

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ  
ВОЛГОГРАДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

# ИЗВЕСТИЯ

ВОЛГОГРАДСКОГО  
ГОСУДАРСТВЕННОГО  
ТЕХНИЧЕСКОГО  
УНИВЕРСИТЕТА

Серия

СВАРКА ВЗРЫВОМ И СВОЙСТВА  
СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Выпуск 6

---

---

№ 18 (121)

Межвузовский сборник научных статей  
Издается с января 2004 г.

2013

---

---



Волгоград  
2013

Учредитель: федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Волгоградский государственный технический университет"

Сборник зарегистрирован в Управлении регистрации и лицензионной работы в сфере массовых коммуникаций Федеральной службы по надзору за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия ПИ № ФС77-25660 от 13 сентября 2006 г.

Главный редактор  
академик РАН *И. А. Новаков*

Редакционная коллегия серии:

- В. И. Лысак* Волгоградский государственный технический университет, д-р техн. наук, чл.-корр. РАН (научный редактор)
- В. И. Кузьмин* Волгоградский государственный технический университет, канд. техн. наук (ответственный секретарь)
- Н. П. Алешин* Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана (г. Москва), д-р техн. наук, академик РАН
- М. И. Алымов* Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН (г. Москва), д-р техн. наук, член-корр. РАН
- В. Н. Анциферов* Научный центр порошкового материаловедения (г. Пермь), д-р техн. наук, академик РАН
- Л. Д. Добрушин* Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины (г. Киев), д-р техн. наук
- Б. А. Гринберг* Институт физики металлов УрО РАН (г. Екатеринбург), д-р ф.-м. наук
- В. И. Калита* Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН (г. Москва), д-р техн. наук
- С. В. Кузьмин* Волгоградский государственный технический университет, д-р техн. наук
- В. В. Пай* Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН (г. Новосибирск), д-р ф.-м. наук
- В. В. Рыбин* Санкт-Петербургский политехнический университет (г. Санкт-Петербург), д-р ф.-м., наук, член-корр. РАН
- Ю. П. Трыков* Волгоградский государственный технический университет, д-р техн. наук
- И. В. Яковлев* Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН (г. Новосибирск), д-р техн. наук

Печатается по решению редакционно-издательского совета  
Волгоградского государственного технического университета

**Известия** Волгоградского государственного технического университета : межвуз. сб. науч. ст. № 18 (121) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – 68 с. – (Сер. «Сварка взрывом и свойства сварных соединений» ; вып. 6).

В сборнике содержатся статьи, посвященные фундаментальным исследованиям в области сварки взрывом и взрывной обработки материалов, изучению процессов и явлений при высокоскоростном соударении тел, а также исследованию свойств полученных композиционных материалов  
ISBN 978-5-9948-1289-1

Ил. 63. Табл. 1. Библиогр. : 100 назв.

<i>В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, Ю. Г. Долгий</i> Формирование соединения при точечной сварке взрывом.....	4
<i>М. А. Гулевич, В. В. Пай, И. В. Яковлев, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, С. В. Хаустов</i> Термопарный метод измерения температуры газообразных и жидких сред при их ударном сжатии.....	14
<i>А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин</i> Особенности сварки взрывом меди с одновременной ультразвуковой обработкой.....	18
<i>А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин</i> Исследование влияния ультразвука на тонкую структуру и свойства меди при сварке взрывом.....	24
<i>Е. А. Чугунов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. П. Пеев</i> К вопросу об оценке кумулятивных потерь при сварке взрывом слоистых композиционных материалов.....	29
<i>С. В. Кузьмин, Е. А. Чугунов, В. И. Лысак, А. П. Пеев</i> Опыт изготовления сваркой взрывом композиционных переходных элементов с медным плакирующим слоем и их применения в энергоемких производствах.....	34
<i>В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, Ю. В. Снежко, М. О. Беляков</i> Особенности процесса сварки взрывом с одновременной штамповкой.....	45
<i>М. О. Беляков, Е. А. Чугунов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Особенности формирования соединения при сварке взрывом толстолистовых композиционных материалов.....	50
<i>А. В. Крохалев</i> Способ построения ударных адиабат продуктов детонации при моделировании взрывной обработки материалов.....	55
<i>А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, М. А. Тупицын</i> Межфазное взаимодействие в порошковых твердых сплавах на основе карбида хрома .....	58
<i>А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, П. А. Харламов</i> Строение межфазных границ в твердых сплавах системы «карбид хрома – титан».....	62

УДК 621.791.13

*В. И. Лысак, чл.-корр. РАН, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, Ю. Г. Долгий, ст. научн. сотр.*

### ФОРМИРОВАНИЕ СОЕДИНЕНИЯ ПРИ ТОЧЕЧНОЙ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

*Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru*

В работе представлены в обобщенном виде результаты теоретических и экспериментальных исследований закономерностей формирования соединения при точечной сварке взрывом (ТСВ). Рассмотрены принципиальные схемы ТСВ и методы исследования кинематических параметров этого процесса. Показано, что образование сварного соединения происходит в условиях существенной нестационарности этих параметров. Выявлены основные взаимосвязи между режимами ТСВ и свойствами соединения.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, пластическая деформация, волнообразование

*V. I. Lysak, S. V. Kuz'min, Yu. G. Dolgy*

### FORMATION A WELDED JOINT BY EXPLOSIVE SPOT WELDING

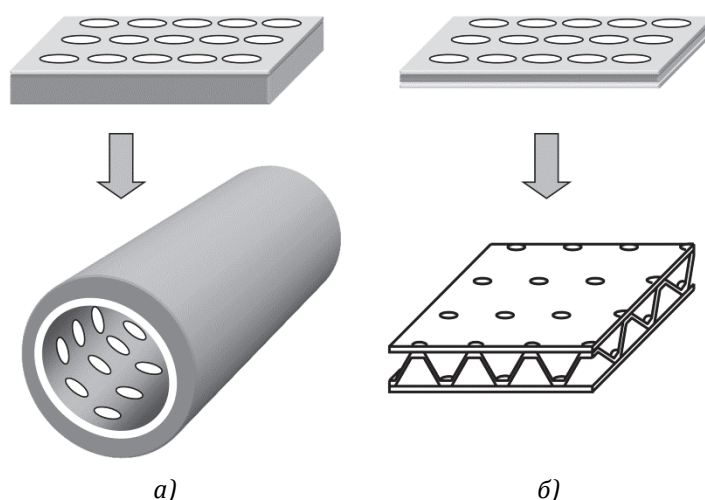
*Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru*

Results of the theoretical and experimental research regularities of formation a welded joint by explosive spot welding (ESW) are presented in generalized terms. Basic scheme ESW and methods of investigation kinematical parameters of this process considered. It is shown that the formation of the welded joint is in the conditions of substantial non-stationarity of these parameters. Basic interrelations between the modes ESW and joint properties found.

**Keywords:** explosive welding, plastic yield, wave formation

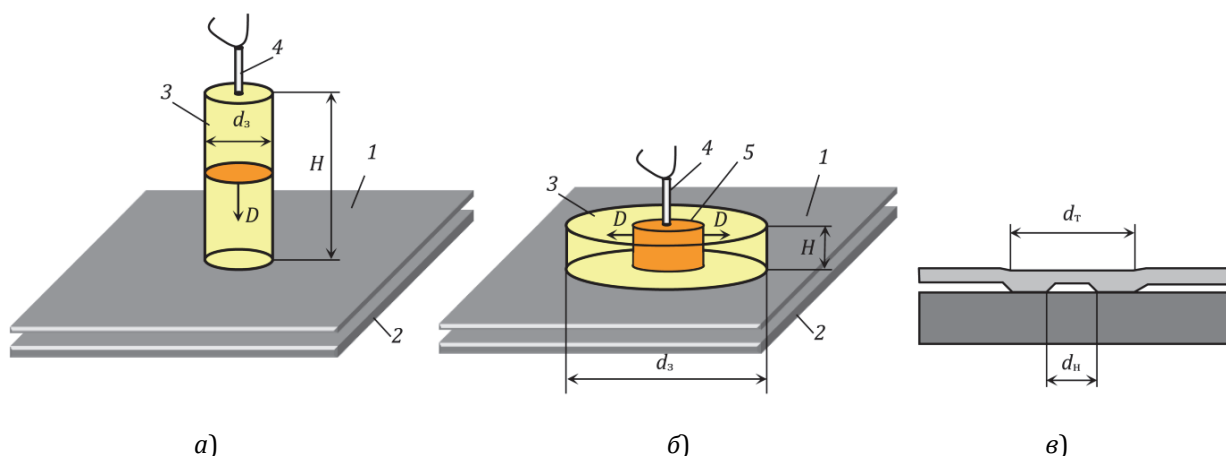
В большинстве случаев при изготовлении слоистых металлических композиционных материалов свариваются элементы по всей площади их соприкосновения, что, впрочем, не всегда необходимо, например, при облицовке тонким коррозионно-стойким слоем крупногабаритных корпусов нефтехимических емкостей для хранения и транспортировки агрессивных продуктов, эксплуати-

рующихся, как правило, при нормальных температурах и избыточном внутреннем давлении. В этом случае вполне достаточно соединить тонкий защитный слой с несущим, изготавливаемым из конструкционной малоуглеродистой и (или) низколегированной стали, не по всей поверхности, а посредством сварных точек, получаемых сваркой взрывом [1, 2] (рис. 1, а).



**Рис. 1. Конструкции, изготовленные ТСВ:**

*а* – двухслойная обечайка с внутренним защитным слоем; *б* – трехслойная объемная панель с наполнителем типа конических оболочек



**Рис. 2. Принципиальные схемы ТСВ зарядами высоко- (а) и низкоскоростных (б) ВВ и характерный вид сварного соединения (в):**

1 – метаемая пластина; 2 – неподвижная пластина; 3 – цилиндрический заряд ВВ; 4 – электродетонатор; 5 – фронт детонации;  $H$  и  $d_s$  – соответственно высота и диаметр заряда ВВ;  $D$  – направление распространения детонации в заряде ВВ;  $d_r$  и  $d_n$  – соответственно наружный (точки) и внутренний (непровара) диаметры сварного соединения

По сравнению с обычным биметаллом плакированный точечной сваркой взрывом (ТСВ) значительно дешевле за счет экономии 80...90% взрывчатого вещества (ВВ).

ТСВ можно применять также для соединения трехслойных пакетов тонколистовых материалов по ограниченной площади, например, при изготовлении объемных панелей (рис. 1, б).

Точечная сварка взрывом осуществляется с помощью зарядов цилиндрической формы с применением высоко- (гексоген, ТНТ) [1, 3...6] или низкоскоростных (аммониты) [7] ВВ, поперечное сечение которых много меньше площади соединяемых заготовок (рис. 2, а, б). При этом в обоих случаях сварное соединение представляет собой кольцо с наружным и внутренним диаметрами, зависящими от размеров заряда и свойств применяемых ВВ (рис. 2, в).

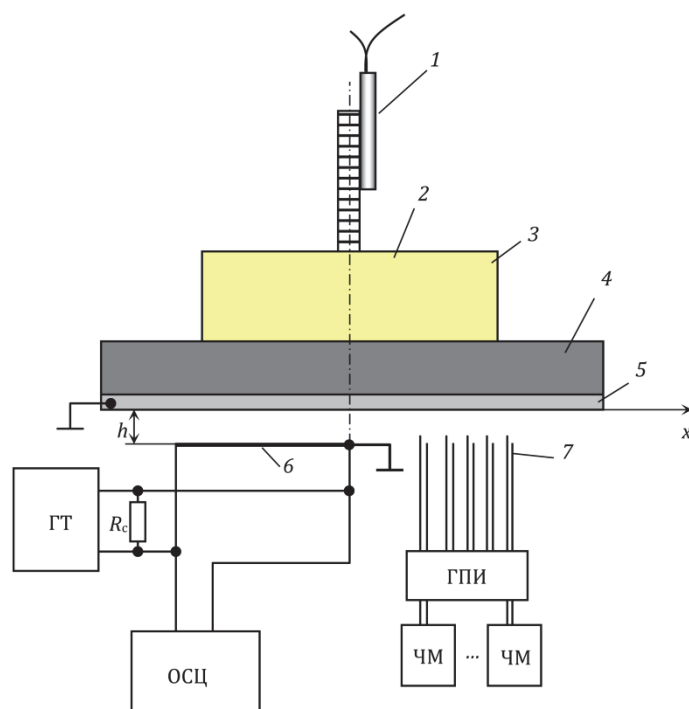
Очевидно, что такой вид сварного соединения обусловлен нестационарностью процесса соударения участков пластин, расположенных непосредственно под зарядами ВВ, что, в свою очередь, связано с изменением условий разлета продуктов детонации (ПД) при распространении процесса от цен-

тра заряда к периферии и тормозящим действием зон метаемой пластины, располагаемых вне площади заряда ВВ.

Процесс соударения пластин при ТСВ изучали с помощью реостатного [8, 9] и электроконтактного [2, 10] методов, трансформированных к условиям ТСВ (рис. 3) [11].

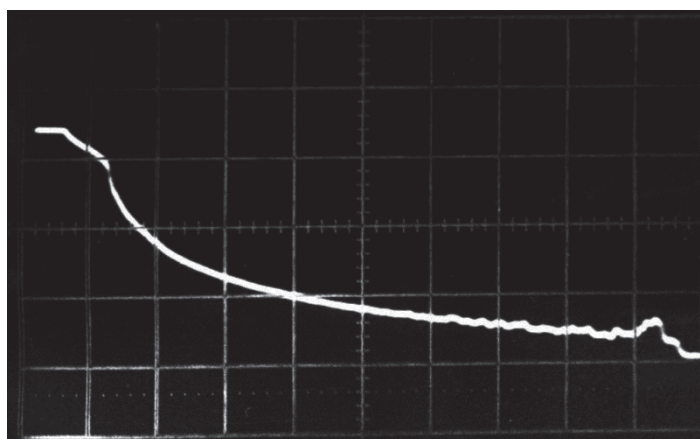
Для измерения скорости точки контакта  $V_k$  под метаемой пластиной помещали отрезок нихромовой проволоки толщиной 0,1 мм, закрепленный параллельно поверхности пластины на расстоянии  $h$  таким образом, чтобы один из его концов располагался строго под центром заряда ВВ. Для фиксированных значений времени  $\tau$  по осциллограмме (рис. 4) рассчитывали расстояние  $x$ , пройденной точкой контакта вдоль нихромового датчика, и скорость контакта, определяемую производной  $dx/dt$ . Параметры  $x$  и  $V_k$  вычисляли на ПЭВМ с помощью численного метода дифференцирования.

Скорость соударения  $V_c$  измеряли с помощью контактных датчиков, размещаемых на различных удалениях от оси заряда (см. рис. 3).



**Рис. 3. Схема измерения скоростей контакта и соударения при ТСВ:**

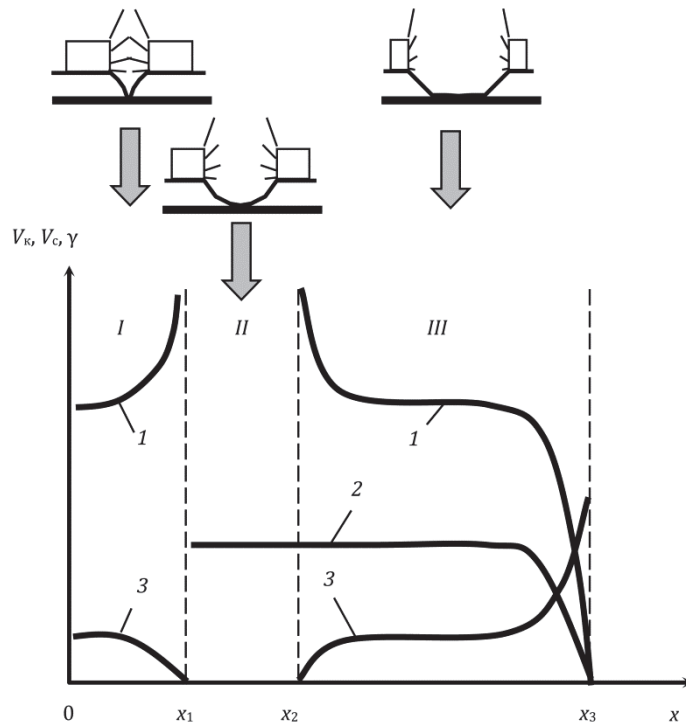
1 – электродетонатор; 2 – детонирующий шнур; 3 – цилиндрический заряд ВВ; 4 – демпфирующий слой; 5 – метаемая пластина; 6 – нихромовая проволока; 7 – контактные датчики; ГТ – генератор тока; ОСЦ – осциллограф; ГПИ – генератор прямоугольных импульсов; ЧМ – частотомер



**Рис. 4. Типичная осциллограмма в координатах  $U - \tau$ , отражающая изменение скорости контакта в пределах сварной точки при ТСВ**

Анализ результатов опытов, проведенных по описанной выше методике показал, что соударение пластин в условиях ТСВ происходит при изменяющихся кинематических параметрах процесса ( $V_k$ ,  $V_c$ ,  $\gamma$ ) в направлении от точки инициирования к периферии. При этом на картине изменения исследуемых параметров в пределах сварной точки и ее окрестностей можно выделить три характерные зоны (рис. 5).

Зона I (центральная) протяженностью  $x_1$  характеризуется увеличением скорости контакта и уменьшением динамического угла соударения  $\gamma$ , значения которых на некотором расстоянии  $x_1$  от оси заряда достигают соответственно бесконечно большого значения и нуля. Существование этой зоны можно объяснить следующими причинами. Под действием мощного импульса от детонации детонирующего шнура, который



**Рис. 5. Изменение кинематических параметров процесса при ТСВ (в радиальном от оси заряда направлении):**

$$1 - V_k = f(x); 2 - V_c = f(x); 3 - \gamma = f(x)$$

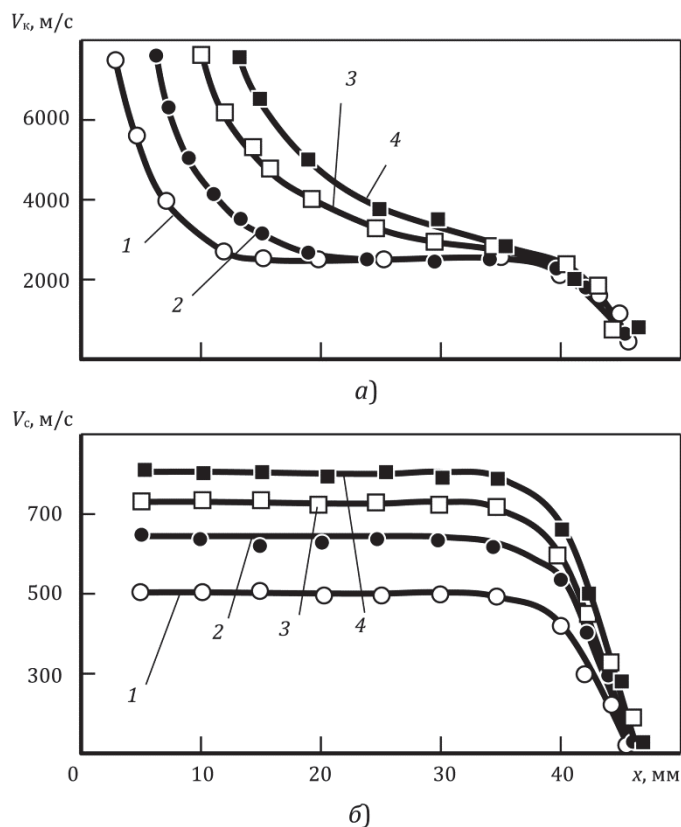
помещен в центр цилиндрического заряда ВВ, находящаяся непосредственно под ним область метаемой пластины приобретает форму перевернутого конуса, соударение которого с нижней пластиной (или в условиях опытов – с нихромовой проволокой) на начальной стадии процесса происходит по его образующей под некоторым углом  $\gamma \neq 0$ . По мере удаления от центра вследствие выравнивания скоростей полета соседних участков пластины угол соударения  $\gamma$  постепенно уменьшается до нуля, в результате чего  $V_k$  возрастает до бесконечности.

В зоне II протяженностью  $x_2 - x_1$  (см. рис. 5) скорость контакта принимает бесконечно большое значение, а угол соударения  $\gamma$  близок к нулю. Эта ситуация может быть интерпретирована как практически одновременное соударение всех точек участка кольцевой поверхности метаемой пластины шириной  $x_2 - x_1$  с неподвижной. Реализация условий, близких к плоскому удару, естественно,

делает невозможным формирование качественного сварного соединения в этой зоне.

Для зоны III (периферийной) протяженностью  $x_3 - x_2$  (см. рис. 5) характерно падение скорости соударения до нуля вблизи ее (зоны) внешней границы и увеличение угла  $\gamma$ . Скорость контакта в общем случае в пределах периферийной зоны уменьшается до скорости детонации плоского заряда ВВ данной высоты, затем следует участок с  $V_k = \text{const}$ , а вблизи контура заряда ВВ скорость контакта вновь резко уменьшается.

Для управления формированием точечных сварных соединений необходимо установить функциональные связи между протяженностью выявленных характерных зон (см. рис. 5), особенностями изменения в них кинематических параметров высокоскоростного соударения и исходными условиями ТСВ. Очевидно, что протяженность второй зоны определяет размеры центрального непровода или внутренний диаметр кольца



**Рис. 6.** Влияние исходного зазора  $h$  на характер изменения скоростей контакта  $V_k$  и соударения  $V_c$  при ТСВ алюминиевых пластин толщинами 2 мм ( $d_3 = 80$  мм;  $H = 20$  мм;  $\rho_1\delta_1 = 0,54$  г/см<sup>2</sup>):  
1 –  $h = 0,6$ ; 2 –  $h = 1,5$ ; 3 –  $h = 3,0$ ; 4 –  $h = 5,0$  мм

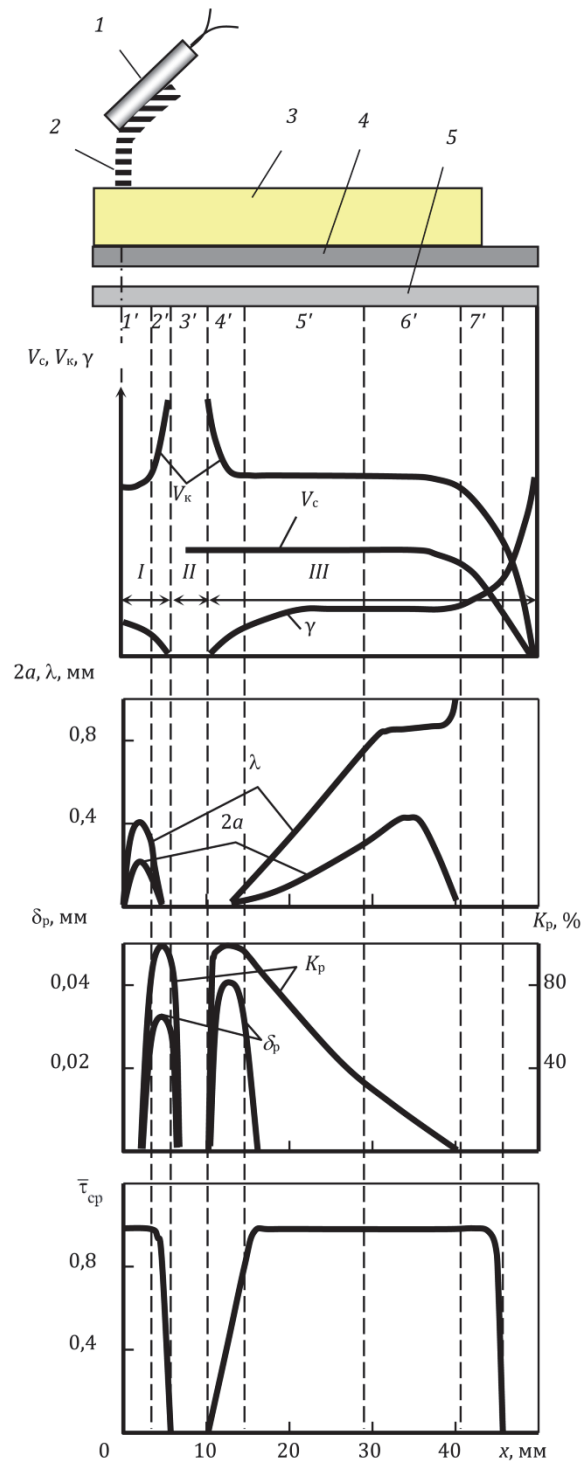
сварки, формирующегося в пределах периферийной зоны, в связи с чем наибольший интерес с точки зрения образования сварного соединения при ТСВ представляют зоны II и III.

Экспериментально установлено, что на протяженность этих зон и характер изменения в пределах последней параметров соударения существенное влияние оказывают сварочный зазор  $h$ , единичная масса метаемога элемента  $\rho_1\delta_1$  (с учетом массы демпфирующего слоя, см. рис. 3, поз. 4), высота  $H$  и диаметр заряда  $d_3$  ВВ. Так, при увеличении  $h$  внутренняя граница периферийной зоны (см. рис. 5,  $x = x_2$ ) смещается в сторону больших  $x$  (рис. 6, а) при практически неизменном положении ее внешней границы, что в свою очередь уменьшает протяженность как всей зоны III, так и участка кривой с  $V_k =$

const. Если при  $h = 0,6$  мм уменьшение  $V_k$  с «бесконечности» регистрируется на расстоянии  $\sim 3 \dots 5$  мм от оси заряда, а протяженность участка с  $V_k = \text{const}$  в случае  $\rho_1\delta_1 = 0,54$  г/см<sup>2</sup> составляет  $\sim 20$  мм при общей длине третьей характерной зоны  $\sim 45 \dots 47$  мм (см. рис. 6, а, кривая 1), то при  $h = 1,5$  и 3,0 мм указанные размеры принимают значения соответственно 8 и 12, 15 и 10, 37 и 33 мм (см. рис. 6, а, кривые 2, 3).

При  $h = 5$  мм участок с  $V_k = \text{const}$  вырождается в точку перегиба (см. рис. 6, а, кривая 4), расположенную на расстоянии  $\sim 30$  мм от оси заряда, причем дальнейшее увеличение зазора мало влияет на ход кривой  $V_k = f(x)$ , что позволяет говорить о минимально гарантированной при заданных условиях сварки протяженности периферийной зоны (в данном случае она составляет  $\sim 30$  мм).





**Рис. 7. Характерные зависимости изменения структуры и прочности зоны соединения в пределах сварной точки (АД1 + АМг6):**

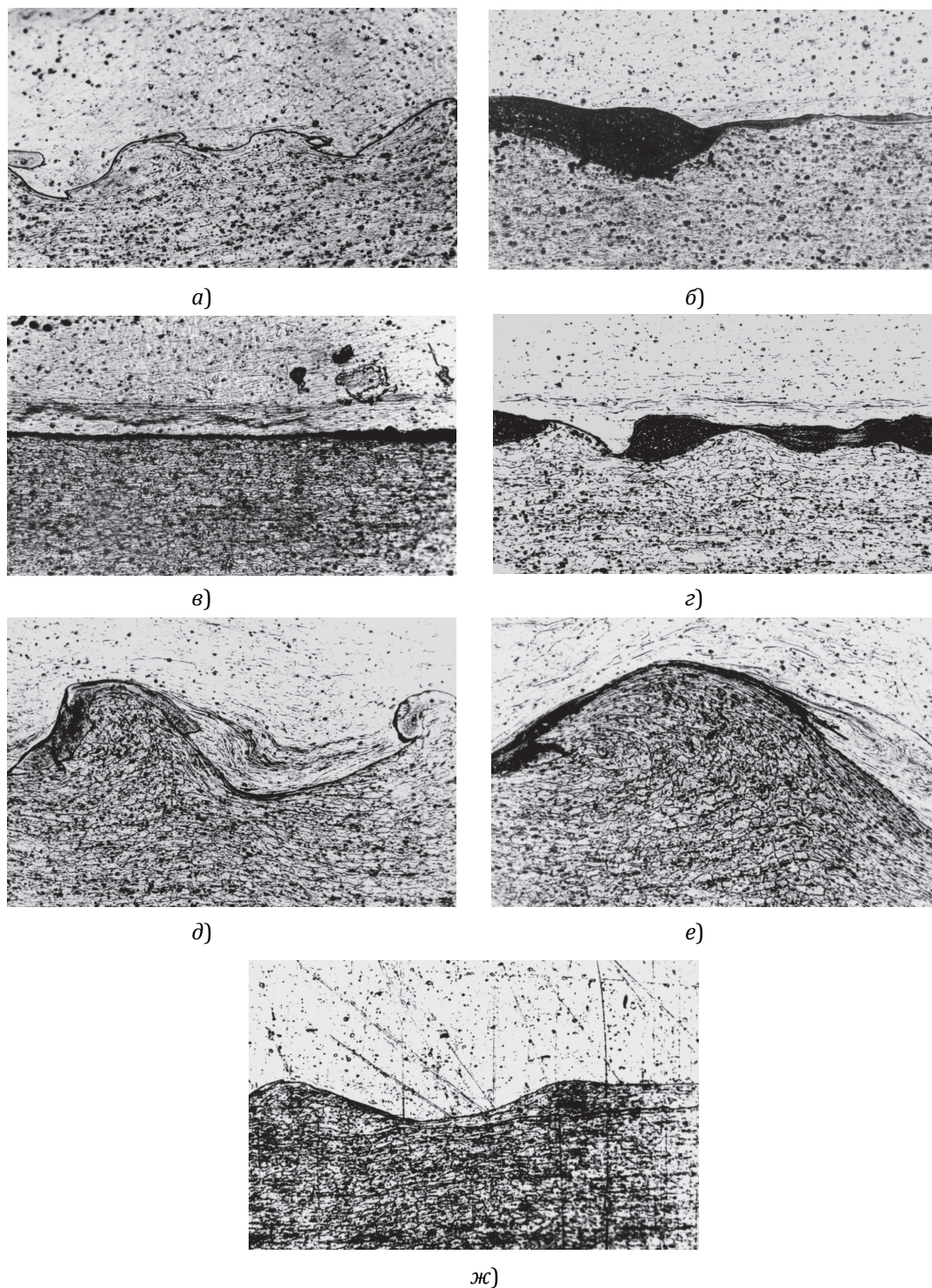
1 – электродетонатор; 2 – детонирующий шнур; 3 – заряд ВВ; 4 – метаемая пластина;

5 – неподвижная пластина;  $2a$  и  $\lambda$  – соответственно амплитуда и длина волны;

$\delta_p$  и  $K_p$  – соответственно толщина сплошной прослойки расплавленного металла и относительное количество оплава;  $\bar{T}_{ср}$  – относительная прочность соединения на срез

Аналогично на изменение скорости контакта в пределах периферийной зоны влияет увеличение удельной массы метаемого эле-

мента  $\rho_1 \delta_1$ . При этом качественно изменяется и ход кривой  $V_k = f(x)$  в пределах рассматриваемой зоны, на которой при  $\rho_1 \delta_1 >$



**Рис. 8. Конфигурация линии соединения в различных сечениях сварной точки**

1,0...1,2 г/см<sup>2</sup> отсутствуют как площадка с  $V_k = \text{const}$ , так и точка перегиба. В этом случае сварное соединение формируется в условиях монотонного понижения скорости контакта.

Изменение установочных параметров ТСВ влияет также на положение кривых

$V_c = f(x)$ , характеризующих в данном случае изменение скорости соударения в пределах сварной точки. Это влияние выражается прежде всего в их смещении относительно координатных осей при соответствующем изменении того или иного параметра.

Выявленная существенная нестационарность параметров высокоскоростного соударения пластин при ТСВ обуславливает изменение структуры и свойств соединения в пределах сварной точки (рис. 7, 8).

В пределах сварной точки в зависимости от прочностных и (или) металлографических характеристик зоны соединения в общем случае можно выделить семь характерных областей, последовательно расположенных друг за другом (см. рис. 7, 8).

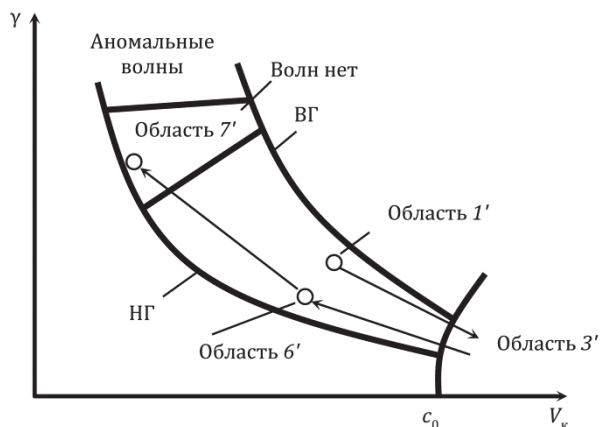
В общем случае в центральной части сварной точки наблюдается волнообразная граница раздела (см. рис. 7, область 1', рис. 8, а). По мере удаления от центра размеры волнового профиля уменьшаются до нуля, причем полная аннигиляция волн происходит при  $V_k = 4500 \dots 5000$  м/с. Исчезновение волн сопровождается увеличением количества оплавленного металла со слиянием его отдельных участков в сплошную прослойку при  $V_k = 4000 \dots 4500$  м/с (см. рис. 7, область 2', рис. 8, б). Указанный переход обуславливает смену механизма образования соединения с преимущественно твердофазного на жидкофазный. Прочность соединения слоев в этой области находится на уровне менее прочного из свариваемых металлов (в опытах – алюминий АД1,  $\bar{\tau}_{ср} = 60 \dots 70$  МПа). Затем толщина прослойки расплава  $\delta_p$  и прочность сварки вследствие реализации в зоне соударения условий, близких к плоскому удару, уменьшаются до нуля.

Суммарная протяженность областей 1' и 2' невелика (около 3 ... 5 мм) и практически совпадает с размерами зоны I (см. рис. 5), характеризующейся резким повышением  $V_k$  и уменьшением  $\gamma$ . При использовании массивных метаемых пластин или демпфирующих прокладок эти области отсутствуют, а в центральной части сварной точки при этом на-

блюдается непровар видимый на шлифах невооруженным глазом (см. рис. 7, область 3', которая в данном случае является центральной, см. рис. 8, в).

Снижение скорости контакта в зоне III (см. рис. 5) сопровождается зарождением прослойки расплава с резким увеличением ее толщины (см. рис. 7, область 4', рис. 8, г), максимальное значение которой зависит от скорости соударения. Одновременно прочность соединения слоев возрастает и достигает максимума при реализации в зоне соударения  $V_k = 6000 \dots 8000$  м/с. Затем при приближении  $V_k$  к звуковому порогу  $c_0$  поверхности пластин, разделенные прослойкой расплава, приобретают волнообразный профиль (см. рис. 7, область 5', рис. 8, д), размеры которого непрерывно увеличиваются по мере уменьшения  $V_k$ , а количество оплавленного металла, локализуемого в завихрениях волн, при этом уменьшается. Увеличение длины  $\lambda$  и амплитуды  $2a$  волн в общем случае происходит до некоторых максимально возможных для данного режима ТСВ размеров, после чего (при выходе процесса соударения на «стационарный» режим, характеризующийся примерным постоянством кинематических параметров) волнообразование несколько стабилизируется (см. рис. 7, область 6', рис. 8, е).

Уменьшение  $V_k$  и  $V_c$  вблизи внешнего контура цилиндрического заряда ВВ, приводит к некоторому удлинению волн с одновременным уменьшением их амплитуды, а затем – и к срыву волнообразования (см. рис. 7, область 7', рис. 8, ж) при сохранении высокой прочности соединения слоев и при полном отсутствии в безволновом шве включений оплавленного металла. Смена механизма образования сварного шва с волнового на безволновой связана с изменением условий соударения, реализующихся в



**Рис. 9. Эволюция параметров режима соударения в пределах сварной точки:**

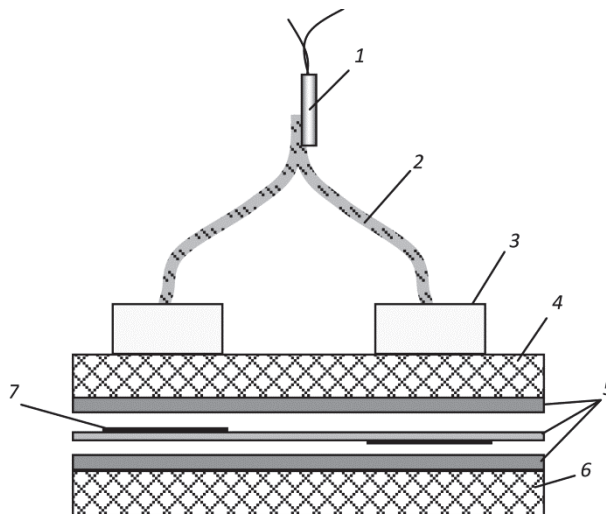
НГ, ВГ – соответственно нижняя и верхняя границы области сварки [12]; номера областей соответствуют обозначениям рис. 7

зоне соединения и изображенных в координатах  $\gamma - V_k$  [12] (рис. 9).

Полученные представления легли в основу разработки технологии изготовления трехслойных объемных панелей из алюминиевых сплавов. Панели состоят из двух на-

рис. 10<sup>1</sup>, которые затем при температуре сверхпластичности «раздавали» внутренним давлением до требуемой формы.

Сваренные опытные партии трехслойных панелей при испытаниях точечных соединений на срез имели свойства на уровне уп-



**Рис. 10. Принципиальная схема точечной сварки взрывом заготовок трехслойных панелей:**

1 – электродетонатор; 2 – детонирующий шнур; 3 – цилиндрический заряд ВВ; 4 – демпферная прокладка; 5 – свариваемые листы; 6 – основание; 7 – противосварочное покрытие

ружных листов обшивки из АМг6 толщиной 3,5 мм и промежуточного заполнителя в виде конических оболочек (АД1 толщиной 2 мм). Согласно созданной технологии предварительно точечной сваркой изготавливали плоские трехслойные заготовки по схеме

рученного АД1, причем диаметр центрального непровара был минимизирован с применением специальных мероприятий и не превышал 15 мм при диаметре сварной точ-

<sup>1</sup> Формирование соединения на второй межслойной границе, как показали исследования, протекает по аналогии с рассмотренным выше.

ки 50 мм, что вполне достаточно для работоспособности конструкции в целом.

### ВЫВОДЫ

1. При точечной сварке взрывом с использованием низкоскоростных бризантных ВВ соударение пластин в условиях ТСВ происходит при изменяющихся кинематических параметрах процесса в направлении от точки инициирования к периферии, что обуславливает изменение структуры и свойств соединения в пределах сварной точки. В большинстве случаев сварное соединение представляет собой кольцо с внешним диаметром, приблизительно равным диаметру цилиндрического заряда ВВ, и внутренним, зависящим от условий взрывного нагружения.

2. Возможность управления свойствами и структурой соединений, получаемых ТСВ, позволяет с успехом использовать этот процесс для получения двух- и трехслойных изделий и конструкций различного назначения.

### Библиографический список

1. Лысак, В. И. Классификация технологических схем сварки металлов взрывом / В. И. Лысак, С. В.

Кузьмин // Сварочное производство. – 2002. – № 9. – С. 33-39.

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

3. Конон, Ю. А. Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л. Б. Первухин, А. Д. Чудновский. – М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.

4. Акц. заявка Японии №48-20976, МКИ В23к 19/00. Заявл. 12.07.63, опубл. 25.06 73.

5. Камэси, М. Сварка взрывом НАВW как новый способ плакирования металлов / М. Камэси, Ф. Томиясу // Кэммикару Эндзинияринту. – 1964. – Т. 9, №2. – С. 146-153.

6. Томиясу, Ф. Исследование сварки взрывом НАВW / Ф. Томиясу, М. Иноуэ, К. Такахаси // Есэцу гаккайси. Journal of the Japan Welding Society. – 1964. – Т. 33, №3. – С. 305.

7. Ruppig, D. Sprengschweißen von Metallen. Untersuchung zum Plattieren mit Hilfe zentralen Zundeinleitung / D. Ruppig // For. Ber. VDI-Zeitschrift. – 1966. – №11. – S. 41.

8. Кузьмин, Г. Е. Экспериментально-аналитические методы в задачах динамического нагружения материалов / Г. Е. Кузьмин, В. В. Пай, И. В. Яковлев. – Новосибирск: изд. СО РАН, 2002. – 312 с.

9. Кузьмин, Г. Е. О метании плоских пластин слоями конденсированных ВВ / Г. Е. Кузьмин, В. И. Мали, В. В. Пай // Физика горения и взрыва. – 1972. – Т. 9, №4. – С. 558-562.

10. Михайлов, А. Н. Экспериментальное изучение скорости полета пластины, метаемой продуктами взрыва скользящей детонации / А. Н. Михайлов, А. Н. Дремин // Физика горения и взрыва. – 1974. – Т. 10, №6. – С. 877-884.

11. Кузьмин, С. В. Исследование закономерностей формирования соединений при точечной сварке взрывом / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Ю. Г. Долгий // Автоматическая сварка. – 1999. – №8. – С. 5-12.

12. Lysak, V. I. Lower boundary in metal explosive welding. Evolution of ideas / V. I. Lysak, S. V. Kuzmin // Journal of Materials Processing Technology. – 2012. – Vol. 212, №1. – Pp. 150-156.

УДК 621.791.13

*М. А. Гулевич, м.н.с., В. В. Пай, д-р физ.-мат. наук, И. В. Яковлев, д-р техн. наук,  
В. И. Лысак\*, чл.-корр. РАН, С. В. Кузьмин\*, д-р техн. наук, С. В. Хаустов\*, канд. техн. наук*

**ТЕРМОПАРНЫЙ МЕТОД ИЗМЕРЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ  
ГАЗООБРАЗНЫХ И ЖИДКИХ СРЕД ПРИ ИХ УДАРНОМ СЖАТИИ**

*Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН*

*\*Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru*

В работе показана возможность применения термопар специальной конструкции для определения температуры в продуктах детонации на примере по измерению температуры воды за фронтом ударной волны.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, распределение температуры, естественная термопара

*M. A. Gulevich, V. V. Pai, I. V. Yakovlev, V. I. Lysak\*, S. V. Kuz'min\*, S. V. Khaustov\**

**THERMOCOUPLE TEMPERATURE MEASUREMENT METHOD OF GASEOUS  
AND LIQUID ENVIRONMENTS DURING THEIR SHOCK COMPRESSION**

*Lavrentyev Institute of hydrodynamics, SB RAS*

*\*Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru*

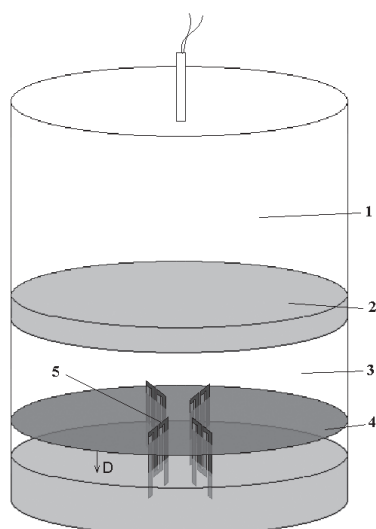
This paper shows the possibility of applying a specially designed thermocouple for determining the temperature in the detonation products on the example to measure the temperature of the water behind shock wave front.

**Keywords:** explosion welding, temperature distribution, naturally occurring thermocouple

При скользящей детонации конденсированных взрывчатых веществ в условиях сварки взрывом происходит интенсивный теплообмен между горячими продуктами взрыва и контактирующей с ними поверхностью метаемой пластины. Такой теплообмен в случае сварки тонких фольг приводит к выделению избыточного тепла в зоне шва [1, 2], что может привести к снижению прочностных характеристик полученного соединения. Учет влияния теплового потока от продуктов детонации к метаемой пластине позволит управлять тепловыми процессами в зоне сварного шва, оптимизируя термический цикл. По-прежнему актуальной остается проблема прямого измерения температуры жидких сред при ударно-волновом нагружении в области давлений ниже 30 ГПа, где пирометрические методы измерений ввиду малого изменения температуры неэффективны. В данной работе рассматрива-

ется новый экспериментальный метод, основанный на использовании эффекта Зеебека, применимый как для измерения температуры в продуктах детонации, так и в ударно-сжатых жидких средах.

Тестирование метода проводилось в экспериментах по измерению температуры воды за фронтом ударной волны. Схема эксперимента изображена на рис. 1. Ударная волна в воде формировалась взрывом цилиндрического заряда аммонита высотой 200 мм, диаметром 80 мм через фторопластовый экран толщиной 6 мм. Измеренные скорости ударных волн в воде оказались равными  $3,57 \text{ км/с} \pm 0,1 \text{ км/с}$ . Давление за фронтом, определенное по ударной адиабате воды [4], 4,0 ГПа. Для измерения температуры ударно-сжатой среды использовались батареи планарных термопар, конструкция которых схематически изображена на рис. 2.



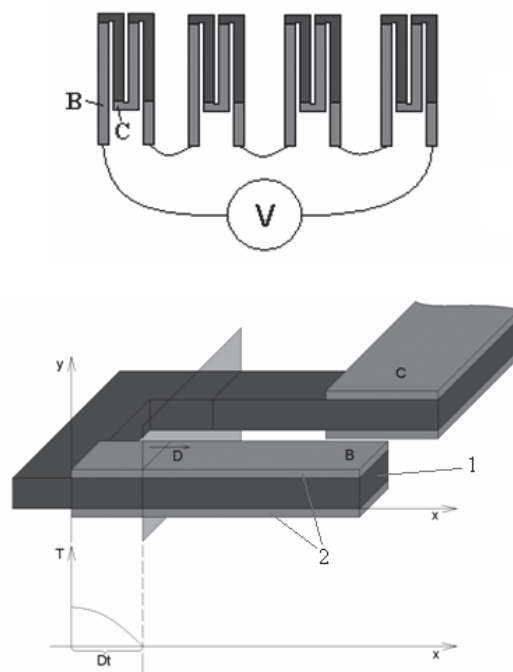
**Рис. 1. Схема эксперимента:**

- 1 – заряд ВВ; 2 – фторопластовый экран;
- 3 – вода; 4 – фронт ударной волны;
- 5 – термобатарея

Батарея представляет собой набор последовательно соединенных термопар, каждая из которых состоит из монометаллической (константановой) и трехслойной (медь-константан-медь) частей.

Рассмотрим подробно тепловые и электромагнитные процессы, происходящие в такой термопаре при ее неоднородном нагреве контактирующей ударно-сжатой средой. Толщина константана была выбрана  $\delta_k = 180$  мкм, каждого слоя меди  $\delta_m = 1,75$  мкм, ширина термопары – 3мм. Пусть вдоль термопары, размещенной в исследуемой среде, распространяется ударная волна, как это изображено на рис. 1. Тогда тепловой поток от нагретой вследствие ударного сжатия среды будет нагревать термопару. В некоторый момент времени ударная волна выйдет на трехслойную часть термопары. Спустя характерное время прогрева медного слоя  $\tau \sim \frac{\rho_m c_m \delta_m^2}{K_m} = 0,3$  мкс температура границы медь-константан будет близка к температуре поверхности медного слоя, контактирующей с ударно-сжатой средой. Численный расчет уравнения теплопроводности для распределения температуры в трехслойной

части термопары при мгновенном нагреве ее поверхности до температуры  $T$  показывает, что на границе медь-константан через 0,3 мкс температура будет отличаться от  $T$  не более чем на 5%. Распределение температуры вдоль границы медь-константан при распространении ударной волны вдоль термопары схематически изображено на рис. 2. Максимальная температура на этой границе достигается в месте сочленения монометаллической и трехслойной частей термопары (горячий спай), а в точках В и С (холодные спаи), находящихся вне зоны воздействия ударной волны, температура остается постоянной, равной комнатной. Температура горячего спаи в результате теплообмена будет расти с течением времени, асимптотически приближаясь к температуре окружающей среды. Таким образом, измерив температуру горячего спаи в момент достижения ею максимального значения можно определить температуру ударно-сжатой среды. Пусть в некоторый момент времени  $t$



**Рис. 2. Схематическое изображение термопары:**

- 1 – константан; 2 – медь

распределение температуры вдоль границ медь-константан будет  $T(x, t)$ , где  $x$  – расстояние от горячего спаев (рис. 2). В результате неоднородного нагрева границы в трехслойной ее части появятся электрические поля и токи, характеризующиеся векторами напряженности электрического поля  $\mathbf{E}(x, y, t)$  и плотности тока  $\mathbf{j}(x, y, t)$ . Дифференциальный закон Ома с учетом термоэлектрического эффекта для каждого из металлов, составляющих термопару [3]:

$$\mathbf{E}(x, y, t) = \frac{\mathbf{j}(x, y, t)}{\sigma} - S\vec{\nabla}T(x, t).$$

Из непрерывности тангенциальной составляющей электрического поля к границе контакта металлов (индексы  $m$  и  $k$  относятся к меди и константану, соответственно):

$$E_{mx}(x, \delta_k, t) = E_{kx}(x, \delta_k, t), \\ \frac{j_{mx}(x, \delta_k, t)}{\sigma_m} - S_m \frac{\partial T(x, t)}{\partial x} = \frac{j_{kx}(x, \delta_k, t)}{\sigma_k} - S_k \frac{\partial T(x, t)}{\partial x}. \quad (1)$$

Так как толщины медного и константанового слоев много меньше размера области заметного изменения температуры, то плотность тока, протекающего вдоль термопары в каждом из металлов, можно считать постоянной по поперечному сечению термопары, то есть:

$$j_{mx}(x, y, t) = j_{mx}(x, \delta_k, t), \\ j_{kx}(x, y, t) = j_{kx}(x, \delta_k, t).$$

Тогда, поскольку полный ток, протекающий через поперечное сечение термопары, равен нулю:

$$2j_{mx}(x, \delta_k, t)\delta_m + j_{kx}(x, \delta_k, t)\delta_k = 0,$$

из (1) следует:

$$E_{kx}(x, \delta_k, t) = \frac{(S_k - S_m)}{(1 + \sigma_k \delta_k / 2\sigma_m \delta_m)} \frac{\partial T(x, t)}{\partial x} - S_k \frac{\partial T(x, t)}{\partial x}. \quad (2)$$

Интегрируя поле вдоль термопары от точки  $B$  до точки  $C$  по контуру, проходящему по константану, найдем напряжение на термопаре:

$$U(t) = \int_B^C E_{kx}(x, \delta_k, t) dx =$$

$$= \int_{T(B)}^{T(t)} \frac{(S_k - S_m)}{(1 + \sigma_k \delta_k / 2\sigma_m \delta_m)} dT, \quad (3)$$

где  $T(t)$ ,  $T(B)$  – температуры горячего и холодного спаев соответственно. Интеграл от второго слагаемого из уравнения (2) обращается в нуль. Таким образом, по измеренному напряжению на термобатарее из уравнения (3) можно определить температуру горячего спаев в произвольный момент времени, а, следовательно, температуру ударно-сжатой среды, в которой размещается термобатарея.

Экспериментальная проверка предлагаемого метода проводилась в двух одинаковых опытах по измерению температуры ударно-сжатой воды. Как видно из осциллограмм зависимости напряжения на термобатарее от времени (рис. 3), максимальные значения напряжения достигаются через  $\sim 2$  мкс после выхода ударной волны на горячий спай. Термобатарея состояла из 8 термопар, и измеренные максимальные напряжения (14,5 мВ) соответствуют изменению температуры 125 °С. Построенная путем экстраполяции экспериментальных данных [5, 6] зависимость температуры от давления в ударно-сжатой воде [7] дает величину скачка температуры при давлении 4,0 ГПа равную 150°С. Различие измеренной температуры с расчетной может объясняться особенностями выбора уравнения состояния воды, адек-

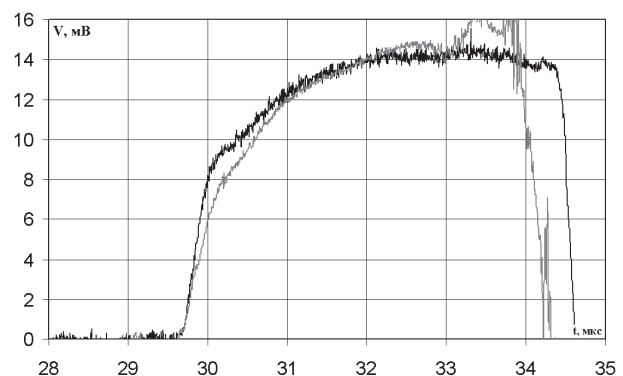


Рис. 3. Осциллограммы напряжения на термобатарее



ватно описывающего ее поведение при давлениях  $\sim 1$  Мбар, в области более низких давлений  $\leq 10$  ГПа.

#### Библиографический список

1. Хаустов, С. В. Исследование тепловых процессов в околошовной зоне при сварке взрывом. : дисс. ... канд. техн. наук : 05.02.10 / Хаустов С. В. ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – 134 с.
2. Лысак, В. И. Сварка взрывом/В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 543 с.
3. Ландау, Л. Д. Электродинамика сплошных сред/ Л. Д. Ландау, Е. М. Лифшиц. – М.: Наука, 1982. – 624 с.
4. Экспериментальные данные по ударно-волновому сжатию и адиабатическому расширению конденсированных веществ / под редакцией Р. Ф. Трунина. – Саров. : РФЯЦ-ВНИИЭФ, 2001. – 467 с.
5. Кормер, С. Б. Оптические исследования свойств ударно-сжатых конденсированных диэлектриков / С. Б. Кормер // УФН. – 1968. – Т. 94. – №4. – С. 641-687.
6. The temperature of shock-compressed water / G. A. Lyzenga, T. J. Ahrens, W. J. Nellis, A. C. Mitchell // J. Chem. Phys. – 1982. – v. 76. – №12. – P. 6282-6286.
7. Болотнова, Р. Х. Уравнение состояния жидкой воды при статических и ударных сжатиях / Р. Х. Болотнова, Р. И. Нигматулин // Труды 6 Забабахинских научных чтений. – 2001. – С. 11-31.

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ № 13-03-00791 и программы Президиума РАН № 2.8, 2012-2014.

УДК 621.791.13

*А. П. Пеев, канд. техн. наук, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук,  
В. И. Лысак, чл.-корр. РАН, Е. В. Кузьмин, аспирант*

## ОСОБЕННОСТИ СВАРКИ ВЗРЫВОМ МЕДИ С ОДНОВРЕМЕННОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

*Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru*

В работе представлены результаты исследования влияния частоты ультразвуковых колебаний на структуру и свойства свариваемых взрывом медных пластин.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, ультразвуковая обработка, частота, прочность соединения, микротвердость

*A. P. Peev, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, E. V. Kuz'min*

## FEATURES OF EXPLOSIVE WELDING COPPER WITH SIMULTANEOUS ULTRASONIC TREATMENT

*Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru*

This paper presents the results of research of influence explosive frequency of ultrasonic oscillations on the structure and properties of welded copper plates.

**Keywords:** explosive welding, ultrasound treatment, frequency, joint strength, microhardness

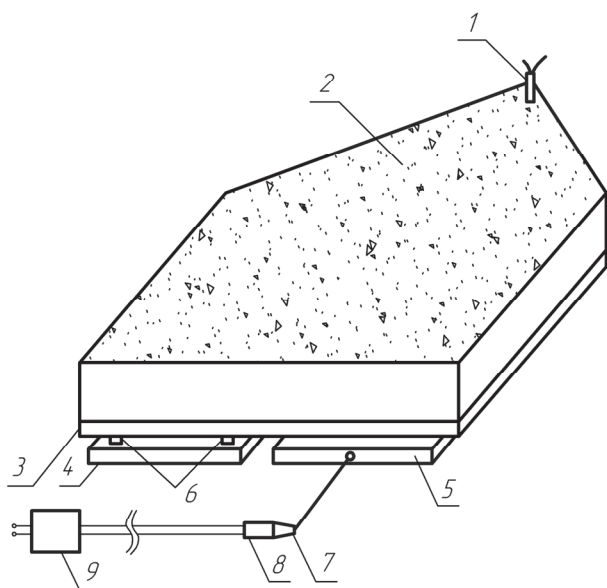
Воздействие на материалы и среды высококонцентрированными источниками энергии позволяет изменять их характеристики, в результате чего создаются условия для получения уникальных свойств, как самих материалов, так и их соединений, которые невозможно достичь внешними источниками энергии иной природы. В этой связи особый интерес представляют результаты воздействия взрывного нагружения (в частности, сварка взрывом) и высокочастотных волн (ультразвука) на металл.

Несмотря на то, что источники энергии, используемые для соединения материалов при сварке взрывом и ультразвуковой обработке принципиально друг от друга отличаются, объединяют это способы процессы, протекающие в поверхностных слоях материалов – образование и перемещение на свободную поверхность дислокаций и вакансий, которые играют одну из ключевых ролей при схватывании металлов [1 ... 3 и др.]. Таким образом, это создает предпосылки для проведения исследований формирования соединения при сварке взрывом с од-

новременным воздействием на соударяющиеся элементы высокочастотных колебаний.

Обзор отечественной и зарубежной литературы за последние 40 лет не выявил публикации о проведении подобных исследований.

Ранее нами была разработана оригинальная методика проведения экспериментов и получены первые результаты [4], которые носят феноменологический характер. Тем не менее, впервые было показано, что одновременное воздействие ультразвуковых колебаний на свариваемые материалы в условиях сварки взрывом приводит к изменению размеров и структуры зоны соединения: уменьшению параметров волн и количества оплавленного металла, увеличению прочности соединения слоев и микротвердости металла околосшовной зоны. Однако детальных исследований влияния амплитуды и частоты ультразвуковых колебаний, типа кристаллической решетки металлов и прочих параметров на структуру и свойства зоны соединения проведены не были.



**Рис. 1. Схема сварки взрывом с одновременной ультразвуковой обработкой материала:**

1 – электродетонатор; 2 – заряд ВВ; 3 – метаемая пластина; 4 – неподвижная пластина (контрольный образец); 5 – неподвижная пластина с подводом УЗ колебаний; 6 – опорные элементы; 7 – волновод; 8 – пьезокерамический преобразователь; 9 – ультразвуковой генератор

В связи с этим, целью данной работы являлось исследование влияния частоты ультразвуковых колебаний на структуру и свойства свариваемых взрывом медных пластин.

#### Материалы и методика эксперимента

Для исследований применяли пластины из меди М1 толщиной 3,5 мм в состоянии после отжига. Сварку взрывом при одновременном воздействии ультразвука на неподвижную пластину производили по схеме с встречно-направленным распространением продольных ультразвуковых колебаний относительно направления сварки. Для сравнения полученных результатов исследования одновременно осуществляли сварку взрывом той же пары металлов на идентичных режимах без воздействия ультразвука (рис. 1).

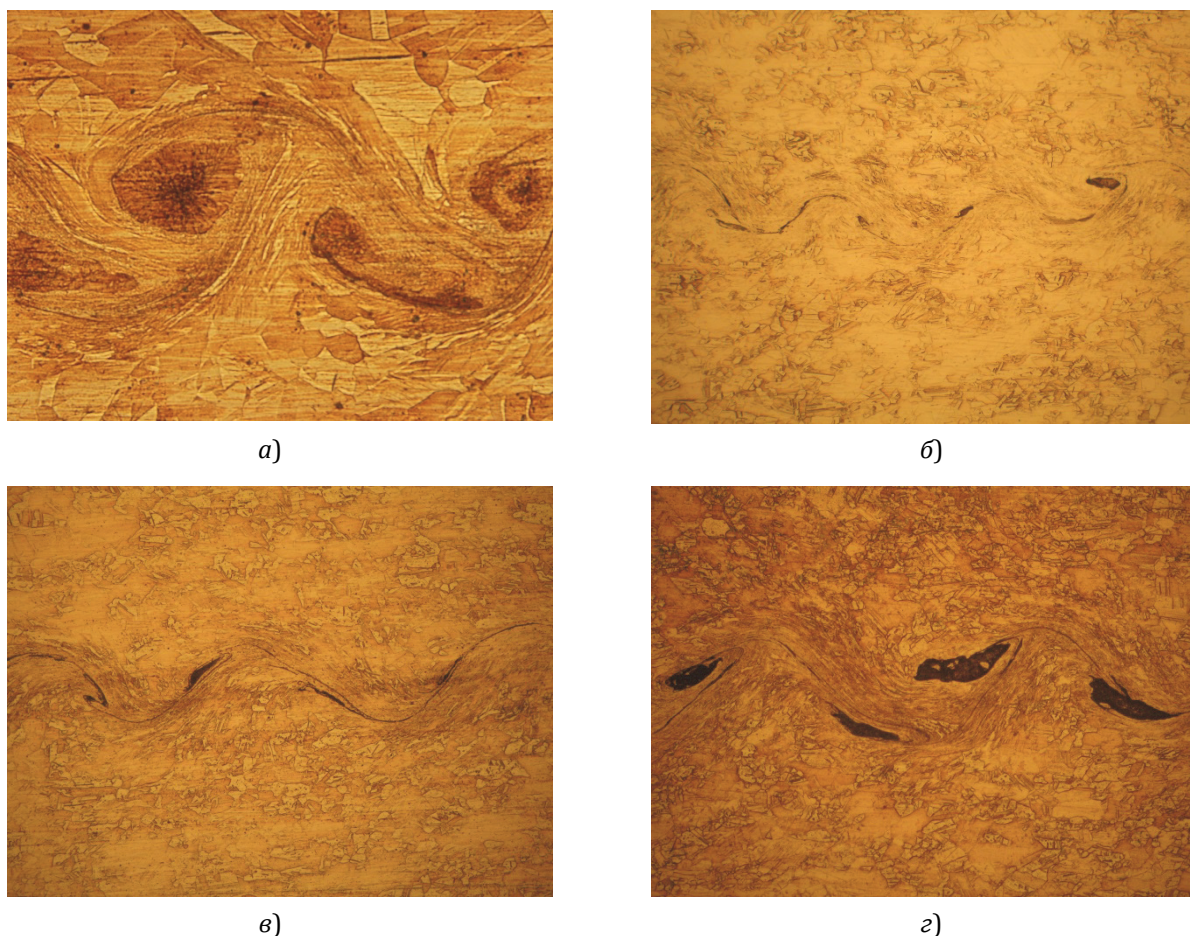
Расчет параметров режима сварки взры-

вом осуществляли с использованием пакета прикладных программ EW Calc [5]. Контроль скорости детонации взрывчатого вещества осуществляли электроконтактным методом с регистрацией времени при помощи электронно-счетных частотомеров ЧЗ-63. В качестве ультразвукового генератора использовали установку УЗГИ-2 с керамическим преобразователем и стальным полуволновым волноводом. Частота ультразвуковых (УЗ) колебаний в опытах изменялась в диапазоне 16 ... 25 кГц. Параметры режима сварки взрывом во всех экспериментах оставались постоянными.

Микротвердость структурных составляющих измеряли на приборе METKON DUROLINE-M при нагрузке  $H_{\square 0,49}$ . Металлографические исследования выполняли на оптических микроскопах OLYMPUS BX61, Zeiss Axiovert M40 и двухлучевом растровом электронном микроскопе (РЭМ) VERSA 3D DUALBEAM.

#### Результаты и их обсуждение

Анализ микроструктуры контрольных образцов методами оптической и РЭМ металлографии показал, что в результате соударения вытесняемый в направлении метаемой пластины объем деформированного металла неподвижной пластины испытывает в верхней точке разделение потока от последующего соударения с метаемой пластиной, т.к. процесс идет в динамике. Часть этого потока продолжает течение в направлении вектора скорости точки контакта, а другая – в противоположном направлении с образованием зоны завихрения и локального участка оплавленного металла под гребнем волны. Оплавленный металл состоит из игольчатых дендритов, ориентированных по нормали к поверхности теплоотвода, и усадочной раковины в центре (рис. 2, а). В зоне волнообразования кристаллы вытяну-



**Рис. 2. Структура зоны соединения медь+медь:**

*а* – сварка взрывом без воздействия высокочастотных колебаний; *б-г* – сварка взрывом с воздействием высокочастотных колебаний 16 кГц, 20 кГц и 25 кГц соответственно, (x200)

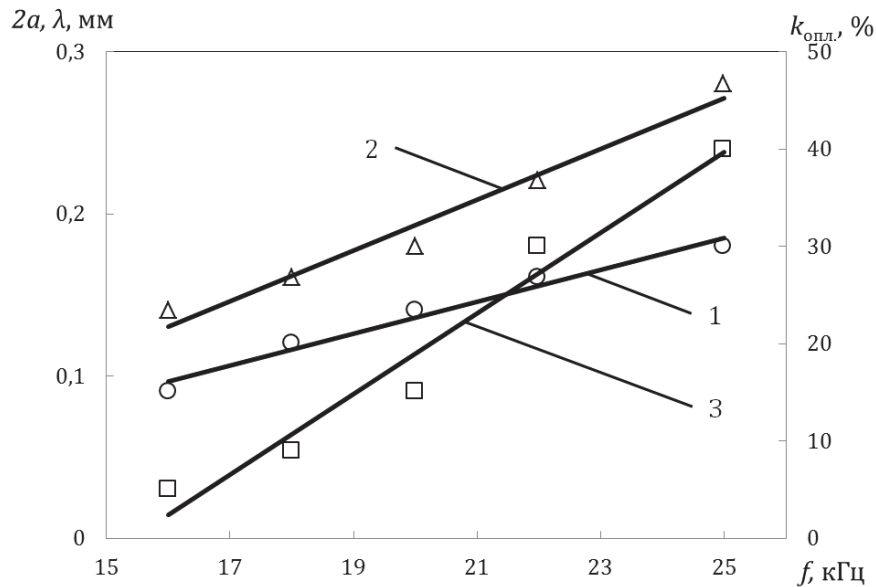
ты в направлении течения металла, их форма и размер определяются процессами фрагментизации [6 ... 8], а вблизи зоны пластически деформированного металла наблюдается уменьшение размера зерна за счет процессов рекристаллизации и двойникования.

При сварке взрывом с увеличением частоты ультразвуковых колебаний в зоне соединения медных пластин наблюдается увеличение параметров волн, объема оплавленного металла и максимальных значений микротвердости металла околошовной зоны в сравнении с контрольными образцами, полученными без применения УЗ воздействия.

Микроструктура сваренных взрывом медных образцов с воздействием ультразвука характеризуется пластически деформи-

рованным металлом преимущественно в направлении вектора точки контакта. При частоте колебаний 16 кГц и 20 кГц наблюдаются небольшие участки оплавленного металла, которые имеют значительно меньший объем в сравнении с контрольными образцами (см. 2, *а*) и не содержат усадочных раковин и игольчатых дендритов (см. рис. 2, *б* и 2 *в*). Увеличение частоты колебаний до 25 кГц приводит к формированию зоны соединения подобно контрольным образцам, но с меньшими размерами волн и объемом оплавленного металла (рис. 2, *г*).

Так при частоте колебаний 16 кГц параметры волн составили: размах  $2a \approx 0,09$  мм, длина  $\lambda \approx 0,13$  мм, в то время как на контрольном образце значения параметров волн были больше и составляли:  $2a \approx 0,22$

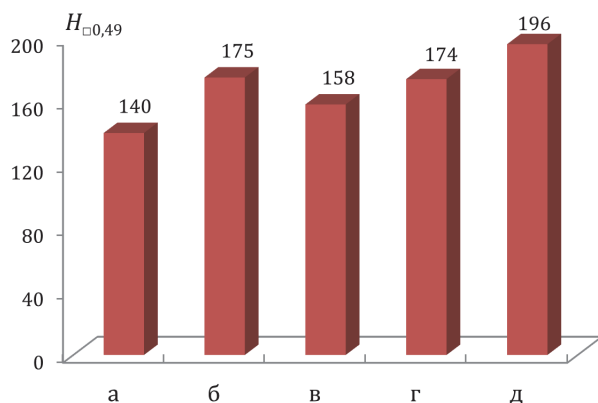


**Рис. 3. Параметры волны зоны соединения медь+медь:**

1 – размах волны  $2a$ ; 2 – длина волны  $\lambda$ ; 3 – количество оплавленного металла  $k_{опл}$

мм и  $\lambda \approx 0,37$  мм. Дальнейшее дискретное увеличение частоты колебаний до 20 и 25 кГц вызывает увеличение параметров волны: размах волны составил  $2a \approx 0,12$  мм при длине волны  $\lambda \approx 0,17$  мм и  $2a \approx 0,17$  мм при длине волны  $\lambda \approx 0,27$  мм соответственно (рис. 3).

Результаты измерения микротвердости показали, что после сварки взрывом вследствие наклепа пластически деформированной зоны соударяемых медных пластин мак-

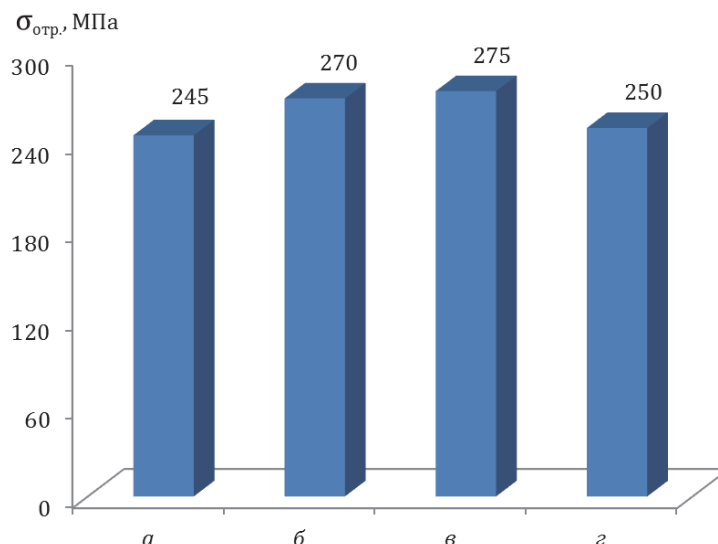


**Рис. 4. Максимальные значения микротвердости зоны соединения медь+медь:**

а – исходный образец; б – сварка взрывом; в ... д – сварка взрывом с воздействием высокочастотных колебаний 16 кГц, 20 кГц и 25 кГц соответственно

симальное значение  $H_{0,49}$ , измеренное в непосредственной близости от линии соединения, составило  $H_{0,49}$  175 против 140 на отожженных образцах. При сварке взрывом с одновременным воздействием ультразвука с частотой 16 кГц наблюдается разупрочнение металла и максимальные значения  $H_{0,49}$  зоны соединения медных пластин снижаются до 158 (рис. 4). Однако увеличение частоты ультразвуковых колебаний приводит к монотонному возрастанию максимальных значений  $H_{0,49}$  микротвердости металла околошовной зоны с  $H_{0,49}$  158 до 196, что, по всей видимости, объясняется преобладанием процесса генерирования дислокаций над их аннигиляцией.

При исследовании прочностных характеристик медных образцов в состояниях после отжига, сварки взрывом и сварки взрывом с наложением ультразвуковых колебаний установлено, что прочность на отрыв слоев сваренных взрывом пластин выше прочности при растяжении отожженных образцов, и, как в случае увеличения максимальных значений микротвердости  $H_{0,49}$ , является следствием наклепа пластически деформи-



**Рис. 5. Зависимость прочности  $\sigma_{отр}$  соединения медных пластин от частоты  $f$  ультразвуковых колебаний:**

а – сварка взрывом; б ... г – сварка взрывом с воздействием высокочастотных колебаний 16 кГц, 20 кГц и 25 кГц соответственно

рованной зоны соединения. При сварке взрывом с одновременным воздействием ультразвука с частотой 16 кГц и 20 кГц наблюдается увеличение прочности зоны соединения медных образцов ( $\sigma_{отр} = 270 \dots 275$  МПа) в сравнении с контрольными образцами без воздействия ультразвука (рис. 5). Дальнейшее повышение частоты ультразвука до 25 кГц приводит к снижению прочности соединения (рис. 5) за счет увеличения объема оплавленного металла (см. рис. 2, г и рис. 3).

Анализ приведенных результатов позволяет сделать предположение, что при сварке металлов взрывом с наложением ультразвуковых колебаний возможно расширение диапазона получения качественного соединения, что является особенно актуальным для случая сварки разнородных материалов, имеющих узкий диапазон свариваемости.

### ВЫВОД

Установлено, что воздействие колебаний частотой вблизи нижней границы ультразвука (16 кГц) оказывает наибольшее влияние на структуру и свойства зоны соединения свариваемых взрывом медных пластин,

при котором в 2,5 ... 3 раза уменьшаются параметры волн, практически отсутствуют участки оплавленного металла и увеличивается прочность отрыва слоев на 20% в сравнении с образцами, полученными сваркой взрывом без ультразвукового воздействия.

### Библиографический список

1. Седых, В. С. Сварка взрывом как разновидность процесса соединения металлов в твёрдой фазе / В. С. Седых // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: Межвуз. сб. науч. тр.-Волгоград: ВолгПИ.-1974-С. 3-24
2. Физика и техника мощного ультразвука в 3 т. Физические основы ультразвуковой технологии, том III / под. ред. Розенберга Л. Д. – М.: Наука, 1970. – 689 с.
3. Алехин, В. П. Физические закономерности микропластической деформации разрушения поверхностных слоев твердого тела : автореф. дис. ... докт. физ.-мат. наук. Киев, 1978. 50 с.
4. Пеев, А. П. Исследование влияния воздействия ультразвука на структуру и свойства свариваемых взрывом композиционных соединений / А. П. Пеев, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, Л. Д. Добрушин, С. И. Агапов, Е. В. Кузьмин, А. Н. Дородников// Изв. ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 5 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. - Волгоград, 2012. - № 14 (101). - С. 44-50.
5. Кузьмин, С. В. Об основных принципах проектирования режимов сварки взрывом металлических слоистых композитов / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, С. В. Хаустов, Т. Ш. Сильченко // Известия ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений":

межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. - Волгоград, 2006. - Вып.2, №9. - С. 4-17.

6. Rybin, V. V Explosively welded materials bond zone: morphology and crystallography / V. V. Rybin, E. A. Ushanova, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak // Rev.Adv.Mater., 2012.-Vol.31.-P. 74-77.

7. Рыбин, В. В. Природа пластического течения металлов в приконтактной зоне при сварке взрывом /

В. В. Рыбин, Э. А. Ушанова, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Письма в ЖТФ. - 2011. - т. 37, вып. 23. - С. 26-33.

8. Гринберг, Б. А. Неоднородности поверхности раздела при сварке взрывом/ Б. А. Гринберг, М. А. Иванов, В. В. Рыбин, А. В. Иноземцев, О. В. Антонова, О. А. Елкина, А. М. Пацелов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. Е. Кожевников// Физика металлов и металловедение, 2012. - т. 113. - № 2. - С. 187-200.

УДК 621.791.13.

*А. П. Пеев, канд. техн. наук, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук,  
В. И. Лысак, чл.-корр. РАН, Е. В. Кузьмин, аспирант*

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УЛЬТРАЗВУКА НА ТОНКУЮ СТРУКТУРУ  
И СВОЙСТВА МЕДИ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ**

*Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru*

В работе представлены результаты исследования влияния ультразвуковой обработки на формирование тонкой структуры и свойства медных образцов, полученных сваркой взрывом.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, ультразвуковая обработка, микротвердость, межплоскостное расстояние, относительная микродеформация

*A. P. Peev, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, E. V. Kuz'min*

**STUDY OF ULTRASOUND INFLUENCE ON FINE STRUCTURE AND PROPERTIES OF COPPER  
BY EXPLOSIVE WELDING**

*Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru*

The work is devoted to research results of influence ultrasonic treatment on formation fine structure and properties of copper samples produced by explosive welding

**Keywords:** explosive welding, ultrasound treatment, microhardness, interplanar distance, relative microdeformation

На протяжении более 60 лет в нашей стране и за рубежом активно ведутся исследования в области влияния ультразвука на свойства материалов [1 ... 9 и др.]. Известно, что воздействие интенсивных ультразвуковых (УЗ) колебаний влияет на структуру и физико-механические свойства металлов и сплавов. Структурные изменения связывают с поглощением механической колебательной энергии на протяженных дефектах (границы раздела, дислокации и прочие дефекты кристаллической решетки). В зависимости от состояния обрабатываемого материала (например, отожженный или нагартованный) с различной степенью вероятности возможно протекание процессов размножения и/или скольжения дислокаций, разблокировка дислокационных скоплений, перемещение вакансий и т.д., которые способствуют изменению структуры и свойств, особенно в поверхностных слоях [7].

Сварка взрывом, благодаря интенсивной пластической деформации поверхностей в окрестностях точки высокоскоростного со-

ударения металлов и выделенной за счет этого тепловой энергии, также изменяет структуру и свойства материалов.

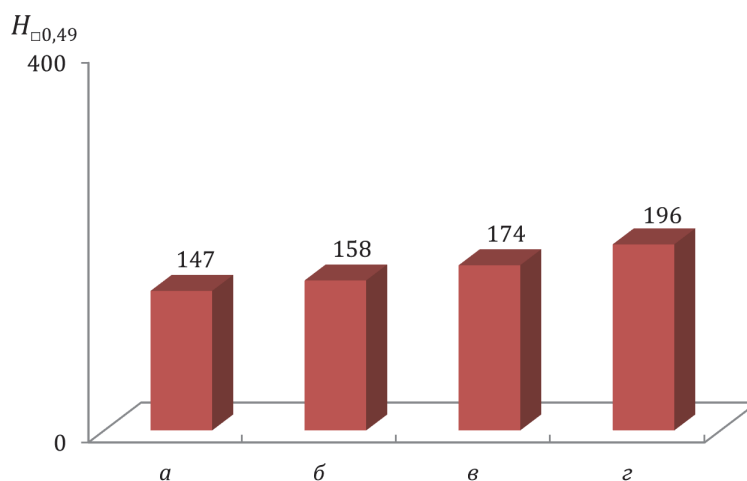
Авторами работы [10] сваркой взрывом с одновременным воздействием УЗ колебаний получены соединения медных пластин, отличительной особенностью которых является изменение размеров и строения зоны интенсивной пластической деформации в сравнении с образцами, которые сваривали без воздействия ультразвука. В связи с этим научный интерес представляет детальное исследование структуры и свойств таких образцов.

Целью данной работы являлось изучение влияния ультразвукового воздействия на формирование тонкой структуры и свойств образцов, полученных сваркой взрывом.

**Материалы и методика эксперимента**

Для проведения исследований использовали четыре группы образцов из меди М1: в состоянии после отжига; после отжига и обработки ультразвуком; сваренные взрывом образцы в состоянии после отжига с предва-





**Рис. 1. Максимальные значения микротвердости  $H_{0,49}$  в медных образцах:**  
 а – отжиг; б – отжиг + УЗО; в – отжиг, последующая УЗ обработка и сварка взрывом;  
 г – отжиг, сварка взрывом с одновременной УЗ обработкой

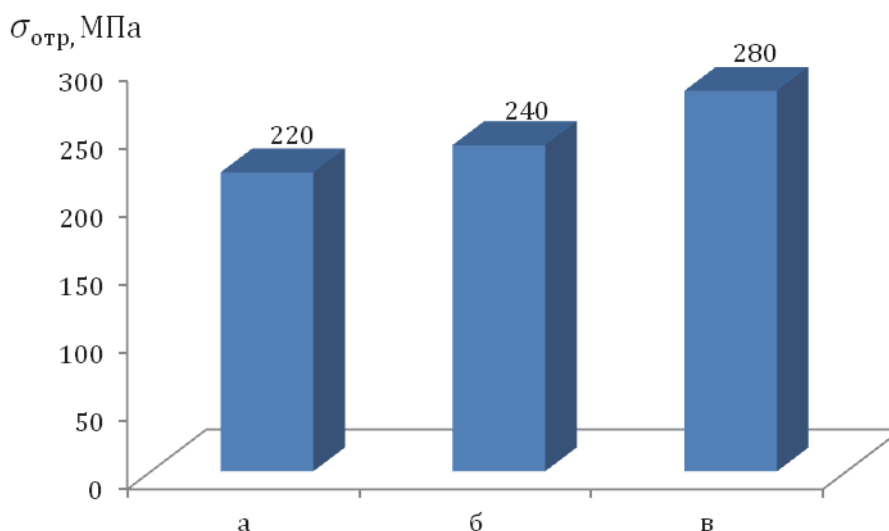
рительной и одновременной ультразвуковой обработкой.

Микротвердость структурных составляющих измеряли на приборе МЕТКОН DUROLINE-M при нагрузке 0,49 Н. Металлографические исследования выполняли на оптических микроскопах OLYMPUS BX61, Zeiss Axiovert M40. Изучение фазового состава и параметров тонкой структуры медных образцов проводили с использованием ди-

фрактометра ДРОН-3 в излучении медного анода ( $\text{Cu}_{K\alpha}$ ). Запись осуществляли в автоматическом режиме со скоростью движения счетчика 4 град/мин с отметкой углов через 1 град. Диапазон записываемых углов  $2\Theta$  – 41,5 ... 100 град.

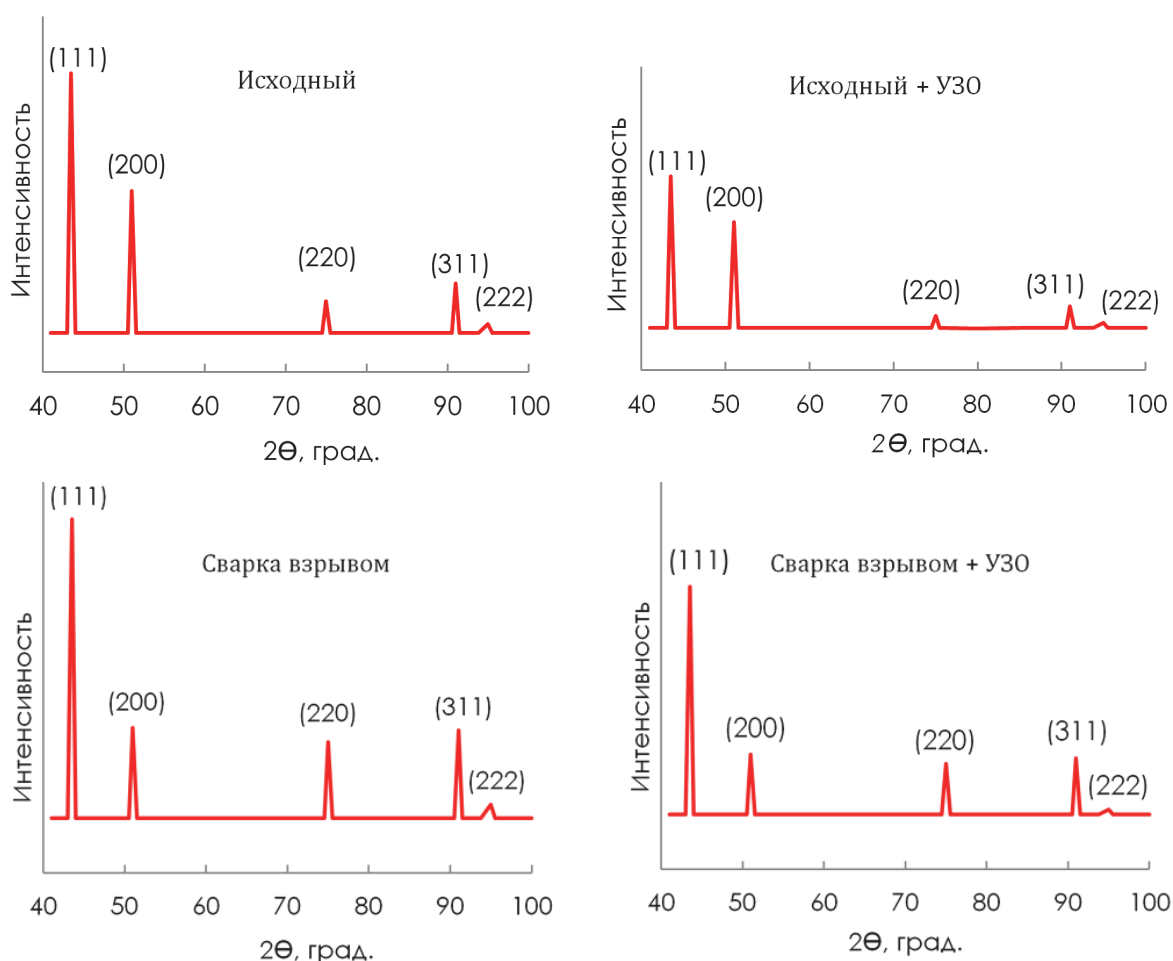
#### Результаты и их обсуждение

Результаты измерения микротвердости показали (рис. 1), что в отожженном состоянии медный образец имеет значение микро-



**Рис. 2. Влияние воздействия УЗ колебаний и взрывного нагружения на прочность медных образцов:**

а – отжиг + УЗО; б – отжиг, последующая УЗ обработка и сварка взрывом;  
 в – отжиг, сварка взрывом с одновременной УЗ обработкой



**Рис. 3. Изменение интенсивности рентгеновских отражений медных образцов**

твердости  $H_{\square 0,49}$  147. Ультразвуковая обработка медного образца с равновесной структурой в течение 600 с привела к увеличению микротвердости на 10% и составила  $H_{\square 0,49}$  158. После сварки взрывом в результате наклепа пластически деформированной зоны соударяемых медных пластин максимальное значение микротвердости металла, измеренное в непосредственной близости от линии соединения, составила  $H_{\square 0,49}$  174 с постепенным снижением до уровня исходного состояния по мере удаления от линии соединения. При одновременном воздействии УЗ колебаний на неподвижную пластину при сварке взрывом также происходит увеличение микротвердости  $H_{\square 0,49}$  до 196.

Исследование прочности на отрыв медных образцов и их соединений показало (рис. 2), что характер ее изменения анало-

гичен распределению микротвердости: наименьшее значение прочности  $\sigma_{отр} = 210$  МПа наблюдалось у отожженных образцов с последующей ультразвуковой обработкой, а наибольшую прочность  $\sigma_{отр} = 280$  МПа имели образцы, полученные после сварки взрывом с одновременной ультразвуковой обработкой.

При проведении рентгеноструктурного анализа установлено (таблица, рис. 3), что в образцах, подвергнутых УЗ обработке после отжига, происходит дробление блоков мозаики до  $526 \text{ \AA}$  (в исходном образце  $D \approx 2500 \text{ \AA}$ ); в кристаллической решетке появляются упругие искажения, приводящие к возрастанию напряжений второго рода  $\sigma_2$ , что, по всей видимости, является причиной увеличения микротвердости и прочности меди и хорошо согласуется с данными [8], получен-

ными при проведении исследований влияния УЗ обработки на структуру и свойства медных проволок.

УЗ образцах. В сваренных взрывом медных образцах с одновременной УЗ обработкой и без нее  $\beta_{111}$  и  $\beta_{222}$  уменьшаются в сравнении

Таблица  
Сравнительные данные результатов рентгеноструктурного анализа медных образцов

№ образца	Размер блока мозаики $D, \text{Å}$	Относительная микродеформация, $\langle \varepsilon \rangle \cdot 10^{-3}$	Напряжения второго рода $\sigma_2, \text{МПа}$	Физические линии уширения $\beta$ , мрад	
				$\beta_{111}$	$\beta_{222}$
1 - (исходный образец)	2500	0	0	0	0
2 - (исходный + УЗО)	526	3,72	458	2,96	5,9
3 - (сварка взрывом)	2400	0,80	101	0,64	1,3
4 - (сварка взрывом + УЗО)	795	1,34	165	1,96	2,13

После сварки взрывом размер блоков мозаики составляет  $D \approx 2400 \text{ Å}$ , что соответствует равновесному состоянию, с относительной микродеформацией  $\langle \varepsilon \rangle = 0,80 \cdot 10^{-3}$  и уровнем микронапряжений 101 МПа, в то время как в образцах, полученных сваркой

с образцом в состоянии после отжига и ультразвукового воздействия, что связано с протеканием дислокационных реакций, частичной аннигиляции дислокаций и процессов рекристаллизации, которые являются следствием интенсивного пластического те-



а) б) в)  
Рис. 4. Микроструктура сваренных взрывом медных пластин ( $\times 200$ ):

а – сварка взрывом без предварительной УЗ обработки;  
б – сварка взрывом с предварительной УЗ обработкой;  
в – сварка взрывом с одновременной УЗ обработкой

взрывом с одновременной УЗ обработкой, размер блоков мозаики значительно меньше ( $D \approx 795 \text{ Å}$ ) с относительной деформацией  $\langle \varepsilon \rangle = 1,34 \cdot 10^{-3}$  при уровне микронапряжений 165 МПа.

Распределение физических линии уширения ( $\beta$ ) хорошо коррелирует с изменением микротвердости в исходном и обработанном

чтения металла в окрестностях точки контакта и выделившийся за счет этого тепловой энергии.

Однако столь значимое изменение тонкой структуры меди после воздействия ультразвука при последующей сварке взрывом медных пластин не приводит к изменению размеров и строения зоны соединения

(рис. 4, б) в сравнении с контрольными образцами (рис. 4, а).

Несмотря на изменение тонкой структуры меди после ультразвуковой обработки, текстура не претерпевает значительных изменений, а, следовательно, анизотропия свойств материала остается на прежнем уровне. Таким образом, экспериментально доказано, что изменение размеров и строения зоны соединения при сварке взрывом с применением высокочастотных колебаний является результатом одновременного воздействия этих процессов на стадии формирования соединения и практически не зависит от тонкой структуры материала.

### ВЫВОДЫ

1. Показано, что ультразвуковая обработка изменяет свойства меди на уровне кристаллической решетки, которое выражается в уменьшении размера блоков мозаики и увеличении напряжений второго рода  $\sigma_2$  по сравнению с эталоном с равновесной структурой.

2. Доказано, что изменение размеров и строения зоны при сварке взрывом с применением высокочастотных колебаний является результатом одновременного воздействия этих процессов на стадии формирования соединения и практически не зависит от тонкой структуры материала.

### Библиографический список

1. Абрамов, О. В. Воздействие мощного ультразвука на жидкие и твердые металлы / О. В. Абрамов.- М.: Наука, 2000. – 297 с.
2. Эффекты мощного ультразвукового воздействия на структуру и свойства наноматериалов / О. Л. Хасанов, Э. С. Двилис, В. В. Полисадова, А. П. Зыкова.- Томск: Издательство ТПУ, 2008. – 149 с.
3. Степанов, Ю. Н. Механизм разрушения хрупких и пластичных образцов при УЗ воздействии // Физика и химия обработки материалов. – 2000.- №5.- С.96 – 100.
4. Дегтярев, В.Т. Динамика дислокаций в условиях акустопластического эффекта / В. Т. Дегтярев, А. Ю. Лосев // Деформация и разрушение материалов.- 2007.- №6. – С.44-48.
5. Liu, Y. Microstructure of the pure copper produced by upsetting with ultrasonic vibration /Liu, Y., Suslov, S., Han, Q., Xu, C., Hua, L. // Materials Letters.- 2012.-№67 (1), pp. 52-55.
6. Bakai, A. S. The ultrasonic mechanical test facility for research of impact ultrasonic vibrations on mechanical properties of materials/ A. S. Bakai, S. A. Bakai, G. N. Malik, V. M. Gorbatenko, V. M. Netesov, V. A. Emlyaninov // Problems of Atomic Science and Technology.-2005.-№4.-pp. 104-107.
7. Тяпунина, Н. А. Действие ультразвука на кристаллы с дефектами / Н.А. Тяпунина, Е.К. Наими, Г.М. Зиненкова.-М.: Издательство МГУ, 1999. – 214 с.
8. Анчев, В.Х. Влияние ультразвука на микротвердость и дислокационную структуру меди / В.Х. Анчев, Ю.А. Скаков // Изв. ВУЗов: Черная металлургия, 1974.- №11.- С.132-139.
9. Клубович, В. В. Ультразвук и пластичность / В. В. Клубович, В. П. Северенко, А. В. Степаненко.-Мн.: Наука и техника, 1976.
10. Пеев, А. П. Исследование влияния воздействия ультразвука на структуру и свойства свариваемых взрывом композиционных соединений / А. П. Пеев, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, Л. Д. Добрушин, С. И. Агапов, Е. В. Кузьмин, А. Н. Дородников // Изв. ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 5 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. - Волгоград, 2012. - № 14 (101). - С. 44-50.

УДК 621.791.13

*Е. А. Чугунов, канд. техн. наук, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук,  
В. И. Лысак, чл.-корр. РАН, А. П. Пеев, канд. техн. наук*

### **К ВОПРОСУ ОБ ОЦЕНКЕ КУМУЛЯТИВНЫХ ПОТЕРЬ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

*Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru*

В работе представлены методика определения количества металла, выносимого кумуляцией из околошовной зоны при сварке взрывом многослойных модельных пластин и результаты ее апробации

**Ключевые слова:** сварка взрывом, методика определения кумулятивных потерь

*E. A. Chugunov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, A. P. Peev*

### **THE ISSUE OF ASSESSMENT OF CUMULATIVE LOSSES WELDING BY EXPLOSION OF LAYERED COMPOSITE MATERIALS**

*Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru*

The paper presents the method for determining of the volume of metal expelled by jet of the heat-affected zone during explosive welding of multi-layered model plates and the results of its tests.

**Keywords:** explosive welding, method for determining cumulative losses

Одной из отличительных особенностей пластического течения контактирующих поверхностей при сварке взрывом является образование впереди линии соударения потока массы в виде облака дисперсных частиц [1, 2] или кумулятивных струй [1, 3, 4], что способствует удалению поверхностных пленок из зоны соединения свариваемых элементов и дополнительной очистке. Количество выносимого из околошовной зоны металла за счет явления кумуляции может быть оценено расчетным путем [3], либо экспериментально [1, 3, 4]. Предложенная авторами [3] методика, основанная на измерении потери массы образцов в процессе сварки взрывом с учетом количества литых включений в ОШЗ, позволила установить, что с поверхности образцов вследствие кумуляции выносится слой металла толщиной до 80 мкм. В работе [3] струеобразование при косых соударениях было исследовано на многослойных медно-никелевых образцах, однако предложенная методика применя-

лась для определения потери массы в случае реализации безволнового соединения, что снижает практическую ценность работы. Авторами [5] была разработана методика определения кумулятивных потерь металла при сварке взрывом, основанная на металлографическом анализе зоны соединения многослойных стале-латунных пластин с учетом их продольного удлинения и поперечного расширения. При этом установлено, что суммарная толщина металла  $\Delta_2$  [5], удаленного кумулятивным потоком с обеих свариваемых поверхностей, в значительной мере зависит от скорости точки контакта  $V_k$  и скорости соударения  $V_c$  и может достигать 0,07 мм при  $V_c = 1400$  м/с и  $V_k = 4700$  м/с.

К недостаткам методики [5] можно отнести сложность подготовки эксперимента, поскольку технологический процесс изготовления модельных многослойных элементов включает в себя сварку взрывом 10-ти слойного композита и его последующую прокатку. Предложенную методику [5] мож-

но упростить путем применения в качестве слоистых образцов заготовок из рулонированной алюминиевой фольги толщиной 25 мкм с горизонтальным расположением слоев, аналогичных используемым при оценке величины сдвиговых деформаций [7].

Для этой цели в рулоне через определенное количество витков, начиная с наружного, располагали метки из фольги металла, отличающегося по цвету от алюминия (например медь, латунь), после чего полученную заготовку сдавливали на прессе. В результате была получена пластина, в которой определенное количество алюминиевых слоев чередовалось со слоем-меткой, служащим базой отсчета (рис. 1).

Подсчитав с помощью средств оптической металлографии количество слоев модели до и после сварки взрывом, можно с высокой точностью определить количество выносимого за счет эффекта кумуляции металла.

Однако истинное значение дефекта массы может быть получено при учете остаточной макродеформации [5] сваренных заготовок, которую определяли с помощью наносимых на свободные поверхности пластин

реперных линий или сетки.

Согласно [5] уменьшение толщины многослойной модели за счет продольной и поперечной деформации свариваемых заготовок может быть определено из условия постоянства объема металла при деформации по зависимости:

$$\Delta_3 = (ay + bx + xy)/(a + x)(b + y)\Delta_1, \quad (1)$$

где  $a$ ,  $b$  – стороны условного выделенного элементарного объема металла;  $x$ ,  $y$  – приращение сторон  $a$  и  $b$  соответственно после деформирования;  $\Delta_1$  – суммарная толщина слоев модели до  $i$ -го слоя метки.

В предложенной методике, аналогично [5], величина продольной и поперечной деформации после сварки взрывом определяется по изменению геометрических размеров ячеек сетки, наносимой на тыльные поверхности метаемой и неподвижной заготовки с шагом 5 мм.

Отработку методики осуществляли несколькими сериями экспериментов, в ходе которых изменялась скорость соударения  $V_c$  при  $V_k = \text{const}$  и наоборот за счет изменения установочных зазоров  $h$  и углов между пластинами  $\alpha$ .

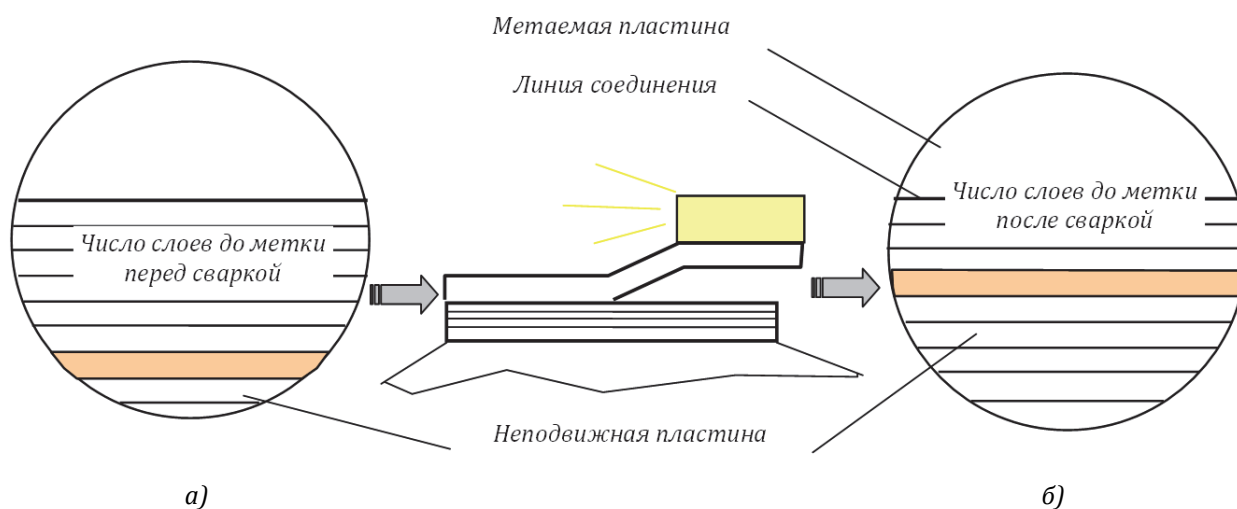
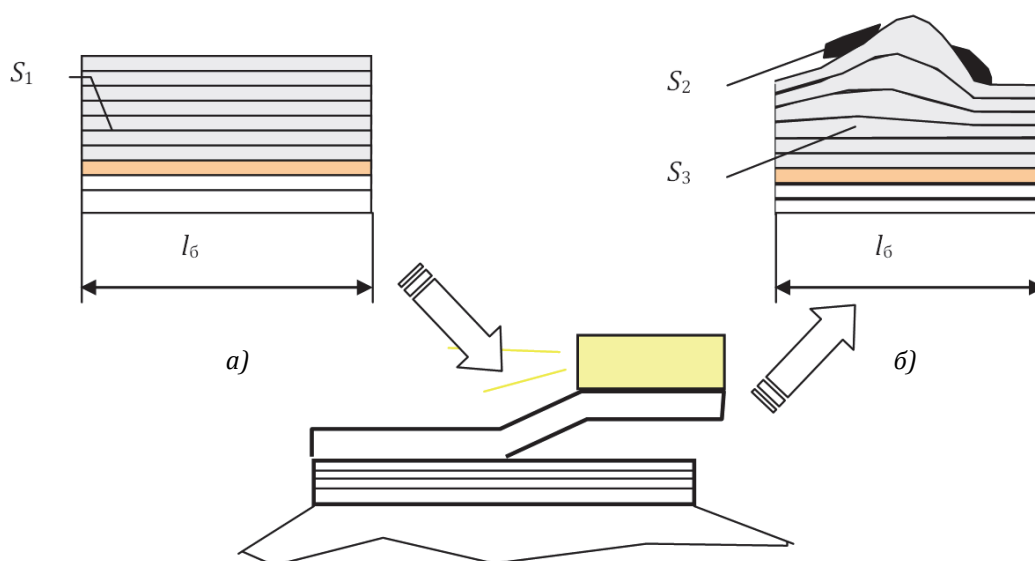


Рис. 1. Расположение слоев модельной пластины до (а) и после (б) сварки взрывом



**Рис. 2. Схема определения количества выносимого при сварке взрывом слоев при волновой границе соединения**

В случае реализации режимов сварки взрывом, обеспечивающих формирование безволновой линии соединения вблизи нижней границы области свариваемости заготовок, толщина выносимого с поверхности неподвижной заготовки за счет кумуляции металла определялась по зависимости

$$\Delta = n \cdot \delta_{\text{сл}}, \quad (2)$$

где  $n$  – количество вынесенных кумуляцией слоев многослойной модельной пластины;  $\delta_{\text{сл}}$  – исходная толщина слоя.

При этом остаточные продольные и поперечные деформации заготовки, измеренные в средней ее части после сварки взрывом на указанных режимах не превышали 1%, что хорошо согласуется с данными работ [5, 6], вследствие чего величиной уменьшения толщины слоев модели  $\Delta_3$ , численное значение которой составляет приблизительно 0,001 мм, при определении количества выносимого кумуляцией металла  $\Delta$  можно пренебречь.

В случае реализации режимов, обеспечивающих формирование волновой границы соединения, определение количества выно-

симого за счет кумуляции металла путем непосредственного подсчета слоев продольной модели до и после сварки с помощью средств оптической металлографии некорректно, поскольку наличие в ОШЗ расплавов может вносить существенную погрешность в получаемые результаты.

Оценка дефекта массы образцов, имеющих волнообразный профиль линии соединения производили в несколько этапов. Первоначально расчетным путем по зависимости (3) вычисляли площадь поперечного сечения микрошлифа, ограниченная поверхностным контактном слоем и слоеметкой на базовой длине  $l_6$  (рис. 2).

$$S_1 = l_6 \cdot n_1 \cdot \delta_{\text{сл}}, \quad (3)$$

где  $n_1$  – количество слоев многослойной модели до метки (рис. 2, а).

После сварки взрывом на той же базовой длине  $l_6$  с помощью оптического микроскопа МИМ-8 определяли суммарную площадь участков расплавленного металла  $S_2$  (рис. 2, б), полагая, что в формировании последних в равной степени участвуют как метаемая, так и неподвижная пластины.

Затем измеряли площадь  $S_3$  (рис. 2, б) поперечного сечения участка микрошлифа базовой длины, заключенная между волновой границей соединения и слоем-меткой без учета расплавов.

Толщину выносимого с поверхности неподвижного элемента при сварке взрывом металла определяли как разницу между площадями поперечного сечения микрошлифа  $S_1$  и  $S_3$  с учетом расплавов из выражения 3:

$$\Delta = \frac{S_1 - \left(\frac{S_2}{2} + S_3\right)}{l_6} \quad (4)$$

Результаты опытов показали, что разработанная методика оценки дефекта массы свариваемых взрывом заготовок, основанная на металлографическом исследовании зоны соединения многослойных и монолитных пластин с учетом их остаточных деформаций позволяет с высокой точностью определять количество выносимого обратным кумулятивным потоком металла и не представляет значительных сложностей при подготовке эксперимента.

Также представляется интересным сопоставить результаты исследования процесса кумуляции и величину критической сдвиговой деформации [7], приводящую к образованию соединения, т.к. согласно [8] очист-

ка контактирующих при сварке взрывом поверхностей является необходимым условием прочного соединения металлов.

В результате проведенных металлографических исследований микрошлифов модельных алюминиевых образцов, полученных на режимах, близких к нижней границе их области свариваемости ( $V_k = 700 \dots 2800$  м/с,  $V_c = 200$  м/с) установлено, что толщина выносимого с поверхности неподвижной пластины за счет эффекта кумуляции металла составляет в среднем  $0,025 \dots 0,05$  мм. С увеличением скорости соударения  $V_c$  от 200 до 700 м/с в указанном диапазоне  $V_k$  происходит развитие кумулятивных процессов, вследствие чего толщина металла, удаляемого с контактной поверхности плакируемой заготовки возрастает до  $0,15 \dots 0,17$  мм, причем наиболее интенсивно образование обратного массового потока происходит на режимах, обеспечивающих срыв волнообразования [9].

Реализация режимов сварки обеспечивающих скорость контакта  $V_k$  свыше 3500 м/с ( $V_c = 200$  м/с) также приводит к увеличению количества выносимого из зоны соединения металла (рис. 3), при этом его толщина может быть определена по зависимости с учетом толщины сплошной про-

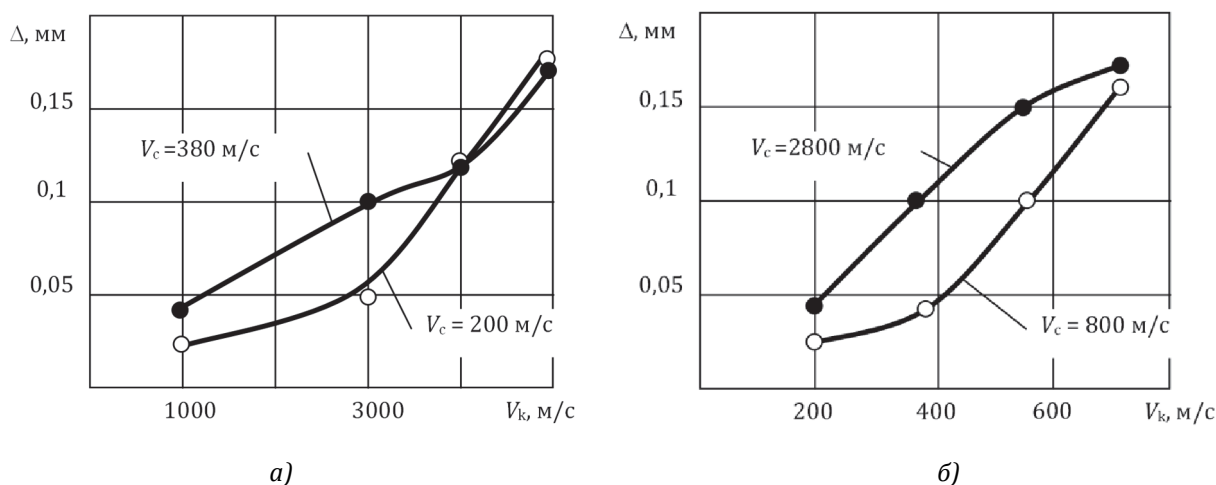


Рис. 3. Влияние скоростей контакта (а) и соударения (б) на количество выносимого кумуляцией из зоны сварки металла



слойки расплава в сварном шве:

$$\Delta = \delta_{\text{сл}} n_{\text{сл}} - \left( \sum_{i=1}^n \delta_{i_{\text{сл}}} n_{i_{\text{сл}}} + \delta/2 \right) \quad (5)$$

где  $\delta_{\text{сл}}$ ,  $n_{\text{сл}}$  – суммарная толщина исходных слоев продольной модели;  $\sum \delta_{i_{\text{сл}}} n_{i_{\text{сл}}}$  – толщина слоев продольной модели после сварки;  $\delta$  – средняя толщина прослойки расплавленного металла.

Очевидно, что при выполнении условия  $V_k \geq c_0$  произойдет резкое снижение величины  $\Delta$ , поскольку здесь реализуется практически плоское соударение свариваемых элементов и, как следствие, кумуляция становится невозможной.

Полученные результаты по оценке дефекта массы сваренных взрывом пластин хорошо согласуются с данными работы [5], а некоторое превышение значений  $\Delta$  по сравнению с  $\Delta_2$  [5] объясняется тем, что в настоящей работе использовались многослойные модели, слои которых находились в плотном механическом контакте, а не сварены.

### ВЫВОДЫ

1. Установлено, что количество выноса за счет кумуляции из зоны соединения металла возрастает с увеличением в широком диапазоне скорости  $V_c$  в области дозвуковых режимов.

2. Образование обратного массового потока не является обязательным условием формирования равнопрочного соединения, поскольку при сварке взрывом модельных

алюминиевых пластин оно было получено за счет пластической деформации между слоями, находящимися на удалении от поверхности контакта, где процесс кумуляции невозможен.

### Библиографический список

1. Стефанович, Р. В. Пластическая деформация металлов и ее связь с критическими значениями при сварке взрывом / Р. Ф. Стефанович // Порошковая металлургия. – Минск: Высшая школа, 1978.
2. Беляев, В. И. Характер пластической деформации в зоне соединения при сварке металлов взрывом / В. И. Беляев, А. И. Ядевич // Сборник докладов 4 Международного симпозиума по использованию энергии взрыва. – ЧССР: Готвальдов. – 1979.
3. Орленко, Л. П. Физика взрыва / Л. П. Орленко. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2004. – С. 656 с.
4. Гельман, А. С. Изучение некоторых вопросов очистки поверхностей в процессе сварки взрывом / А. С. Гельман, Л. Б. Первухин, Б. Д. Цемахович // Физика горения и взрыва. – 1974. – №2.
5. Лысак, В. И. Методика оценки кумулятивных потерь при сварке металлов взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, П. В. Берсенева, В. С. Седых, В. Н. Корнеев // Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград: ВолгПИ. – 1988.
6. Берсенева, П. В. Закономерности деформирования пластин при сварке взрывом / П. В. Берсенева, Ю. П. Трыков, Е. П. Покатаев, С. В. Кузьмин, В. А. Кузьмин // Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград: ВолгПИ. – 1985.
7. Кузьмин, С. В. Новая методика исследования пластической деформации металла в околошовной зоне свариваемых взрывом соединений / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. А. Чугунов, А. П. Пеев // Физика и химия обработки материалов. – 2000. – №2. – С. 54-60.
8. Захаренко, И. Д. Сварка металлов взрывом / И. Д. Захаренко. – Минск: Наука і тэхніка, 1990. – 205 с.
9. Lysak, V. I. Lower boundary in metal explosive welding. Evolution of Ideas / V. I. Lysak, S. V. Kuzmin // Journal of Materials Processing Technology. – 2012. – Vol. 212, No. 1. – Pp. 150-156.

УДК 621.791.13

*С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, Е. А. Чугунов, канд. техн. наук,  
В. И. Лысак, чл.-корр. РАН, А. П. Пеев, канд. техн. наук*

### **ОПЫТ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПЕРЕХОДНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ С МЕДНЫМ ПЛАКИРУЮЩИМ СЛОЕМ И ИХ ПРИМЕНЕНИЯ В ЭНЕРГОЕМКИХ ПРОИЗВОДСТВАХ**

*Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru*

В работе представлены технологические процессы изготовления сваркой взрывом медно-алюминиевых биметаллических и многослойных переходных элементов электротехнического назначения, результаты исследования их структуры и свойств, а также новые конструкции узлов токоподводов электролизеров алюминия и каустической соды

**Ключевые слова:** сварка взрывом, медо-алюминиевые переходные элементы электротехнического назначения

*S. V. Kuz'min E. A. Chugunov, V. I. Lysak, A. P. Peev*

### **EXPERIENCE OF MANUFACTURING COMPOSITES TRANSITION ELEMENTS WITH COPPER CLADDING LAYER BY EXPLOSION AND THEIR USE IN ENERGY-INTENSIVE INDUSTRIES**

*Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru*

The paper presents the technological processes of manufacture by explosive welding copper-aluminum and bimetallic multilayered transition elements electro technical appointment, results of the research their structure and properties, new constructions of aluminum nodes cathode current feeders electrolyzes and caustic soda.

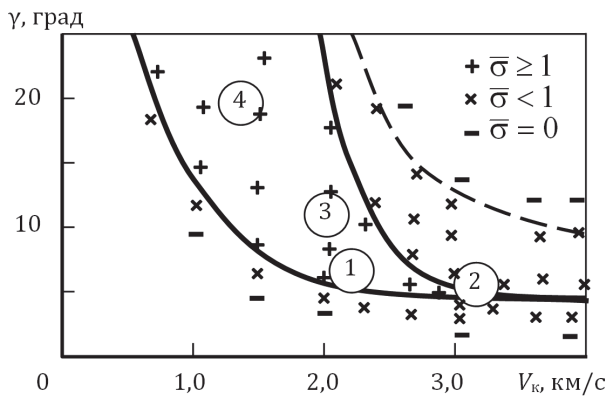
**Keywords:** explosive welding, copper-aluminum transition elements electro technical appointment

В настоящее время развитие предприятий таких отраслей, как энергетика и электрометаллургия, неразрывно связано с решением задач, связанных с уменьшением потерь электроэнергии в контактных узлах силового оборудования, экономией дорогостоящих цветных металлов, а также разработкой и внедрением высококачественных композиционных материалов электротехнического назначения [1, 2], в подавляющем большинстве случаев выполняемых из сочетания алюминиевых и медных слоев.

Несмотря на то, что оба материала композиции обладают высокими пластическими свойствами, что, на первый взгляд, должно автоматически обеспечивать реализацию равнопрочности в широком диапазоне параметров соударения, получение качественного бездефектного сварного соединения весьма проблематично [1, 3...5] по целому ряду причин, связанных с существенным

различием физико-механических свойств металлов, а также крайне неблагоприятным с позиции свариваемости типом металлургического взаимодействия с образованием ряда устойчивых химических соединений:  $\theta$ -фаза ( $Al_2Cu$ ),  $\eta$ -фаза ( $AlCu$ ),  $\gamma_2$ -фаза ( $AlCu_2$ ),  $\delta$ -фаза ( $Al_2Cu_3$ ),  $\xi$ -фаза ( $Al_3Cu$ ) и легкоплавкой 548-градусной эвтектики, состоящей из  $\theta$ -фазы и твердого раствора меди в алюминии.

Построенная по многочисленным экспериментальным данным [4, 5] область свариваемости меди с алюминием в традиционных координатах  $V_k - \gamma$  [6] представлена на рис. 1, из анализа которой следует, что получить равнопрочное соединение при «традиционных» скоростях контакта  $V_k$  (2500... 3000 м/с) можно лишь в узком диапазоне углов соударения  $\gamma$  (4,5 ... 7° для  $V_k = 2,5$  км/с и всего 4 ... 5° при  $V_k = 3$  км/с) и энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию металла околошовной зоны



**Рис. 1. Область свариваемости меди с алюминием [5]:**

1 ... 4 – характерные зоны, различающиеся структурой и профилем сварного шва (пояснения в тексте)

(ОШЗ)  $W_2$  ( $0,15 \dots 0,4 \text{ МДж/м}^2$ )<sup>1</sup>. Диапазон свариваемости существенно расширяется при уменьшении скорости точки контакта, и при  $V_k = 2 \dots 2,2 \text{ км/с}$  прочные соединения гарантированно можно получать при  $\gamma = 5 \dots 15^\circ$ .

Характерным для рассматриваемой пары является наличие примыкающей к верхней границе довольно обширной области параметров, при которых прочность соединения на отрыв составляет  $0,7 \dots 0,8$  прочности алюминия (см. рис. 1) при весьма низкой прочности на срез и на отслаивание (при проведении последнего вида испытаний даже не требуется применение разрывных машин – отслаивание осуществляется вручную с малыми усилиями и характерным для хрупкого разрушения «потрескиванием»).

Другой особенностью формирования сварного медно-алюминиевого соединения является аномально низкое значение критической величины энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию металлов

<sup>1</sup> Для сравнения: диапазон углов соударения при сварке трудносвариваемой пары алюминий + сталь для тех же скоростей контакта гораздо шире и составляет соответственно  $7 \dots 13^\circ$  и  $6 \dots 9^\circ$ .

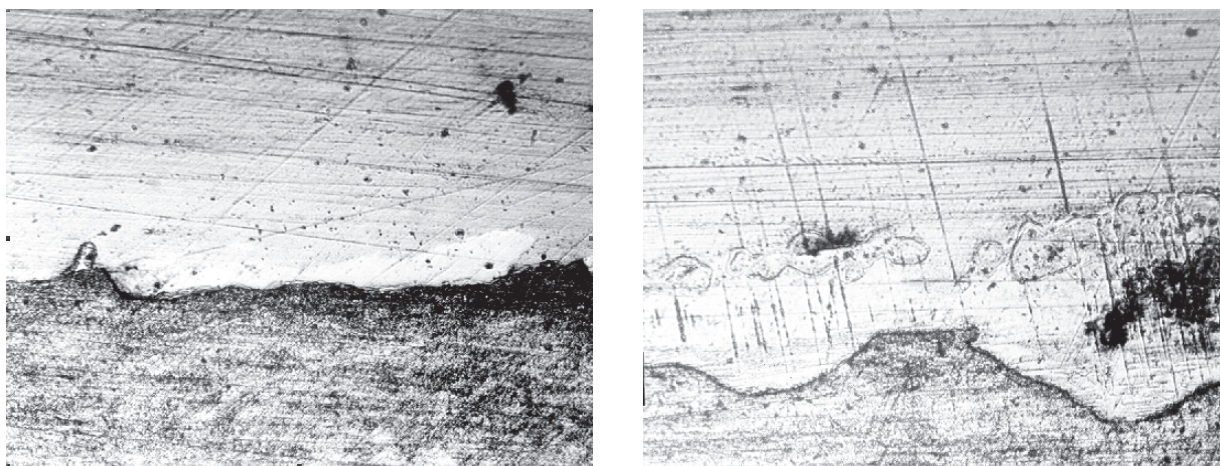
$W_{2кр}$ . Экспериментально установлено, что прочное сварное соединение начинает образовываться уже при  $W_2 > 0,1 \dots 0,12 \text{ МДж/м}^2$ .

Равнопрочные соединения, полученные на режимах, ограниченных верхней и нижней границами сварки (см. рис. 1), существенно разнятся по структуре зоны соединения, в зависимости от чего область свариваемости меди с алюминием условно можно разделить на несколько характерных зон или участков. В пределах зоны 1 (см. рис. 1), примыкающей к нижней границе области свариваемости ( $W_2 = 0,15 \dots 0,2 \text{ МДж/м}^2$ ), линия раздела слоев композиции имеет прямолинейный профиль и бездефектную структуру (рис. 2). Протяженность этой зоны по скорости точки контакта ограничивается значениями  $1000 \dots 2400 \text{ м/с}$ .

Переход в зону 2 с увеличением  $V_k$  до  $\sim 3 \text{ км/с}$  (даже при минимально возможных углах соударения) ведет к образованию в соединении отдельных участков оплавленного металла (рис. 3, а), относительная протяженность которых достигает 50%, что связано с локализацией пластических деформаций в узкой околошовной зоне. При  $V_k$  больше  $\sim 3 \text{ км/с}$  в околошовной зоне медно-алюминиевых образцов формируется сплошная прослойка расплава (рис. 3, б)



**Рис. 2. Микроструктура зоны соединения медно-алюминиевого композита (см. рис. 1, зона 1) ( $\times 200$ )**



а)

б)

**Рис. 3. Микроструктура зоны соединения медно-алюминиевого композита (см. рис. 1, зона 2) ( $\times 200$ ):**

*a* –  $V_k = 3000$  м/с; *б* –  $V_k = 3500$  м/с

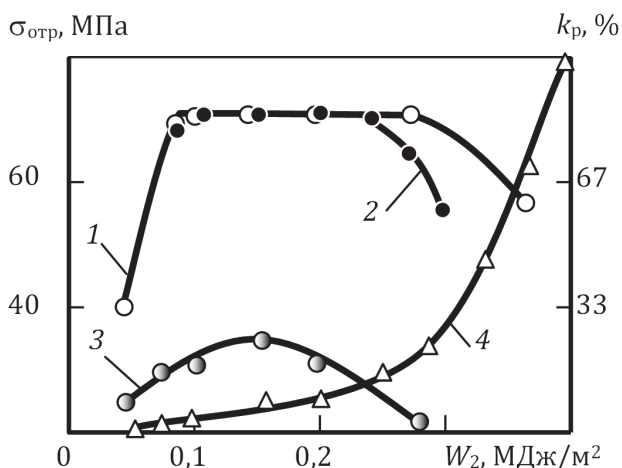


**Рис. 4. Микроструктура зоны соединения медно-алюминиевого композита (см. рис. 1, зона 3) ( $\times 200$ ):**

толщиной 0,1 ... 0,2 мм, имеющая высокую микротвердость  $H_{\square 10}$  160 ... 450, что соответствует твердости интерметаллидов типа  $CuAl_2$ ,  $Cu_2Al$ ,  $Cu_3Al$ .

При увеличении энергозатрат  $W_2$  до 0,3 и выше (см. рис. 1, зона 3) в приконтактной области композиции образуются волны неправильной несинусоидальной формы (рис. 4) с заостренными вершинами со стороны алюминия, ориентированными в противоположном процессе распространения детонации направлению.

Для такого профиля характерно наличие вихревых зон, располагающихся над впадинами волн, и одностороннее залегание оплава с высокой микротвердостью. Снижение скорости точки контакта с одновременным увеличением скорости или угла соударения (см. рис. 1, зона 4) приводит к «нормализации» процесса образования волн, профиль которых становится близким к синусоидальному, без завихрений, но также с односторонним залеганием участков оплавленного металла.



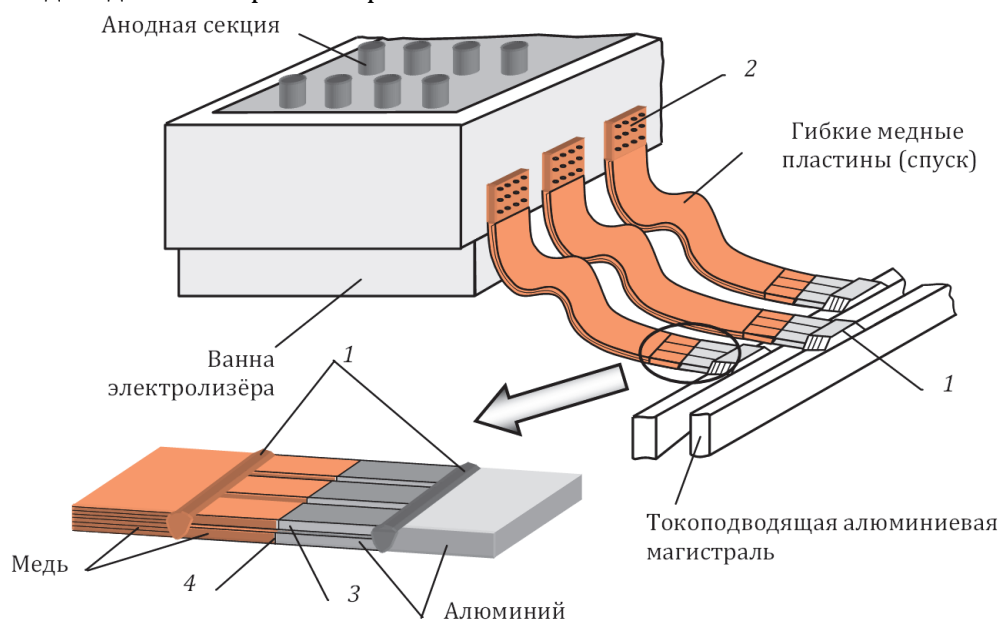
**Рис. 5. Зависимость прочности  $\sigma_{отр}$  медно-алюминиевого биметалла (1 ... 3) и количества оплавленного металла  $k_p$  (4) от  $W_2$  [5]:**  
 1, 4 -  $V_k = 1600$  м/с; 2 -  $V_k = 2000$  м/с;  
 3 -  $V_k = 3200$  м/с

На основе обобщения многочисленных экспериментальных данных в работах [5] были построены зависимости, связывающие прочность медно-алюминиевых композиций, а также количество оплавленного металла с энергией, затрачиваемой на пластическую деформацию (рис. 5). Очевидно, что предельные энергозатраты на пластическую деформацию для данной пары материалов

зависят от  $V_k$  (см. рис. 6.13, кривые 1 и 2). Кроме того, сопоставляя ход кривых 1 и 4, построенных для одной скорости точки контакта, можно сделать вывод, что соединение начинает терять прочность при суммарной относительной протяженности оплавленного металла в шве более 30%.

Полученные данные были учтены при разработке ряда технологических процессов изготовления сваркой взрывом медно-алюминиевых композиционных материалов различной номенклатуры и назначения.

Так, например, при электролизе каустической соды на ОАО «Каустик» (г. Волгоград) наибольшие потери электроэнергии наблюдаются в узле токоподвода от магистрального алюминиевого шинопровода к пакету гибких медных пластин (спусков) катодной (подовой) части электролизера (рис. 6). Каждый электролизер имеет 16 таких узлов. В процессе эксплуатации величина падения напряжения в каждом токоподводящем узле алюминиевая магистраль – катодная секция при значении проходяще-



**Рис. 6. Базовая конструкция узла токоподвода к электролизеру каустической соды, применяемая на ОАО «Каустик»:**

1 – соединение, выполненное дуговой сваркой; 2 – болтовое соединение; 3 – набор медно-алюминиевых переходников; 4 – соединение, выполненное контактной стыковой сваркой



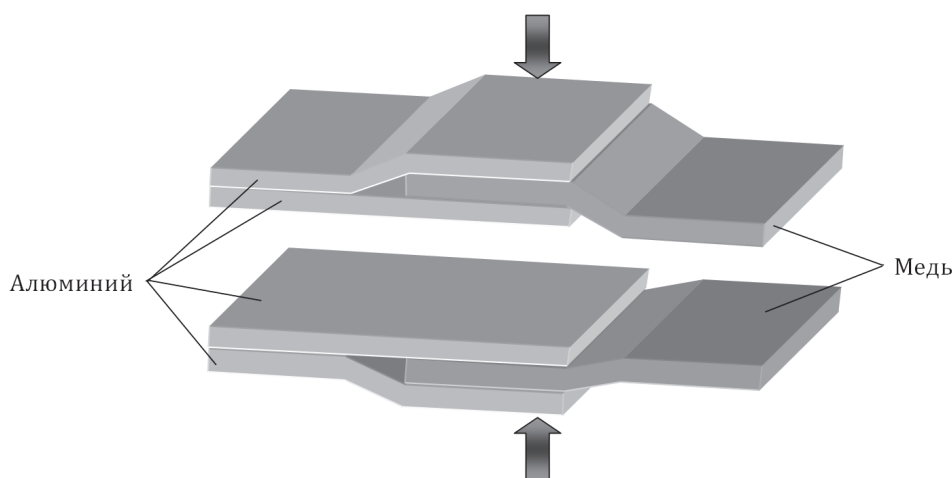
**Рис. 7. Внешний вид базовых медно-алюминиевых переходников узла токоподвода к электролизеру каустической соды применяемых на ОАО «Каустик»**

го тока  $I = 6250$  А составляет 70 ... 73 мВ. Не трудно подсчитать, что только на одном электролизере за год эксплуатации в среднем теряется около 60000 кВт·ч.

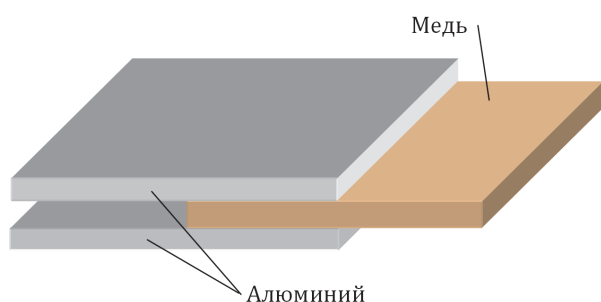
Анализ базового узла токоподвода (рис. 7) показал, что значительная часть потерь электроэнергии приходится на переходник, соединяющий алюминиевую магистраль с гибким медным спуском, который представляет собой набор из 20 полос сечением  $300 \times (0,8 \dots 1)$  мм и длиной до 2000 мм. Зная значение тока и удельное электросопротивление меди  $\rho = 0,01672$  Ом·мм<sup>2</sup>/м можно определить падение напряжения на медном спуске, которое составляет  $\approx 35$  мВ.

Таким образом, в медно-алюминиевом переходнике теряется более 50% электроэнергии от общего падения напряжения в узле. Прежде всего, это связано с тем, что медно-алюминиевый переходник (состоящий из набора из шести собранных в пакет медно-алюминиевых пластинок) (рис. 8), входящий изначально в комплект электролизной ванны и поставляемый в качестве ремонтного комплекта, изготовлен контактной стыковой сваркой. В этом случае, учитывая особенности металлургического взаимодействия меди и алюминия [3, 5, 7], на границе соединения меди с алюминием неизбежно образуются твердые растворы и интерметаллидные соединения, снижающие прочностные и электрофизические свойства композита, что обусловил потребность в разработке новых конструкции и технологии изготовления токоподводящего узла.

Каждый из переходников состоит из медной пластины размером  $300 \times 300 \times 10$  мм, часть которой на расстоянии 100 мм плакирована симметрично с двух сторон алюминиевыми пластинами  $350 \times 300 \times 8$  мм (рис. 9). Толщины алюминиевых и медных заготовок ( $\delta_{Al} = 8$  мм,  $\delta_{Cu} = 10$  мм) принимались исходя из того, чтобы после сборки переходников, суммарная толщина медной и алюминиевой



**Рис. 8. Составные части (трехслойные медно-алюминиевые переходники) узла токоподвода**



**Рис. 9. Трехслойный медно-алюминиевый толстолистовой переходной элемент токоподвода**

частей узла, соответствовали толщинам гибкого медного спуска и алюминиевой магистрали (рис. 10).

Поскольку узел токоподвода соединяется дуговой сваркой плавлением угольным электродом с медным спуском, с одной стороны, и алюминиевой магистралью – с другой (рис. 10), то размеры исходных пластин, в частности, их длина, выбирали, исходя из условия обеспечения минимального расстояния от источника нагрева, на котором температура металла не превышает 130 °С. Сварку алюминия ( $\delta_{Al} = 32$  мм) при монтаже переходников выполняли угольным электродом на токах  $I_{св} = 1000 \dots 1100$  А при напряжении на дуге  $U_d = 25 \dots 30$  В, а меди ( $\delta_{Cu} = 20$  мм) на режимах:  $I_{св} = 700 \dots 800$  А,  $U_d = 25 \dots 30$  В.

Рассматриваемый случай однопроходной сварки алюминиевых и медных листов встык можно описать моделью мощного бы-

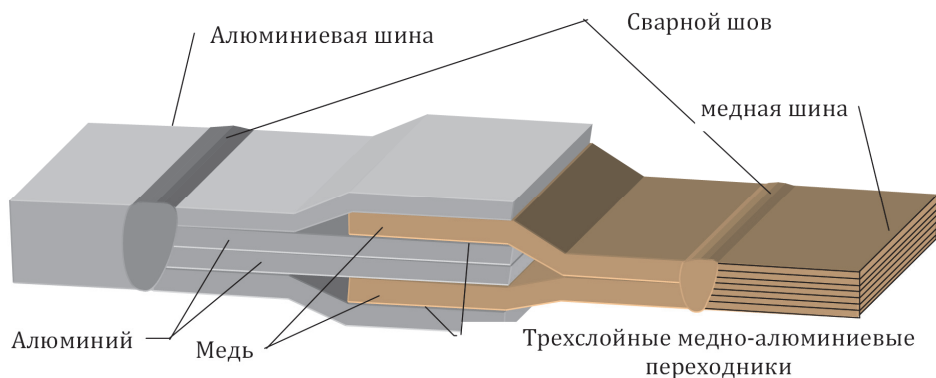
стродвижущегося линейного источника теплоты в пластине, в которой ширина зоны термического влияния определяется как:

$$2l = \frac{q\sqrt{2/\pi e}}{V_{св}c_p\delta T_l'} \quad (1)$$

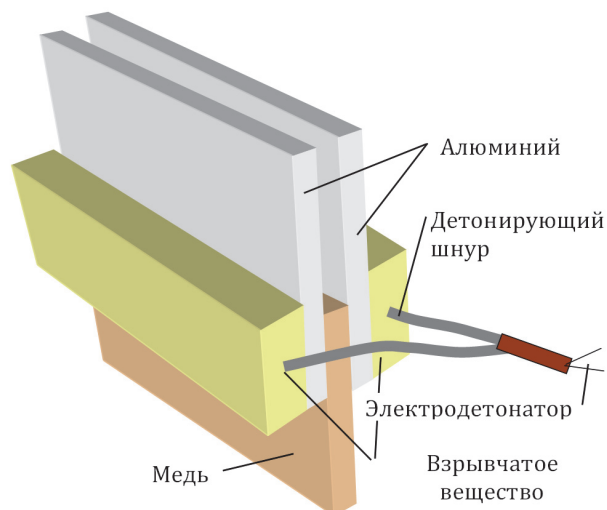
где  $2l$  – ширина зоны термического влияния;  $q$  – эффективная мощность источника теплоты ( $q = IU\eta$ );  $V_{св}$  – скорость сварки, принимаемая в данном случае для алюминия и меди соответственно 0,25 и 0,3 м/с;  $c_p$  – объемная теплоемкость (для алюминия  $c_p = 2,7$  Дж/см<sup>3</sup>·град, для меди – 3,9 Дж/см<sup>3</sup>·град);  $\delta$  – толщина пластины;  $T_l'$  – температура на границе зоны термического влияния.

Ширина зоны термического влияния  $2l$ , рассчитанная по формуле (1), равна  $\approx 33$  см и  $\approx 22$  см соответственно при сварке алюминия и меди.

Сварку меди ( $\delta_{Cu} = 10$  мм) с алюминием ( $\delta_{Al} = 8$  мм) осуществляли по схеме одновременного двустороннего симметричного плакирования (рис. 11). При этом с учетом значительности толщины средней пластины (медной) в пакете, полагали, что при одновременном симметричном плакировании импульсы давления, возникающие на противоположных границах, не взаимодействуют друг с другом, а формирование соединения на каждой границе идет как при обычной плоскопараллельной схеме. Параметры соударения ( $V_k = 1850$  м/с,  $V_c = 360$



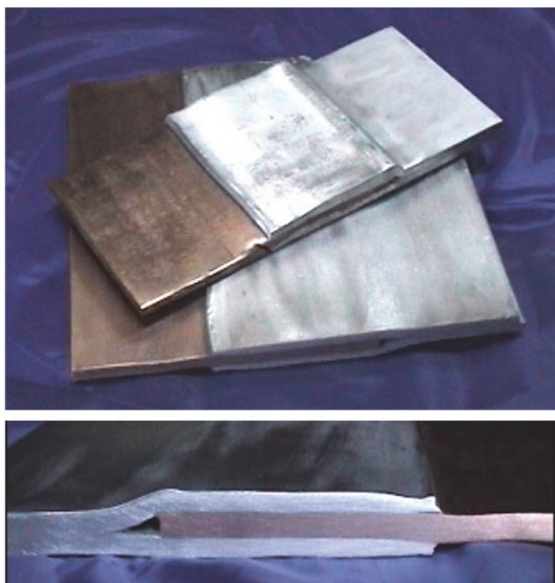
**Рис. 10. Конструкция неразъемного узла токоподвода**



**Рис. 11. Сварка взрывом меди с алюминием по «батареной» схеме**

м/с) назначались с учетом результатов проведенных исследований по свариваемости меди с алюминием.

Разработанная технология изготовления трехслойных медно-алюминиевых переходных элементов (рис. 12) обеспечила высокую прочность соединения слоев (на уровне алюминия) при 100%-ной сплошности соединения и отсутствии диффузионных переходных зон и интерметаллидных включений (рис. 13).



**Рис. 12. Внешний вид толстолистового медно-алюминиевого переходника, полученного по батарейной схеме сварки взрывом**

На ОАО «Каустик» токоподводящими узлами разработанной конструкции был оснащен опытный электролизер каустической соды (рис. 14). После установки узла токоподвода падение напряжения в переходнике между алюминиевой шиной и гибким медным спуском составило  $\approx 8 \dots 10$  мВ, что в среднем в 3,5 раза ниже соответствующих показателей для штатных переходников. Как показали пятилетние наблюдения за экспериментальным электролизером падение напряжения в токоподводящих переходниках не изменилось. Таким образом, разработанная конструкция токоподводящего композиционного узла катодной секции электролизера и технология его изготовления сваркой взрывом обеспечила снижение потерь электроэнергии при длительном сроке эксплуатации.

Внедрение на ОАО «Каустик» (г. Волгоград) толстолистовых трехслойных медно-алюминиевых переходных элементов в узле токоподвода к катодной секции электролизера каустической соды позволило получить экономический эффект более 240 тыс. рублей в расчете на один электролизер.

Подобная ситуация по потерям электроэнергии наблюдается также при электроли-



**Рис. 13. Микроструктура зоны соединения медно-алюминиевого композита, полученного по батарейной схеме сварки взрывом ( $\delta_{Cu} = 10$  мм),  $\times 100$**





**Рис. 14. Разработанная конструкция узла токоподвода на действующем электролизере каустической соды ОАО «Каустик»**

зе алюминия. Здесь наиболее энергоёмким по электрическим потерям является катодный токоподводящий узел, состоящий из массивного стального стержня (катода) с приваренным к его торцу (по базовой технологии ООО «РУС-Инжиниринг», бывший ОАО «Волгоградский алюминий») контактной сваркой оплавлением с ударной осадкой пакетом гибких алюминиевых шин (спуск). Последний приваривается при монтаже электролизера к алюминиевой цеховой ошиновке.

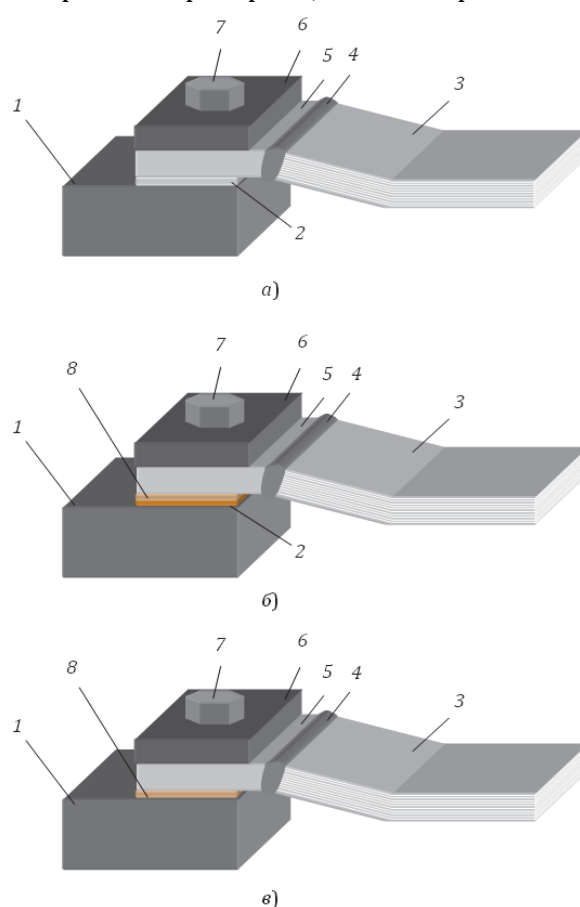
Получение качественного сварного соединения стального катода (блюдса) с алюминиевым спуском затруднительно по ряду причин, наиболее существенной среди которых является металлургическая несовместимость свариваемой пары, поскольку Fe и Al, неизбежно смешиваясь при расплавлении, образуют при затвердевании химические соединения (интерметаллиды), обладающие низкой электропроводностью, высокой твердостью и малой пластичностью.

Недостатком штатного узла также являлась его неразборность, в результате чего при демонтаже электролизера по истечении срока его эксплуатации алюминиевые спуски не подлежат к дальнейшему использованию по прямому назначению.

Указанные недостатки обусловили по-

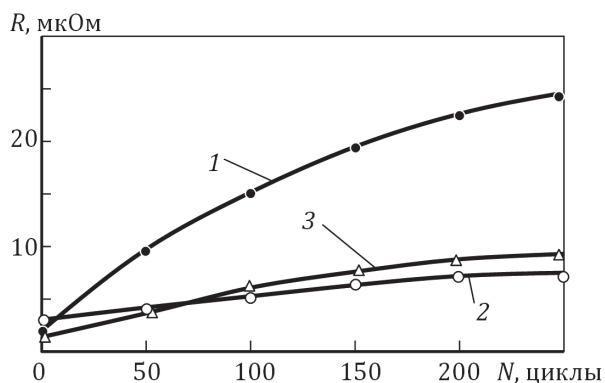
требность в разработке новой конструкции токоподвода, сочетающей высокие электрофизические характеристики и ремонтпригодность (средний срок эксплуатации электролизера составляет 38 месяцев).

Предлагаемая конструкция [8 ... 10] токоподводящего узла в отличие от базовой является разборной (рис. 15), в которой крепление алюминиевого спуска к стальному блюмсу осуществляется болтовым соединением, а в контакте сопрягаются одноименные материалы. При этом изначально рассматривали три принципиально различных



**Рис. 15. Принципиальные схемы исполнения композиционного токоведущего узла «стальной блюмс – алюминиевый спуск» катодной секции электролизера алюминия:**

- 1 – стальной блюмс (конечная часть);
- 2 – плакировка из алюминия (а) или из меди (б) на поверхности блюмса;
- 3 – алюминиевый спуск; 4 – сварной шов; 5 – алюминиевая клемма; 6 – прижимная шайба;
- 7 – болтовое соединение; 8 – медная плакировка на алюминиевой клемме (в)



**Рис. 16. Зависимость переходного электросопротивления композиционных токоподводящих узлов от количества циклов экстремальных испытаний:**

1 – узел с алюминиевой плакировкой (см. рис. 15, а);

2 – узел с медными плакировками блюмса и клеммы (см. рис. 15, б); 3 – узел с медной плакировкой клеммы (см. рис. 15, в)

способа сопряжения:

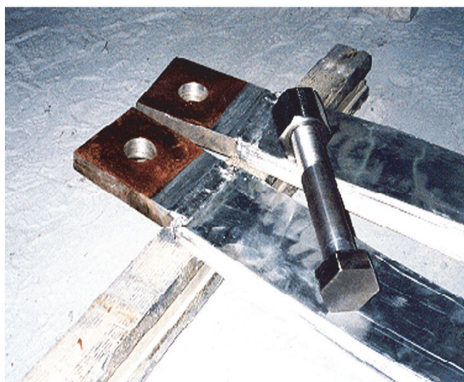
1) путем плакирования концевых частей стального блюмса тонкими слоями алюми-

ния, в результате чего в узле контактировали две алюминиевые поверхности (рис. 15, а);

2) путем плакирования концевых частей стального блюмса и алюминиевой клеммы, привариваемой к спуску угольным электродом (в контакте – две медные поверхности) (рис. 15, б);

3) путем плакирования только алюминиевой клеммы (в контакте – медь со сталью) (рис. 15, в), а сам контакт заполняли электропроводящей пастой на медной основе «Суперконт».

Предварительные испытания модельных токоподводящих узлов, собранных по трем рассмотренным способам, выявили явные преимущества второго и третьего способов (рис. 16). При этом, учитывая пренебрежимо малое различие в значениях переходного



а)

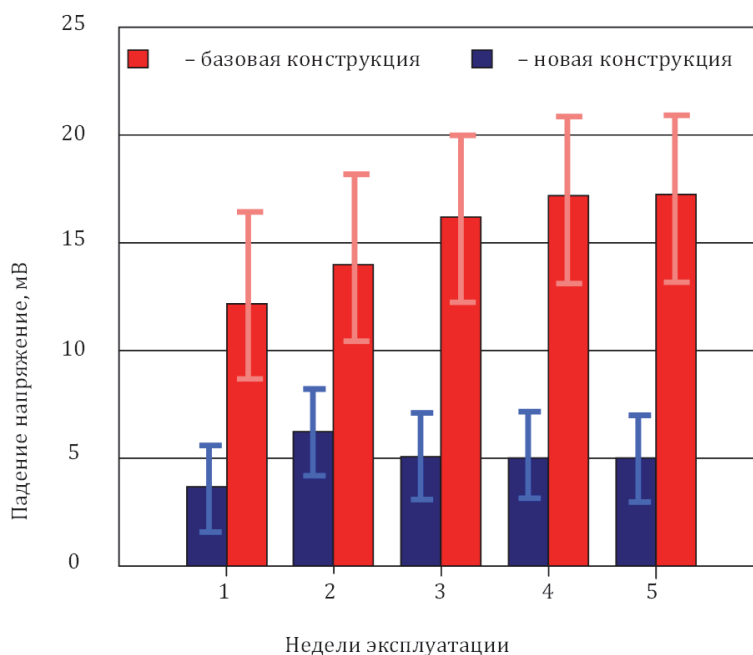


б)



в)

**Рис. 17. Композиционные медно-алюминиевые клеммы с приваренными спусками (а), установленные с помощью болтовых соединений (б) в электролизер алюминия (в) на ООО «РУС - Инжиниринг»**



**Рис. 18. Сравнительный анализ изменения падения напряжения на участке «блумс – спуск» токоподводящих узлов катодной секции электролизера алюминия в процессе эксплуатации при токовой нагрузке 5000 А**

сопротивления узлов, организованных этими способами, предпочтение отдали последнему, исключаящему дополнительную и дорогостоящую операцию плакирования концевых участков блюмсов медью в условиях полигона.

Заготовки биметаллических медно-алюминиевых клемм размерами  $(2,0+35) \times 425 \times 300$  мм, из которых, в конечном итоге получали четыре готовых клеммы с локальной медной плакировкой, изготавливали сваркой взрывом по плоскопараллельной схеме на режимах, обеспечивающих минимальные энергозатраты на пластическую деформацию металла ОШЗ, что обеспечивало высокую прочность соединения слоев композиции при 100-процентной сплошности и отсутствии переходных зон и интерметаллидных прослоек.

К алюминиевым концам клемм приваривали алюминиевые спуски (рис. 17, а), собирали с помощью болтового соединения с блюмсами (рис. 17, б) и устанавливали в подовую часть электролизера алюминия (рис.

17, в).

Длительные испытания в реальных производственных условиях опытных электролизеров на ОАО «Волгоградский алюминий», оснащенных сваренными взрывом медно-алюминиевыми контактными клеммами, показали явные преимущества в электрофизических свойствах последних по сравнению с базовыми узлами (рис. 18), что позволило (в сочетании с многократностью их использования) получить ощутимый экономический эффект.

#### Библиографический список

1. Лысак, В. И. Классификация технологических схем сварки металлов взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин // Сварочное производство. – 2002. – №9. – С. 33-39.
2. Формирование соединения при сварке металлов взрывом / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. А. Чугунов, А. П. Пеев // Автоматическая сварка. – 2000. – №11. – С. 25-29
3. Лысак, В. И. Микронеоднородность сваренных взрывом соединений / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин // Известия Волгоградского государственного технического университета. - 2004. - № 6. - С. 4-22.
4. Основные закономерности деформирования металла околошовной зоны при сварке взрывом алюминия / Е. А. Чугунов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. П.

Пеев // Физика и химия обработки материалов. – 2001. – №3. – С. 39-44.

5. Особенности пластического деформирования металла околошовной зоны при сварке взрывом меди с алюминием / С. В. Кузьмин, А. П. Пеев, В. И. Лысак, Е. А. Чугунов // Физика и химия обработки материалов. – 2003. – №1. – С. 71-76.

6. Lysak, V. I., Lower boundary in metal explosive welding. Evolution of ideas / V. I. Lysak, S. V. Kuzmin // Journal of materials Processing Technology. - 2012. - Т. 212. № 1. С. 150-156

7. Закономерности изменения структуры и свойств медно-алюминиевых композиционных материалов после сварки взрывом и последующей термической обработки / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лы-

сак, А. А. Эрентраут // Вопросы материаловедения. - 2009. - № 2. - С. 52-58

8. Пеев, А. П. Новые конструкции токоподводящего узла катодной секции электролизера алюминия / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, Лысак В. И. и др. // Цветные металлы. – 2002. – №8.

9. Энергосберегающие композиционные элементы токоподводящих узлов силовых электрических цепей / Е.А. Чугунов, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак и др. // Энергетик. – 2001. - № 9.

10. Техничко-экономическая эффективность внедрения новых конструкционных токоподводов электролизера алюминия / А. П. Пеев, Ю. Г. Долгий, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, В. И. Кузьмин // Вестник машиностроения. – 2004. – №6. – С. 77-80

УДК 621.791.13:621.7.044.2

*В. И. Кузьмин, канд. техн. наук, В. И. Лысак, чл.-корр. РАН,  
Ю. В. Снежко, магистрант, М. О. Беляков, аспирант*

### ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА СВАРКИ ВЗРЫВОМ С ОДНОВРЕМЕННОЙ ШТАМПОВКОЙ

*Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru*

Приведены результаты исследования кинематических, энергетических и технологических параметров процесса сварки взрывом с одновременной штамповкой. На примере изготовления конкретных изделий показаны практические возможности совмещения операций сварки и штамповки.

**Ключевые слова:** сварка взрывом с одновременной штамповкой, энергетический баланс, радиальная деформация, относительный прогиб

*V. I. Kuz'min, V. I. Lysak, Y. V. Snezhko, M. O. Belyakov*

### FEATURES OF THE PROCESS EXPLOSIVE WELDING WITH SIMULTANEOUS STAMPING

*Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru*

This article is about the results of investigation kinematic energy and technological parameters of explosive welding with simultaneous stamping. By the example manufacturing of concrete products are shown practical possibilities combining the operations of welding and stamping.

**Keywords:** explosive welding with simultaneous stamping, energy balance, radial deformation, relative deflection

Одним из путей повышения эффективности сварки взрывом является разработка новых перспективных ресурсо- и энергосберегающих технологий, позволяющих не только расширить номенклатуру получаемых композиционных материалов, но и изготавливать изделия сложной конфигурации [1 ... 3]. При сварке взрывом часть энергии бесполезно расходуется на кинетическую энергию движения сваренного пакета, которая к тому же приводит к нежелательной макродеформации заготовок. Эту энергию можно использовать для штамповки, совместив эту операцию со сваркой взры-

вом, что позволит исключить применение дорогостоящего прессо-штампового оборудования и повысить производительность труда [4, 5].

Целью данной работы являлось исследование закономерностей формирования соединения и кинетики процесса сварки взрывом с одновременной штамповкой.

#### Методика исследования

Сварка взрывом опытных образцов осуществлялась по традиционной плоскопараллельной схеме расположения пластин. Сварка взрывом с одновременной штамповкой (СВШ) проводилась по двум базовым

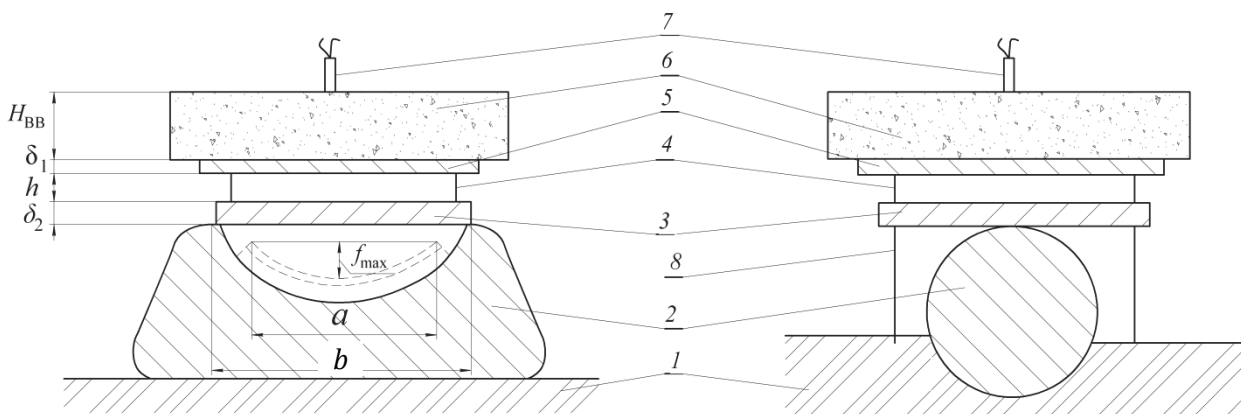
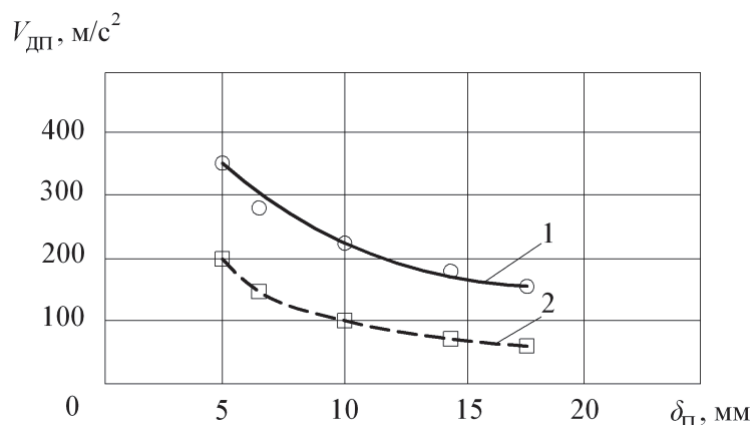


Рис. 1. Базовые схемы СВШ цилиндрических изделий



**Рис. 2. Графические зависимости изменения скорости движения  $V_{дп}$  от толщины сваренного пакета  $\delta_{п}$ :**  
1 – эксперимент; 2 – расчет

схемам (рис. 1), позволяющим осуществить простоту сборки и обеспечить свободный выход воздуха между пакетом и матрицей без применения специальных мер, используемых в известных схемах взрывной штамповки.

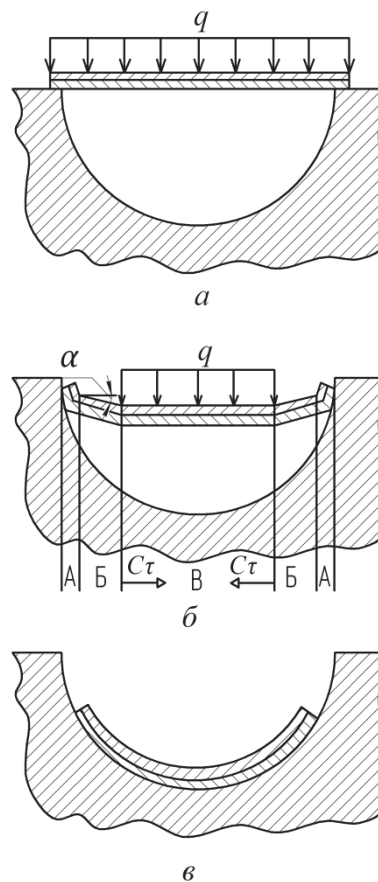
Для экспериментального определения скорости движения сваренного взрывом пакета использовалась реостатная методика с применением нихромовых проволочных датчиков сопротивления и электроконтактных игл [6, 7]. Количество выделившегося тепла в сваренных и отштампованных взрывом образцах определялось экспериментально методом калориметрирования [1]. Определение радиальной деформации пакета осуществлялась с помощью методики нанесения «координатных сеток» [8]. Оценка механических свойств полученных соединений осуществлялась по стандартным методикам проведения испытаний сваренных взрывом композиционных материалов [9].

### Результаты и обсуждение

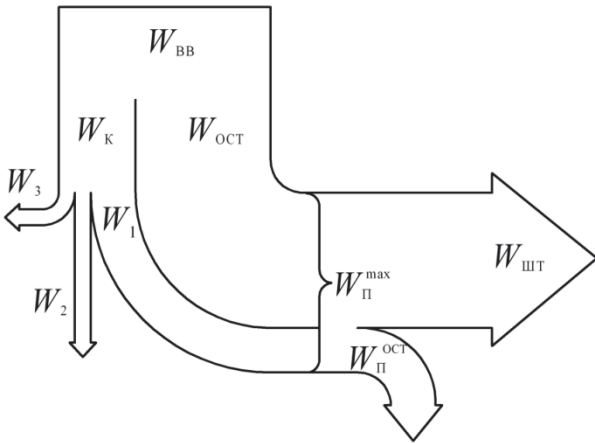
Результаты проведенных исследований показали, что в процессе взрывного нагружения заготовок фактическая скорость движения сваренного пакета  $V_{дп}^э$  больше расчетной величины  $V_{дп}$  (рис. 2). Так при

взрывном нагружении стальных пластин толщиной  $\delta_{п} = 10$  мм экспериментальная скорость движения сваренного пакета составляла  $V_{дп}^э = 224$  м/с, в то время как расчетное значение скорости значительно меньше и составляет  $V_{дп} = 98$  м/с (рис. 2).

Полученные результаты подтверждают



**Рис. 3. Кинематическая схема процесса деформирования сваренного пакета при СВШ**



**Рис. 4. Энергетический баланс процесса СВШ**

положение о том, что заряд взрывчатого вещества (ВВ) продолжает работать и после образования сварного соединения, разгоняя пакет, а значит эту дополнительную энергию можно эффективно использовать для последующей одновременной штамповки [6].

На рис. 3 представлена кинематическая схема процесса деформирования сваренного пакета при СВШ. В результате высокоскоростного соударения пластин, вызывающего пластическую деформацию приконтактных слоев металла и образование сварного соединения, на пакет действует равномерно-распределенная нагрузка  $q$  от продолжающего работать заряда ВВ (рис. 3, а).

В процессе движения сваренного пакета боковые участки (область А на рис. 3, б) соударяются с металлической матрицей и деформируются, затормаживая соседние участки (область В на рис. 3, б) за счет продвижения к середине пакета волны сдвига. При этом область В, не чувствуя торможения, продолжает двигаться со скоростью  $V_{дп}^э$ . Область продеформированного металла расширяется со скоростью распространения поперечных волн звука  $c_t$  [10], соответственно уменьшая недеформируемую область В (рис. 3, б). Формирование сварен-

ного пакета заканчивается, когда область В достигнет поверхности металлической матрицы. После окончания процесса деформирования (штамповки) пакет принимает вид биметаллической детали с профилем части цилиндра (рис. 3, в).

Анализ результатов calorimetрических исследования биметаллических заготовок, полученных сваркой взрывом и сваркой взрывом с одновременной штамповкой, позволил составить энергетический баланс процесса СВШ (рис. 4).

Энергия заряда  $W_{вв}$  в основном расходуется на кинетическую энергию метаемой пластины  $W_k$  остаточную энергию продуктов детонации  $W_{ост}$ , не используемую при сварке взрывом. Из трех составляющих кинетической энергии  $W_k$  для последующей штамповки может быть использована только кинетическая энергия движения сваренного пакета  $W_{п}^{max}$ , которая расходуется на деформирование пакета, т.е. может быть использована для штамповки  $W_{шт}$  биметаллической заготовки, а оставшаяся ее часть  $W_{п}^{ост}$  передается металлической матрице.

На основе проведенных calorimetрических исследований сваренных и отштампованных взрывом образцов получены зависимости для расчета требуемой высоты заряда  $H_{вв}$  и энергии штамповки  $W_{шт}$ , обеспечивающие заданный коэффициент формы  $f_{max}/a$  детали:

$$H_{ВВ} = \frac{27}{8} \delta_1 \frac{\rho_1}{\rho_{ВВ}} \cdot \frac{\sqrt{\frac{2W_{шт}}{\rho_1 \delta_1 V_k^2} + \frac{\rho_2 \delta_2}{\rho_1 \delta_1 + \rho_2 \delta_2} \cdot \frac{V_M^2}{V_k^2}}}{\left(1 - \frac{2W_{шт}}{\rho_1 \delta_1 V_k^2} + \frac{\rho_2 \delta_2}{\rho_1 \delta_1 + \rho_2 \delta_2} \cdot \frac{V_M^2}{V_k^2}\right)^2} \quad (1)$$

$$W_{шт} = K_{шт} \frac{\delta_{п}^2}{b} \cdot \frac{f_{max}}{a} \quad (2)$$

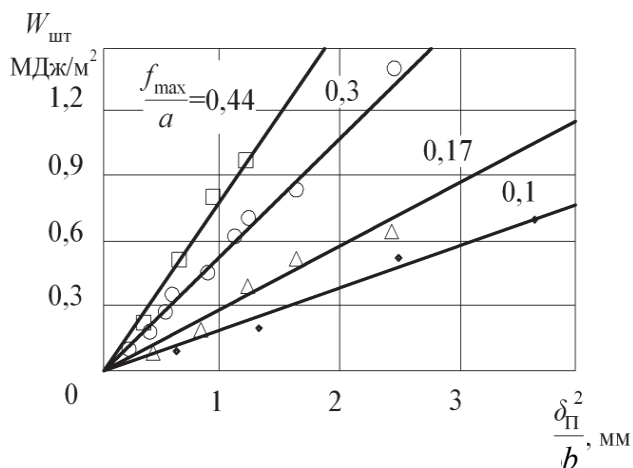


Рис. 5. Влияние толщины  $\delta_{\text{п}}$  и ширины  $b$  пакета на величину энергии штамповки  $W_{\text{шт}}$  и коэффициент формы детали  $f_{\text{max}}/a$

Экспериментально установлено, что энергия штамповки  $W_{\text{шт}}$  пропорциональна коэффициенту штамповки  $K_{\text{ш}}$  (зависящему от материала заготовок), квадрату толщины пакета  $\delta^2$  и обратно пропорциональна ширине пакета  $b$ , причем с увеличением коэффициента формы детали  $f_{\text{max}}/a$  энергия штамповки также существенно возрастает (рис. 5).

Исследование влияния максимальной кинетической энергии сваренного пакета  $W_{\text{п}}^{\text{max}}$  на формирование биметаллической заготовки показало, что относительный прогиб  $f_{\text{max}}/b$  и радиальная деформация  $\epsilon_r$  линейно возрастают (рис. 6).

Результаты проведенных механических

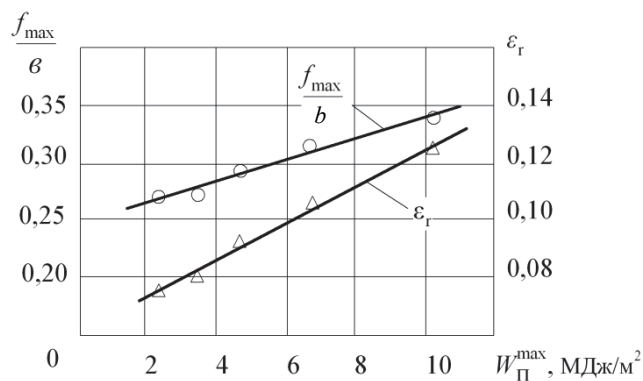


Рис. 6. Влияние кинетической энергии сваренного пакета  $W_{\text{п}}^{\text{max}}$  на относительный прогиб  $f_{\text{max}}/b$  и радиальную деформацию  $\epsilon_r$

испытаний и металлографических исследования ряда биметаллических образцов (Ст3+Ст3, М1+Ст3, АДО+Ст3, М1+АДО, БрКМц3-1+Ст3, 12Х18Н10Т+Ст3), полученных после сварки взрывом и СВШ при идентичных условиях их нагружения показали, что параметры волн, количество оплавленного металла и прочность сварного соединения практически одинаковые для всех сравниваемых пар металлов. Разница в свойствах биметаллов для сравниваемых технологических процессов наблюдалась только в увеличении длины начального непровара и увеличении микротвердости у образцов после СВШ по сравнению с образцами после сварки взрывом.

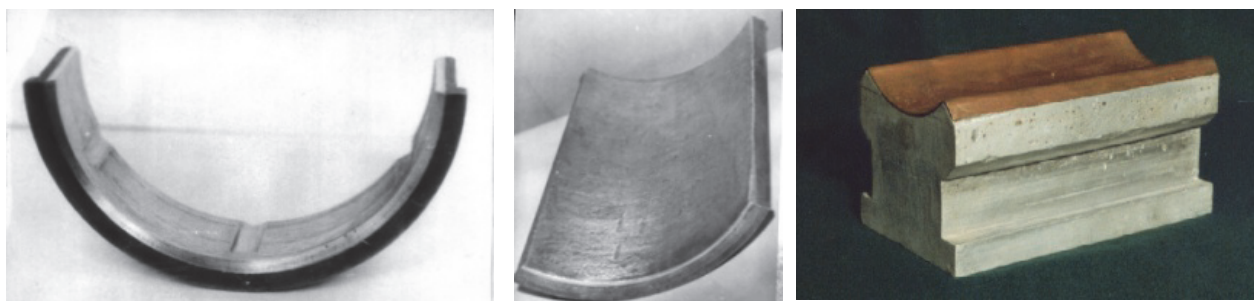


Рис. 7. Профилированные изделия, полученные с помощью СВШ:

- а) – бронзо-стальной вкладыш подшипника скольжения;
- б) – бронзо-стальная накладка буровой установки;
- в) – медно-алюминиевая токоподводящая колодка



На базе проведенных исследований были разработаны технологические процессы изготовления с помощью СВШ [11 ... 14] профилированных деталей и изделий: бронзо-стальные вкладыши подшипников скольжения (рис. 7, а), бронзо-стальные накладки бурового оборудования (рис. 7, б), медно-алюминиевые токоподводящие колодки (рис. 7, в).

### ВЫВОДЫ

1. Показано, что при сварке взрывом часть кинетической энергии  $W_k$  метаемой пластины переходит в энергию движения сваренного пакета  $W_1$ , не принимающую участие в образовании сварного соединения. При этом также бесполезна остаточная энергия продуктов детонации  $W_{ост}$ , не используемая при сварке и приводящая к макродеформации биметаллической заготовки.

Располагая свариваемый пакет над матрицей можно использовать эти энергии для дополнительной направленной деформации, т. е. для последующей одновременной штамповки или гибки.

2. Экспериментально установлено, что в процессе взрывного нагружения заготовок фактическая скорость движения сваренного пакета  $V_{дп}^э$  больше расчетной величины  $V_{дп}$ , следовательно, заряд ВВ продолжает работать и после образования сварного соединения, разгоняя пакет, а значит эту дополнительную энергию можно эффективно использовать для последующей одновременной штамповки.

3. На основе результатов проведенных исследований установлено, что дополнительная деформация (штамповка) сваренного взрывом пакета не влияет на размах волн, количества оплавленного металла и прочность соединения, однако следует учитывать следующие особенности процесса СВШ:

увеличение длины начального непровара и микротвердости биметаллических заготовок по сравнению со сваркой взрывом.

### Библиографический список

1. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 544 с.
2. Оголихин, В.М. Сварка взрывом в электрометаллургии / В. М. Оголихин, И. В. Яковлев. – Новосибирск: СО РАН. – 2009. – 160 с.
3. Петушков, В. Г. Применение взрыва в сварочной технике / В. Г. Петушков. – Киев: Наукова думка, 2005. – 756 с.
4. Кривенцов, А.Н. Распределение энергии при сварке взрывом / А. Н. Кривенцов, В. И. Кузьмин // Сварочное производство. – 2005. – №5. – С. 26-33.
5. Трыков, Ю.П. Деформация слоистых композиций / Ю.П. Трыков, В.Г. Шморгун, Л.М. Гуревич – Волгоград: РПК "Политехник", 2001. – 241 с.
6. Кузьмин, В. И. Кинетика полета, определение скоростей движения и соударения пакета при сварке взрывом / В. И. Кузьмин, А. Н. Кривенцов, А. В. Балуев // Сварочное производство. – 2000. – № 3. – С. 25-28.
7. Кузьмин С. В. Кинетика соударения металлических пластин в многослойном пакете при сварке взрывом / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Д. В. Стариков // Прикладная механика и техническая физика. – 1994. – Т.35, №5. – С. 173-175.
8. Кривенцов, А. Н. О роли пластической деформации металла в зоне соединения при сварке взрывом / А. Н. Кривенцов, В. С. Седых // Физика и химия обработки материалов. – 1969. – №1. – С. 132-141.
9. Кузьмин, В. И. Методики испытаний сваренных взрывом композиционных материалов / В. И. Кузьмин, С. В. Кузьмин, А. П. Пеев. – Волгоград: Издательство ИУНЛ ВолгГТУ, 2011. – 67 с.
10. Критические условия образования и разрушения соединений при сварке взрывом / В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, А. Н. Кривенцов, М. А. Яковлев // Сварочное производство. – 2003. – №10. – С. 14-19.
11. 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.
12. Технико-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.
13. Восстановление изношенных замыкающих поверхностей замков автосцепных устройств сваркой взрывом / А. Н. Кривенцов, В. И. Лысак, В. И. Кузьмин, М.А. Яковлев // Автоматическая сварка. - 2003. - №2. - С. 49-50.
14. Исследование возможности получения биметаллических накладок насоса сваркой взрывом с одновременной штамповкой / В. М. Гуриков, Г. Б. Рожков, В. И. Кузьмин, В. А. Пронин, А. П. Соннов // Передовой опыт. - 1987. - № 6. - С. 26-28.

УДК 621.791.13

*М. О. Беляков, аспирант, Е. А. Чугунов, канд. техн. наук,  
С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, чл.-корр. РАН*

### ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЯ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ ТОЛСТОЛИСТОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

*Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru*

Приведены результаты исследований по сварке взрывом стальных заготовок, в которых толщина неподвижных пластин была 25 мм, а метаемых - от 5 до 25 мм. Режимы соударения выбирались исходя из обеспечения постоянства угла соударения в 6°, и скорости точки контакта 2500 м/с. После металлографических исследований сваренных взрывом образцов установлено, что реальный угол соударения при метании пластин толщиной свыше 15 мм значительно меньше расчетного.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, толстолистовые композиционные материалы, геометрия соударения, угол соударения

*M. O. Belyakov, E. A. Chugunov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak*

### FEATURES OF FORMATION JOINT IN EXPLOSIVE WELDING THICK PLATE COMPOSITE

*Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru*

The article contains results research on explosive welding steel billets, in which the thickness of the base plates has been 25 mm, and cladding plates - from 5 to 25 mm. Modes are selected on the basis of collision ensure consistent impact angle 6°, and the speed of the contact point of 2500 m/s. After metallographic investigations explosively welded samples determined that the real angle of impact when throwing plates thickness over 15 mm significantly lower than the calculated.

**Keywords:** explosive welding, big-thickness composite, geometry collision, impact angle

Применение сваренных взрывом биметаллов в современном энергетическом, химическом, атомном машиностроении и в других областях техники постоянно увеличивается. Номенклатура используемых слоистых композиционных материалов расширяется за счет появления новых сочетаний основных и плакирующих слоев металлов и изменения соотношений толщин слоев, которые могут варьироваться от нескольких единиц до сотен миллиметров для основного слоя и от нескольких десятых долей до 15 ... 20 мм – для плакирующего.

В частности, в химических аппаратах, где биметаллы подвергаются воздействию высокоагрессивных сред, знакопеременных нагрузок при больших давлениях и т. д., ввиду того, что скорость коррозии составляет нескольких миллиметров в год, требуется применение в качестве плакирующего слоя химически стойких материалов большой

толщины. Получение таких биметаллов, обладающих высокой прочностью соединения слоев, сопряжено с определенными сложностями.

Авторы [1] на основании экспериментальных данных по сварке взрывом биметалла алюминий-сталь сделали вывод, что увеличение толщины метаемой пластины при прочих равных условиях (одинаковых значениях скорости контакта  $V_k$  и скорости соударения  $V_c$ ) приводит к снижению прочности на отрыв слоев. Показано, что получение высокопрочного соединения алюминия толщиной 20 мм (плакирующий лист) со сталью толщиной 15 мм обеспечивается реализацией кинематических параметров соударения в очень узком диапазоне:  $V_k = 1800 \dots 2000$  м/с;  $V_c = 180 \dots 220$  м/с. Однако, добиться постоянства  $V_k$  и  $V_c$  в таком интервале практически невозможно.

В [2] сужение диапазона свариваемости с

увеличением толщины метаемой пластины связывают с ростом кинетической энергии ее отрыва от неподвижной в результате ударно-волнового взаимодействия, что приводит к образованию микротрещин, а, следовательно, и к снижению прочности соединения. Здесь же вводится термин «критическая толщина» плакирующего листа, которая, по мнению авторов, для пары алюминий-сталь равна 16 мм, что противоречит [1], где соединение было получено при  $\delta_1 = 20$  мм.

Ряд исследователей [3 ... 5] объясняют неудовлетворительную свариваемость биметалла при большой толщине плакировки возникновением волн разгрузки, приводящих к появлению за точкой контакта растягивающих напряжений, способных не только значительно снизить прочность, но и даже разрушить уже полученное соединение. Однако представленные расчеты величины энергии не позволяют оптимизировать режимы сварки взрывом, что снижает практическую ценность исследований.

Таким образом, до настоящего времени нет однозначного объяснения причин неудовлетворительной свариваемости биметалла с толщиной плакирующего слоя более 15 мм и основным методом его получения является последовательное наращивание толщины плакировки в несколько приемов сваркой взрывом. При этом повторение подготовительных операций, а также промежуточные правки существенно повышают стоимость биметалла и увеличивают сроки его изготовления.

Целью данной работы является выявление причин нарушения формирования соединения при сварке взрывом биметалла с

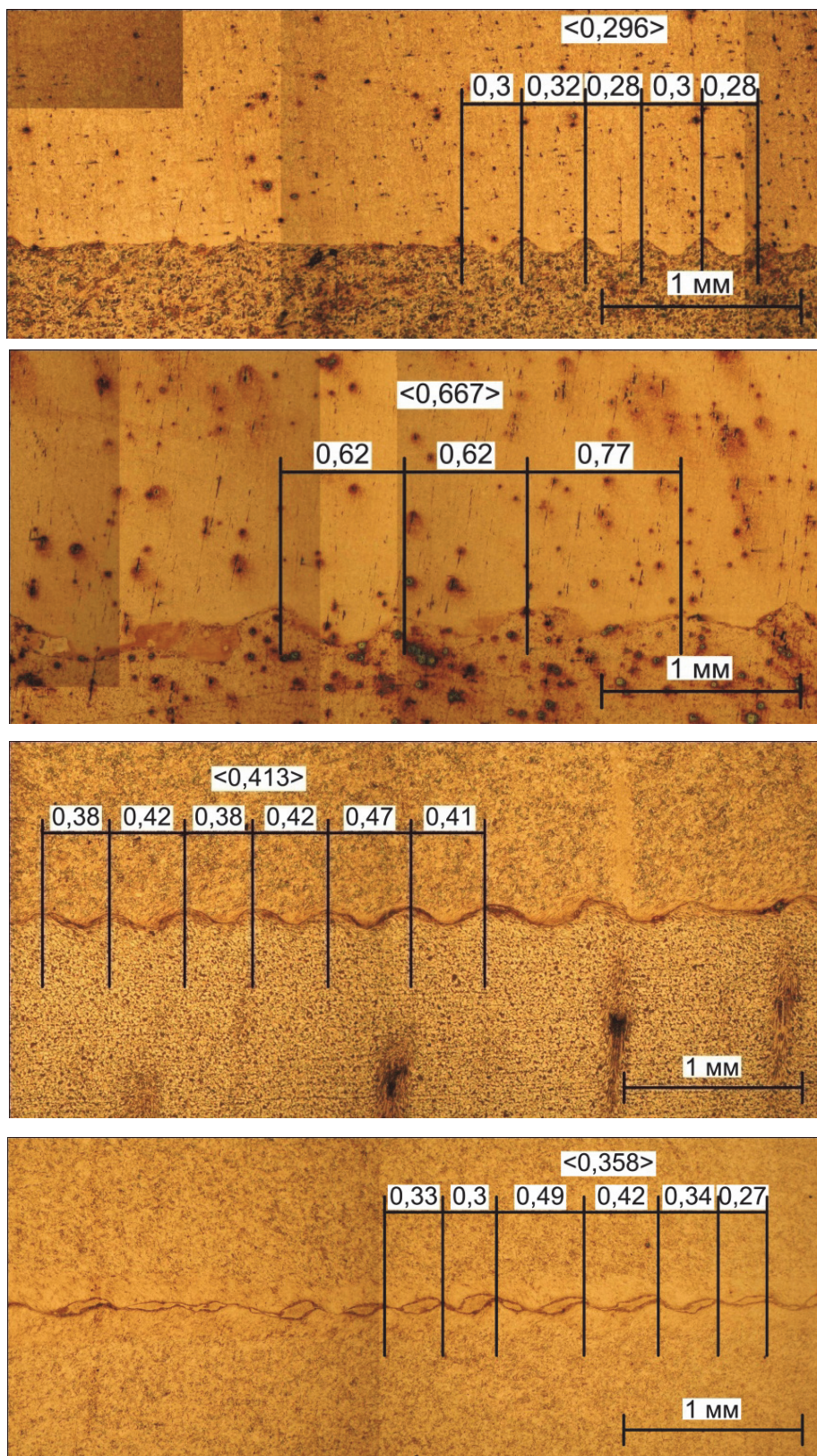
толщиной плакирующего слоя свыше 15 мм на основе исследования геометрии метаемой пластины в процессе соударения.

Для достижения поставленной цели были проведены эксперименты, где в качестве неподвижных использовались стальные пластины толщиной 25 мм, а  $\delta_1$  метаемых были 5, 10, 16, 20, 25 мм. Во всех экспериментах постоянство расчетного угла соударения  $\gamma = 6^\circ$  обеспечивалось путем варьирования высоты заряда и зазора при неизменных скоростях контакта ( $V_k = 2500$  м/с) и соударения ( $V_c = 260$  м/с).

Для определения реального угла  $\gamma$  и сопоставления его с расчетным из сваренных взрывом пластин вырезались образцы, на которых измерялась длина волны  $\lambda$  линии соединения. Затем по зависимости (1) [3] рассчитывалась длина волны, а обратным пересчетом, путем подстановки измеренной в сваренных взрывом образцах  $\lambda$  вычислялся угол соударения.

$$\lambda = 16 \delta_1 \sin^2(\gamma/2) \quad (1)$$

Исследование микроструктуры (рис. 1) сваренных образцов выявило некоторые закономерности в изменении длины волны от толщины метаемой пластины. Так при значениях  $\delta_1$  от 5 до 16 мм точки, полученные непосредственным измерением длины волны, ложатся вблизи расчетной прямой (рис. 2, а), а с увеличением  $\delta_1$  опытные значения  $\lambda$  становятся существенно меньше расчетных. Волны в большинстве случаев имеют достаточно регулярный профиль без наличия зон завихрений и оплавок. Участки оплавленного металла в околошовной зоне (ОШЗ) обнаружены при метании пластины толщиной 25 мм.



**Рис. 1.** Зона соединения сваренных взрывом пластин Ст3 + Ст3. Толщины метаемых пластин сверху вниз 5, 10, 20, 25 мм

Именно с появлением участков оплавленного металла автор [6] связывает снижение прочности соединения до нуля, основываясь на исследованиях энергетики процесса сварки и предполагая, что для любого металла существует определенная толщина

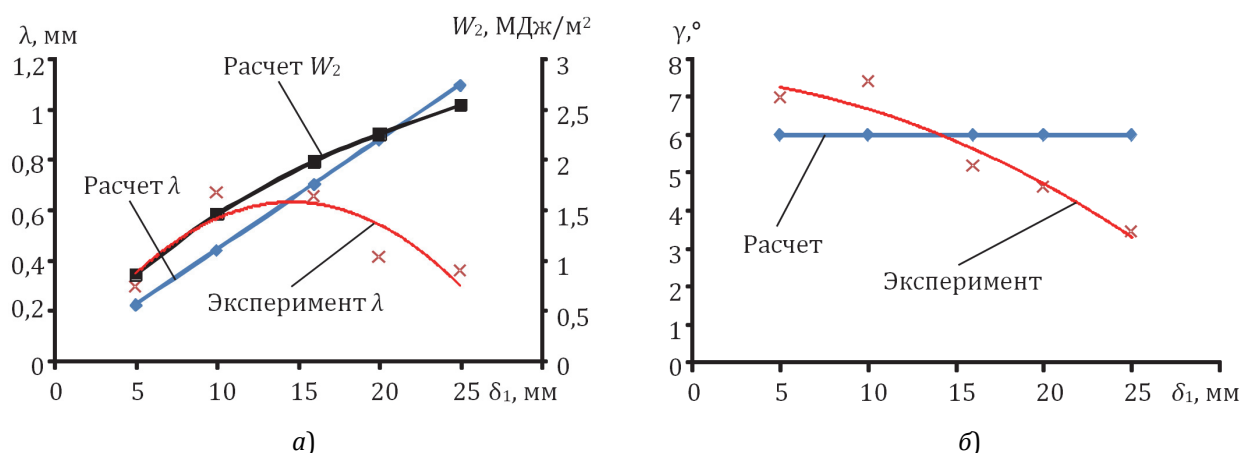


Рис. 2. Зависимость длины волны  $\lambda$ , энергии, затрачиваемой на пластическую деформации  $W_2$  (а) и динамического угла соударения  $\gamma$  (б) от толщины метаемой пластины  $\delta_1$

метаемой пластины, превышение которой приводит к формированию сплошной прослойки расплава (по аналогии с режимами сварки вблизи «верхней границы» [7]) вследствие чрезмерно завышенных значений кинетической энергии  $W_k$  и  $W_2$  и, следовательно, реализации больших деформаций поверхностных слоев. Рост расчетной энергии, затраченной на пластическую деформацию, показан на рис. 2, а.

Если сопоставить расчетные значения  $W_2$  и вычисленные путем подстановки в зависимость реальных скоростей соударения, пересчитанные после подстановки в зависимость (1) измеренных значений  $\lambda$ , то оказывается, что изменение геометрии метаемой пластины снижает скорость соударения более чем на 100 м/с, а это, в свою очередь, приводит к снижению  $W_2$  практически в два раза (рис. 2, а). Таким образом, и кинетическая энергия  $W_k$ , и энергия пластической деформации  $W_2$  не достигает чрезмерных значений. Следовательно, с энергетической точки зрения нет препятствий для образования прочного соединения.

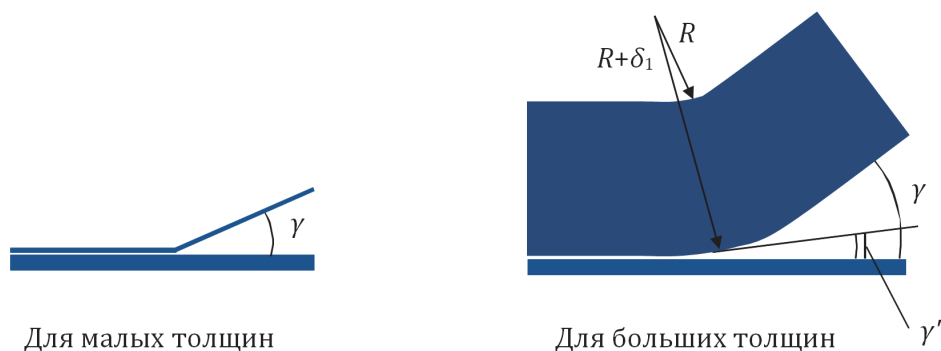
Сопоставление расчетного и реального угла соударения, полученного из зависимости (1), позволило выявить ряд особенностей формирования соединения при сварке

взрывом пластин с различными толщинами лакировки.

Расчетная зависимость длины волны  $\lambda$  от  $\gamma$  (рис. 2, а) имеет линейный, плавно возрастающий характер, за счет того, что единственным изменяющимся параметром в зависимости (1) является толщина метаемой пластины. Экспериментальные точки при значениях  $\delta_1$  до 16 мм включительно довольно хорошо сходятся с расчетной прямой, но при дальнейшем увеличении толщины метаемой пластины наблюдается существенное уменьшение длины волны (рис. 2, а).

Установлено, что реальный угол соударения  $\gamma$  несколько больше расчетного при малых толщинах метаемой пластины примерно до 14 мм, но он значительно уменьшается с ростом  $\delta_1$  (рис. 2, б), т. е. в зоне соударения не обеспечиваются необходимые параметры режимов сварки, при которых достигается требуемая прочность соединения.

Несоответствие расчетных параметров соударения и реальных в первом приближении может быть связано с тем, что толстая пластина имеет существенный радиус изгиба на свободной поверхности перед точкой контакта (рис. 3). Вероятно, что в процессе метания лакирующего листа большой



**Рис. 3. Изменение геометрии соударения при увеличении толщины метаемой пластины**

толщины на нагружаемой поверхности в месте перегиба существует некий радиус  $R$ , а на свободной в окрестности точки контакта, непременно возникнет радиус, величина которого  $R + \delta_1$ .

В этом, по видимому, заключается основная особенность формирования соединения с толщиной плакирующего слоя свыше 15 мм, приводящая к уменьшению угла соударения по отношению к расчетному  $\gamma$ . При тонкой плакировке величина  $\delta_1$  не вносит значительных изменений в геометрию соударения.

### ВЫВОДЫ

1. Экспериментально установлено, что в диапазоне толщин метаемой пластины от 5 мм до 16 мм наблюдается рост длины волны в зоне соединения, а дальнейшее увеличение  $\delta_1$  приводит к снижению значений  $\lambda$ , скорости и угла соударения вследствие изменения геометрии плакирующего листа в процессе высокоскоростного нагружения.

2. Снижение параметров соударения ( $\gamma$  и  $V_c$ ) в случае метания стальной пластины

толщиной 20 ... 25 мм и изменение ее геометрии уменьшает величину энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию металла ОШЗ, до 0,9 МДж/м<sup>2</sup>, тогда как для стали это диапазон должен быть 1 ... 1,5 МДж/м<sup>2</sup>.

### Библиографический список

1. Особенности сварки взрывом толстолистовых сталеалюминиевых композитов / В. В. Литвинов, В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, О. В. Строков, А. С. Кузьмин // Известия ВолгГТУ. - Волгоград: ВолгГТУ. - 2010. - С. 44-49.
2. Критические условия образования и разрушения соединений при сварке взрывом / В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, А. Н. Кривенцов, М. А. Яковлев // Сварочное производство. - 2003. - №10. - С. 14-19.
3. Дерibas, А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерibas. - Новосибирск: Наука, 1980. - 220с.
4. Кудинов, В. М. Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, А. Я. Коротеев. - М.: Металлургия, 1976. - 155 с.
5. Захаренко, И. Д. Сварка металлов взрывом / И. Д. Захаренко. - Минск: Наука и техника, 1990. - 205 с.
6. Петушков, В. Г. Применение взрыва в сварочной технике / В. Г. Петушков. - Киев: Наукова думка, 2005. - 756 с.
7. Lysak, V. I. Lower boundary in metal explosive welding. Evolution of ideas / V. I. Lysak, S. V. Kuzmin // Journal of Materials Processing Technology. - 2012. - vol. 212, issue 1. - Pp. 150-156.

УДК 621.791.13:621.762.4

*А. В. Крохалев, канд. техн. наук***СПОСОБ ПОСТРОЕНИЯ УДАРНЫХ АДИАБАТ ПРОДУКТОВ ДЕТОНАЦИИ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ВЗРЫВНОЙ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ***Волгоградский государственный технический университет, kroch@vstu.ru*

Предложены формулы для аналитического расчета ударных адиабат продуктов детонации взрывчатых веществ с учетом направления распространения детонации и разлета продуктов взрыва.

**Ключевые слова:** взрывчатые вещества, продукты детонации, ударная адиабата, разлет продуктов детонации

*A. V. Krokhalev***METHOD FOR CONSTRUCTING SHOCK ADIABATS OF THE DETONATION PRODUCTS FOR MODELING EXPLOSIVE PROCESSING OF MATERIALS***Volgograd State Technical University, kroch@vstu.ru*

The paper presents an analytic formula for calculating the shock adiabats of the detonation products explosive substances with the propagation direction of detonation and expansion explosion products.

**Keywords:** explosives, detonation products, shock adiabatic curve, expansion explosion products

В настоящее время при моделировании различных процессов взрывной обработки материалов, и в частности, взрывного компактирования порошков [1 ... 3], используется метод  $(P, u)$ -диаграмм, основанный на поэтапном определении характеристик падающей и отраженных волн путем анализа пересечений ударных адиабат элементов схемы нагружения, обрабатываемого материала и продуктов детонации в координатах «давление – массовая скорость» [4].

Основные трудности при построении ударной адиабаты продуктов детонации связаны с необходимостью учета их разлета со свободной поверхности заряда (разлет в других направлениях может не учитываться в связи с использованием боковых нависаний заряда).

Сделать это в первом приближении можно, если учесть, что при давлениях, мало отличающихся от давлений в точке Жуге, ударная адиабата двойного сжатия продуктов взрыва совпадает с изоэнтропой:

$$P = A\rho^k, \quad (1)$$

причем ее показатель  $k$  может считаться неизменным.

Примем за исходную точку построения этой изоэнтропы состояние ударного сжатия продуктов детонации, характеризующееся максимально возможным для выбранной схемы нагружения давлением  $P_x$ . В случае скользящего нагружения это давление отвечает состоянию продуктов детонации в плоскости Чепмена-Жуге, а при нагружении нормально падающей детонационной волной соответствует ее набеганию на абсолютно жесткую стенку и полному торможению продуктов взрыва.

И в том, и в другом случае перемещение продуктов детонации в направлении преграды отсутствует и его появление приведет к снижению давления в соответствие с изоэнтропой расширения, которая может быть записана в виде:

$$u = \int_P^{P_x} \frac{dP}{\rho c}, \quad (2)$$

где  $u$  – скорость продуктов детонации в направлении преграды;  $P$  – давление продуктов детонации на границе раздела с ней;  $\rho$  и

$c$  – плотность продуктов детонации и скорость звука в них.

Интегрирование уравнения (2) с учетом того, что изоэнтропа проходит через точку с параметрами  $(P_x, c_x, \rho_x)$  дает:

$$u = \frac{2k}{(k-1)c_x\rho_x} \left[ 1 - \left( \frac{P}{P_x} \right)^{\frac{k-1}{2k}} \right], \quad (3)$$

где  $c_x, \rho_x$  – скорость звука и плотность продуктов детонации, сжатых до давления  $P_x$ .

Примем  $k = 3$  и будем считать, что разлет продуктов детонации по свободной поверхности заряда в реальных условиях нагружения происходит так же, как и в случае абсолютно жесткой преграды. Тогда для определения величины  $P_x$  при нагружении нормально падающей детонационной волной можно использовать выражение:

$$P_x = \frac{64}{27} P_H \left( \frac{h}{D\tau} \right)^3, \quad (4)$$

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

При скользящем нагружении в случае, ко-

гда волна разгрузки еще не успела достигнуть поверхности промежуточной прокладки, давление  $P_x$  следует принять равным:

$$P_x = P_H, \quad (5)$$

а в дальнейшем использовать известное решение о разлете сжатого газа от абсолютно жестком стенки:

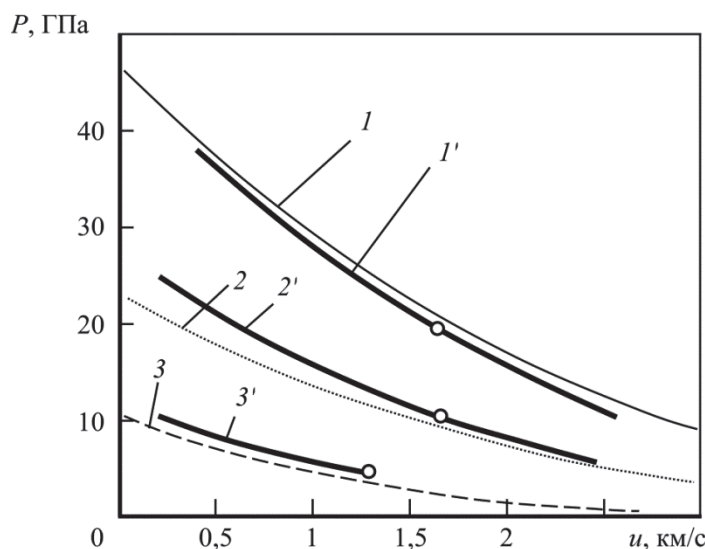
$$P_x = P_H \left( \frac{h}{c_H \tau} \right)^3, \quad (6)$$

где  $c_H$  – скорость звука в продуктах взрыва за фронтом детонации;  $\tau$  – время, отсчитываемое от начала разлета продуктов детонации в их фиксированном сечении, движущемся вдоль поверхности промежуточной прокладки параллельно фронту детонации со скоростью, равной массовой скорости продуктов взрыва в плоскости Чепмена-Жуге.

Эти допущения позволяют после некоторых преобразований получить аналитические выражения для адиабат продуктов взрыва:

– для нагружения нормально падающей детонационной волной:

$$P_x = \frac{64}{27} P_H \left( \frac{h}{D\tau} - \frac{u}{D} \right)^3, \quad (7)$$



**Рис. 1. Ударные адиабаты продуктов детонации некоторых взрывчатых веществ:**  
 1 – аммонит 6 ЖВ  $\rho=1,0$  г/см<sup>3</sup>; 2 – гексоген порошкообразный  $\rho=1,0$  г/см<sup>3</sup>; 3 – тротил прессованный  $\rho=1,64$  г/см<sup>3</sup>; 1' – расчет  $D=4200$  м/с,  $P_H=4,4$  ГПа; 2' – расчет  $D=6200$  м/с,  $P_H=9,6$  ГПа; 3' – расчет  $D=6940$  м/с,  $P_H=19,7$  ГПа



где  $\tau \geq \frac{h}{D}$  – время, отсчитываемое от момента инициирования детонации, на свободной поверхности заряда;

– для скользящего нагружения:

$$P = \begin{cases} P_H \left(1 - \frac{4u}{3D}\right)^3 & \text{при } \tau \leq \frac{h}{D} \\ P_H \left(\frac{h}{D\tau} - \frac{4u}{3D}\right)^3 & \text{при } \tau > \frac{h}{D} \end{cases} \quad (8)$$

где  $\tau$  – время, отсчитываемое от начала нагружения данной точки поверхности промежуточной прокладки.

В формуле (8) учтено также, что продукты взрыва движутся относительно поверхности промежуточной прокладки в направлении распространения по заряду взрывчатого вещества фронта детонации.

Как видно из рис. 1, ударные адиабаты продуктов детонации некоторых, наиболее распространенных взрывчатых веществ, построенные на момент времени, соответствующий началу отражения, с использованием данной методики, с достаточной для оценочных расчетов точностью совпадают с известными ударными адиабатами, что указывает на приемлемость изложенного под-

хода к построению адиабат продуктов взрыва.

#### Библиографический список

1. Крохалев, А. В. Получение износостойких покрытий из смесей порошков карбида хрома с металлической связкой с использованием взрывного нагружения / А.В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия Волгоградского государственного технического университета. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 4 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – № 5. – С. 117-122.
2. Крохалев, А. В. Закономерности формирования твёрдых сплавов из смесей порошков карбида хрома с титаном с использованием энергии взрыва / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. - 2012. - № 1. - С. 32-37.
3. Крохалев, А.В. Особенности формирования твёрдых сплавов из смесей порошков карбида хрома с титаном при взрывном прессовании / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, О. А. Авдеюк, А. В. Севостьянова // Изв. ВолгГТУ. Серия "Прогрессивные технологии в машиностроении". Вып. 8 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. - Волгоград, 2012. - № 13 (100). - С. 18-23.
4. Крохалев, А. В. Компьютерный расчет параметров сжатия при нанесении порошковых покрытий взрывом / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия Волгоградского государственного технического университета. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 4 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – № 5. - С. 110-116.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-08-12028 офи\_м.

УДК 621.791.13:621.762.4:669-1

*А. В. Крохалев, канд. техн. наук, В. О. Харламов, канд. техн. наук,  
С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, чл.-корр. РАН, М. А. Тупицын, аспирант*

### МЕЖФАЗНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ В ПОРОШКОВЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ХРОМА

*Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru*

Приведены результаты термодинамического моделирования фазовых равновесий в системах Cr-C-Cu, Cr-C-Ni и Cr-C-Ti. Описаны особенности возможного взаимодействия между компонентами карбидохромовых твердых сплавов с различной связкой.

**Ключевые слова:** компьютерное термодинамическое моделирование, квазибинарное сечение, фазовый состав сплавов

*A. V. Krokhalev, V.O. Kharlamov, S.V. Kuzmin, V.I. Lysak, M.A. Tupitsyn*

### INTERPHASE INTERACTION IN POWDER HARD ALLOYS BASED ON CHROMIUM CARBIDE

*Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru*

The paper is considered results of phase equilibrium in the systems Cr-C-Cu, Cr-C-Ni and Cr-C-Ti. The features of possible interaction between the components hard alloys with a different band are described.

**Keywords:** computational thermodynamic modeling, quasi-binary section, phase composition of alloys

В настоящее время твердые сплавы чаще всего получают путем прессования исходных смесей порошков тугоплавких карбидов с металлами и спекания. Это накладывает определенные ограничения на подбор состава материалов, связанные, прежде всего, с химической совместимостью компонентов сплавов, и не позволяет принципиально повысить их эксплуатационные свойства. Решение этих проблем может быть найдено путем использования при компактировании порошковых смесей карбидов с металлами энергии взрыва. Взрывная обработка порошков позволяет одновременно достигать и давлений, достаточных для уплотнения порошков до практически беспористого состояния, и температур, достаточных для сварки структурных компонентов порошкового материала в единое целое [1 ... 3].

Для анализа процессов, происходящих при ударно-волновом воздействии на порошковые смеси, большое значение имеет информация о характере межфазного взаимодействия между их компонентами. При

использовании новых, малоизученных составов твердых сплавов подобная информация, как правило, отсутствует. В этих условиях приходится прибегать к проведению компьютерного термодинамического моделирования.

Так, например, при исследовании триботехнических твердых сплавов на основе карбида хрома Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> с медной, никелевой и титановой связкой [1] нами с использованием программного комплекса Thermo-Calc 5 были построены политемические разрезы тройных систем Cr-C-Cu, Cr-C-Ni и Cr-C-Ti, соответствующие квазибинарным системам Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-Cu, Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-Ni и Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-Ti (рис. 1 ... 3).

Анализ полученных разрезов показал, что при использовании медной связки химическое взаимодействие между компонентами сплава невозможно. Температура появления жидкой фазы в системе практически соответствует температуре плавления меди. При этом растворимость карбида хрома в ней не превышает 2% при 1250 °С (рис. 1).

THERMO-CALC (2011.09.21:00.56) :  
 DATABASE:BIN97  
 P=1.01325E5, N=1, W(CR)-6.49355\*W(C)=0;

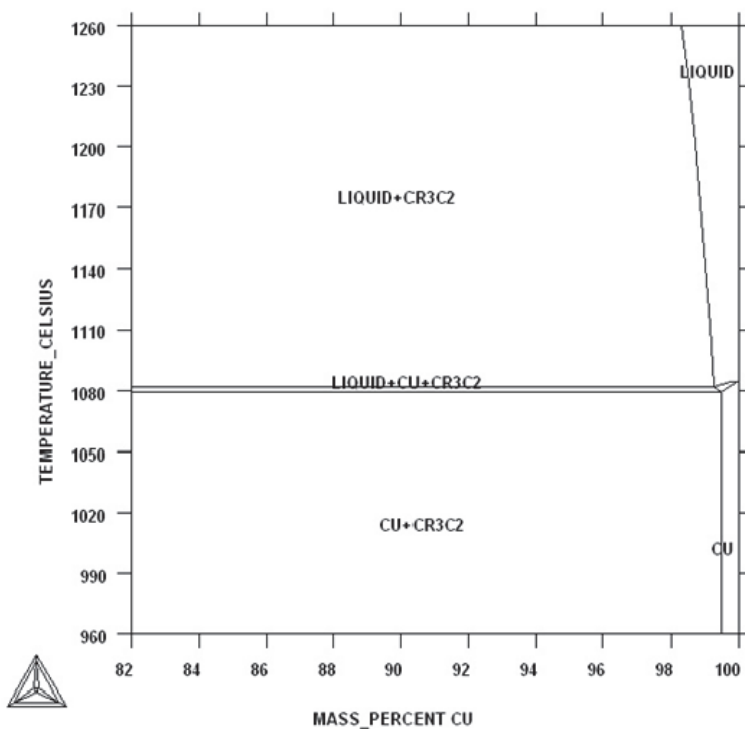


Рис. 1. Квазибинарное сечение  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -Cu системы Cr-C-Cu

THERMO-CALC (2011.09.22:10.31) :  
 DATABASE:SSOL  
 P=1.01325E5, N=1, W(CR)-6.49355\*W(C)=0;

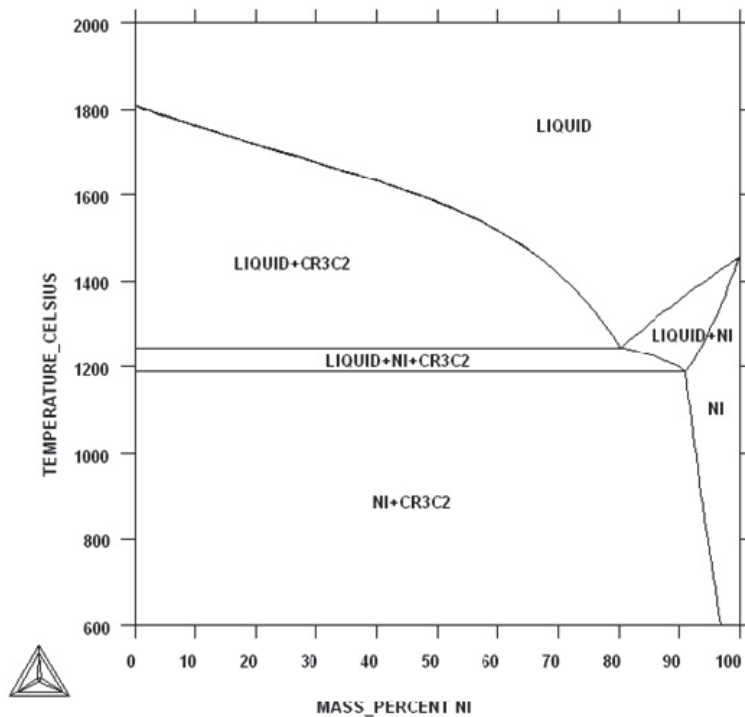


Рис. 2. Квазибинарное сечение  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -Ni системы Cr-C-Ni

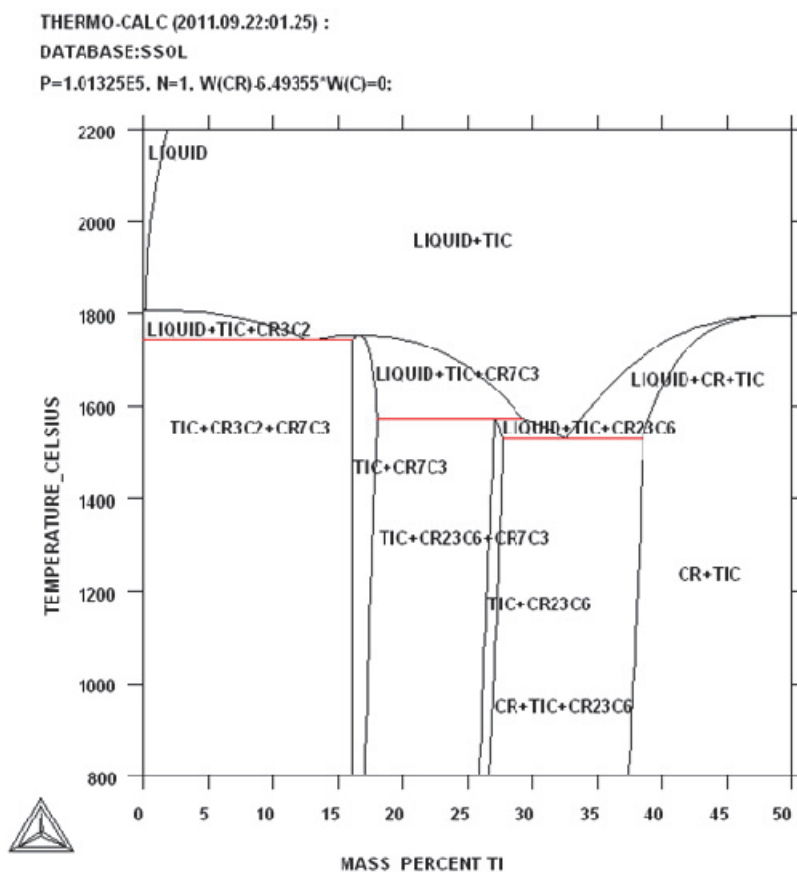


Рис. 3. Квазибинарное сечение  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -Ti системы Cr-C-Ti

При нормальной температуре равновесными фазам являются  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  и Cu, что полностью соответствует исходному составу используемой порошковой смеси. Растворимость  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  в Cu в твердом состоянии практически отсутствует (не превышает 0,5%).

Сплавы с никелевой связкой являются классическими квазиэвтектическими сплавами: жидкая фаза может появляться в них при температуре порядка  $1200^\circ\text{C}$ , что существенно ниже температуры плавления никеля (рис. 2). При этом карбидная фаза способна растворяться в жидкости при нагреве и выпадать из нее при охлаждении. Предельная растворимость  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  в Ni при комнатной температуре не превышает 4%, так что, как и в предыдущем случае, после полного охлаждения фазовый состав сплавов будет близок к исходному.

В сплавах карбида хрома с титаном (рис. 3) возможно химическое взаимодействие компонентов, ведущее к образованию карбида титана TiC и обедненных углеродом карбидов хрома  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  и  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  или чистого Cr в зависимости от исходного содержания титана в смеси порошков.

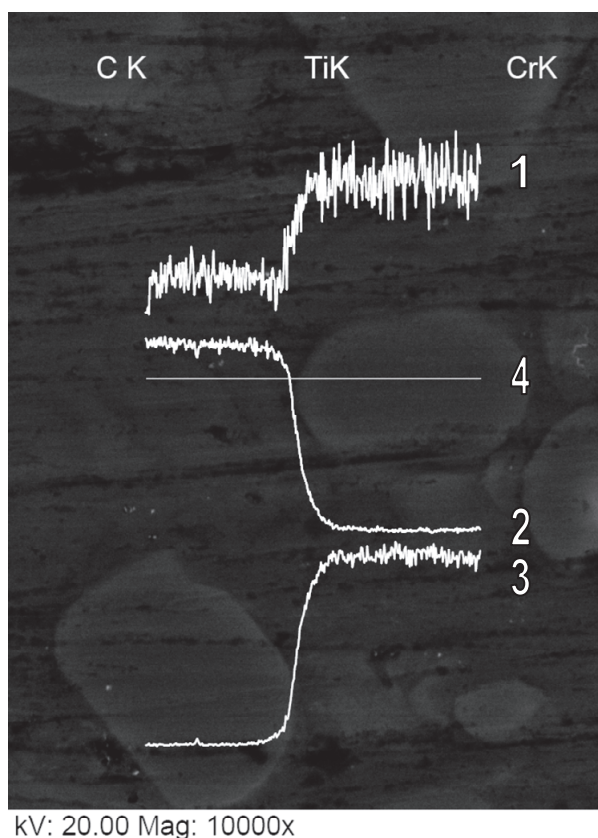
Следовательно, воздействие достаточно высокой температуры на такие сплавы в отличие от сплавов с медью и никелем без изменения фазового состава практически невозможно.

Поскольку каких-либо тройных фаз в системе Cr-C-Ti не образуется, а в исследуемом интервале концентраций не наблюдается и химического взаимодействия Ti и Cr с образованием фаз Лавеса ( $\sigma$ -фаз), то можно предположить, что взаимодействие исходных компонентов порошковой смеси при

этом будет приводить к образованию на поверхности раздела между  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  и Ti чередующихся слоев стабильных фаз TiC и  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ,  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  или Cr, границы которых будут перемещаться в сторону исходных фаз вплоть до исчезновения (полного или частичного) последних.

Для проверки данной гипотезы микро-рентгеноспектральному анализу подвергли материал, полученный путем ударно-волнового сжатия до давления 11,9 ГПа с одновременным разогревом в ударных волнах до 660 °С порошковой смеси карбида хрома  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  с титановой связкой в количестве 30% по объему.

Изучение линейного профиля распределения элементов между фазами твердого



**Рис. 4. Распределение элементов между фазами (РЭМ, Quanta 3D FEG):**

1, 2 и 3 – содержание C, Ti и Cr соответственно; 4 – линия сканирования состава

сплава (рис. 4) показало, однако, отсутствие следов химического взаимодействия между компонентами исходной порошковой смеси: титан целиком остался в составе металлической фазы сплава, а хром и углерод – в составе карбидной фазы.

Обнаруженная закономерность может быть объяснена только чрезвычайно малой длительностью воздействия на материал давления и температуры, которая не позволила процессам диффузии в сколь-нибудь заметной степени привести к изменению фазового состава материала.

Отсутствие следов вторичного межфазного взаимодействия следует расценивать как экспериментальное подтверждение возможности получения с использованием взрыва твердых сплавов, состав которых может принципиально отличаться от термодинамически равновесного и полностью соответствовать исходному составу порошковой смеси.

#### Библиографический список

1. Крохалев, А.В. Получение износостойких покрытий из смесей порошков карбида хрома с металлической связкой с использованием взрывного нагружения / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия Волгоградского государственного технического университета. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 4 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолГТУ. – Волгоград, 2010. – № 5. - С. 117-122.
2. Крохалев, А. В. Закономерности формирования твёрдых сплавов из смесей порошков карбида хрома с титаном с использованием энергии взрыва / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. - 2012. - № 1. - С. 32-37.
3. Крохалев, А. В. Особенности формирования твёрдых сплавов из смесей порошков карбида хрома с титаном при взрывном прессовании / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, О. А. Авдеюк, А. В. Севостьянова // Изв. ВолГТУ. Серия "Прогрессивные технологии в машиностроении". Вып. 8 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолГТУ. - Волгоград, 2012. - № 13 (100). - С. 18-23.

УДК 621.791.13:621.762.4:669-1

*А. В. Крохалев, канд. техн. наук, В. О. Харламов, канд. техн. наук,  
С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, чл.-корр. РАН,  
П. А. Харламов, магистрант*

### СТРОЕНИЕ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ В ТВЕРДЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ «КАРБИД ХРОМА – ТИТАН»

*Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru*

В работе исследована структура межфазных границ в твердых сплавах, полученных прессованием взрывом смесей порошков карбида хрома  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  и титана. С использованием методов электронной микроскопии установлено, что подобные границы имеют конечную толщину, на протяжении которой наблюдается плавное изменение химического состава материала, и сложное кристаллическое строение.

**Ключевые слова:** карбид хрома, титан, твердый сплав, взрывное прессование порошков, консолидация порошкового материала, межфазные поверхности

*A. V. Krokhaliev, V. O. Kharlamov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, P. A. Kharlamov*

### STRUCTURE OF INTERPHASE BOUNDARY SURFACE IN HARD ALLOYS OF CHROMIUM CARBIDE-TITANIUM SYSTEM

*Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru*

The paper is devoted to research the structure of interphase boundaries in solid alloys received by explosive pressing the powder mixtures of chromium carbide  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  and titanium. Using the electron microscopy established that similar boundaries have a final thickness over which there is a smooth change in the chemical composition of the material with complicated crystalline structure.

**Keywords:** chromium carbide, titanium, hard alloy, explosive compacting of powders, consolidation of powder material, boundary surface

Использование взрывного компактирования порошков обеспечивает значительные скорости пластической деформации обрабатываемых материалов, высокие давления и чрезвычайно малую (порядка  $10^{-6}$  с) длительность образования соединения между ними [1, 2], что позволяет без спекания получать твердые сплавы из порошковых компонентов, таких как карбид хрома и титан [3], соединение которых традиционными способами невозможно [4].

Согласно существующим представлениям формирование подобного соединения протекает полностью в твердой фазе (без расплавления) по механизму трехстадийной топохимической реакции [2]. В результате формируется прочная поверхность соединения – граница, обеспечивающая (применительно к случаю соединения разнородных

материалов) «механический континуум» при сохранении «химического дисконтинуума» [5]. С точки зрения соответствия кристаллического строения фаз по обе стороны от этой границы она может быть когерентной, полукogerентной или некогерентной. Толщина подобной границы как поверхности, разделяющей решетки контактирующих фаз, должна быть признана бесконечно малой, если не принимать во внимание локальных искажений, связанных с упругими напряжениями в непосредственной близости от нее.

Следует отметить, однако, что в последние десятилетия в связи с интенсивным развитием прецизионных методов исследования материалов и прежде всего просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения появилась возможность бо-



**Рис. 1. Смоделированная с использованием потенциала Морзе модель атомной структуры нанокристаллического материала [6]:** (чёрным обозначены атомы в зернограничных областях)

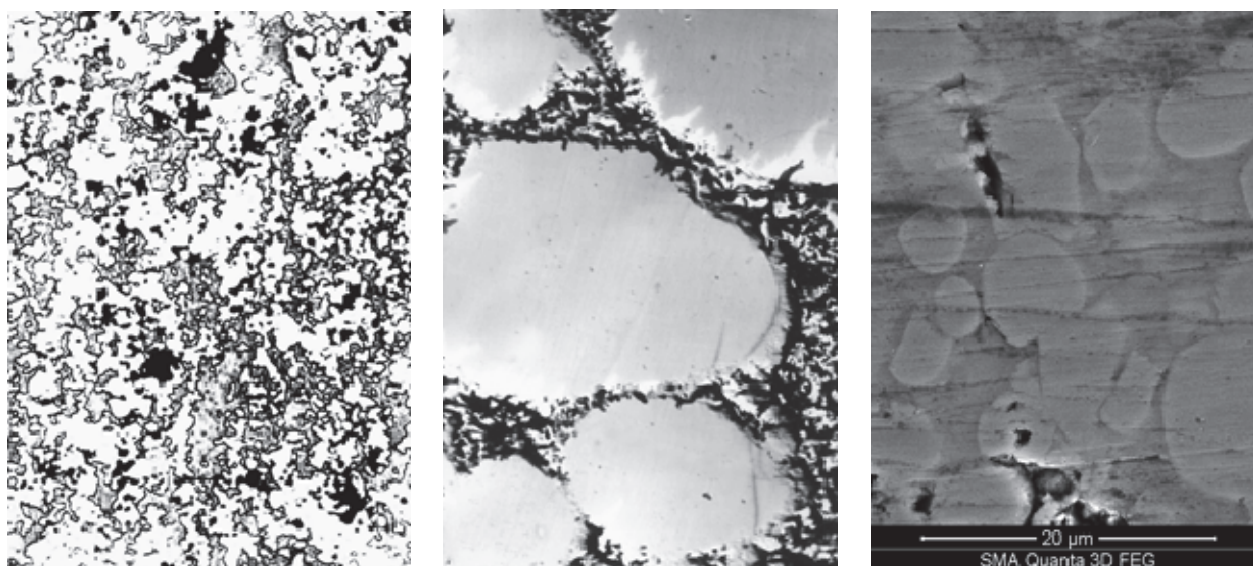
лее глубокого (вплоть до визуализации отдельных рядов атомов) изучения границ, что делает актуальным если не пересмотр, то, по крайней мере, существенное переосмысление классических представлений об их атомном строении.

Целью настоящей работы явилось исследование межфазных границ в твердых сплавах, полученных взрывным компактированием порошков, с применением современ-

ной высокоразрешающей электронной микроскопии и рентгеновского микроанализа.

Использование этих методов для выявления тонкой структуры большеугловых границ зерен в традиционных поликристаллических (в том числе наноразмерных) материалах показало, что такие границы имеют достаточно большую толщину (несколько десятков ангстрем) и отличаются по своему строению от строения кристаллов, лежащих по обе стороны от границы (рис. 1). В этом смысле можно говорить о так называемой зернограничной фазе [7], как о некотором новом, принципиально отличном от известных, состоянии вещества [8].

Атомная структура зернограничной фазы является дискуссионной. Анализ существующих точек зрения [9] позволяет заключить, что можно ожидать как полностью или частично неупорядоченного (газоподобного или квазижидкого, аморфного) ее строения [10 ... 12], так и полностью упорядоченного (кристаллического) [13]. Некоторые авторы полагают, что в одном и том же материале можно наблюдать границы раздела, имею-



**Рис. 2. Структура твердых сплавов системы  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$ , полученных взрывом:**

*а* – оптическая микроскопия, Carl Zeiss Axiovert,  $\times 200$ ;

*б* – угольная реплика, ПЭМ, Tesla BS 540,  $\times 5000$ ;

*в* – шлиф без травления, РЭМ, Quanta 3D FEG

щие как упорядоченные, так и неупорядоченные участки [14].

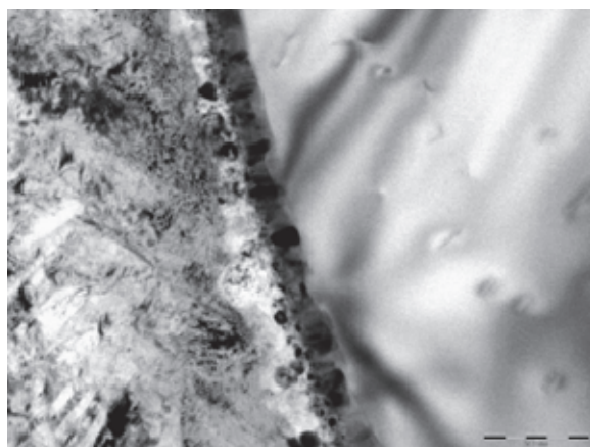
Данных, касающихся межфазных границ, сформированных в композиционных материалах при взрывной обработке, в литературе крайне мало. Однако они свидетельствуют, что с точки зрения описания атомного строения границ принципы, сформированные при изучении материалов, полученных другими методами, скорее всего сохраняют свою актуальность. Так, например, при исследовании поверхности соединения титан-сталь, полученной сваркой взрывом, была обнаружена прослойка толщиной менее 200 нм, имеющая строение близкое к аморфному и химический состав от 80 до 56 ат.% Ti и от 20 до 44 ат.% Fe [15]. Подобный факт указывает на то, что зернограничная фаза может иметь не только свое собственное кристаллическое строение, но и свой собственный химический состав, промежуточный по сравнению с составом фаз, образующих межфазную границу.

В наших исследованиях в качестве объекта использовался твердый сплав карбида хрома с титаном (рис. 2), изготовленный взрывным компактированием исходной

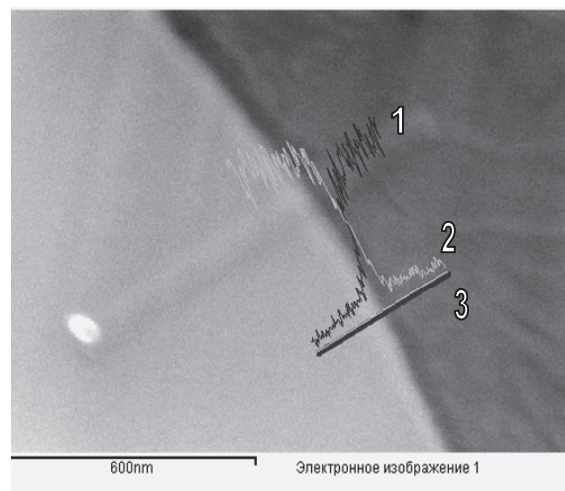
смеси порошков без спекания. Режим пресования обеспечивал образование прочной связи между компонентами смеси при отсутствии химического взаимодействия между ними [3].

Система  $\text{Cr}_3\text{C}_2 - \text{Ti}$  относится к термодинамически неравновесным системам: при использованном нами содержании титановой связки (40 вес. %) равновесие в ней может быть достигнуто лишь в случае перехода исходных фаз в новые фазы – TiC и Cr [4].

Для проведения исследований использовали просвечивающий электронный микроскоп Теснаи G2 20F (ускоряющее напряжение до 200 кВ, разрешение 0,19 нм) и электронный микроскоп высокого разрешения Titan 80-300 (ускоряющее напряжение до 300 кВ, разрешение 0,14 нм). Подготовку образцов осуществляли на многофункциональном растровом электронном микроскопе Quanta 3D FEG с интегрированной системой фокусированного ионного пучка (ширина реза 20 ... 100 нм) по методике [16], которая включала в себя создание тонкого поперечного сечения образца в зоне границы, извлечение фольги из него с последующим ее утонением ионным пучком до толщины



а)

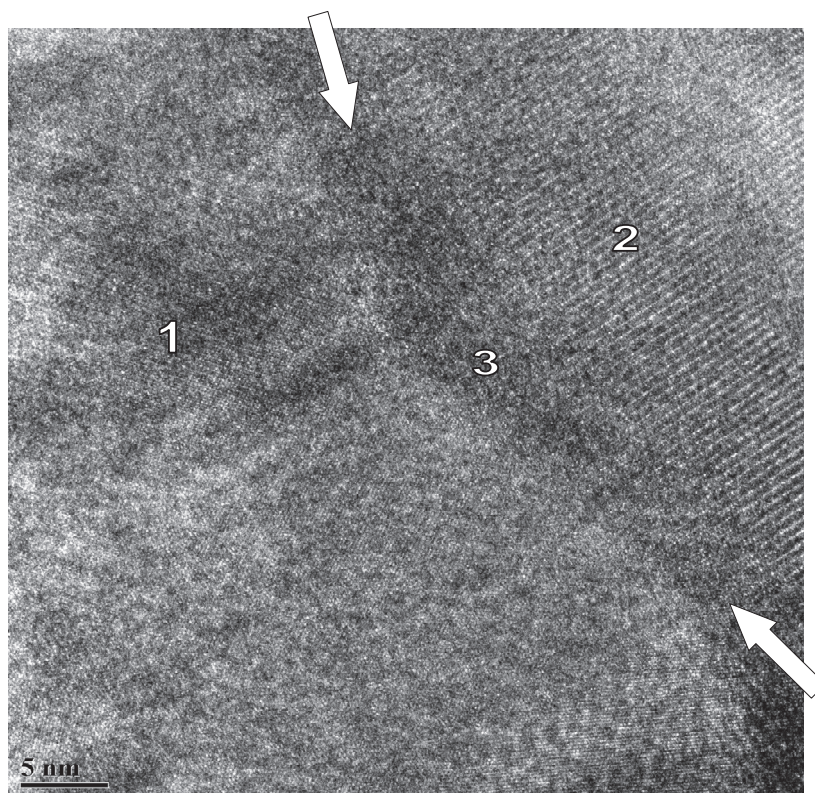


б)

**Рис. 3. Строение (а) и химический состав (б) межфазных границ в твердом сплаве  $\text{Cr}_3\text{C}_2 - \text{Ti}$ , фольга (ПЭМ, Теснаи G2 20F):**

1, 2 – содержание Ti и Cr соответственно, 3 – линия сканирования состава





**Рис. 4. Атомное строение граничной фазы в твердых сплавах системы  $\text{Cr}_3\text{C}_2 - \text{Ti}$ , фольга (ПЭМ, Titan 80-300):**

1, 2 – зоны граничной фазы с кристаллическим строением и преобладанием в составе Ti и Cr соответственно; 3 – зона с аморфным строением

100...150 нм.

Исследование полученной фольги показало, что граница соединения карбида хрома с титаном представляет собой хорошо различимую прослойку толщиной 80 ... 100 нм (рис. 3, а). Рассмотрение распределения химических элементов сплава по ее толщине, полученного с применением методов рентгеновской энерго-дисперсионной спектроскопии в режиме трансмиссионного сканирования, (рис. 3, б) позволяет сделать вывод, что характерной особенностью этой прослойки является плавное непрерывное изменение ее химического состава от максимально возможного содержания одного металла до максимально возможного содержания другого.

В системе Cr-C-Ti не существует стабильных фаз с такой широкой областью гомогенности (за исключением высокотемпературной жидкой фазы, о которой в данном

случае говорить не приходится). Поэтому мы, как и авторы работ [7 ... 14], предлагаем видеть в выявленной прослойке специфическое структурное образование. Однако, использовать термин «зернограничная фаза», как нам кажется, в данном случае не представляется возможным вследствие некоторых важных особенностей данного образования, обусловленных тем, что исследуемые границы, в отличие от обычных границ зерна, разделяют разные фазы.

Внимательное рассмотрение тонкого строения обнаруженных прослоек (рис. 3) показывает, что по их толщине хорошо различимы по крайней мере две зоны, отличающиеся как друг от друга, так и от основных фаз сплава по электронно-оптической плотности и фрагментированности субмикроструктуры.

Применение методов просвечивающей микроскопии высокого разрешения (HR

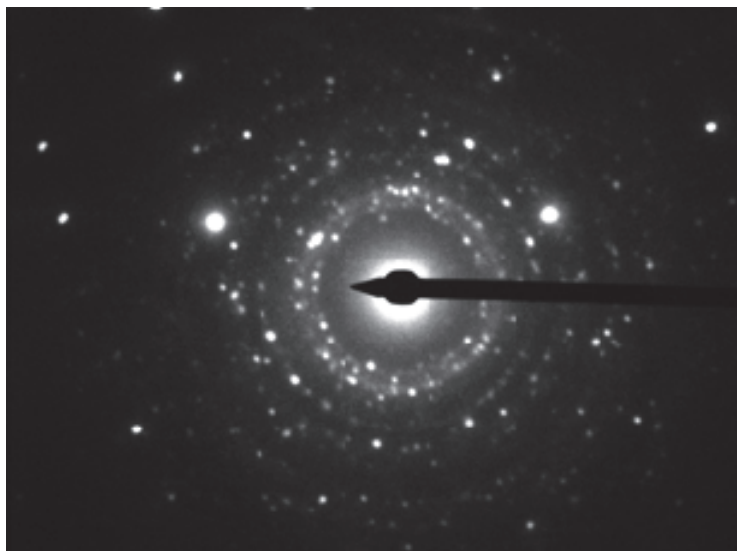


Рис. 5. Электронограмма зоны соединения карбидной и металлической фаз в твердых сплавах системы  $\text{Cr}_3\text{C}_2 - \text{Ti}$ , фольга (ПЭМ, Теспаи G2 20F)

ТЕМ) позволило установить, что между описанными зонами в свою очередь располагается тонкая (толщиной порядка 5 ... 7 нм) прослойка, которая имеет атомное строение, близкое к аморфному (рис. 4).

В пользу изложенных представлений о строении границ раздела между карбидной и металлической фазами в сплавах, полученных взрывом, говорит общий вид электронной дифрактограммы, снятой с участка фольги, соответствующего такой границе в твердом сплаве системы  $\text{Cr}_3\text{C}_2 - \text{Ti}$  (рис. 5).

Дифракционная картина в этом случае содержит мощные кристаллические рефлексы, связанные, по-видимому, с крупными кристаллитами карбидной фазы, дебаевские кольца, состоящие из ряда слабых рефлексов и свидетельствующие о поликристаллическом состоянии металлической матрицы и, возможно, зон граничной фазы, имеющих кристаллическое строение, а также диффузное кольцо, характерное для аморфного состояния вещества в средней части прослоек граничной фазы.

#### ВЫВОДЫ

1. Межфазные границы в композиционных материалах, полученных взрывным

компактированием порошков на режимах, позволяющих добиться прочной связи между компонентами материалов при отсутствии химического взаимодействия между ними, обеспечивают не только механический но и химический «континуум» композита. Границы раздела в композиционных материалах имеют конечную толщину порядка 100 нм, на протяжении которой состав материала плавно изменяется от состава одного из компонентов композита до состава второго компонента.

2. Кристаллическое строение межфазных границ является сложным. Вдоль границ обнаруживаются две достаточно толстых кристаллических прослойки, суммарная толщина которых практически равна общей толщине границы, между которыми располагается тонкая (толщиной до 5 ... 7 нм) прослойка, имеющая кристаллическое или аморфное строение.

3. Учитывая неоднородность химического состава и кристаллического строения, обнаруживаемую на границах раздела между компонентами композиционных материалов, говорить о «граничной фазе» вдоль межфазных границ (в отличие от границ зе-

рен) методически неверно. В данном случае должна рассматриваться устойчивая совокупность нескольких граничных фаз, состав и строение которых зависит, по-видимому, и от химического состава и от кристаллографической ориентировки фаз, располагающихся по обе стороны от межфазной границы.

#### Библиографический список

1. Pruemmer, R. A. Explosive Compaction of Powders and Composites / R. A. Pruemmer, T. Balakrishna Bhat, K. Siva Kumar, K. Hokamoto. – Science Publishers, 2006. – 194 p.
2. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 544 с.
3. Закономерности формирования твёрдых сплавов из смесей порошков карбида хрома с титаном с использованием энергии взрыва / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2012. – № 1. – С. 32-37.
4. Крохалев, А. В. Компьютерное моделирование фазового состава твердых сплавов на основе карбида хрома / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Инновационные информационные технологии. – 2012. – № 1. – С. 248-250.
5. Поверхности раздела в металлических композитах. Под ред. А. Меткалфа. Пер. с англ. – М.: Мир, 1978. – 440 с.
6. Гусев А. И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. – М.: Физматлит, 2005. – 416 с.
7. Шабашов, В. А. Об обнаружении «зернограничной фазы» в субмикроструктурном железе мессбауэровским методом / В. А. Шабашов, В. В. Овчинников, Р. Р. Мулюков, Р. З. Валиев, Н. П. Филиппова // «Физика металлов и металловедение». – 1998. – Т. 85, №3, С. 100-112.
8. Haubold, T EXAFS studies of nanocrystalline materials exhibiting a new solid state structure / T. Haubold, R. Birringer, B. Lengeler, H. Gleiter // Phys. Lett. A. – 1989. – v. 135, № 8–9, P. 461-466.
9. Штанский, Д. В. Просвечивающая электронная микроскопия высокого разрешения в нанотехнологических исследованиях / Д. В. Штанский // Рос. хим. ж. (Ж. Рос. хим. об-ва им. Д.И.Менделеева). – 2002. – Т. XLVI, №5. – С. 81-89.
10. Murty, B.S. Structure and thermal stability of nanocrystalline materials / B.S. Murty, M.K. Datta, S.K. Pabi // Sadhana. – Vol. 28, Parts 1 & 2. –February/April 2003. – Pp. 23–45.
11. Keblinski, P. On the thermodynamic stability of amorphous intergranular films in covalent materials. / P. Keblinski, S. R. Phillpot, D. Wolf, H.Gleiter // J. Eur. Ceram. Soc. –1997, 80. – Pp. 717–732.
12. Veprek, S. A concept for the design of novel superhard coatings / S. Veprek, S. A. Reiprich // Thin Solid Films. – 1995. – v. 268. – Pp. 64-71.
13. Шевченко, В. Я. Наблюдение особенностей структуры ультрадисперсного состояния диоксида циркония методом дифракции синхротронного излучения / В. Я. Шевченко, О. Л. Хасанов., Г. С. Юрьев, Похолок Ю. П. // ДАН. – 2001. – Т. 377, № 6. – С. 797-799.
14. Shtansky, D.V. Synthesis and Characterization of Ti-Si-C-N / D. V. Shtansky, E. A. Levashov, A. N. Sheveiko, J. J. Moore // Films Metallurgical and Materials Transaction. – 1999. – v. 30A, №9. – P. 2439-2447.
15. Song, J. 2011, Hierarchical microstructure of explosive joints: Example of titanium to steel cladding / J. Song, A. Kostka, M. Veehmayer, D. Raabe // Materials Science and Engineering. – A 528 (6). – Pp. 2641-2647.
16. Ушанова, Э. А., Разработка технологии подготовки образцов для электронно-микроскопических исследований нанокристаллических зон сцепления в разнородных соединениях на основе методов ионной полировки / Э. А. Ушанова, Е. В. Нестерова, С. Н. Петров, В. В. Рыбин, С. В. Кузьмин, Б. А. Гринберг // Вопросы материаловедения. – 2011, № 1(65). – С. 110-117.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-08-12028 офи\_м.

Научное издание

**ИЗВЕСТИЯ**

**Волгоградского государственного технического университета**

**№ 18 (121), 2013 г.**

Серия "СВАРКА ВЗРЫВОМ И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ"

(Выпуск 6)

*Межвузовский сборник научных статей*

Компьютерная верстка *С. В. Хаустов*

Темплан 2013 г. (научные издания). Поз. № 81н.

Подписано в печать 05.12.2013. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.

Гарнитура Cambria. Печать офсетная. Усл. печ. л. 7,91. Уч.-изд. л. 5,83.

Тираж 150 экз. Заказ 858.

Волгоградский государственный технический университет.

400005, г. Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28, корп. 1.

Отпечатано в типографии ВолГТУ.

400005, Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28, корп. 7.

В сборнике научных статей «Известия ВолгГТУ», серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений» публикуются статьи, просвещенные 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 сборника, 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.

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 Times, 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 приводится 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 сборник 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.