20 wt.% Ti / E. Ulate-Kolitsky, B. Tougas, J. Huot // Hydrogen. – 2022. – Vol. 3. – Iss. 4. – P. 379-388. [10.3390/hydrogen3040023](https://doi.org/10.3390/hydrogen3040023)
10. Microstructure and first hydrogenation properties of TiFe alloy with Zr and Mn as additives / A. K. Patel, A. Duguay, B. Tougas, C. Schade, P. Sharma, J. Huot // International Journal of Hydrogen Energy. – 2020. – Vol. 45. – Iss. 1. – P. 787-797. [10.1016/j.ijhydene.2019.10.239](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2019.10.239)

11. Fundamental hydrogen storage properties of TiFe-alloy with partial substitution of Fe by Ti and Mn. / E. M. Dematteis, D. M. Dreistadt, G. Capurso, J. Jepsen, F. Cuevas, M. Latroch // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2021. – Vol. 874. – P. 159925. [10.48550/arXiv.2012.00354](https://doi.org/10.48550/arXiv.2012.00354)
12. Schober, T. Activation of FeTi for hydrogen storage: a different view / T. Schober, D. G. Westlake // *Scr. Metall.* – 1981. – Vol. 15. – P. 913.
13. Metallic and complex hydride-based electrochemical storage of energy / F. Cuevas, M. Amdisen, M. Baricco, C. Buckley, Y. Cho, P. Jongh, L. Kort, J. Grinderslev, V. Gulino, B. Hauback, M. Heere, T. Humphries, T. Jensen, S. Kim, K. Kisu, Y.-S. Lee, L. Hai-Wen, R. Mohtadi, K. Møller, M. Latroche // *Progress in Energy*. – 2022. – Vol. 4. – P. 032001. [10.1088/2516-1083/ac665b](https://doi.org/10.1088/2516-1083/ac665b)
14. The power of multifunctional metal hydrides: A key enabler beyond hydrogen storage / M. S. Salman, Q. Lai, X. Luo, C. Prathana, N. Rambhujun, M. Costalin, T. Wang, P. Sapkota, W. Liu, A. Grahame, J. Tupe, K.-F. Aguey-Zinsou // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2022. – Vol. 920. – P. 165936. [10.1016/j.jallcom.2022.165936](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.165936)
15. How to Design Hydrogen Storage Materials? Fundamentals, Synthesis, and Storage Tanks / Q. Lai, Y. Sun, T. Wang, P. Modi, C. Cazorla, U. B. Demirci, J. R. A. Fernandez, F. Leardini, K.-F. Aguey-Zinsou // *Advanced Sustainable Systems*. – 2019. – Vol. 3. – Iss.9. – P. 1900043. <https://doi.org/10.1002/adss.201900043>
16. Reilly, J. J., & Wiswall, R. H. (1974). Formation and properties of iron titanium hydride / J. J. Reilly, R. H. Wiswall // *Inorganic Chemistry*. – 1974. – Vol. 13(1). – P. 218–222. <https://pubs.acs.org/doi/10.1021/ic50131a042>
17. Effect of ball milling and cryomilling on the microstructure and first hydrogenation properties of TiFe+4 wt.% Zr alloy / P. Lv, M. Guzik, S. Sartori, J. Huot // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2019. – Vol. 8(2). – 7 p. [10.1016/j.jmrt.2018.12.013](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.12.013)
18. Hydrogen storage behavior of TiFe alloy activated by different methods / F. Guo, K. Namba, H. Miyaoka, A. Jain, T. Ichikawa // *Materials Letters: X*. – 2021. – Vol. 9. – P. 100061. [10.1016/j.mlblux.2021.100061](https://doi.org/10.1016/j.mlblux.2021.100061)
19. First hydrogenation of mechanically processed TiFe-based alloy synthesized by gas atomization / E. Ulate-Kolitsky, B. Tougas, B. Neumann, C. Schade, J. Huot, // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2021. – Vol. 46. – Pp. 7381-7389. [10.1016/j.ijhydene.2020.11.237](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2020.11.237)
20. Hydrogen Absorption/Desorption Behavior of a Cold-Rolled TiFe Intermetallic Compound / V. Oliveira, C. Beatrice, N. R. Leal, W. Silva, L. Pessan, W. Botta, D. Leiva // *Materials Research*. – 2021. – Vol. 24 (6). – 10 p. [10.1590/1980-5373-mr-2021-0204](https://doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2021-0204)
21. Effect of chromium, manganese and yttrium on microstructure and hydrogen storage properties of TiFe-based alloy / Y. Liu, P. Wang, C. Xia, N. Liu, C. Liang, F. Yin, Q. Li, // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2020. – Vol. 45 (21). – 11 p. [10.1016/j.ijhydene.2020.02.086](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2020.02.086)
22. Effect of Fe substitution by Mn and Cr on first hydrogenation kinetics of air-exposed TiFe-based hydrogen storage alloy / K. Park, W.-S. Ko, J. Fadonougbo, T.-W. Na, H.-T. Im, J.-Y. Park, J.-W. Kang, H.-S. Kang, C.-S. Park, H.-K. Park // *Materials Characterization*. – 2021. – Vol. 178. – P. 111246. [10.1016/j.matchar.2021.111246](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111246)
23. Faisal, M. Understanding first cycle hydrogenation properties of Ti-Fe-Zr ternary alloys / M. Faisal, J.-Y. Suh, Y.-S. Lee // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2020. – Vol. 46. – Pp. 4241-4251. [10.1016/j.ijhydene.2020.11.025](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2020.11.025)
24. Анализ влияния фазового состава материалов системы "титан-железо" на водородную емкость при первичном гидрировании / А. В. Крохалев, Д. Р. Черников, В. О. Харламов, О. О. Тужиков, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // *Известия ВолгГТУ. Сер. Металлургия*. – Волгоград, 2023. – № 7 (278). – С. 7-13.
25. Анализ влияния фазовых составляющих на водородную емкость материалов системы «титан-железо» / А. В. Крохалев, Д. Р. Черников, В. О. Харламов, О. О. Тужиков, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // *Известия ВолгГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении*. – Волгоград, 2023. – № 6 (277). – С. 47-51.
26. Phase transformations in the systems Ti<sub>2</sub>Fe-H<sub>2</sub> and Ti<sub>2</sub>Fe-NH<sub>3</sub> / V. Fokin, E. Fokina, I. Korobov, B. Tarasov // *Russian Journal of Inorganic Chemistry*. – 2016. – Vol. 61. – Pp. 891-895. [10.1134/S0036023616070044](https://doi.org/10.1134/S0036023616070044)
27. Characterization of microstructure and surface oxide of Ti<sub>1.2</sub>Fe hydrogen storage alloy / K. Park, T.-W. Na, Y. Kim, J.-Y. Park, J.-W. Kang, H.-S. Kang, K. Park, H.-K. Park // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2021. – Vol. 46. – Iss. 24. Pp. 13082-13087. [10.1016/j.ijhydene.2021.01.105](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2021.01.105)
28. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение - 1, 2005. – 544 с.
29. Трыков, Ю. П. Титаностальные композиты и соединения: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун; ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – 344 с.
30. Бондарь, М. П. Компактирование взрывом: тип микроструктуры контактных границ, созданный при образовании прочной связи / М. П. Бондарь // *Физика горения и взрыва*. – 2004. – Т. 40, № 4. – С. 131-140.
31. Бондарь, М. П. Исследование соединений на контактах металлических поверхностей, созданных динамическими методами / М. П. Бондарь // *Физическая мезомеханика*. – 2001. – Т. 4. – № 6. – С. 67-75.
32. Диаграммы состояния двойных металлических систем : справочник : в 3 т. / под общ. ред. Н. П. Лякишева. – Москва : Машиностроение, 1996. – 991 с.
33. Прессование порошков взрывом: монография / В. И. Лысак, А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. Д. Рогозин, А. М. Каунов. – Москва, 2015. – 252 с.
34. Пай, В. В. Приближенная оценка параметров нагружения в композиционных материалах для случая сильных ударных волн / В. В. Пай, Г. Е. Кузьмин, И. В. Яковлев // *Физика горения и взрыва*. – 1995. – Т. 31, № 3 – С.134-138.
35. Рогозин, В. Д. Изучение условий ударно-волнового сжатия порошковых материалов / В. Д. Рогозин // *Сборник научных трудов Института проблем материаловедения "Высокие давления и свойства материалов"*. – Киев, 1988. – С.74-79.
36. 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 ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений*. – Волгоград, 2020. – № 11 (246). – С. 19-23.

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

### **ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ВОДОРОД-АККУМУЛИРУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ Ti-Fe**

*Волгоградский государственный технический университет, [weld@vstu.ru](mailto:weld@vstu.ru)*

Приведены результаты исследования влияния различных видов охлаждения после реакционного спекания спрессованных взрывным нагружением материалов на основе титана и железа. Показано, что использование после спекания ускоренного охлаждения в воде приводит к снижению содержания в структуре материалов  $\beta$ -Ti и стабильного интерметаллического соединения TiFe с одновременным ростом содержания метастабильной фазы Ti<sub>2</sub>Fe.

**Ключевые слова:** порошковая смесь, железо, титан, интерметаллид, водород

*D. R. Chernikov, A. V. Krokhaliev, D. V. Rossein, Yu. A. Mukmenev, V. O. Kharlamov,  
S. V. Kuzmin, V. I. Lysak*

### **INFLUENCE OF HEAT TREATMENT MODE ON MICROSTRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF HYDROGEN-STORAGE MATERIALS OF Ti-Fe SYSTEM**

*Volgograd State Technical University, [weld@vstu.ru](mailto:weld@vstu.ru)*

The results of investigation of the influence of different types of cooling after reaction sintering of materials based on titanium and iron pressed by explosive loading are presented. It is shown that the use of accelerated cooling in water after sintering leads to a decrease in the content of  $\beta$ -Ti and stable intermetallic compound TiFe in the structure of materials with a simultaneous increase in the content of metastable phase Ti<sub>2</sub>Fe.

**Keywords:** powder mixture, iron, titanium, intermetallic, hydrogen

Развитие энергетики требует создания новых материалов, применяемых в энергетических установках для хранения и передачи водородной энергии. Применение систем, работающих на энергии водорода, считается направлением с перспективным потенциалом, обеспечивающим высокую энергоэффективность и экологичность [1].

В качестве твердотельных материалов, используемых в установках для хранения и передачи водородной энергии, чаще всего выступают интерметаллические соединения, обладающие возможностью образовывать гидриды [2]. В зависимости от требований могут применяться различные типы интерметаллических соединений: АВ, А<sub>2</sub>В, АВ<sub>5</sub>, где А - элемент с высоким сродством к водороду (например, Са, Ti, Y, Zr, Hf, La, Се и т.д.) и В - элемент с низким сродством к водороду, как правило, переходный металл

(например, Cr, Mn, Fe, Co, Ni), образующий только нестабильные гидриды с относительно низкой (менее 2 весовых процентов) емкостью для хранения водорода [3, 4].

Большой интерес представляют сплавы с высокими эксплуатационными характеристиками, способные работать при комнатной температуре и умеренных давлениях. Широкое применение нашли интерметаллические соединения LaNi<sub>5</sub> и TiFe. Однако, сплавы на основе этих интерметаллидов имеют ряд недостатков, таких как низкая водородная ёмкость, высокая стоимость редкоземельных материалов в случае LaNi<sub>5</sub> и необходимость активации у соединения TiFe. Применение легирования или получения сплавов системы Ti-Fe с многофазным составом (наличием в структуре фаз Ti<sub>2</sub>Fe и  $\beta$ -Ti) позволяет избавиться от необходимо-

сти активации и повысить водородную емкость [5, 6].

В результате уже проведенных исследований [8] показана возможность получения путем взрывного прессования и последующего спекания в межкритическом интервале температур сплавов системы Ti-Fe с однофазной, двухфазной или трехфазной структурой, установлена возможность варьирования соотношения фаз и оптимизации состава водород-аккумулирующего материала на основе интерметаллидов TiFe и Ti<sub>2</sub>Fe. Показано, что соединение Ti<sub>2</sub>Fe является наиболее интересным из-за возможности образовывать гидриды Ti<sub>2</sub>FeH<sub>4</sub> и Ti<sub>2</sub>FeH<sub>5</sub>, весовое содержание водорода в которых больше, чем в гидридах TiFe – TiFeH и TiFeH<sub>2</sub>. Кроме повышения водородной емкости, интерметаллическое соединение Ti<sub>2</sub>Fe имеет возможность дегидрироваться и не требует

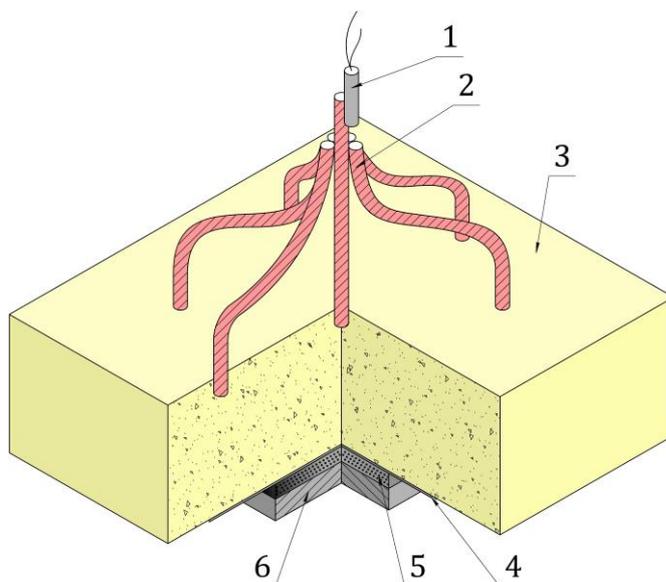
активации [7, 8].

Можно предположить, что возможность получения повышенного содержания интерметаллического соединения Ti<sub>2</sub>Fe в составе водород-аккумулирующих сплавов Ti-Fe может быть реализована увеличением скорости охлаждения в процессе кристаллизации.

В этой связи целью настоящей работы было изучение влияния на структуру и фазовый состав материалов системы Ti-Fe, получаемых взрывным прессованием, различных способов охлаждения после спекания.

#### Материалы и методы проведения исследований

В качестве объекта исследования выступали сплавы, полученные взрывным нагружением порошковой смеси титана (ТУ 14-22-57-92) и железа (ГОСТ 9849-86) с содержанием титана 62 и 70 ат. %.



**Рис. 1. Схема взрывного нагружения:**

1 – детонатор; 2 – детонирующий шнур; 3 – заряд взрывчатого вещества;  
4 – стальная прокладка; 5 – порошковая смесь; 6 – стальная подложка

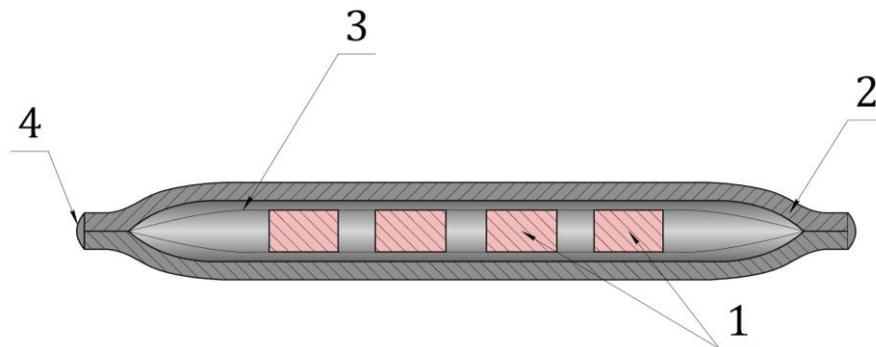
**Таблица 1 – Параметры взрывного нагружения**

Содержание Ti, ат.%	Высота слоя порошковой смеси, мм	Толщина прокладки, мм	Высота заряда ВВ, мм	Взрывчатое вещество	Скорость детонации, км/с	Расчетная температура разогрева прессовки, °С
62	7	1	100	Аммонит 6ЖВ	3800-4200	802
70			90			806

Взрывное нагружение проводилось по схеме, предусматривающей размещение порошковой смеси на металлической подложке и ее нагружение нормально падающей детонационной волной через стальную прокладку (рис. 1). Параметры прессования обеспечивали уплотнение порошковой смеси до практически беспористого состояния.

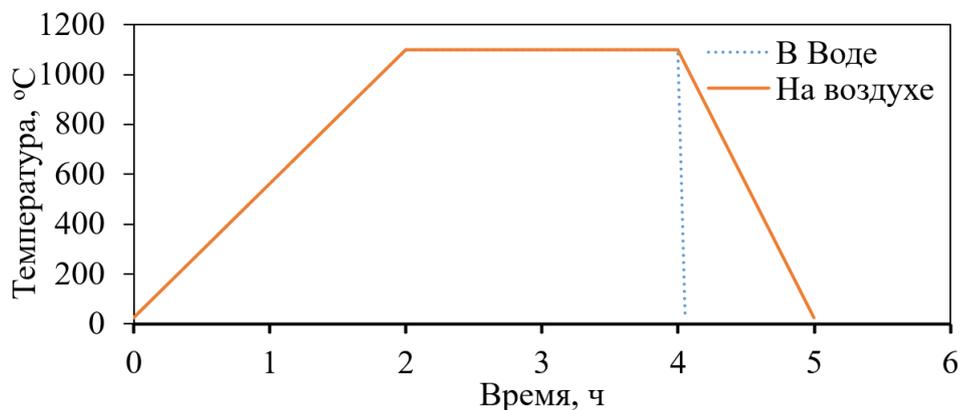
были сварены между собой, что обеспечивало ее герметичность для минимизации реакции образцов с окружающей средой.

Для определения влияния скорости охлаждения на формирование фазового состава и структуры материалов после реакционного спекания при температуре 1100 °С, было проведено охлаждение ампул с



**Рис. 2. Схема ампулы для термообработки спрессованных взрывным нагружением материалов:**

1 – образцы; 2 – стальной корпус; 3 – сетка; 4 – сварной шов



**Рис. 3. Режим термической обработки ампул с образцами**

Исследование структуры и химического состава фаз полученных образцов проводили методами растровой электронной микроскопии с помощью РЭМ FEI Versa 3D LoVac с интегрированной системой микрорентгеноспектрального энергодисперсионного анализа EDAX ApolloX. Исследование количественного фазового состава материалов проводилось при помощи программы ImageJ.

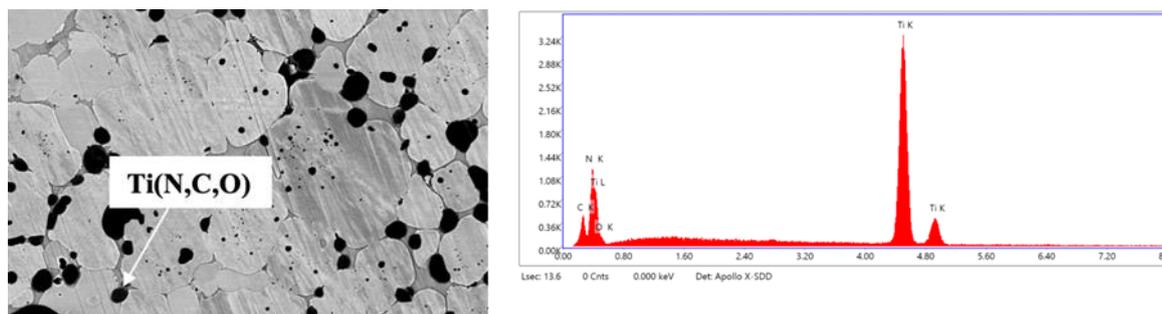
Термическая обработка проходила в стальных ампулах. Образцы располагались на металлической сетке, части корпуса ампулы

образцами в условиях спокойного воздуха (со скоростью 1-6 °С/с) и в воде (со скоростью 20-200 °С/с).

Во время отжига полученных прессовок при 1100 °С происходит образование жидкой фазы за счет постепенного контактного оплавления частиц железа и титана. В жидкой фазе появляются и растут зерна ИМС TiFe и Ti<sub>2</sub>Fe. При последующем охлаждении остающаяся жидкая фаза претерпевает эвтектический распад на TiFe и β-Ti, в резуль-

тате чего формируется структура, состоящая из TiFe, Ti<sub>2</sub>Fe и β-Ti.

Кроме названных фаз в структуре материалов присутствуют неметаллические



Элемент	Содержание, ω%	Содержание, ат.%
C	4,3	13,1
N	7,2	18,7
O	0,4	0,9
Ti	88,1	67,2

а

б

Рис. 4. Вид (а) и химический состав оксикарбонитридных включений (б) в материалах, полученных термической обработкой прессовок

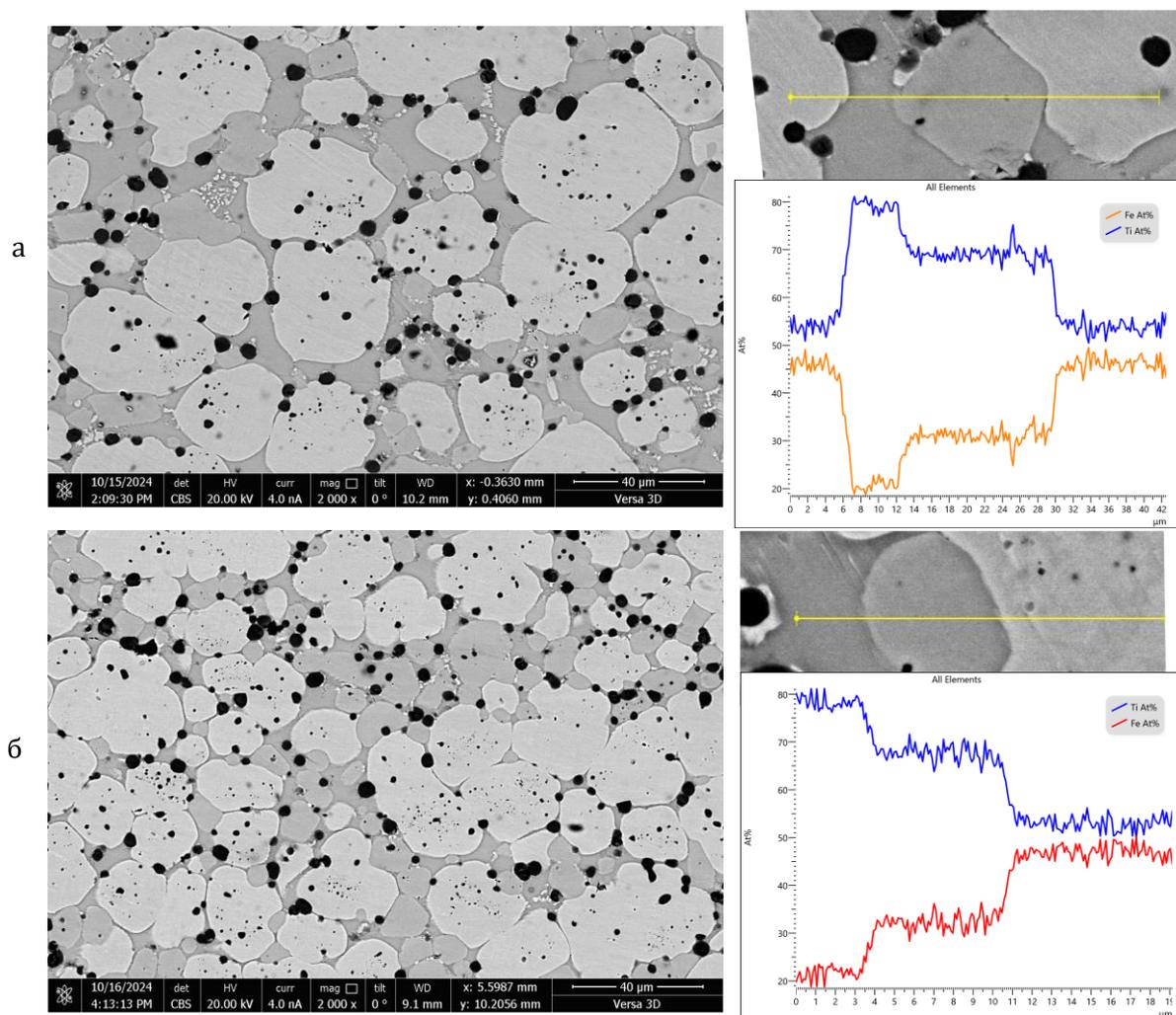


Рис. 5. Структура и фазовый состав сплава Ti<sub>70</sub>Fe<sub>30</sub>, полученного при охлаждении на воздухе (а), в воде (б)

включения, образуемые сопутствующими примесями – углеродом, азотом и кислородом. Включения представляют собой оксикарбонитриды, близкие по стехиометрии к  $Ti_2(O,N,C)$  которые в результате коагуляции и коалесценции в жидкой фазе имеют округлую форму и равномерно распределены в объеме материала (рис. 4).

При содержании титана в порошковой смеси 62 ат. % полученные материалы с охлаждением, как на воздухе, так и в воде,

состоят преимущественно из  $TiFe$  с небольшим количеством  $Ti_2Fe$  и  $\beta-Ti$  (рис. 5).

При содержании  $Ti$ , равном 70 ат.% наблюдается уменьшение суммарного содержания интерметаллидов  $TiFe$  и  $Ti_2Fe$  за счет более высокого общего содержания  $Ti$  в составе материала, которое приводит к увеличению равновесной доли жидкой фазы при температуре спекания и тормозит образование интерметаллидов. Кинетические преимущества образования метастабильных

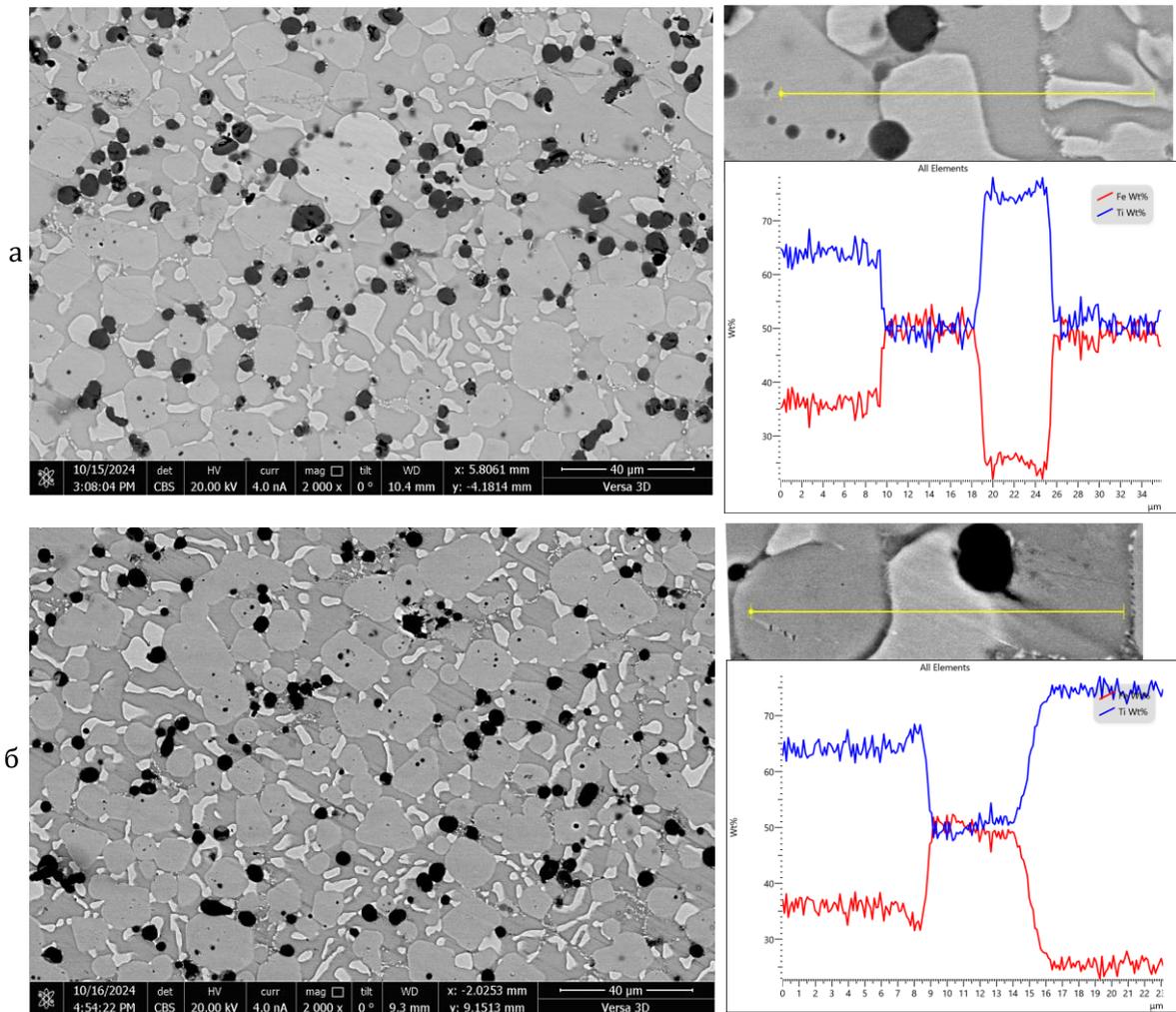


Рис. 6. Структура и фазовый состав сплава  $Ti_{62}Fe_{38}$ , полученного при охлаждении на воздухе (а), в воде (б)

Таблица 2 – Фазовый состав полученных материалов

Состав сплава	Содержание $Ti$ , ат%	Способ охлаждения	Фазовый состав, %			
			$TiFe$	$Ti_2Fe$	$Ti(N,C,O)$	$\beta-Ti$
$Ti_{62}Fe_{38}$	64,635	На воздухе	63,1	8,2	4,8	23,9
	61,7	В воде	60,86	18,5	5,9	14,74
$Ti_{70}Fe_{30}$	72,3	На воздухе	23,151	32,2	9,149	35,5
	71,4	В воде	14,79	42,86	7	35,35

фаз в этих условиях приводят к повышению доли  $Ti_2Fe$  в общем количестве интерметаллидов. Более высокого содержания жидкой фазы, испытывающей в дальнейшем при охлаждении эвтектическое превращение  $L \rightarrow \text{эвт. } (TiFe + \beta-Ti)$ , в свою очередь приводит к росту содержания в структуре  $\beta-Ti$  (рис. 6).

Анализ данных количественного фазового анализа (см. табл. 2) показывает, что увеличение скорости охлаждения приводит к ускорению процесса кристаллизации и подавляет переход метастабильного интерметаллида  $Ti_2Fe$  в стабильный интерметаллид  $TiFe$  в жидкой фазе, что приводит к увеличению количества последнего в структуре материалов. При этом количество жидкой фазы, по-видимому, или несколько уменьшается, что сопровождается снижением содержания  $\beta-Ti$ , образующегося в ходе ее эвтектического распада, или остается неизменным. Данное явление прослеживается как в материалах с содержанием  $Ti$ , равным 62 ат.%, в которых наблюдается увеличение содержания  $Ti_2Fe$  с 8,2% до 18,5% и уменьшение содержания  $\beta-Ti$  с 23,9% до 14,74%, так и в сплавах с 70 ат.%  $Ti$ , в которых содержания  $Ti_2Fe$  возрастает с 32,2% до 42,86%, а содержание  $\beta-Ti$  практически не изменяется (уменьшается с 35,5% до 35,35%).

### Выводы

1. Термическая обработка в межкритическом интервале температур (реакционное спекание в присутствии жидкой фазы) с охлаждением на воздухе в общем случае приводит к формированию в структуре материалов интерметаллидов  $TiFe$  и  $Ti_2Fe$ . Получение трехфазных материалов возможно за счет протекания эвтектического превращения  $L \rightarrow \text{эвт. } (TiFe + \beta-Ti)$  при охлаждении.

2. Увеличение скорости кристаллизации за счет применения охлаждения в воде приводит к увеличению содержания в составе сплавов интерметаллического соединения  $Ti_2Fe$  при снижающемся или практически неизменном содержании  $\beta-Ti$

### Библиографический список

1. The use of metal hydrides in fuel cell applications / M. Lototsky, I. Tolj, L. Pickering, C. Sita, F. Barbir, V. Yartys // *Progress in Natural Science*. – 2017. – Vol. 27. – Pp. 3-20. [10.1016/j.pnsc.2017.01.008](https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2017.01.008)
2. Jankowska, E. Nickel-metal hydride battery using nanocrystalline TiFe-type hydrogen storage alloys / E. Jankowska, M. Makowiecka, M. Jurczyk // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2005. – Vol. 404. – Pp. 691-693. [10.1016/j.jallcom.2004.09.084](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2004.09.084)
3. Ti-Fe based alloys prepared by ball milling for electrochemical hydrogen storage / H. Shang, Y. Li, Y. Zhang, W. Zha, J. Li, Y. Qi, D. Zhao // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2023. – Vol. 48(72). – Pp. 28091-28102. [10.1016/j.ijhydene.2023.03.451](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2023.03.451)
4. Progress of hydrogen storage alloys for Ni-MH rechargeable power batteries in electric vehicles: A review / L. Ouyang, J. Huang, H. Wang, J. Liu, M. Zhu // *Materials Chemistry and Physics*. – 2017. – Vol. 200. – Pp. 164-178. [10.1016/j.matchemphys.2017.07.002](https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2017.07.002)
5. Manna, J. Mechanical activation of air exposed TiFe + 4 wt% Zr alloy for hydrogenation by cold rolling and ball milling / J. Manna, B. Tougas, J. Huot // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2018. – Vol. 43. – Iss. 45. – P. 20795-20800. [10.1016/j.ijhydene.2018.09.096](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2018.09.096)
6. Research progress of TiFe-based hydrogen storage alloys / Y.-h. Zhang, C. Li, Z. Yuan, Y. Qi, S.-h. Guo, D.-l. Zhao // *Journal of Iron and Steel Research International*. – 2022. – Vol. 29. – Pp. 537-551. [10.1007/s42243-022-00756-w](https://doi.org/10.1007/s42243-022-00756-w)
7. Ulate-Kolitsky, E. Hydrogenation of  $Ti_xFe_{2-x}$ -based alloys with overstoichiometric Ti ratio ( $x = 1.1, 1.15$  and  $1.2$ ) / E. Ulate-Kolitsky, B. Tougas, J. Huot // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2021. – Vol. 46. – Pp. 38363-38369. [10.1016/j.ijhydene.2021.09.077](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2021.09.077)
8. Экспериментальное исследование возможности получения материалов на основе метастабильной фазы  $Ti(2)Fe$  с помощью взрывного прессования и термической обработки = Experimental study of the feasibility of producing materials based on the metastable phase  $Ti(2)Fe$  through explosive compaction and heat treatment / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, Д. Р. Черников, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // *Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия (Izvestiya Vuzov. Poroshkovaya Metallurgiya i Funktsional'nye Pokrytiya)*. – 2024. – Т. 18, № 4. – С. 17-25.

Ответственный за выпуск Евгений Владимирович **КУЗЬМИН**

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

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

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-61113 от 19 марта 2015 г.  
Федеральной службы по надзору в сфере связи, информационных технологий  
и массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

---

**Учредитель:**

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования  
«Волгоградский государственный технический университет» (ВолгГТУ)

---

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

---

Темплан 2024 г. Поз. № 12ж. Дата выхода в свет .11.2024 г. Формат 60 × 84 1/8.  
Бумага офсетная. Гарнитура Cambria. Печать офсетная. Усл. печ. л. 8,37.  
Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ №

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.

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

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

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