

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ  
ВОЛГОГРАДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

# ИЗВЕСТИЯ

ВОЛГОГРАДСКОГО  
ГОСУДАРСТВЕННОГО  
ТЕХНИЧЕСКОГО  
УНИВЕРСИТЕТА

Серия

СВАРКА ВЗРЫВОМ И СВОЙСТВА  
СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Выпуск 4

---

---

№ 5(65)

Межвузовский сборник научных статей  
Издается с января 2004 г.

2010

---

---



Волгоград  
2010

Учредитель: ГОУ 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  
д-р хим. наук, член-корр. РАН *И. А. Новаков*

Редакционная коллегия серии:

- |                        |  |
|------------------------|--|
| <i>В. И. Лысак</i>     | Волгоградский государственный технический университет, д-р техн. наук (научный редактор)   |
| <i>В. И. Кузьмин</i>   | Волгоградский государственный технический университет, канд. техн. наук (ответственный секретарь)                                    |
| <i>Н. П. Алешин</i>    | Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана (г. Москва), д-р техн. наук, академик РАН                       |
| <i>М. И. Алымов</i>    | Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН (г. Москва), д-р техн. наук, член-корр. РАН                            |
| <i>В. Н. Анциферов</i> | Научный центр порошкового материаловедения (г. Пермь), д-р техн. наук, академик РАН  |
| <i>Л. Д. Добрушин</i>  | Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины (г. Киев), д-р техн. наук  |
| <i>В. И. Калита</i>    | Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН (г. Москва), д-р техн. наук  |
| <i>А. Г. Кобелев</i>   | Московский институт стали и сплавов (г. Москва), д-р техн. наук  |
| <i>С. В. Кузьмин</i>   | Волгоградский государственный технический университет, д-р техн. наук  |
| <i>В. В. Пай</i>       | Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН (г. Новосибирск), д-р ф.-м. наук   |
| <i>О. В. Роман</i>     | Белорусский государственный научно-производственный концерн порошковой металлургии (г. Минск), д-р техн. наук, академик НАН Беларуси |
| <i>В. В. Рыбин</i>     | Санкт-петербургский политехнический университет (г. Санкт-петербург), д-р техн. наук, член-корр. РАН                                 |
| <i>Ю. П. Трыков</i>    | Волгоградский государственный технический университет, д-р техн. наук  |
| <i>И. В. Яковлев</i>   | 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. № 5(65) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – 134 с. – (Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. Вып. 4).

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  
ISSN 1990–5297

Ил. 99. Табл. 14. Библиогр.: 200 назв.

## СОДЕРЖАНИЕ

---

<i>С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. В. Рыбин, А. П. Пеев</i> Особенности пластической деформации металла околошовной зоны при сварке взрывом разнородных металлов.....	4
<i>Е. С. Арестов, В. П. Багмутов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Расчетно-экспериментальное исследование зависимостей параметров математической модели разгона пакета пластин от исходных условий сварки взрывом.....	12
<i>С. В. Хаустов, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, Нгуен Ван Тхы</i> Исследование тепловых процессов при сварке взрывом .....	18
<i>В. Д. Рогозин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. С. Арестов</i> Математическая модель послышного разгона пластин в многослойном пакете, ускоряемых продуктами детонации ВВ .....	28
<i>В. А. Чувичилов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Долгий Ю.Г., Кокорин А. В.</i> Исследование структуры и свойств композиционных материалов, полученных по батареиной схеме сварки взрывом .....	34
<i>В. В. Литвинов, В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, О. В. Строков, А. С. Кузьмин</i> Особенности сварки взрывом толстолистовых сталеалюминиевых композитов .....	44
<i>В. В. Сильвестров, В. В. Пай, М. А. Гулевич, А. В. Пластинин, С. И. Рафейчик</i> Параметры детонационной волны низкоскоростных эмульсионных ВВ .....	50
<i>Ю. П. Мецераков, А. А. Пикаревский, О. И. Стояновский</i> Расчет максимальных напряжений в полюсах взрывной камеры для сварки взрывом при условиях реального нагружения .....	56
<i>Л. Д. Добрушин, С. Ю. Илларионов, П. С. Шленский, Ю. И. Фадеенко</i> Сварка взрывом с умеренным подогревом (краткий обзор) .....	63
<i>И. В. Денисов, А. Ю. Муйземек, А. Е. Розен, О. Л. Первухина, Ю. А. Гордополов</i> Компьютерное моделирование деформации составляющих слоёв биметалла в процессе сварки взрывом с использованием программы LS-DYNA .....	66
<i>Л. Б. Первухин, О. Л. Первухина, С. Ю. Бондаренко</i> Теоретические и технологические основы промышленного производства биметаллов .....	75
<i>А. Ф. Беликова, С. Н. Буравова</i> Образование микровыступов перед точкой контакта при сварке взрывом .....	83
<i>И. С. Лось, Д. Б. Крюков, А. В. Хорин</i> Медно-алюминиевые композиционные материалы, полученные сваркой взрывом .....	88
<i>И. С. Лось, А. Е. Розен, Ю. П. Перельгин, Л. Б. Первухин, С. Г. Усатый, А. В. Хорин</i> Исследование структуры и свойств многослойного коррозионностойкого материала, полученного сваркой взрывом .....	93
<i>И. А. Счастливая, Р. Р. Мулюков, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, Т. Н. Иголкина</i> Применение наноструктурированных материалов для создания соединений и слоистых композитов на основе титановых сплавов .....	97
<i>В. М. Оголихин, И. В. Яковлев</i> Комбинированная схема компактирования и сварки взрывом .....	106
<i>А. В. Крохалёв, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Компьютерный расчет параметров сжатия при нанесении порошковых покрытий взрывом .....	110
<i>А. В. Крохалёв, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Получение износостойких покрытий из смесей порошков карбида хрома с металлической связкой с использованием взрывного нагружения .....	117
<i>Ю. П. Бешапошников, В. Е. Кожевников, В. И. Чернухин, В. В. Пай</i> К вопросу о выборе режима термообработки крупногабаритного листового биметалла сталь+титан после сварки взрывом .....	123

УДК 621.791.76: 621.7.044.2

*С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, д-р техн. наук,  
В. В. Рыбин\*, чл.-корр. РАН, А. П. Пеев, к-т техн. наук*

### ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛА ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЫ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ РАЗНОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ

*Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru  
\*СЗО Академии инженерных наук им А. М. Прохорова, Санкт-Петербург*

В работе представлены результаты исследования пластического деформирования металла околошовной зоны при сварке взрывом модельных разнородных (меди с алюминием) пластин. Установлено, что существенное влияние на деформированное состояние металла околошовной зоны сваренных взрывом модельных пластин оказывает скорость соударения, а значительная локализация деформации в более прочном металле приводит к сосредоточению тепловой энергии, выделившейся в результате пластической деформации, что можно считать одной из причин образования участков структурной и химической неоднородностей на границе соединения.

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

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

### FEATURES OF PLASTIC DEFORMATION OF STEEL IN THE HEAT-AFFECTED ZONE DURING EXPLOSION WELDING OF DISSIMILAR METALS

*Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru  
\*NWB Prokhorov Academy of engineering sciences, Saint Petersburg*

The results of the investigation of plastic deformation of steel in the heat-affected zone during explosion welding of dissimilar (copper and aluminum) pattern plates are presented in the paper. It was determined that impact velocity had considerable influence on the strained state of steel in the heat-affected zone of the explosion-welded pattern plates, and significant localization of steel deformation in a stronger metal leads to concentration of heat energy, released as a result of plastic deformation, which can be considered one of the reasons of the formation of areas of structural and chemical inhomogeneity on the borderline of the welded joint.

**Keywords:** explosion welding, plastic deformation

Формирование соединения при сварке взрывом происходит по твердофазному механизму за счет совместной упругопластической деформации приконтактных объемов свариваемых материалов [1 ... 3]. Быстротечность сварки взрывом затрудняет изучение процесса деформирования металла околошовной зоны (ОШЗ) во время образования соединения, поэтому анализ основных закономерностей деформирования металла проводится по картинам остаточной деформации по окончании процесса [4 ... 12]. Эпюры остаточных сдвиговых деформаций  $g_{\max}$  в металле ОШЗ получают при помощи различных экспериментальных методов механики твердого деформируемого тела с использованием слоистых моделей [4 ... 7 и др.], координатных сеток или меток-реперов [1,8 ... 11], а также структурно-наследственных

методов [12].

Подавляющее большинство результатов исследований основных закономерностей деформирования металла ОШЗ при сварке взрывом получено для однородных пар металлов (Al+Al, Cu+Cu, сталь+сталь, и др.). При этом, исходя из предположения об идентичности картин остаточных деформаций модельных материалов, а, следовательно, и эпюр максимальных сдвигов в одноименных свариваемых элементах, авторы большинства работ упростили схему эксперимента и ограничились исследованием деформирования металла ОШЗ лишь в неподвижном модельном образце.

Процессы деформирования в ОШЗ, протекающие при сварке взрывом разнородных металлов с резко отличающимися физико-механическими свойствами, представляют значи-



тельный научный и практический интерес, в литературе освещены достаточно слабо, а имеющиеся результаты носят отрывочный характер и обычно касаются исследования деформирования металла ОШЗ лишь в неподвижном модельном образце [1, 2, 5 ... 8 и др.].

Целью настоящей работы явилось изучение основных закономерностей деформирования металла околошовной зоны при сварке взрывом разнородных металлов.

Для изучения закономерностей пластического деформирования приграничных объемов металла свариваемых взрывом образцов использовали методику, основанную на применении слоистых модельных вставок [7] в метаемой и неподвижной пластинах из рулонированной фольги толщиной 25 ... 30 мкм и последующей компьютерной обработке получаемых деформационных картин в ОШЗ сварных соединений.

В качестве модельных материалов были выбраны медь и алюминий как обладающие большими различиями по физико-механическим свойствам и, кроме того, имею-

щие важное практическое значение, а опыты проводили по однофакторной схеме, в каждой серии которых скорость точки контакта  $V_k$  оставляли неизменной (1600, 2000 и 2600 м/с), а изменяли скорость соударения  $V_c$  (200 ... 350 м/с) и соответственно угол соударения  $\gamma$  (4 ... 15°). При этом каждую серию экспериментов проводили в двух вариантах: по прямой схеме, когда метаемым элементом служила медная пластина, и по обратной – медная пластина оставалась неподвижной. Параметры процесса, в том числе единичная масса свариваемых пластин, оставались строго одинаковыми независимо от схемы сварки, что достигалось соответствующим расчетом высоты заряда ВВ и установочного зазора.

В результате обработки экспериментальных данных установлено, что при сварке взрывом модельных медных и алюминиевых образцов степень локализации пластических сдвиговых деформаций в ОШЗ более прочной медной пластины существенно выше, чем в алюминиевой. Количественно это проявляется в различной

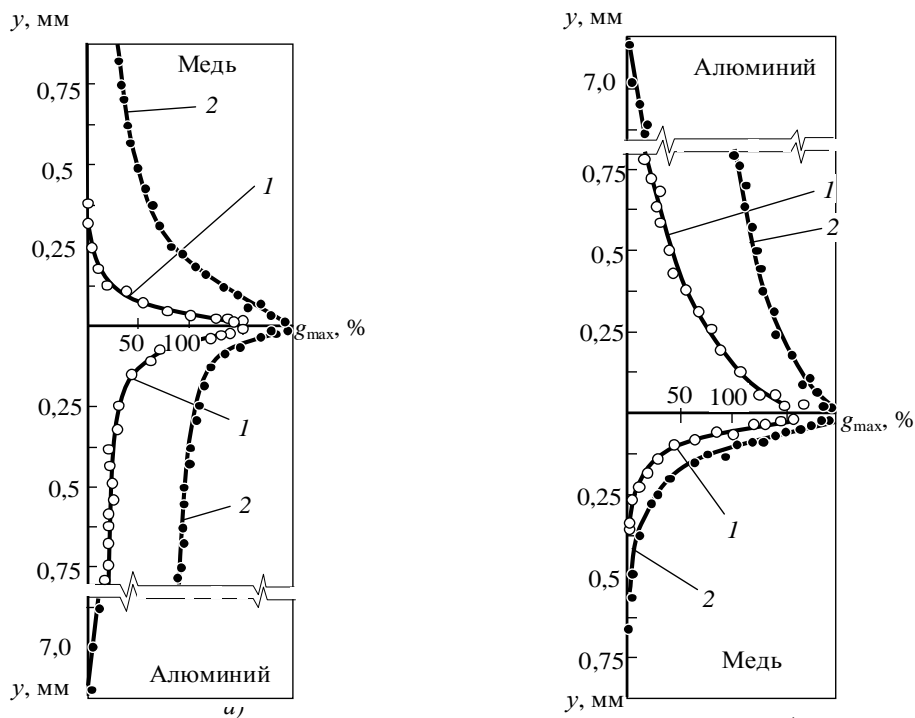


Рис. 1. Эпюры максимальных сдвигов в ОШЗ сваренных взрывом по прямой (а) и обратной (б) схемам медно-алюминиевых композиций ( $V_k = 1600$  м/с): 1 –  $V_c = 200$  м/с; 2 –  $V_c = 350$  м/с

толщине деформированных слоев различных металлов. Так, если в меди толщина деформированного слоя (при сварке по прямой схеме) составляет 0,25 ... 0,3 мм и 1,0 ... 1,25 мм при  $V_c = 200$  м/с и  $V_c = 350$  м/с соответственно (рис. 1, а), то при тех же параметрах соударения для алюминия нулевые значения  $g_{\max}$  фиксируются на удалении 1,0 ... 1,2 мм и 7 мм соответственно. Смена схемы сварки на обратную приводит к еще большей локализации деформации в медной пластине (рис. 1, б).

Вполне очевидно, что как и в случае сварки однородных (алюминиевых) пластин [13, 14] на уровень остаточной сдвиговой деформации и глубину деформирования влияют параметры процесса сварки, которые, в конечном счете, и определяют качество сварного соединения.

**Влияние скорости точки контакта.** При режимах сварки, обеспечивающих относительно высокую для пары медь – алюминий

$V_k = 2600$  м/с при минимально возможных энергозатратах ( $W_2 = 0,15 \dots 0,2$  МДж/м<sup>2</sup>) (прямая схема) линия соединения имеет профиль, близкий к волнообразному, и характеризуется наличием участков оплавленного металла у основания бугров деформации (рис. 2, а). При уменьшении  $V_k$  формируется соединение с прямолинейным профилем границы раздела слоев с характерным однородным распределением в направлении вектора скорости точки контакта сдвиговой деформации (рис. 2, б) и ее высокой степенью локализованности в меди.

**Влияние скорости соударения.** Скорость соударения оказывает (как и при сварке однородных материалов) значительное влияние на характер пластического деформирования металла ОШЗ в медно-алюминиевых модельных образцах (см. рис. 1). Так увеличение  $V_c$  (прямая схема) наряду с существенным расширением толщины деформированного металла при-

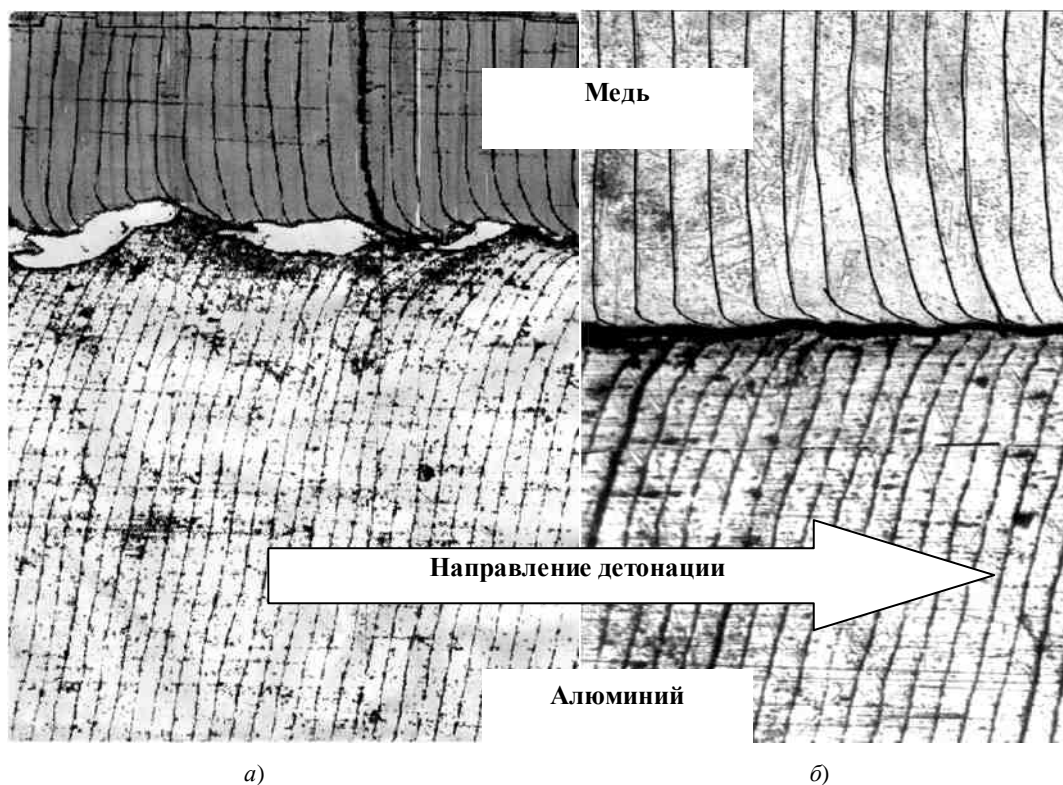


Рис. 2. Влияние скорости точки контакта на деформационную картину в модельных поперечно-слоистых образцах при сварке меди с алюминием ( $V_c = 200$  м/с): а –  $V_k = 2600$  м/с; б –  $V_k = 2000$  м/с

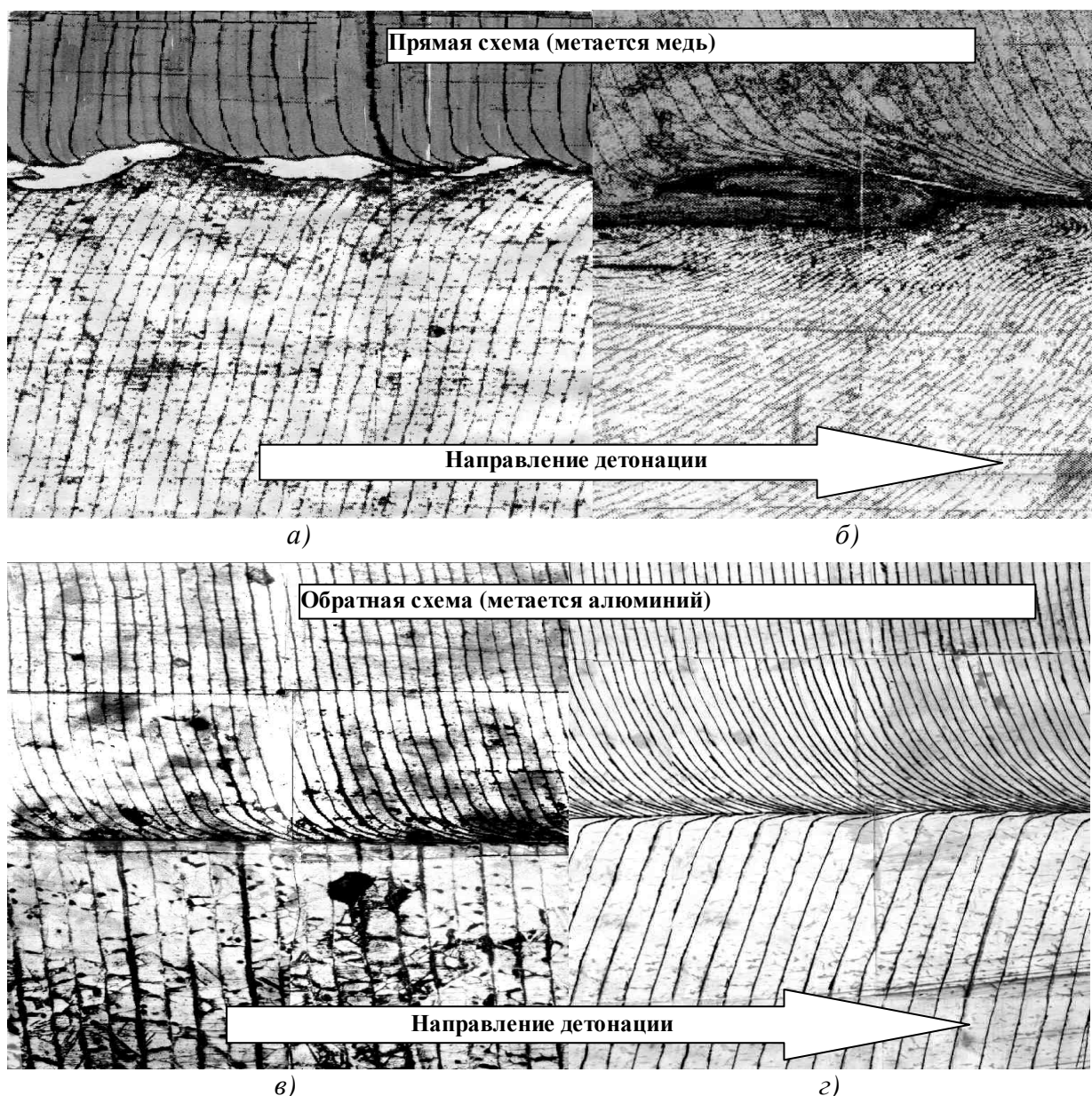


Рис. 3. Структура зоны соединения меди с алюминием (разрез по модельным поперечным вставкам образцов, сваренных при  $V=2600$  м/с): а, в –  $V_c = 200$  м/с; б, г –  $V_c = 350$  м/с

водит к формированию волнового профиля соединения, параметры которого нестабильны (рис. 3, а, б). При этом вершины бугров деформации в алюминии направлены противоположно вектору распространения процесса сварки, что, очевидно, связано с особенностями формирования бугров деформации как перед, так и за точкой контакта. В меди в основаниях волн образуются завихрения, внутри которых сосредоточены частицы алюминия, рыхлоты и др. включения. Следует также отметить различный

характер пластического течения разных слоев медных модельных вставок. На фотографии микрошлифов (см. рис. 3, б) отчетливо видно, что подавляющая часть слоев испытывает деформацию растяжения, о чем свидетельствует уменьшение их толщины, однако в зонах завихрения имеются слои, подвергшиеся сжатию. Напомним, что в аналогичных условиях нагружения двух алюминиевых пластин зона соединения была прямолинейной [13, 14], а слои вставки испытывали однородную деформацию

в направлении процесса сварки. Увеличение скорости соударения в этом случае приводило к регулярному волнообразованию на границе соединения, чего не наблюдалось при сварке меди с алюминием.

**Влияние схемы сварки взрывом.** Анализ многочисленных экспериментальных результатов показал, что помимо рассмотренных выше параметров соударения на характер пластического течения металла ОШЗ существенное влияние оказывает схема сварки. Так при метании медной пластины (прямая схема) при  $V_c = 200$  м/с и  $V_k = 2600$  м/с на границе соединения образуются участки оплавленного металла, а сама граница имеет близкий к волновому профиль (см. рис. 3, а). При таких же и более жестких режимах нагружения по обратной схеме (метается алюминий) граница соединения прямолинейна, оплавов и других дефектов в ней не наблюдается (см. рис. 3, в, з).

Следует также отметить, что при обратной схеме плакирования толщина деформированной зоны в меди менее чувствительна к изменению скорости соударения (см. рис. 1, б). Безусловно, перечисленные особенности необходимо учитывать при проектировании технологических процессов сварки взрывом.

Анализ полученных результатов позволил выявить основную особенность пластического деформирования металла околошовной зоны при сварке взрывом меди с алюминием, заключающуюся в существенно различающейся степени локализации максимальных сдвигов в ОШЗ соединения. При этом Количественно это проявляется в различной толщине деформированных слоев различных металлов. Отмечается также, что при одинаковых режимах сварки большая степень локализации деформации в меди наблюдается при обратной схеме плакирования, когда метаемой является алюминиевая пластина.

Небезынтересным представляется вопрос о распределении энергии, затрачиваемой на пла-

стическую деформацию металла ОШЗ соединения, между слоями композиций для случаев сварки взрывом разнородных материалов, в качестве которых рассмотрим пару алюминий+медь, для которой ранее построены эпюры сдвиговых деформаций (рис. 1). С этой целью определим работу деформации расчетно-графическим методом с помощью имеющихся эпюр  $g_{\max} = f(y)$ . Зная характер распределения  $g_{\max} = f(y)$  в конкретном сварном соединении (рис. 4), будем считать, что площадь, ограниченная эпюрой, пропорциональна работе деформации или, что то же самое, энергии, затраченной на пластическое деформирование металла.

Элементарная работа деформации  $\delta A_d$  для элементарного объема  $dV$  согласно [15] может быть определена как

$$\delta A_d = S_k g_{\max} dV, \quad (1)$$

где  $g_{\max}$  – значение сдвиговой пластической деформации металла объемом  $dV$ ;  $S_k$  – сопротивление металла деформированию, численно равное динамическому пределу текучести  $\sigma_T^d$  [16] (для меди и алюминия  $\sigma_T^d$  соответственно равен 640 и 108 МПа).

Удельная, т.е. отнесенная к единице площади сварного образца элементарная работа деформации (Дж/м<sup>2</sup>) запишется как

$$\delta A_d = S_k g_{\max}(y) dy, \quad (2)$$

а полная удельная работа может быть получена интегрированием по  $y$  элементарных работ  $\delta A_d(y)$ :

$$A_d = S_k \int_0^{\delta} g_{\max}(y) dy, \quad (3)$$

где  $g_{\max}(y)$  – текущее значение сдвиговой деформации на удалении  $y$  от линии соединения, численно равное  $g_{\max}$ ;  $\delta$  – толщина пластины.

При вычислении интеграла воспользуемся методом прямоугольников, для чего интервал интегрирования от 0 (линия соединения) до  $\delta$

(толщина исследуемого образца) разобьем на  $n$  равных частей и для сечений с ординатами  $y_1, y_2, \dots, y_n$  вычислим значение интегрируемой функции  $\epsilon(y)$ . Тогда приближенное значение работы деформирования будет равно:

$$A_d = \sum_{i=0}^n \Delta A_{di} = S_k \Delta y \sum_{i=0}^n g_{\max i}, \quad (4)$$

где  $\Delta y = \delta/n$ ;  $g_{\max i}$  – текущее среднее значение сдвиговой деформации в некотором  $i$ -том слое.

Обработка имеющихся эпюр деформации и анализ полученных результатов позволили выявить следующие закономерности.

1. При сварке взрывом разнородных материалов (Cu +Al) по прямой схеме (метается медная пластина) расчетные значения работы деформации в метаемом и неподвижном элементах не отличаются друг от друга более, чем на 10%, т.е. энергия, затраченная на пластическое

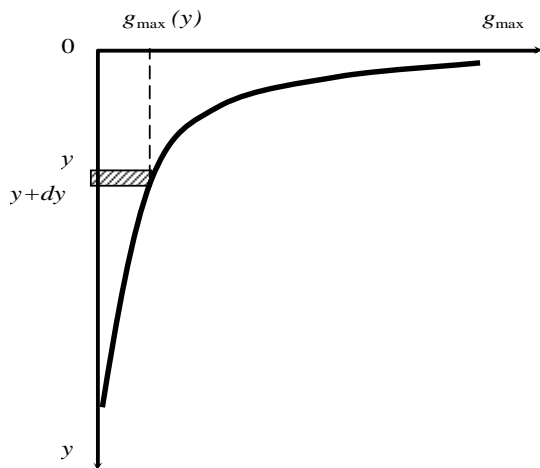


Рис. 4. Расчетная схема определения работы деформации

деформирование металла  $W_2$  ОШЗ обеих пластин, распределяется между ними приблизительно поровну. Эта особенность сохраняется при варьировании в широком диапазоне режимов сварки.

2. При сварке по обратной схеме (метается алюминий) заметно большая часть энергии выделяется в алюминиевой пластине, превышая соответствующую величину в более прочной и плотной меди более, чем на 40%.

Так, например, при сварке по прямой схеме

на режимах  $V_k = 2600$  м/с и  $V_c = 350$  м/с на пластическую деформацию металла ОШЗ алюминиевой пластины расходуется  $\sim 0,465$  МДж/м<sup>2</sup>, медной – 0,448 МДж/м<sup>2</sup>. При этом рассчитанное по [17] значение  $W_2$  составляет 0,78 МДж/м<sup>2</sup>. При сварке на тех же режимах по обратной схеме  $W_2$  для алюминия составляет 0,56 МДж/м<sup>2</sup>, для меди – всего 0,378 МДж/м<sup>2</sup>. Такое различие в энергиях, по нашему мнению, можно связать с большей инерционностью меди, обладающей соответственно большей плотностью.

Приняв во внимание факт пропорциональности выделившегося в некотором произвольном слое металла, отстоящего от линии соединения на расстояние  $y$ , тепла элементарной работе деформирования, а также сделав допущение, что тепло во всех слоях выделяется одновременно, несложно оценить тепловую ситуацию в ОШЗ сварного соединения, т. е. рассчитать начальные температурные поля. Так для произвольного слоя  $y$  его температура в начальный момент времени  $t = 0$  будет равна

$$T(y) = \frac{\delta A_d}{c \rho dy} + T_0, \quad (5)$$

где  $\delta A_d$  – элементарная работа деформации.

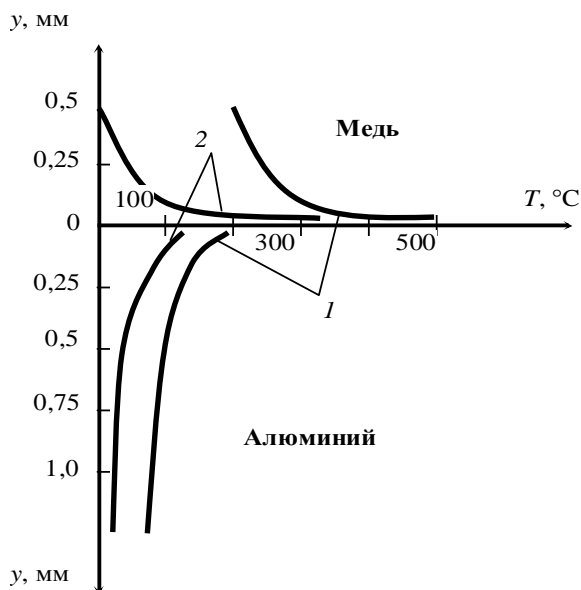
С учетом (2) уравнение (5) принимает вид<sup>1</sup>:

$$T(y) = \frac{S_k g_{\max}(y) dy}{c \rho dy} + T_0 = \frac{S_k g_{\max}(y)}{c \rho} + T_0. \quad (6)$$

Теперь, зная закон изменения  $g_{\max}(y)$  по толщине пластины, можно для произвольного сечения построить начальные температурные поля (рис. 5).

Построенные по рассмотренному методу кривые исходного распределения температуры в ОШЗ для одно- и разнородных материалов позволили качественно объяснить некоторые

<sup>1</sup>Следует отметить, что зависимость (6) является справедливой лишь для случая, когда тепла, выделившегося в некотором слое недостаточно для его нагрева до температуры плавления. В противном случае в (6) следовало бы ввести слагаемое, учитывающее тепловые затраты на расплавление.



**Рис. 5. Распределение температур в сечении сваренного взрывом медно-алюминиевого композита:**

- 1 –  $V_k = 2600$  м/с,  $V_c = 350$  м/с;  
2 –  $V_k = 2000$  м/с,  $V_c = 200$  м/с

явления и закономерности, проявляющиеся при сварке взрывом композиций из материалов с большим различием в температурах плавления.

Так, например, анализ начальных температурных полей в медно-алюминиевом биметалле (см. рис. 5) показывает, что находящиеся вблизи линии соединения слои меди нагреты до гораздо более высоких температур, чем симметрично расположенные относительно ЛС алюминиевые: для выбранных режимов (см. рис. 5, кривая 1) на удалении  $\sim 0,03$  мм от границы раздела слоев температура достигает соответственно в меди и алюминии  $450 \dots 500$  °C и  $150 \dots 200$  °C. При этом не вызывает сомнения, что по мере асимптотического приближения к линии соединения температура имеет тенденцию к увеличению. Интенсификация режимов сварки, как это было показано выше, вызывает рост значений максимальных сдвигов в ОШЗ, приводя также к увеличению тепловыделений в приконтактных объемах металлов и соответственно к повышению их температуры.

Теперь становится очевидным, что при режимах сварки меди с алюминием, для которых характерно наличие оплавленного металла на

границе раздела слоев композиции, появление оплавов связано, прежде всего, с теплом, выделившимся в результате пластической деформации медного слоя. Сваренные на тех же режимах однородные алюминиевые и медные композиции свободны от указанных дефектов в силу явно недостаточной для расплавления температуры нагрева слоев, примыкающих к линии соединения.

Подобные факты наблюдаются и при сварке взрывом других композиций с входящими в их состав различающимися по физико-механическим свойствам материалами, например, алюминия со сталью [18], где при достижении некоторого уровня параметров соударения реализуется ситуация, когда в сварном шве образуются оплавы с низкой микротвердостью, сформированные преимущественно за счет алюминия. В этом случае согласно нашим рассуждениям появление в зоне соединения участков оплавленного алюминия связано с теплом, выделившимся в приконтактных слоях стали, температура которых выше  $T_{\text{пл}}^{\text{Al}}$ , но ниже  $T_{\text{пл}}^{\text{Ст}}$ . Интенсификация режимов сварки, а, следовательно, повышение степени пластической деформации в ОШЗ приводит к постепенному изменению стехиометрического состава оплавленного металла: в его формирование вовлекается все больше железа (до  $\sim 20\%$  [18]), а микротвердость увеличивается до  $4500 \dots 5000$  МПа, что свидетельствует о присутствии здесь низкопластичных твердых интерметаллидных фаз системы  $\text{Al}_n\text{Fe}_m$ . Последнее указывает на то, что достигнут такой уровень сдвиговой деформации, при котором тепла, выделившегося в стали, становится достаточным для расплавления ее приконтактных слоев.

## ВЫВОДЫ

1. Показано, что характер пластического течения металла ОШЗ в условиях высокоскоростного соударения разнородных материалов

зависит от параметров процесса и схемы сварки. При этом наиболее существенное влияние как на величину реализуемых в непосредственной близости максимальных  $g_{\max}$ , так и глубину зоны вовлечения металла в пластическое течение металла свариваемых разнородных элементов, оказывает скорость соударения  $V_c$ , увеличение которой при  $V_k = \text{const}$  приводит к вовлечению в пластическое течение более глубоко расположенных слоев металла и росту реализуемых в непосредственной близости от линии соединения сдвиговых деформаций  $g_{\max}$ . Подобное влияние оказывает и снижение скорости точки контакта  $V_k$  при постоянной скорости соударения  $V_c$ .

2. При сварке взрывом материалов с различными физико-механическими свойствами существенно большая степень локализации пластических деформаций проявляется в металлах, обладающих более высокими прочностными свойствами, что приводит к сосредоточению тепловой энергии, выделившейся за счет прошедшей пластической деформации, в узкой околошовной зоне последних и, как следствие, к возможному оплавлению за счет этого тепла менее прочного и, как правило, менее тугоплавкого материала свариваемой пары.

#### Библиографический список

1. 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.
2. О механизме пластической деформации при сварке взрывом / А. Н. Кривенцов, В. С. Седых, И. П. Краснокутская и др. // Физика и химия обработки материалов. – 1969. – №6. – С.99-102.
3. Каракозов, Э. С. Соединение металлов в твердой фазе / Э. С. Каракозов. – М.: Металлургия, 1976. – 264 с.
4. Пластическое течение металла в околошовной зоне соединений, полученных сваркой взрывом на низкоинтенсивных режимах / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. Г. Шморгунов, В. Н. Корнеев // Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград: изд. Волгогр. политехн. ин-та. – 1991. – С.39-46.
5. Седых, В. С. Исследование характера течения металла при высокоскоростном плакировании взрывом на слоистых моделях / В. С. Седых, А. П. Соннов, В. Г. Шморгунов // Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград: изд. Волгогр. политехн. ин-та. – 1988. – С.82-90.
6. Шморгунов, В. Г. Исследование основных закономерностей процесса пластической деформации при сварке взрывом / В. Г. Шморгунов // Сварочное производство. – 2000. – №3. – С.23-25.
7. Новая методика исследования пластической деформации металла в околошовной зоне свариваемых взрывом соединений / С. В. Кузьмин, Е. А. Чугунов, В. И. Лысак, А. П. Пеев // Физика и химия обработки материалов. – 2000. – №2. – С.54-60.
8. Гульбин, В. Н. Использование экспериментальных методов исследования процессов ОМД применительно к сварке взрывом / В. Н. Гульбин // Сварка, резка и обработка сварных соединений взрывом: сб. науч. Тр. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона. – 1987. – С.28-33.
9. Дерибас, А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерибас. – Новосибирск: Наука, 1980. – 222 с.
10. Гульбин, В. Н. Деформация в биметалле при высокоскоростной сварке / В. Н. Гульбин, К. К. Красиков // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Ядерная техника и технология. – Вып. 5. – 1989. – С.29-33.
11. Об оценке величин деформаций в приконтактных зонах, сваренных взрывом соединений металлографическим методом / А. Н. Кривенцов, А. В. Лазарев, Ю. П. Трыков, А. И. Улитин // Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград: изд. Волгогр. политехн. ин-та. – 1975. – ч.2. – С.55-61.
12. Бондарь, М. П. О пластической деформации в зоне соединения при плакировании взрывом / М. П. Бондарь, В. М. Оголихин // Физика горения и взрыва. – 1985. – Т.21. – №2. – С.147-157.
13. 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.
14. 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.
15. Золотаревский, В. С. Механические испытания и свойства металлов / В. С. Золотаревский. – М.: Металлургия, 1974. – 302 с.
16. Гольке, В. Физические исследования высокоскоростного деформирования металлов / В. Гольке // Физика быстропротекающих процессов / Под ред. Златина Н. А. – М., 1971. – Т. 2. – С. 69-100.
17. Седых, В. С. Расчет энергетического баланса процесса сварки взрывом / В. С. Седых, А. П. Соннов // Физика и химия обработки материалов. – 1970. – №2. – С. 6-13.
18. Производство металлических слоистых композиционных материалов / А. Г. Кобелев, В. И. Лысак, В. Н. Чернышев и др. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 496 с.

Работа выполнена в рамках государственного контракта № 02.523.12.3021.

УДК 621.791.76:621.7.044.2

*Е. С. Арестов, инженер, В. П. Багмутов, д-р техн. наук,  
С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, д-р техн. наук*

**РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТЕЙ ПАРАМЕТРОВ  
МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ РАЗГОНА ПАКЕТА ПЛАСТИН ОТ ИСХОДНЫХ УСЛОВИЙ  
СВАРКИ ВЗРЫВОМ**

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

Произведен анализ степени влияния настроечных коэффициентов на выходные параметры представленной математической модели.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, многослойные композиты, скорость соударения, начальная стадия разгона, послойное соударение

*E. S. Arestov, V. P. Bagmutov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak*

**SETTLEMENT-EXPERIMENTAL RESEARCH DEPENDENCES OF PARAMETRES OF MATHEMATICAL MODEL OF DISPERSAL OF A PACKAGE OF PLATES ON INITIAL CONDITIONS OF EXPLOSION WELDING**

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

Dependences of turning coefficients of presented mathematical model on initial parameters of explosion welding.

**Keywords:** explosion welding, multilayer composites, impact velocity, initial stage of dispersal, level-by-level impact

Высокое качество соединения многослойных композиционных материалов, изготавливаемых сваркой взрывом по одновременной схеме плакирования, требует достаточно точной дозировки энергovelожений на каждой из межслойных границ в зависимости от свойств соединяемых металлов и кинематических параметров процесса, важнейшим из которых обычно считают скорость соударения слоев  $V_{ci}$  (рис.1). В связи с этим расчет режимов сварки взрывом многослойных композиций сводится к определению послойных скоростей соударения  $V_{ci}$ , значения которых, с одной стороны, не должны превышать некоторого предельного, обусловленного возможностью появления локальных оплавов или связанных с ними характерных дефектов (интерметаллидных включений, трещин и др.), а с другой, – находятся не ниже некоторого минимально допустимого уровня с точки зрения обеспечения прочности соединения [1].

Поскольку нестационарность разгона и соударения отдельных элементов свариваемого пакета пластин являются существенными пре-

пятствиями для создания универсальной математической модели, к настоящему времени исследователями предложен ряд различных методик расчета  $V_{ci}$  [2...5], анализ которых позволяет выделить кинематическую модель [5], отражающую особенности процесса и хорошо согласующуюся с экспериментальными данными.

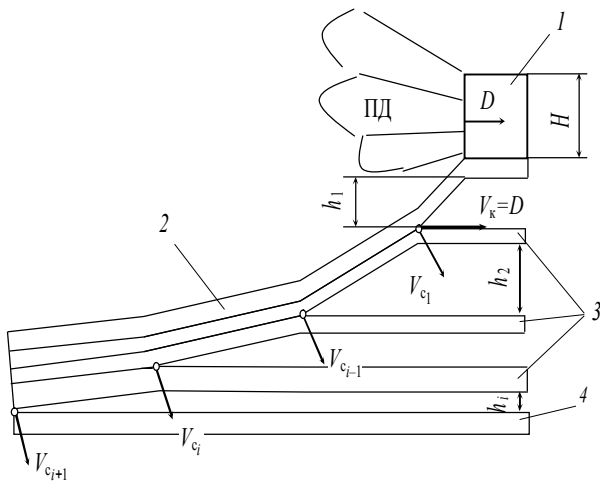
В соответствии с [5], разгон пакета пластин после каждого акта соударения происходит в две стадии:

1) начальная, в течение которой происходит передача импульса от метаемой пластины к неподвижной. В ее пределах скорость полета за сравнительно малый промежуток времени возрастает от нуля до некоторого значения, которое рассчитывается из закона сохранения импульса;

2) конечная, в пределах которой ускорение пакета сваренных пластин обусловлено только действием остаточного давления продуктов детонации.

Для описания изменения скорости полета пакета пластин в пределах начальной стадии разгона, а также определения ее продолжитель-





**Рис. 1. Схема соударения пластин при одновременной сварке взрывом [1]:**

1 – заряд ВВ; 2, 3, 4 – соответственно метаемая, промежуточные и неподвижная пластины;  $D$  – скорость детонации ВВ;  $V_k$  – скорость точки контакта; ПД – продукты детонации;  $H$  – высота заряда ВВ;  $h_i$  – установочные зазоры;  $V_{ci}$  – послонные скорости

ности предложена математическая модель [6]. Она основана на гипотезе немгновенного (постепенного) вовлечения в процесс соударения массы ударяемой пластины в течение переходного процесса, когда ударяющая пластина замедляется, а ударяемая – ускоряется.

Основные расчетные зависимости модели представлены формулами, по которым можно рассчитать как текущую скорость перемещения тыльной поверхности ударяемой пластины, так и длительность начальной стадии разгона  $\tau_n$

$$V_{i+1} = \frac{V_i(\tau_0) \left( \frac{1}{P_{0i}} \int_0^{\bar{\tau}_i} P_{gn}(\bar{\tau}) d\bar{\tau} + \int_0^{\bar{\tau}_i} (1 - \bar{\tau}^\chi)^\nu d\bar{\tau} \right)}{1 + \frac{m_{i+1}}{M_i} (1 - (1 - \bar{\tau}^k)^\eta) \int_0^{\bar{\tau}_i} (1 - \bar{\tau}^\chi)^\nu d\bar{\tau}}, \quad (1)$$

$$\tau_n = \tau_k - \tau_0 = \frac{M_i V_i(\tau_0)}{p_{0i} \int_0^1 (1 - \bar{\tau}^\chi)^\nu d\bar{\tau}} \quad (2)$$

Здесь  $M_i$  – удельная (отнесенная к единице площади) масса системы ударяющих, ранее сваренных в полете пластин;  $m_i$  – удельная масса ударяемой пластины;  $\tau_0$  – момент соударения

ударяющей и ударяемой пластин;  $\bar{\tau} = \frac{\tau - \tau_0}{\tau_k - \tau_0}$  –

приведенное время начальной стадии разгона;

$\tau_k$  – продолжительность начальной стадии разгона;  $p_{0i}$  – максимальное контактное давление;  $p_{вн}$  – внешнее давление (продуктов детонации) на поверхность метаемой пластины;  $V_i(\tau_0)$  – скорость  $i$ -пластины в момент времени  $\tau_0$  [1] (в расчетную формулу скорости соударения входит скорость детонации ВВ ( $D$ ), определяемая экспериментально; для всех постоянных условий сварки взрывом она колеблется в определенных пределах, с чем связаны дополнительные погрешности определения как экспериментальных, так и расчетных значений величин  $V_{i+1}$  и  $\tau_n$ ).

В модель входят четыре подстроечных коэффициента  $k, n, \chi$  и  $\nu$ . Первая пара коэффициентов характеризует интенсивность нарастания присоединяемой массы к ударяющей пластине, вторая – влияет на длительность начальной стадии  $\tau_n$ . От соотношения  $k$  и  $n$  зависит интенсивность ускорения пакета в ее пределах,  $\chi$  определяет интенсивность спада контактного давления на текущей границе соударения.

Целью настоящей работы явилось проведение анализа степени влияния показателей  $k, n, \chi, \nu$  (или для удобства описания в общем виде  $\{a_q\}$ ,  $q=1, 2, 3, 4$ ) на выходные параметры модели (1), (2) в зависимости от условий сварки взрывом металлических пластин и исследование возможности упрощения формы аппроксимирующей функции вида

$$a_q = a_q(h_1/H, \delta_\Sigma), \quad q=1,2,3,4, \quad (3)$$

где  $\delta_\Sigma$  – суммарная толщина пакета ударяющих пластин массой  $M_i$ ,  $h_1/H$  – фаза разгона пакета пластин.

Для достижения поставленной цели проводили серии опытов по следующей схеме (рис.2). Собирали в пакет две стальные пластины 3 и 4, под нижней пластиной устанавливали реостатный датчик 5 – тонкую нихромовую проволочку, расположенную под некоторым углом к поверхности пластины. К ней через согласующее сопротивление присоединяли генератор тока ГТ и цифровой запоминающий

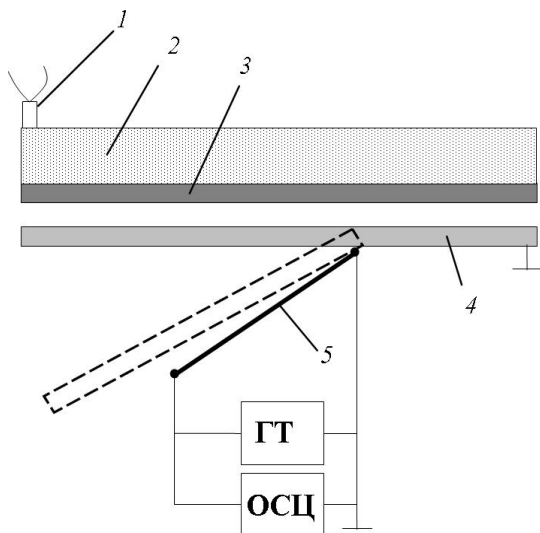


Рис. 2. Схема проведения опытов:

1 – электродетонатор; 2 – заряд ВВ; 3 – метаемая (ударяющая) пластина; 4 – неподвижная (ударяемая) пластина; 5 – нихромовая проволока-датчик; ГТ – генератор тока; ОСЦ – осциллограф

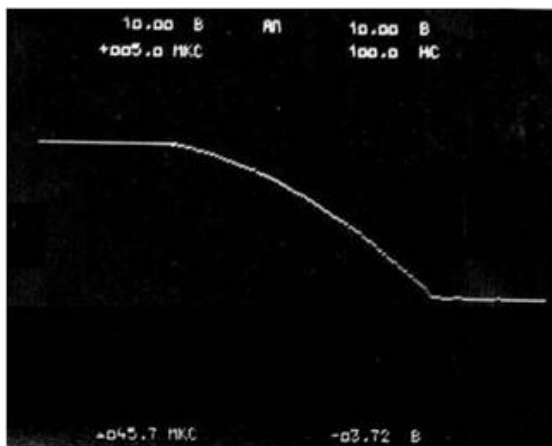


Рис. 3. Типичная осциллограмма процесса разгона ударяемой пластины

осциллограф ОСЦ. На осциллограмме (рис. 3) в процессе разгона отображался профиль тыльной поверхности ударяемой пластины пакета в координатах «напряжение на проволочке-датчике – время». Зная временную развертку осциллографа, по методике [7] рассчитывали искомый профиль в координатах  $x - y$ , затем строили кривые разгона второй пластины пакета в координатах «скорость полета – время» (рис. 4, кривая 2) с использованием реостатной методики [7]. Кривую разгона метаемой пластины (см. рис. 4, кривая 1) строили аналогично: здесь реостатный датчик располагался под

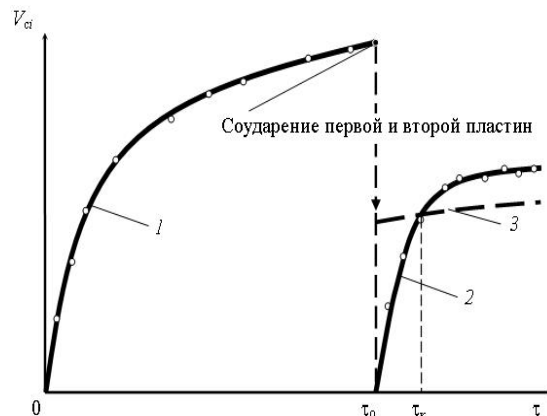


Рис. 4. Кинетика разгона трехслойного пакета алюминиевых пластин:

1 – кривая разгона метаемой пластины; 2 – начальный участок разгона пакета из двух сваренных пластин; 3 – скорость пакета, рассчитанная из закона сохранения количества движения

метаемой пластиной. Момент соударения первых двух пластин пакета  $\tau_0$  выделен на рисунке 4.

Длительность начальной стадии разгона пакета из двух сваренных в полете пластин определяли точкой пересечения расчетной кривой 3 и экспериментальной 2 (рис. 4).

В опытах варьировали толщины свариваемых элементов ( $\delta_1$  и  $\delta_2$  – соответственно толщины метаемой и неподвижной пластин двухслойного пакета), а также фазу разгона ( $h_1/H$ ), которая характеризует величину остаточного давления продуктов детонации на поверхность метаемой пластины.

Методика определения коэффициентов  $\{a_q\}$  на основе экспериментальных значений  $V_{i+1}^{эк}$  описана в работе [8]. Она основана на итерационной процедуре

$$a_q^{(s)} = a_q^{(s-1)} + \alpha_q, s=1, 2, \dots \quad (4)$$

поиска поправок  $\alpha_q$  к параметрам  $a_q$ , найденным на предыдущем шаге итерации  $s$  и минимизирующих степень уклонений  $\{\epsilon_j\}$  расчетных от экспериментальных данных по текущей скорости  $V_{i+1}$  и времени разгона  $\tau_n$  ударяемой  $i+1$  пластины.

Важнейшим моментом в анализе корректности поставленной задачи по определению  $\{a_q\}$

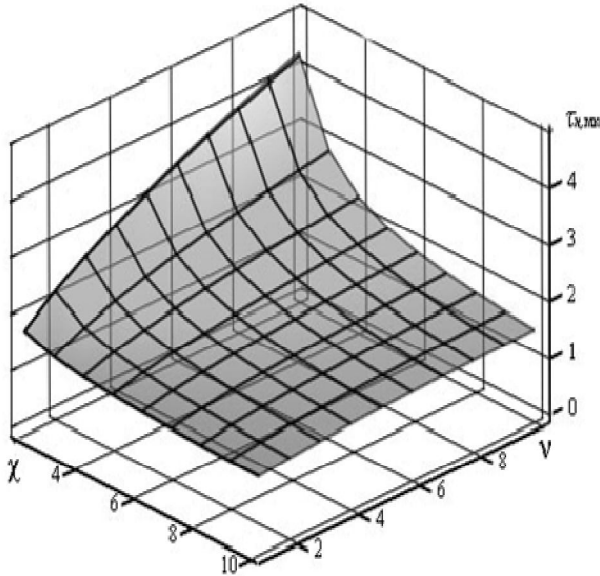


Рис. 5. Влияние коэффициентов  $\chi$  и  $\nu$  на длительность начальной стадии разгона

являлись проверки на единственность решения по  $\tau_n$  и устойчивость основных функций  $V_{i+1}$ ,  $\tau_n$  по входным данным (т.е.  $\{a_q\}$ ).

Для решения первой вспомогательной задачи начальные значения  $a_q^{(0)}$  задавались двумя способами: во-первых, путем использования расчетной зависимости (1) для  $V_{i+1}^{расч}$  и четырех опытных значений  $V_{i+1}^{эксн}$ , во-вторых, через определение первоначальных значений показателей  $\chi$  и  $\nu$  по формуле (2) и опытным значениям по  $\tau_n^{эксн}$  с дальнейшим уточнением их в рамках базовой процедуры, основанной на данных по  $V_{i+1}^{эксн}$ .

Для решения второй подзадачи формула (2) преобразована следующим образом:

$$J_{i+1} = \int_0^1 (1 - \bar{\tau}^\chi)^\nu d\bar{\tau} = F_i = \frac{M_i V_i(\tau_0)}{p_{0i}(\tau_\kappa - \tau_0)}, \quad (5)$$

где в соответствии с работой [6] интеграл  $J_{i+1}$  представлен биномиальным рядом

$$J_{i+1} = \sum_{u=0}^{\infty} (-1)^u \frac{\nu(\nu-1)(\nu-2)\dots(\nu-u+1)}{u!(\chi u + 1)} \quad (6)$$

Тогда при фиксированном значении  $\nu$  полу-

чаем итерационную схему  $\chi_{s+1} = \phi(\chi_s)$  для определения параметра  $\chi$ :

$$\chi_{s+1} = \phi(\chi_s) = \nu \times \left[ 1 - F + \sum_{u=2}^{\infty} (-1)^u \frac{\nu(\nu-1)(\nu-2)\dots(\nu-u+1)}{u!(\chi_s u + 1)} \right], \quad (7)$$

$s = 1, 2, \dots$

Для запуска схемы (5) можно воспользоваться значением  $\nu=1$ , при котором  $\chi_i = \frac{F_i}{1-F_i}$

Вычислительные эксперименты показали, что разные способы задания системы исходных параметров  $\{a_q^{(0)}\}$  влияют лишь на количество итераций  $s$ , но не на итоговые значения параметров  $a_q$ .

Количество итераций, при котором сходятся результаты расчетов для схем по  $V_{i+1}$  и  $\tau_n$ , не превышает в обоих случаях восьми и в пределе сходятся вплоть до шестого знака после запятой.

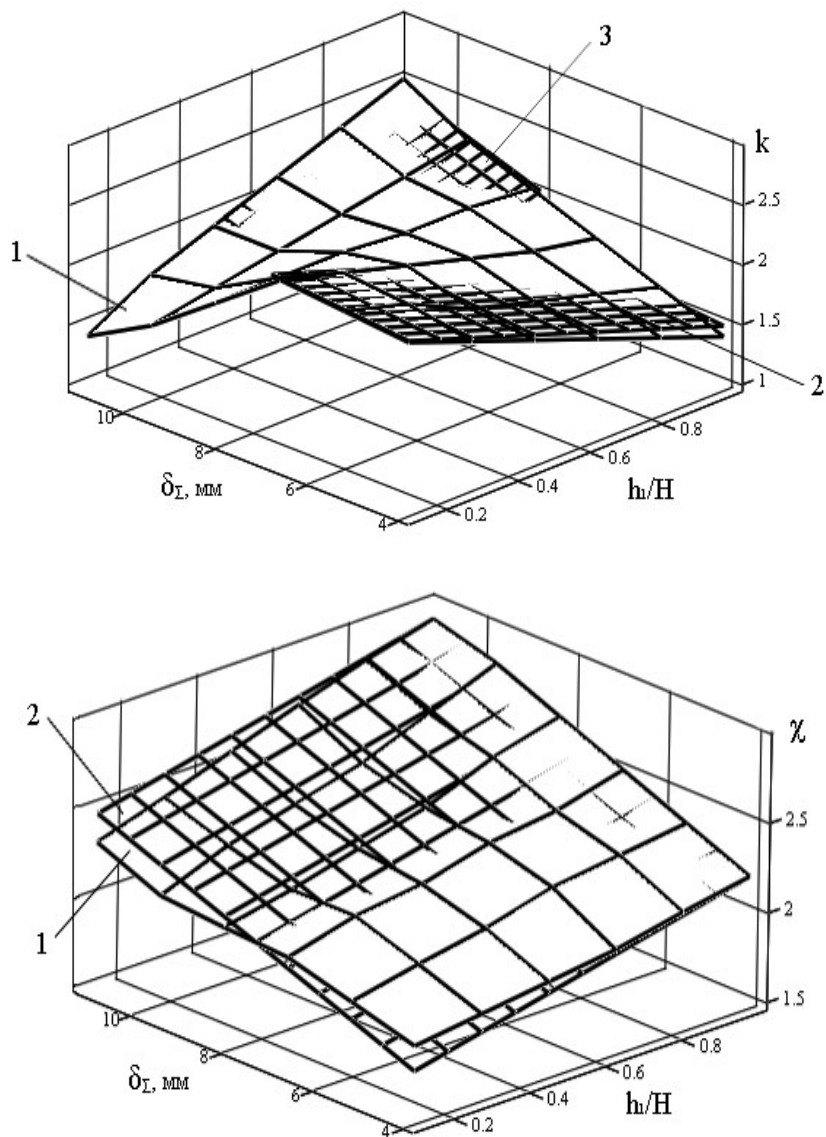
Анализ модели (1), (2) на устойчивость во всем диапазоне возможных исходных данных (рис. 5) показывает непрерывную зависимость длительности начальной стадии разгона  $\tau_n$  от параметров  $\chi, \nu$  в широких интервалах их изменения (1; 10], демонстрируя устойчивость определения искомым значениям  $\tau_n$  (аналогично и для  $V_{i+1}$ ) от выходных данных  $\{a_q\}$ , т.е.

$$\|\epsilon_\tau\| \rightarrow 0 \text{ при } \|\epsilon_a\| \rightarrow 0.$$

Здесь  $\epsilon_\tau, \epsilon_\nu, \epsilon_a$  – погрешности определения времени запаздывания ( $\epsilon_\tau$ ), скорости разгона ( $\epsilon_\nu$ ), свободных параметров модели  $a_q$  ( $\epsilon_a$ );  $\|\cdot\|$  – символ нормы. В данном анализе использована Чебышевская норма вида  $\|\epsilon_\tau\| = \max|\epsilon_\tau|$  в пространстве  $C$  функций  $V_{i+1}\{a_q\}, \tau_n\{a_q\}$  определенных и непрерывных  $\forall a_q > 1$ .

Для всех значений  $\nu$  функция  $\tau_n(\chi)$  изменяется по следующему закону

$$\tau_n(\chi) = F \frac{\chi+1}{\chi}, \quad \chi > 1, \quad F = \frac{M_i V_i(\tau_0)}{p_{0i}(\tau_\kappa - \tau_0)} \quad (8)$$



**Рис. 6.** Влияние исходных условий сварки взрывом на настроечные коэффициенты математической модели: 1 – исходный вариант аппроксимации; 2, 3 – упрощенные варианты аппроксимации с использованием функций (9...12)

и асимптотически приближается к величине начального времени, равного 1,1 мкс.

На основе имеющегося массива опытных данных по  $V_{i+1}$  и  $\tau_n$  были изучены закономерности изменения параметров  $a_q$  для металлических пластин от суммарной толщины ударяющего пакета пластин  $\delta_\Sigma$  и фазы разгона  $h_1/H$ , а также степень влияния  $a_q$  на выходные параметры аналитической модели соударения  $V_{i+1}$ ,  $\tau_n$ . При формировании результирующих зависимостей для  $a_q$  принималось во внимание не только точность аппроксимации имеющихся эмпирических данных, но и ряд других факто-

ров, влияющих на качество восстанавливаемых функций. Например, сложность «аппроксимирующей функции», «внутренняя размерность задачи» и др.

Для удобства использования модельных соотношений (1), (2) в инженерной практике рассмотрены вопросы наиболее простой аппроксимации зависимостей  $a_q = a_q(\delta_\Sigma, h_1/H)$  и возможного изменения числа подстроечных коэффициентов  $a_q$ , как и количества необходимых экспериментов. Проведенные в этом направлении исследования показали возможность формирования следующих функций для  $a_q$  (рис. 6):

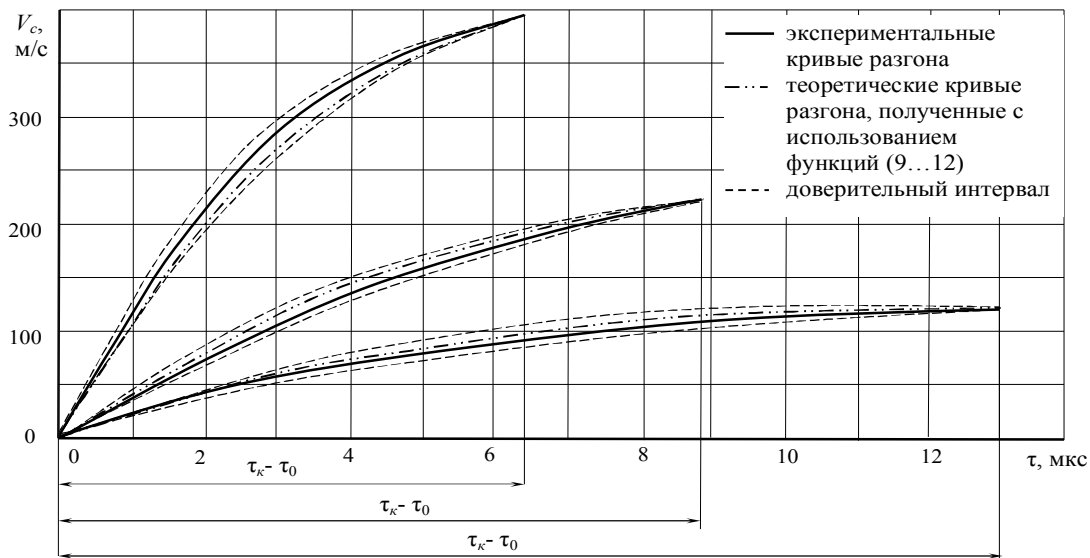


Рис. 7. Сопоставление кривых разгона пакетов металлических пластин, полученных на основе экспериментальных данных и функций для  $\{a_q\}$

$$k = 0,35(-3\delta_\Sigma + 0,1\frac{h_1}{H}) + 2,4, \quad (9,a)$$

при  $\delta_\Sigma \in [4;7]$ ;

$$k = 0,19(5\delta_\Sigma + 0,7\frac{h_1}{H}), \text{ при } \delta_\Sigma \in (7;11]; \quad (9,b)$$

$$n \approx 10; \quad (10)$$

$$\chi = 0,5(\delta_\Sigma + 0,2\frac{h_1}{H}) + 1,3; \quad (11)$$

$$v \approx 1. \quad (12)$$

Некоторые результаты сопоставления расчетных кривых скорости на начальной стадии разгона пластин на основе (1), (2) и соотношений (9...12) с аналогичными расчетами по  $V_{i+1}$  и  $\tau_n$ , полученными как с использованием более точных, но и более сложных функций для  $\{a_q\}$ , так и экспериментальных данных, приведены на рис. 7. Наибольшая по модулю невязка на всей совокупности опытных данных по  $V_{i+1}$  не превышала 15%.

### ВЫВОДЫ.

Установлены математические взаимосвязи между настроечными коэффициентами модели разгона и исходными условиями сварки взрывом, дающие возможность предварительного

расчета кривых разгона прозаимодействовавших в полете металлических пластин и определения установочных параметров сварки взрывом многослойных композиций.

### Библиографический список

1. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 544 с.
2. Соннов, А. П. К расчёту параметров сварки взрывом многослойных соединений / А. П. Соннов, Ю. П. Трыков // Физика и химия обработки материалов. – 1973. – №4. – С. 128-133.
3. Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов: пер. с англ.; под ред. М. А. Мейерса, Л. Е. Мурра. – М.: Металлургия, 1984. – 512 с.
4. Высокоскоростная деформация металлов / В. И. Беляев, В. Н. Ковалевский, Г. В. Смирнов, В. А. Чекан. – Минск: Наука и техника, 1976. – 224 с.
5. 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. – №5. – С. 173-175.
6. Багмутов, В. П. Модель разгона металлических пластин при сварке взрывом многослойных пакетов / В. П. Багмутов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Физика и химия обработки материалов. – 2005. – №6. – С. 47-51.
7. 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.
8. Кузьмин, С. В. Расчётно-экспериментальное определение длительности начальной стадии разгона металлических пластин при сварке взрывом многослойных пакетов / С. В. Кузьмин, В. П. Багмутов, В.И. Лысак, Е. С. Арестов // Физика и химия обработки материалов. – 2009. – № 5. – С. 59-64.

УДК 621.791.76:621.7.044.2

*С. В. Хаустов, инженер, В. И. Лысак, д-р техн. наук,  
С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, Нгуен Ван Тхы, студент*

### ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

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

В настоящей работе рассмотрены оригинальные методики исследования тепловых процессов, протекающих в результате воздействия различных источников тепла при сварке взрывом, таких как: предварительный подогрев соударяемых поверхностей потоком ударно-сжатого газа впереди точки контакта; нагрев метаемой пластины от воздействия продуктов детонации взрывчатого вещества (ВВ); выделение тепла от пластической деформации металла в зоне соударения.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, тепловые процессы в ОШЗ

*S. B. Khaustov, V. I. Lysak, S. V. Kuz'min, Nguen Van Thi*

### INVESTIGATION OF HEAT PROCESSES DURING EXPLOSION WELDING

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

In this paper we examined the original methods of investigation of heat processes happening during explosion welding as a result of influence of different heat sources, such as: preliminary heating of the colliding surfaces by a flow of shock-compressed gas in front of the contact point; heating of the flyer plate due to the influence of detonation products of explosives; heat liberation as a result of plastic deformation of steel in the impact zone.

**Keywords:** explosion welding, heat processes in the heat-affected zone

Большое влияние на структуру и свойства соединений при сварке взрывом (СВ), как и при любом другом способе сварки, оказывают тепловые процессы, протекающие в околошовной зоне (ОШЗ). Выделение тепла в зоне соединения является, в основном, результатом протекания деформационных процессов, обусловленных высокоскоростным соударением и сопутствующих этому явлений (волнообразование, кумулятивные процессы и т.д.) [2, 4]. Необходимое условие образования соединения при сварке взрывом, как двухстадийного процесса (образование физического контакта и активация поверхности) – это выделение достаточного количества энергии  $W_2$  [1], которая зависит от режимов сварки, свариваемых материалов, их теплофизических свойств. Локализация пластических деформаций в узкой приконтактной зоне обуславливает концентрированное выделение в зоне термомеханического влияния энергии, затрачиваемой на деформацию металла, и определяет степень развития в ней активационных процессов.

Существующие методики исследования

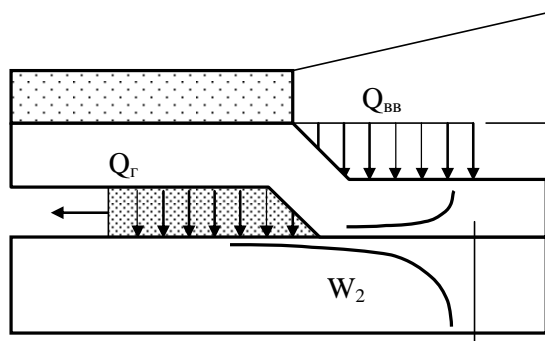
тепловых процессов [3, 10, 11, 12, 15, 19] позволяют измерить лишь общее количества тепла и температуру только на границе образовавшегося в процессе сварки взрывом соединения и оставляют неопределенной тепловую ситуацию в прилегающих слоях металлов, которая, в свою очередь, зависит от степени локализации пластической деформации в них.

Таким образом, изучение закономерностей протекания тепловых процессов в ОШЗ является актуальной задачей и позволит целенаправленно управлять температурным режимом в ОШЗ сваренных взрывом соединений.

Целью настоящей работы явилось исследование закономерностей протекания тепловых процессов при СВ в околошовной зоне свариваемых взрывом композиционных материалов.

Исходя из баланса энергии системы двух соударяющихся пластин [1], можно выделить источники тепла, непосредственно влияющие на температурные условия образования сварного соединения.

Количество тепла, аккумулируемое в пластине, является результатом действия следу-



**Рис. 1. Источники тепла при СВ**

$Q_{ВВ}$  - энергия, внесенная в метаемую пластину воздействием ВВ;  $Q_{Г}$  - тепловое воздействие ударно сжатого газа впереди точки контакта;  $W_2$  - энергия пластической деформации

ющих процессов:

1. Нагрев соударяемых поверхностей потоком ударно-сжатого газа впереди точка контакта [3, 6, 7, 21]. Температура ударно-сжатого газа может достигать нескольких тысяч градусов [6], что обуславливает мощный тепловой поток вглубь соударяемых поверхностей. В работах [3, 6] по оценкам авторов, в зависимости от режима сварки и свойств свариваемых материалов, поверхностные слои могут прогреваться на определенную глубину (порядка 100 мкм) на несколько сотен градусов, вплоть до температур плавления, внося тем самым свой вклад в значения энергии вводимой в сварное соединение (около  $0,1 - 1 \text{ МДж/м}^2$ , что сопоставимо с энергозатратами на пластическую деформацию металла [3]).

2. Нагрев метаемой пластины от воздействия продуктов детонации ВВ, в том числе выделение тепла от ее двойного пластического изгиба, способствует увеличению средней величины удельной энергии, «аккумулированной» в метаемой пластине и незначительно влияет на распределение температур вблизи линии соединения [1, 13, 14]. На «тонких» пластинах действие теплового источника на поверхности и его влияние на динамику тепловых процессов вблизи линии соединения может быть весьма значительным и требует дополнительного изучения.

3. Выделение тепла от пластической деформации металла  $W_2$  в зоне соударения. В работе

[5] показано, что температурное поле такого источника имеет ярко выраженный неравномерный характер и пропорционально эпюрам остаточной сдвиговой пластической деформации  $g_{\max}$ . Причем варьирование кинематических параметров [8, 9] существенным образом влияет на характер изменения  $g_{\max}$  по толщине свариваемых металлов.

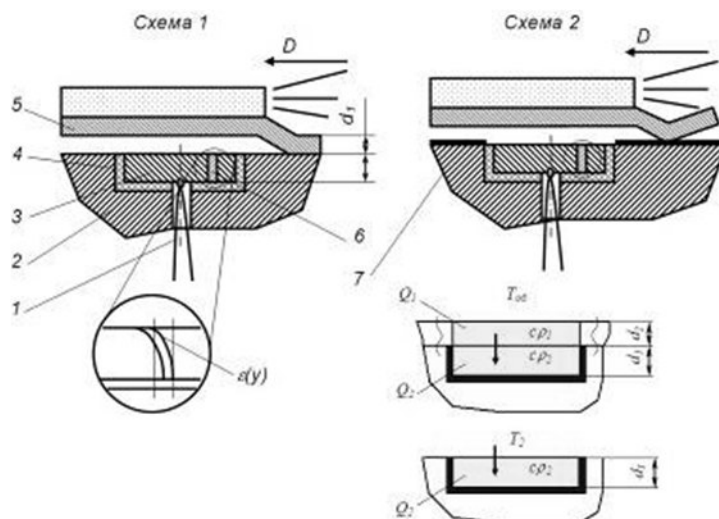
В конечном счете, величина и характер энерговложений от различных источников определяет кинетику процесса образования соединения и его свойства.

#### *Оценка тепловложений от воздействия ударно-сжатого газа впереди точки контакта.*

Для оценки эффекта предварительного подогрева соударяемых пластин потоком ударно-сжатого газа применялась расчетно-экспериментальная методика, основанная на измерении адиабатической температуры локальных объемов металла, размещенных в неподвижной пластине на различном расстоянии от начала процесса сварки. Суть методики подробно изложена в [20, 21]. Вставки из исследуемого материала (АМгб) помещали в неподвижное основание и термически изолировали от него (рис. 3). Расстояние между вставками составляло 60 мм (рис. 3). На основание металлы стальную пластину толщиной 2 мм по схеме 1 (рис. 2). На внутренней поверхности вставок зачеканивали термопары типа К, сигнал с которых регистрировали цифровым осциллографом С9-8.

Значение средней температуры вставок после сварки, зная их размеры и теплофизические свойства, определить общее удельное количество теплоты  $Q_{об}$  (см. рис. 2), выделенной в пакетах (сваренные вместе вставка и метаемая пластина) в начале пластины и на некотором расстоянии от начала процесса сварки:

$$Q_{об} = T_{об} (c_{p1}d_1 + c_{p2}d_2)$$



**Рис. 2. Схема эксперимента:**

1 – термопара типа К; 2 – неподвижная пластина (основа); 3 – вставка из исследуемого материала (АМг6); 4 – термоизолятор, 5 – метаемая пластина Ст-3, 6 – реперная вставка (алюминиевый стержень), 7 – противосварочное покрытие

Для режимов с  $V_k=1900$ ,  $V_c=390$  м/с и  $V_k = 1700$ ,  $V_c=310$  м/с значения тепловыделения составили  $Q_{об}'=1,36$ ,  $Q_{об}''=1,48$  и  $Q_{об}'=1,26$ ,  $Q_{об}''=1,38$  МДж/м<sup>2</sup> соответственно.

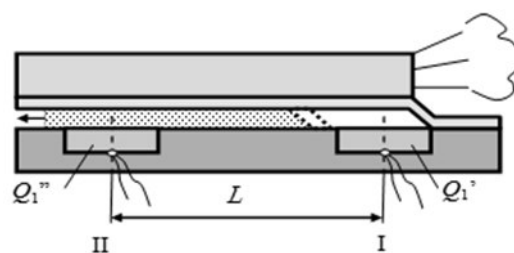
Разница  $Q_T = Q_{об}'' - Q_{об}'$ , рассчитанная для сечений I и II и предположительно обусловленная тепловым воздействием ударно-сжатого газа, при сварке на обоих режимах оказалась равной 0,12 МДж/м<sup>2</sup>, что составляет примерно 8% от общего количества тепла, заключенного во вставке в сечении II. Очевидно, с увеличением размеров неподвижной пластины, эта разница будет возрастать, а саму прибавку к выделяемому в ОШЗ теплу необходимо учитывать даже при сварке относительно коротких пластин.

Полученные значения  $Q_T$ , однако, не дают представления о том, каким образом это тепло распределено по сечению, и на какое расстояние прогреваются слои соударяемых пластин.

Для выяснения характера распределения тепла по сечению соударяемых пластин от воздействия теплового потока из ударно сжатого газа применялась измененная методика с использованием “естественных” термопар. В качестве термообразующей пары использовали медные 7 и константановые датчики 8, уста-

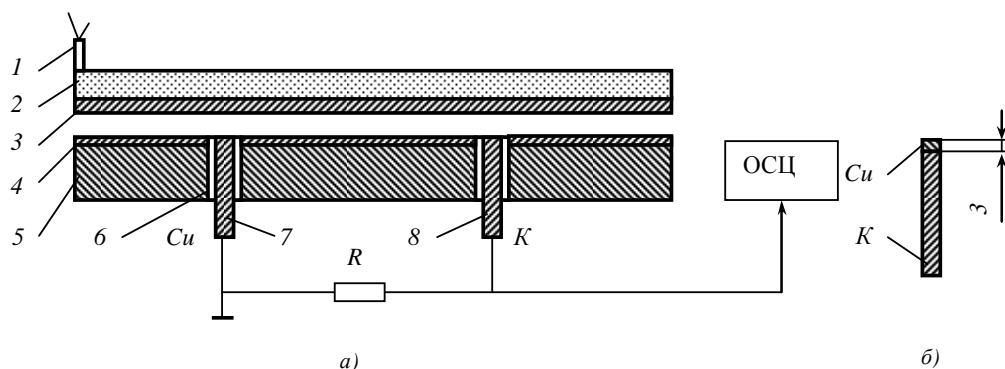
новленные в неподвижном основании 5 согласно рис. 4.

Так как металл неподвижной стальной пластины участвует в образовании кумулятивной струи, то на ее поверхность наноситься медная фольга 4. Таким образом исключается возможное присутствие инородных частиц на границе соединения медь-константан, образующего термопару. В этом случае измеряется термо-ЭДС на границе соединения медь-константан. Поскольку интерес представляет тепловая ситуация не только на границе соединения, но и в околошовной зоне, конструкция константанового датчика была изменена. Предварительно сваркой взрывом на торец константанового стержня был нанесен слой меди толщиной 3 мм



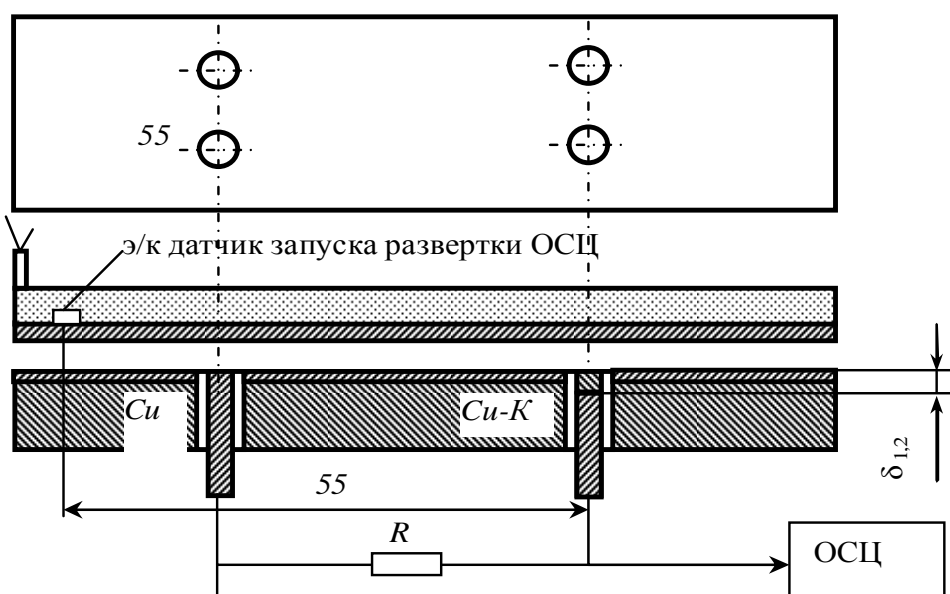
**Рис. 3. Определение тепловложений от ударно сжатого газа впереди точки контакта**





**Рис. 4. Измерение температуры на условной границе сваренного взрывом соединения методом естественных термопар (а) и медно-константановый (покрытый) датчик (б):**

1 – детонатор, 2 – заряд ВВ, 3 – метаемая медная пластина, 4 – медная фольга, 5 – неподвижная стальная основа, 6 – изолятор, 7 – медный термоэлектрод, 8 – константановый термоэлектрод



**Рис. 5. Измерение термо-ЭДС на расстоянии  $\delta_{1,2}$  от условной границы соединения**

(рис. 4, б), что позволило варьировать толщину медного слоя в пределах 0,3-1 мм, а измеряемая термо-ЭДС соответствовала сечению, отстоящему от условной границы соединения на расстоянии, равное толщине медного слоя. Схема эксперимента показана на рис. 5. Толщина медного слоя варьировалась от 0,3 до 1 мм. Типичные осциллограммы термо-ЭДС показаны на рис. 6, а термические циклы, соответствующие им, на рис. 7. Анализ термо-ЭДС непокрытого термоэлектрода на условной границе соединения  $\delta=0$  (см. рис. 7) показывает, что уже через 4 мкс после срабатывания электроконтактного датчика, запускающего развертку ос-

циллографа, еще до момента соударения метаемой медной пластины с константановым датчиком, регистрируется максимум интегральной термо- и баро- ЭДС, обусловленный, очевидно, воздействием потока ударно-сжатого газа и кумулятивной струи. Ярко выраженный экстремум свидетельствует о наличии некоего фронта, после прохождения которым константанового датчика, термо-ЭДС падает, вплоть до момента соударения метаемой медной пластины с датчиком.

Термические циклы сечений, отстоящих на расстоянии 0,3-1 мм от границы соединения также имеют экстремум (рис. 7), который

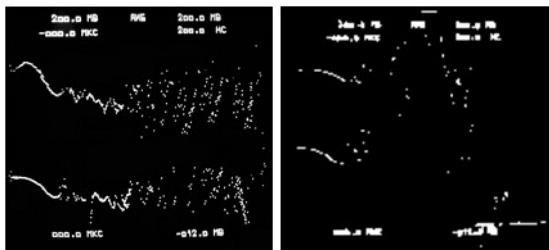


Рис. 6. Зависимость термо-ЭДС от времени на расстоянии 0,3 0,5, 0,7 и 1 мм от границы контакта

ных статических условиях и экстраполяция статических данных в область высоких давлений затруднена, тем не менее, можно качественно оценить реализуемые температуры сечения ОШЗ за счет предварительного подогрева потоком ударно-сжатого газа. Полученные результаты показывают, что толщина металла, прогретого до 100-200°C, в зависимости от его

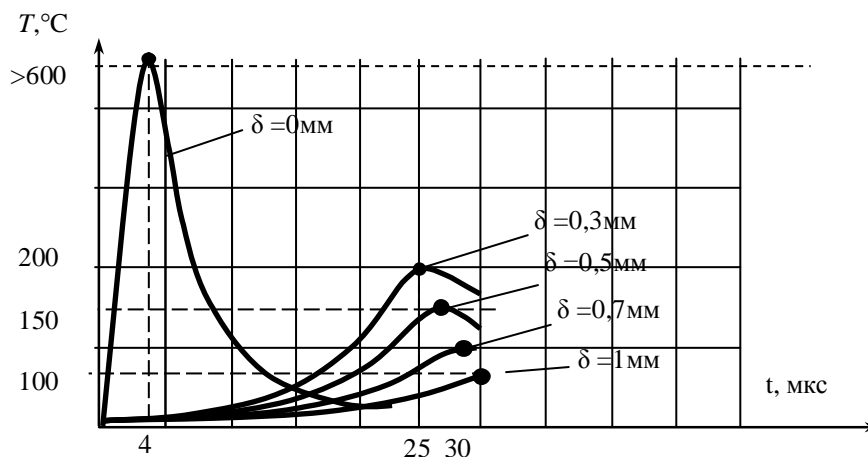


Рис. 7. Термические циклы сечений ОШЗ на расстоянии  $\delta = 0,3; 0,5; 0,7; 1$  мм от условной границы соединения

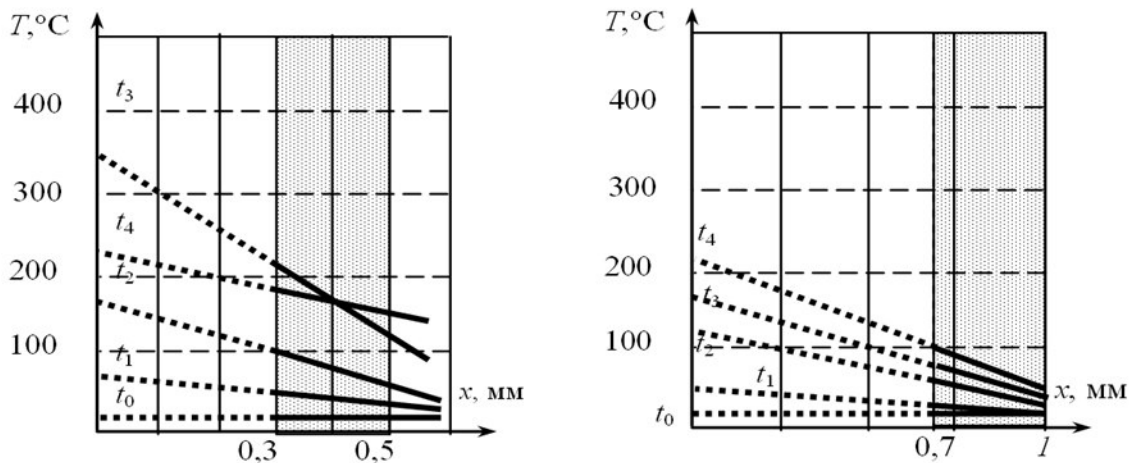


Рис. 8. Градиент температур в сечении ОШЗ 0,3-0,1 мм:  $t_0=0, t_1=12$  мкс,  $t_2=20$  мкс,  $t_3=25$  мкс,  $t_4=30$  мкс

уменьшается и смещается во времени по мере увеличения толщины медного слоя. Момент времени 30 мкс соответствует приходу точки контакта к датчику. Полученные термические циклы позволили оценить градиент температур и динамику его изменения в ОШЗ на расстоянии 0,3-1 мм от границы соединения (рис. 8). Несмотря на то, что коэффициенты термо-ЭДС достоверно определены только при стандарт-

теплофизических свойств может составлять 0,3-0,5 мм, что не может не сказаться на общую тепловую ситуацию и условия образования сваренного взрывом соединения.

#### *Нагрев метаемой пластины от воздействия продуктов детонации ВВ*

Как уже было отмечено выше, нагрев металла от воздействия ВВ приводит к увеличению средней величины энергии, введенной в метаемую

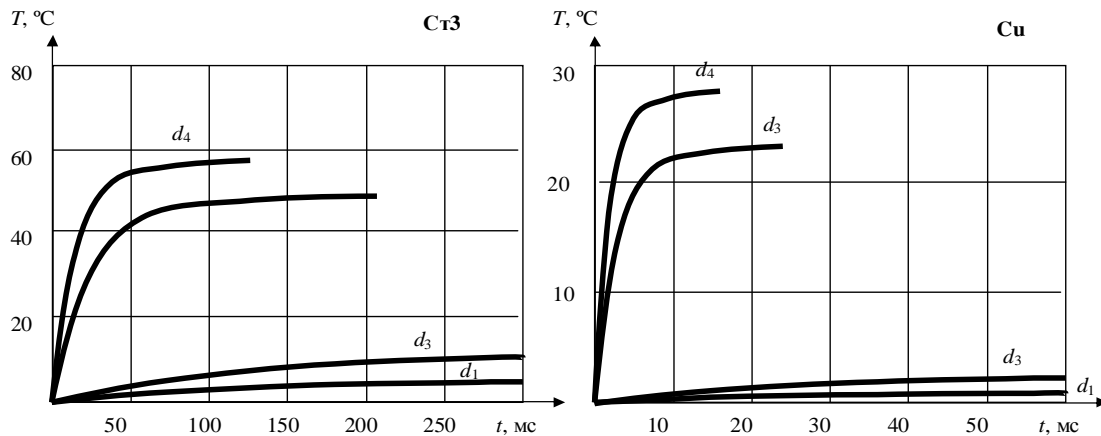


Рис. 9. Термический цикл тыльной стороны медных и стальных пластин:  $d_1=15, d_2=10, d_3=2, d_4=1$

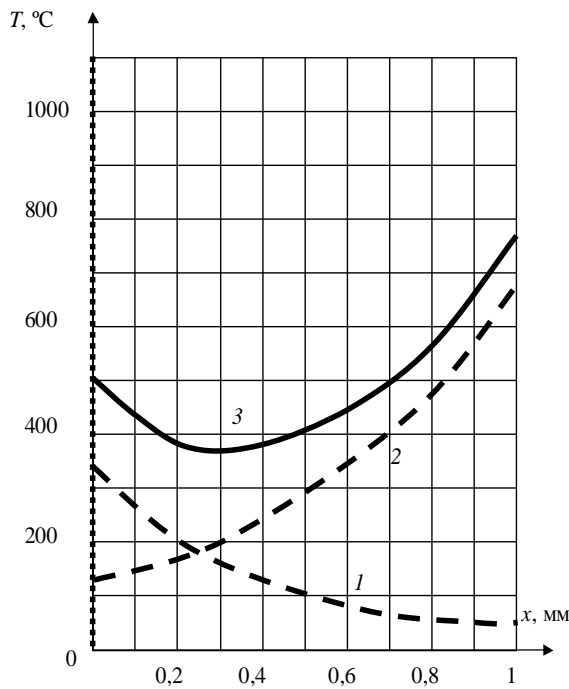
мую пластину. Тепловому потоку, обусловленному воздействием продуктов детонации ВВ (ПД ВВ), требуется некоторое время, для того чтобы достичь тыльной стороны пластины, и его влияние на тепловые процессы, протекающие на границе соединения, минимально. Однако при определенных условиях, а именно, при сварке относительно тонких материалов (в том числе фольг) с определенными свойствами вклад этого теплового потока может быть значительным и существенно изменит тепловую ситуацию в ОШЗ.

Такая оценка была сделана расчетным путем с использованием численной методики, учитывающей зависимость теплофизических свойств материалов от температуры [16, 17, 18], для одномерного расчета с использованием адаптированных неравномерных сеток. Граничные условия были выбраны адиабатические, теплообмен с окружающей средой отсутствует, что допустимо при характерных временах СВ порядка мкс. Начальные условия выражались мощностью мгновенного источника тепла  $q$  на внешней стороне пластины. По данным авторов [1]  $q$  составляет  $0,2...0,7$  МДж/м<sup>2</sup> для различных зарядов ВВ (в расчетах принималось  $q = 0,5$  МДж/м<sup>2</sup>). На рис. 9 показаны рассчитанные термические циклы тыльной стороны при различных значениях толщин стальных и медных метаеваемых пластин. Как видно из рис. 9, максимальные температуры и время их достижения

сильно зависят от толщины и теплофизических свойств материала метаеваемой пластины, и при толщинах порядка 1 мм для хорошо проводящих материалов вроде меди время достижения максимальных температур сравнимо с характерными временами выравнивания температуры при сварке взрывом, в течение которых возможно влияние теплового потока от воздействия ПД ВВ на образование соединения. При этом это влияние может быть двояким.

Рассмотрим тепловую ситуацию и составляющие температурного поля, реализуемые при сварке взрывом медной пластины (рис. 10). Тепловой поток от ПД ВВ, помимо того, что несколько увеличивает максимальную температуру на границе соединения метаеваемой и неподвижной пластине еще и способствует уменьшению градиента температур в метаеваемой пластине. Это приводит к стеснению теплового потока и замедлению процессов выравнивания температурного поля и уменьшает скорость охлаждения границы контакта. В случае, если свариваются материалы с резко отличающимися температурами плавления, например, медь с алюминием, такая прибавка к температурам, реализуемым в меди, способна приводить к интенсивному оплавлению прилегающих слоев алюминия в неподвижной пластине за счет дополнительного притока тепла со стороны медной пластины.

Таким образом, влияние нагрева метаеваемой



**Рис. 10.** Составляющие температурного поля реализуемого в метаемой медной пластине толщиной 1 мм: 1 – температура, обусловленная тепловым воздействием ПД ВВ; 2 – температура от пластической деформации пластины; 3 – суммарное температурное поле

пластины ПД ВВ при сварке тонких пластин может оказывать существенное влияние на тепловые условия образования соединения и должно быть учтено при назначении параметров режима СВ.

#### **Оценка нагрева металла ОШЗ за счет пластической деформации**

Разработанная методика [22...24] основана на измерении средней температуры некоторого заданного объема исследуемого материала и экспериментальном определении в этом объеме остаточных сдвиговых пластических деформаций. Значение средней температуры позволяет оценить общее количество выделившейся теплоты, а величина остаточных пластических деформаций – распределение мощности внутренних источников теплоты, а, следовательно, и распределение температур по глубине околошовной зоны.

Измерения проводились методом локальных термопар по двум схемам (рис. 2). По схеме 1 в неподвижную пластину 2 через изолятор 4 помещались вставки из исследуемого материала 3

диаметром 15 мм и толщиной 2 мм. На внутренней поверхности вставок зачеканивались термопары, сигнал с которых регистрировался цифровым осциллографом.

Схема 2 (рис. 2) идентична схеме 1 с той разницей, что на поверхность основы 2 наносилось противосварочное покрытие 7 с целью предотвращения соединения метаемой пластины с основой и вставкой после прохождения точки контакта поверхности последней. После окончания деформационных процессов в метаемой пластине и вставке образовавшееся соединение разрушалось и металл метаемой пластины исключался из последующих теплообменных процессов. Таким образом, по схеме 1 измерялась средняя температура  $T_{об}$  метаемой пластины и вставки (пакета), а по схеме 2 – температура  $T_2$  вставки. Предполагалось, что условия нагружения вставок в обоих случаях идентичны. Одновременно исследовался характер пластического течения в околошовной зоне с помощью реперных вставок (рис. 2) для получения распределения максимальных сдвигов в неподвижном образце (вставке). Если принять, что выделение теплоты по сечению металла пропорционально работе затраченной на деформирование околошовной зоны и происходит мгновенно [5], то, зная общее количество выделившейся теплоты, можно построить начальные температурные поля, пропорциональные эпюрам остаточных пластических деформаций.

Типичные осциллограммы термо-ЭДС, зафиксированные локальными термопарами на обратной стороне вставок в биметалле СтЗ+АМгб, показаны на рис. 11. Из всего термического цикла интерес представляет только максимальная зафиксированная термо-ЭДС, характеризующая среднюю температуру вставки. Значение средней температуры вставки, выполненной по схеме 1, позволяет определить общее удельное количество теплоты, выделенной в пакете (сваренные вместе вставка и мета-

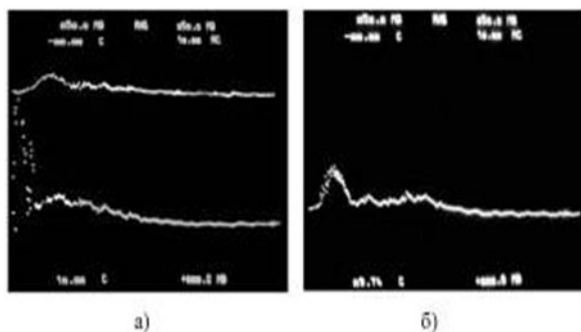


Рис. 11. Осциллограммы термо-ЭДС по схеме 1(а) и схеме 2(б)

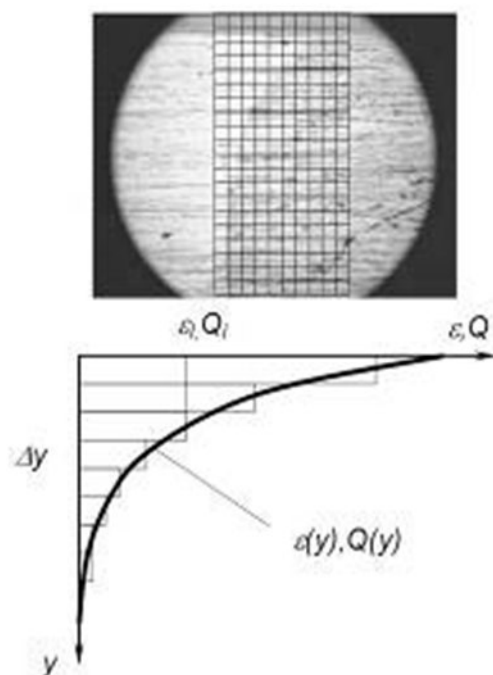


Рис. 12. Построение эпюры остаточных пластических деформаций в ОШЗ

емая пластина)  $Q_{06} = T_{06} (cp_1d_1 + cp_2d_2)$ , а, выполненной по схеме 2, удельное количество теплоты, полученное неподвижной вставкой  $Q_2 = T_2cp_2d_2$ .

При определении теплоты  $Q_2$  предполагалось, что потери теплоты через внешнюю поверхность много меньше теплового потока внутрь материала.

Исходя из того, что  $Q_{06} = Q_1 + Q_2 = W_2$  (где  $W_2$  – энергия, затраченная на пластическую деформацию металла), рассчитывалось количество теплоты  $Q_1$ , выделенной в метаемой пластине:  $Q_1 = Q_{06} - Q_2$ .

Значения  $Q_1$  и  $Q_2$  показывают, каким образом энергия распределяется между метаемой и неподвижной пластинами. Зная характер распределения остаточных пластических деформаций  $\epsilon(y)$  (см. рис. 12), общее количество теплоты, выделившейся в неподвижной пластине, и тот факт, что  $\epsilon$  пропорционально  $Q$  или  $k\epsilon_i = Q_i$ , где  $k$  – коэффициент пропорциональности,  $\epsilon_i$ ,  $Q_i$  – относительное значение деформации и количество выделившейся в  $i$ -том слое толщиной  $\Delta y$  теплоты, можно определить распределение температуры по толщине вставки, т. е. построить начальное температурное поле.

$$Q_1 + Q_2 + \dots + Q_n = \sum_{i=1}^n Q_i = Q_2$$

$$Q_i = k \cdot \epsilon_i, \quad k(\epsilon_1 + \epsilon_2 + \epsilon_3 + \dots + \epsilon_n) = Q_2$$

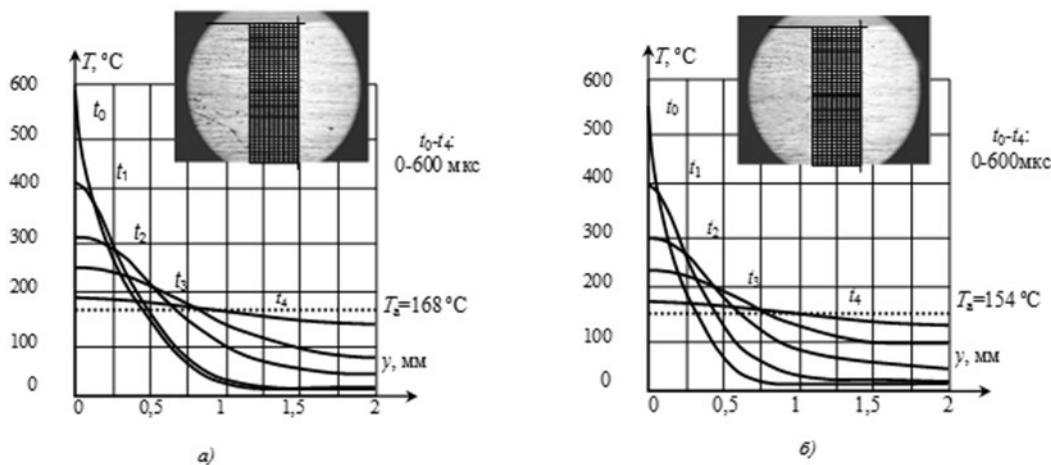


Рис. 13. Рассчитанные температурные поля в неподвижной пластине и динамика их выравнивания для режима 1 (а) и 2 (б)

Таблица 1

## Измеряемые и рассчитываемые параметры процесса сварки взрывом

Режим	Измеренные остаточные температуры			Значения тепловыделения в пластинах				
	$T_2$	$T_{об}'$	$T_{об}''$	$Q_{об}'$	$Q_{об}''$	$Q_1'$	$Q_1''$	$Q_2$
1	175	140	152	1,36	1,48	0,45	0,57	0,91
2	164	130	142	1,26	1,38	0,41	0,53	0,85

Режим 1 –  $V_k = 1900$  м/с,  $V_c = 390$  м/с; Режим 2 –  $V_k = 1700$  м/с,  $V_c = 310$  м/с

$$k = \frac{Q_2}{\sum_i^n \varepsilon_i}$$

$$T_i = \frac{Q_i}{c\rho_i \Delta y} + T_0$$

Для режимов сварки, указанных в табл.1, были определены остаточные температуры, эпюры остаточных пластических деформаций, рассчитаны тепловыделения, начальные температурные поля и динамика их изменения с течением времени (рис. 13).

Рассчитанные адиабатические температуры ( $T_a$ ) полученных температурных полей составили 168 и 154 °С что хорошо сходится с экспериментально зафиксированными 175 и 164°С (см. табл. 1).

Для реализации описанных методик был разработан пакет прикладных программ [25, 26], позволяющий: рассчитывать выравнивание заданных одно-, двух- и трех мерных температурных полей на основе численных методов с использованием адаптивных неравномерных координатных сеток с учетом зависимости теплофизических свойств от температуры; рассчитывать температурные поля при СВ на основе известных экспериментальных термических циклов в сечениях композита, а также с использованием экспериментальных эпюр остаточных сдвиговых пластических деформаций; задавать в качестве начальных условий внутренние источники тепла заданной мощности и интенсивности. При этом становится возможным определять параметры температурных полей и термических циклов во всех точках тела, что дает возможность оценить: максимальные температуры, до которых нагреваются слои композита; время пребывания в опреде-

ленном диапазоне температур, при которых могут протекать процессы, изменяющие структуру и свойства полученного композита.

**Вывод.** Полученные с помощью описанных методик данные позволяют достоверно оценивать тепловую ситуацию в приконтактных слоях соединяемых пластин при оптимизации режимов сварки взрывом разнородных композитов, что дает возможность целенаправленно регулировать их конечные свойства и структуру.

## Библиографический список

1. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение -1, 2005. – 544 с
2. Кудинов В. М., Коротеев А. Я. Сварка взрывом в металлургии — М.: Металлургия, 1978, 166с.
3. Захаренко И. Д. Сварка металлов взрывом. – Мн.: Наука і тэхніка, 1990.—205с.
4. Ефремов В. В., Захаренко И. Д. К определению верхней границы области сварки взрывом // Физика горения и взрыва. 1972., №2 С. 575—578.
5. Особенности пластического деформирования металла околошовной зоны при сварке взрывом меди с алюминием / Пеев А. П., Кузьмин С.В., Лысак В. И., Чугунов Е. А. // Физика и химия обработки материалов.-2003 С.71-76
6. Ишуткин, С. Н. Исследование теплового воздействия ударно-сжатого газа на поверхность соударяющихся пластин / С. Н. Ишуткин, В. И. Кирко, В. А. Симонов // Физика горения и взрыва. – 1980. – №6. – С. 69-73.
7. Бердыченко, А. А. Теоретические основы сварки взрывом в среде защитных газов / А. А. Бердыченко, Л. Б. Первухин // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: межвуз. сб. науч. Трудов / ВолГТУ. – Волгоград, 2002. – С. 134-151.
8. 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
9. 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.
10. 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.

11. Об измерении поля температуры при плоском установившемся течении металла / С. Н. Ишуткин, Г. Е. Кузьмин, В. В. Пай, Л. Л. Фрумин // Прикладная механика и техническая физика. – 1992. – №2. – С. 157-165.

12. Михайлов, А. Н. К вопросу об измерении температуры в зоне соединения при сварке металлов взрывом / А. Н. Михайлов, А. Н. Дремин, В. П. Фетцов // Физика горения и взрыва. – 1976. – Т. 12, №4. – С. 594-601.

13. Трофимов, В. Г. Простой термодинамический метод оценки температуры ударного сжатия конденсированных сред / В. Г. Трофимов // Физика горения и взрыва. – 1973. – Т. 9, №4. – С. 530-535.

14. Shock-Wave Compressions of twenty-seven Metals. Equations of State Metals / J. M. Walsh, M. H. Rice, R. G. McQueen, F. L. Yarger // Physical Review. – 1957. – V. 108, №2. – P. 196-216.

15. Седых, В. С. Расчет энергетического баланса процесса сварки взрывом / В. С. Седых, А. П. Соннов // Физика и химия обработки материалов. – 1970. – №2. – С. 6-13.

16. Математическое моделирование тепловых процессов при сварке металлов взрывом / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, С. В. Хаустов // Новые перспективные материалы и технологии их получения (НПМ) - 2004: Сб. науч. тр. Междунар. науч. конф., Волгоград, 20-23.09.04 / ВолгГТУ и др. - Волгоград, 2004. - Т. II. - С. 173-174.

17. Расчет температурных полей при сварке взрывом / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, С. В. Хаустов // Изв. ВолгГТУ. сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений: Межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. - Волгоград, 2004. - Вып. 1, №6. - С. 89-94.

18. Thermal Phenomena in the Near-Weld Zone: Mathematical Modeling / С. В. Хаустов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. П. Пеев // Shock-Assisted Synthesis and Modification of Materials: [сб. науч. тр.]. - М., 2006. - С. 62.-Англ.

19. Моделирование тепловых процессов в околошовной зоне соединений при сварке взрывом / С. В. Хаустов, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, А. П. Пеев // Оборудование, технологии и аналит. системы для материаловед., микро- и нанoeлектроники (Саратов, 18-19.06.2007): тр. V Рос.-Япон. семинара МИСиС - InteractiveCorp. - СГУ / МИСиС (техн. ун-т), СГУ им. Н. Г. Чернышевского. - М., 2007. - Т. II. - С. 1051-1055.

20. Моделирование тепловых процессов в околошов-

ной зоне соединений при сварке взрывом – Thermal processes modelling in the heat affected zone in explosion welding / С. В. Хаустов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. П. Пеев // Забабахинские научные чтения: тез. докл. междунар. конф., 10-14 сент. 2007 г. (парал.: англ., рус.) / РФЯЦ-ВНИИТФ. - Снежинск, 2007. - С. 233.

21. Оценка тепловой ситуации в зоне соединения при сварке взрывом крупногабаритных металлических заготовок / Т. Ш. Сильченко, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, С. В. Хаустов, А. А. Эрентраут // Новые перспективные материалы и технологии их получения. НПМ-2007: сб. науч. тр. междунар. конф., Волгоград, 9-12 окт. 2007 г. / ВолгГТУ [и др.]. - Волгоград, 2007. - С. 202-204.

22. Расчётно-экспериментальная методика определения температурных полей в околошовной зоне при сварке взрывом / С. В. Хаустов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. А. Эрентраут // Новые перспективные материалы и технологии их получения. НПМ-2007: сб. науч. тр. междунар. конф., Волгоград, 9-12 окт. 2007 г. / ВолгГТУ [и др.]. - Волгоград, 2007. - С. 226-229.

23. Расчётно-экспериментальное определение температурных полей в зоне соединения при сварке взрывом / С. В. Хаустов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. А. Федянов // Физика и химия обработки материалов. - 2007. - №4. - С. 46-51.

24. Хаустов, С. В. Explosive welding: temperature profile of heat-affected zone / С. В. Хаустов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Shock-Assisted Materials Synthesis and Processing: Science, Innovations, and Industrial Implementation: [поматер. IX междунар. симпозиума EPNM-2008, проходившего 6-9 мая 2008 года в г. Lisse (Нидерланды)]. - М., 2008. - С. 87.- Англ.

25. Свидетельство государственной регистрации программы для ЭВМ № 2007613261 “Программа моделирования тепловых процессов в условиях сварки взрывом” Авторы: С. В. Хаустов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. П. Пеев.

26. Свидетельство государственной регистрации программы для ЭВМ № 2009616788 “Программное обеспечение расчета параметров взаимодействия разнородных металлов и сплавов при импульсном нагружении (сварка взрывом)” Авторы: С. В. Хаустов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак.

Работа выполнена в рамках государственного контракта № 02.523.12.3021.

УДК 621.791.76:621.7044.2

*В. Д. Rogozin, д-р техн. наук, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук,  
В. И. Лысак, д-р техн. наук, Е. С. Арестов, инженер*

### МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПОСЛОЙНОГО РАЗГОНА ПЛАСТИН В МНОГОСЛОЙНОМ ПАКЕТЕ, УСКОРЯЕМЫХ ПРОДУКТАМИ ДЕТОНАЦИИ ВВ

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

В аналитическом виде решена задача расчета скорости метания пластин при сварке взрывом многослойного пакета. Приведены результаты расчета послойного изменения скорости метания при воздействии остаточного давления продуктов детонации ВВ. Полученную расчетную модель можно использовать при оценке скоростей полета пластин при сварке взрывом многослойных пакетов на второй стадии разгона, обусловленного остаточным действием продуктов детонации ВВ.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, скорость метания, многослойный пакет, стадии разгона.

*V. D. Rogozin, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, E. S. Arestov*

### MATHEMATICAL MODEL OF LEVEL-BY-LEVEL DISPERSAL OF PLATES IN THE MULTILAYERED PACKAGE, ACCELERATED BY DETONATION PRODUCTS

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

The task of calculating the speed of plates tossing during explosion welding of the multiple sandwich was done analytically. The results of calculation of layer-by-layer changing of tossing speed during influence of residual pressure of detonation products of explosives are shown in the paper. The derived computed model can be used while assessing the speed of plates trip during explosion welding of multiple sandwiches at the second stage of acceleration, resulting from the residual effect of detonation products of explosives.

**Keywords:** explosion welding, tossing speed, multilayered package, dispersal stages.

Расчетное определение послойных скоростей соударения в многослойном пакете является сложной задачей и решается в довольно грубом приближении с применением известных моделей [1..6], базирующихся на допущении о мгновенном, скачкообразном изменении послойной скорости соударения, что по целому ряду причин не отражает реальной картины процесса и, следовательно, не позволяют достоверно оценивать характер разгона произвольной  $i$ -той пластины, вовлекаемой во взаимодействие.

В работе [7] предложена новая кинематическая модель соударения, согласно которой послойное изменение скоростей полета является не ступенчатым, а кусочно-непрерывным; зависимость  $V_c = f(h_\Sigma)$  представляется не ломанной кривой [6], а семейством самостоятельных кривых разгона (рис. 1).

При этом разгон пакета пластин после каждого акта соударения происходит в две стадии:

1) начальная, в течение которой происходит передача импульса от метаемой пластины к неподвижной. В ее пределах скорость полета за сравнительно малый промежуток времени возрастает от нуля до некоторого значения, которое рассчитывается из закона сохранения импульса;

2) конечная, в пределах которой ускорение

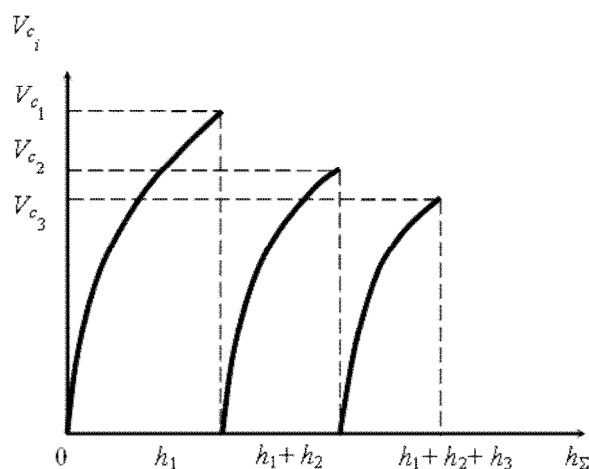
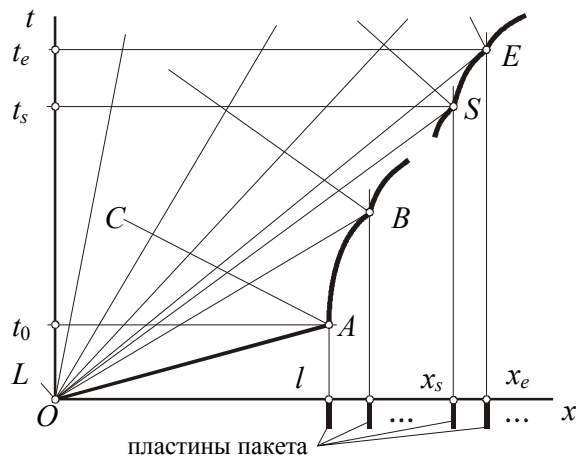


Рис. 1. Характер изменения послойных скоростей соударения при одновременной сварке взрывом четырехслойного пакета (модель) [7]





**Рис. 2. Расчетная схема метания пластин:**  
 $OL$  – фронт разлета ПД;  $AC$  – голова отраженной волны;  $ABSE$  – траектория движения пакета (по суммарному зазору)

пакета сваренных пластин обусловлено только действием остаточного давления продуктов детонации.

Для описания изменения скорости полета пакета пластин в пределах начальной стадии разгона, а также определения ее продолжительности предложена математическая модель [8, 9], основанная на гипотезе немгновенного (постепенного) вовлечения в процесс соударения массы ударяемой пластины в течение переходного процесса, когда ударяющая пластина (или пакет) замедляется, а ударяемая – ускоряется.

Рассчитанная по приведенным в [8, 9] зависимостям длительность начальной стадии для различных исходных условий соударения пластин в пакете лежит в диапазоне 1,5 ... 15 мкс и хорошо согласуется с экспериментом.

Для оценки скорости полета пластин на второй стадии разгона в [10] был предложен алгоритм, основанный на геометрическом построении участков кривых разгона пакета сваренных в полете пластин, с некоторыми допущениями, дающими, в конечном итоге, большие погрешности при расчете.

Целью настоящей работы явилось построение математической модели, описывающей послыйный разгон пластин в многослойном пакете,

ускоряемых продуктами детонации (ПД) прдетонировавшего заряда взрывчатого вещества (ВВ).

Рассмотрим газодинамическую задачу расчета скорости метания пластин при сварке взрывом многослойного пакета, основываясь на известном [11] решении задачи об одномерном метании пластины продуктами детонации заряда взрывчатого вещества. Расчетная схема приведена на рис. 2.

Плоский заряд ВВ (высота заряда  $l$ , плотность  $\rho_0$ , скорость детонации  $D$ ) размещен на поверхности пакета, состоящего из параллельных пластин, установленных с известными зазорами. Для упрощения пластины будем считать несжимаемыми, поэтому в расчетной схеме они представлены как бесконечно тонкие слои с распределенной массой  $\rho\delta$ , где  $\rho$  – плотность материала,  $\delta$  – толщина реальной пластины. В точке  $O$  ( $x=0$ ) в момент  $t=0$  начинается детонация заряда ВВ, в точке  $A$  детонационная волна  $OA$  достигает первой пластины многослойного пакета, и продукты детонации разгоняют ее до соударения в точке  $B$  со следующей пластиной пакета. Соударение пластин считается абсолютно неупругим, так что при этом движущаяся масса скачком увеличивается, а ее скорость уменьшается в соответствии с законом сохранения импульса (тем самым для упрощения исключается из рассмотрения начальная стадия разгона, в течение которой происходит передача импульса). Продукты детонации далее разгоняют эту массу до соударения со следующей пластиной и процесс повторяется на всех пластинах пакета.

Траектория движения пакета определяется законом изменения давления на его поверхности, который найдем из газодинамических параметров в области течения ПД, следуя известному решению [11]. С этой целью выделим на траектории движения пакета произвольный участок  $SE$ . Будем считать, что все параметры системы в точке  $S$  известны, и рассмотрим про-

цесс метания пакета на этом участке, когда его масса постоянна.

Уравнение (+)-характеристик в области течения ПД имеет вид:

$$x = (u + c)t, \quad (1)$$

где  $u$  и  $c$  – соответственно массовая скорость и скорость звука в ПД.

Краевое условие на поверхности пакета является законом его движения:

$$M \frac{du}{dt} = Sp, \quad (2)$$

где  $M$  – масса движущегося пакета;  $u$  – его скорость;  $p$  – давление на поверхности пакета;  $S$  – площадь пакета (и заряда ВВ).

Используя кубическое уравнение состояния ПД [11], выразим давление через скорость звука в ПД у поверхности пакета:

$$p = p_o \left( \frac{c}{c_o} \right)^3, \quad (3)$$

где  $p_o$  и  $c_o$  – известные детонационные характеристики ВВ:

$$p = p_o \left( \frac{c}{c_o} \right)^3, \quad (3)$$

$$p_o = \frac{1}{4} \rho_o D^2, \quad c_o = \frac{3}{4} D. \quad (4)$$

Подставляя (4) в (3), найдем

$$p = \frac{1}{4} \rho_o D^2 \frac{64}{27} \frac{c^3}{D^3} = \frac{16}{27} \rho_o \frac{c^3}{D} \quad (5)$$

Теперь уравнение движения (2) принимает вид:

$$M \frac{du}{dt} = \frac{16}{27} \rho_o S \frac{c^3}{D} = \frac{16}{27} m \frac{c^3}{ID}, \quad (6)$$

где  $m = \rho_o S l$  – масса заряда ВВ.

Отсюда находим

$$\frac{du}{dt} = \frac{16}{27} \frac{m}{M} \frac{c^3}{ID} = \eta \frac{c^3}{D}, \quad (7)$$

где  $\eta = \frac{16}{27} \frac{m}{M}$  – постоянная.

Дифференцируя уравнение (1), найдем для ПД на поверхности пакета

$$\frac{dx}{dt} = u + c + t \left( \frac{du}{dt} + \frac{dc}{dt} \right),$$

а поскольку на поверхности пакета  $\frac{dx}{dt} = u$ , то

$$\frac{du}{dt} = -\frac{c}{t} - \frac{dc}{dt} \quad \text{и, подставляя выражение (7), получим дифференциальное уравнение для скорости звука в ПД у поверхности пакета:}$$

$$\frac{dc}{dt} + \frac{c}{t} + \frac{\eta}{ID} c^3 = 0. \quad (8)$$

Для решения уравнения применим, как в [11], подстановку  $c = z\sqrt{t}$ . После интегрирования и обратной подстановки получим:

$$A \cdot t = \frac{1}{c^2 t} + \frac{2\eta}{ID} = \frac{1}{c^2 t} + \alpha, \quad (9)$$

где  $\alpha = \frac{2\eta}{ID}$  – известная постоянная для каждого участка траектории;  $A$  – постоянная интегрирования, которую определим по начальной точке  $S$  участка, где известны все параметры:

$$A = \frac{1}{t_s} \left( \frac{1}{c_s^2 t_s} + \alpha \right).$$

Тогда из уравнения (9) последовательно получим:

$$\frac{1}{c^2 t} = \frac{t}{t_s} \left( \frac{1}{c_s^2 t_s} + \alpha \right) - \alpha = \frac{t}{t_s} \frac{1 + \alpha c_s^2 t_s - \alpha c_s^2 t_s^2 / t}{c_s^2 t_s}.$$

$$\left( \frac{c_s}{c} \right)^2 = \left( \frac{t}{t_s} \right)^2 \left[ 1 + \alpha c_s^2 t_s \left( 1 - \frac{t_s}{t} \right) \right]. \quad (10)$$

Введем обозначение

$$\Theta = \left[ 1 + \alpha c_s^2 t_s \left( 1 - t_s / t \right) \right]^{-1/2}, \quad (11)$$

в котором  $\Theta$  является однозначной функцией  $t$  и в начальной точке  $S$  каждого участка траектории  $\Theta = 1$ . С использованием (11) уравнение (10)

принимает вид:  $\left( \frac{c_s}{c} \right)^2 = \left( \frac{t}{t_s} \right)^2 \frac{1}{\Theta^2}$ , откуда изменение во времени скорости звука в ПД у поверхности пакета в процессе метания на данном участке равно

$$c = c_s \frac{t_s}{t} \Theta. \quad (12)$$

Для нахождения скорости метания пакета используем уравнение (+)-характеристики (1) для произвольной точки на участке  $SE$  и определение  $u$ :

$$\frac{x}{t} = u + c, \quad \frac{x}{t} = \frac{dx}{dt} + c, \quad \frac{dx}{dt} = \frac{x}{t} - c.$$

Подставляя выражение (12), получим:

$$\frac{dx}{dt} = \frac{x}{t} - c_s \frac{t_s}{t} \Theta. \quad (13)$$

Теперь получим решение этого уравнения. Пусть  $x = v \cdot t$ , тогда  $x/t = v$  и  $\frac{dx}{dt} = v + t \frac{dv}{dt} = v - c_s \frac{t_s}{t} \Theta$ , где  $v$  – некоторая неизвестная функция. Разрешим это выражение относительно  $-dv$  и возьмем интеграл от обеих частей:

$$-\int dv = c_s t_s \int \frac{\Theta}{t^2} dt. \quad (14)$$

Заменим интегрирование по  $t$  на интегрирование по  $\Theta$ . Для этого используем выражение (11). Обозначим выражение в квадратных скобках через  $\Phi$ , тогда  $\Theta = \Phi^{-1/2}$ ,  $\Phi = \Theta^{-2}$ ,  $d\Phi = \alpha c_s^2 t_s^2 \cdot \frac{dt}{t^2}$ , отсюда  $\frac{dt}{t^2} = \frac{d\Phi}{\alpha c_s^2 t_s^2}$ . Теперь подинтегральное выражение справа в (14) принимает вид  $\frac{\Theta}{t^2} dt = \frac{\Phi^{-1/2}}{\alpha c_s^2 t_s^2} d\Phi$  и после интегрирования и обратной замены  $\Phi$  получим

$$-v + B = \frac{2}{\alpha c_s t_s} \cdot \frac{1}{\Theta}. \quad (15)$$

где  $B$  – постоянная интегрирования.

Произведем обратную замену  $v$ :

$$-\frac{x}{t} + B = \frac{2}{\alpha c_s t_s} \cdot \frac{1}{\Theta} \quad (16)$$

и найдем  $B$  по начальной точке  $S$  участка траектории ( $t = t_s, x = x_s, \Theta = 1$ ):

$$-\frac{x_s}{t_s} + B = \frac{2}{\alpha c_s t_s}, \quad B = \frac{2}{\alpha c_s t_s} + \frac{x_s}{t_s}.$$

Тогда из уравнения (16) последовательно

получим:

$$\begin{aligned} -\frac{x}{t} + \frac{x_s}{t_s} + \frac{2}{\alpha c_s t_s} &= \frac{2}{\alpha c_s t_s} \cdot \frac{1}{\Theta}, \\ \frac{x}{t} &= \frac{x_s}{t_s} \left[ 1 + \frac{2}{\alpha c_s x_s} \cdot \left( 1 - \frac{1}{\Theta} \right) \right], \\ \frac{x}{x_s} &= \frac{t}{t_s} \left[ 1 + \frac{2}{\alpha c_s x_s} \cdot \left( 1 - \frac{1}{\Theta} \right) \right]. \end{aligned} \quad (17)$$

Это уравнение дает зависимость координаты пакета от времени в процессе метания на данном участке траектории. Теперь найдем скорость метания:

$$\begin{aligned} u = \frac{dx}{dt} &= \frac{x_s}{t_s} \left[ 1 + \frac{2}{\alpha c_s x_s} \cdot \left( 1 - \frac{1}{\Theta} \right) \right] + \\ &+ x_s \frac{t}{t_s} \cdot \frac{2}{\alpha c_s x_s} \cdot \frac{d}{dt} \left( 1 - \frac{1}{\Theta} \right) \end{aligned} \quad (18)$$

Для вычисления последней скобки используем прежние обозначения:

$$\begin{aligned} \frac{d}{dt} \left( 1 - \frac{1}{\Theta} \right) &= -\frac{d}{d\Theta} \left( \frac{1}{\Theta} \right) \cdot \frac{d\Theta}{dt} = \frac{1}{\Theta^2} \cdot \frac{d(\Phi^{-1/2})}{dt} = \\ &= \frac{1}{\Theta^2} \cdot \left( -\frac{1}{2} \right) \Phi^{-3/2} \frac{d\Phi}{dt} = \frac{1}{2} \Theta \cdot \alpha c_s^2 \frac{t_s^2}{t^2} \end{aligned}$$

Теперь из уравнения (18) находим:

$$\begin{aligned} u = \frac{x_s}{t_s} \left[ 1 + \frac{2}{\alpha c_s x_s} \cdot \left( 1 - \frac{1}{\Theta} \right) \right] &+ \Theta \cdot c_s \frac{t_s}{t} \text{ и изменение скорости метания пакета на данном участке траектории равно} \\ u = \frac{x_s}{t_s} \left[ 1 + \frac{2}{\alpha c_s x_s} \cdot \left( 1 - \frac{1}{\Theta} \right) \right] &+ \Theta \frac{c_s t_s}{x_s} \cdot \frac{t_s}{t}. \end{aligned} \quad (19)$$

Полученные уравнения (10), (12), (17) и (19) позволяют решить поставленную задачу, последовательно рассчитывая параметры метания на каждом участке траектории.

Решение для первого участка не отличается от известного решения для метания одиночной пластины [11], при этом начало участка соответствует  $x_s = l, t_s = t_o = l/D$  (время детонации заряда ВВ). Каждый участок заканчивается при достижении пакетом известной координаты  $x_e$  в момент времени  $t_e$  (уравнение 17), в этот момент скорость звука в ПД равна  $c_e$  (уравнение 12), а скорость пакета равна  $u_e$  (уравнение 19).

При соударении пакета с очередной пластиной координата  $x_e$  и момент времени  $t_e$  принимаются за начало  $(x_s, t_s)$  очередного участка. Изменяется значение  $\eta$  (из уравнения 7), начальное значение скорости пакета рассчитывается из закона сохранения импульса:

$$(u_s)_{i+1} = (u_e)_i \cdot \frac{M_i}{M_{i+1}}, \quad (20)$$

где  $i$  – номер участка траектории пакета, а начальное значение скорости звука на новом участке определяется из условия вдоль характеристики:

$$(c_s)_{i+1} = [(c_e)_i + (u_e)_i] - (u_s)_{i+1}. \quad (21)$$

Такой алгоритм решения легко реализуется в любой системе компьютерного программирования.

Как пример, приведем решение конкретной задачи.

### ИСХОДНЫЕ ДАННЫЕ

**Заряд ВВ:** высота заряда (м)  $l = 0,06$ , плотность ВВ ( $\text{кг/м}^3$ )  $\rho_0 = 900$ , скорость детонации (м/с)  $D = 4200$ .

**Шаг (с)** точек в массивах для графиков задаем равным  $\Delta t = 10^{-8}$ .

### Характеристики слоев:

номер	толщина (м)	плотность ( $\text{кг/м}^3$ )	зазор (м)
$i = 1$	$\delta_i = 0,005$	$\rho_i = 7800$	$h_i = 0,0025$
$i = 2$	$\delta_i = 0,002$	$\rho_i = 8900$	$h_i = 0,004$
$i = 3$	$\delta_i = 0,002$	$\rho_i = 7800$	$h_i = 0,003$
$i = 4$	$\delta_i = 0,003$	$\rho_i = 2700$	$h_i = 0,003$

### РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ

Число слоев в пакете  $n = i$ , диапазон номеров слоев  $1 \dots n$ .

Время детонации заряда ВВ (с)  $t_0 = \frac{l}{D}$ .

Удельная масса  $i$  – слоя  $m_i = \rho_i \cdot \delta_i$ , удельная масса  $M_i$  движущейся части пакета на  $i$  – участке  $M_0 = 0$ ,  $M_i = M_{i-1} + m_i$ .

Коэффициент  $\alpha$  для  $i$  – участка

$$\alpha_i = \frac{32}{27} \cdot \frac{\rho_0}{D \cdot M_i}.$$

В момент прихода детонационной волны к первой пластине пакета:

$$t_{e0} = t_0, \quad c_{e0} = \frac{3}{4}D, \quad U_{e0} = \frac{1}{4}D, \quad x_{e0} = l. \text{ Далее}$$

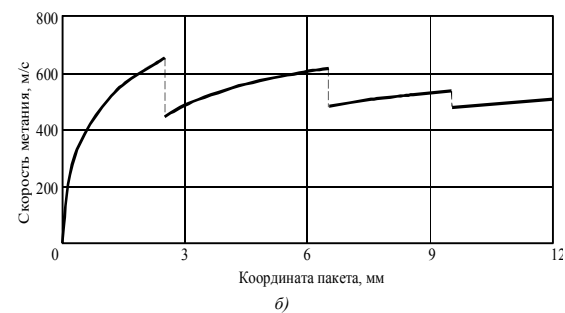
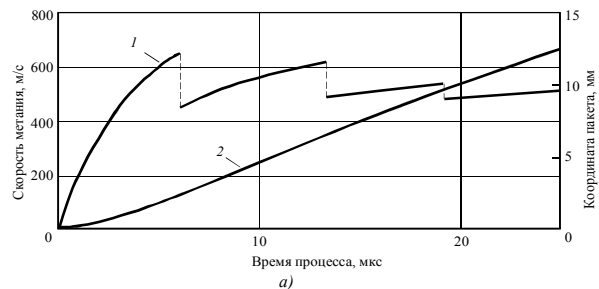


Рис. 3. Графическая иллюстрация результата расчета

будет  $x_{ei} = x_{ei-1} + h_i$ ,  $x_{si} = x_{ei-1}$ .

Номер последней точки в массивах выходных данных  $k_e = \text{ceil}\left(\frac{t_0}{\Delta t}\right)$ .

Разработанный алгоритм вычисления, реализованный в системе Mathcad, позволил рассчитать для заданных исходных данных изменение скорости метания (рис. 1, а, кривая 1) и координату пакета (рис. 1, а, кривая 2) во времени, а также построить кривую разгона свариваемого пакета в более привычных координатах «скорость метания – сварочный зазор (координата пакета)» (рис. 1, б).

Следует отметить, что при принятом допущении о бесконечно малой толщине соударяющихся пластин в пакете изменение скорости метания происходит скачкообразно, что далеко от действительности. Тем не менее, представленную расчетную модель можно использовать для оценки скоростей полета реаль-

ных пластин при сварке взрывом многослойных пакетов на второй стадии разгона, обусловленного остаточным действием продуктов детонации ВВ.

#### Библиографический список

1. Соннов, А. П. К расчёту параметров сварки взрывом многослойных соединений / А. П. Соннов, Ю. П. Трыков // Физика и химия обработки материалов. – 1973. – №4. – С. 128-133.
2. Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов: пер. с англ.; под ред. М. А. Мейерса, Л. Е. Мурра. – М.: Металлургия, 1984. – 512 с.
3. Высокоскоростная деформация металлов / В. И. Беляев, В. Н. Ковалевский, Г. В. Смирнов, В. А. Чекан. – Минск: Наука и техника, 1976. – 224 с.
4. Shao, P. H. Calculation on explosive bonding parameters of multiplayer plates under glancing detonation / P. H. Shao, Z. H. Zhou, G. H. Li // 6 Inter. Symp. Of Use Energy of Explosive. – Praha, 1985. – P. 57-63.
5. Zhang, Dengxia. Research on movement of layer plate in explosive welding / Dengxia Zhang // Trans. ChinaWeld. Inst. – 1983.–V. 4, № 3. –P. 109-118.
6. Беляев, В. И. Методика анализа динамических характеристик процесса сварки взрывом листовых материалов / В. И. Беляев, В. В. Зубарь, А. П. Корженевский // Применение энергии взрыва в сварочной технике / ИЭС им. Е. О. Патона. – Киев, 1977. – С. 53-57.
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. – №5. – С. 173-175.
8. Багмутов, В. П. Модель разгона металлических пластин при сварке взрывом многослойных пакетов / В. П. Багмутов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Физика и химия обработки материалов. – 2005. – №6. – С. 47-51.
9. Кузьмин, С. В. Расчетно-экспериментальное определение длительности начальной стадии разгона металлических пластин при сварке взрывом многослойных пакетов / С. В. Кузьмин, В. П. Багмутов, В. И. Лысак, Е. С. Арестов // Физика и химия обработки материалов. – 2009. – №5. – С. 59-64.
10. Кузьмин, С. В. Расчет параметров соударения при сварке многослойных композиций / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. П. Багмутов, Т. Ш. Сильченко // Известия Волгоградского государственного технического университета: межвуз. сб. науч. ст. Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений». – 2004. – №6, вып. 1(13). – С. 28-34.
11. Физика взрыва / под ред. К. П. Станюковича. Изд. 2-е. – М.: Наука, 1975. – 704 с.

УДК 621.791.76: 621.7.044.2

*В. А. Чувичилов, к-т техн. наук, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук,  
В. И. Лысак, д-р техн. наук, Ю. Г. Долгий, инженер, А. В. Кокорин, инженер*

### ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО БАТАРЕЙНОЙ СХЕМЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ

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

Приведен анализ структуры и свойств композиционных материалов, полученных по батарейной и плоскостной схемам сварки взрывом.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, композиционный материал

*V. A. Chuvichilov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, U. G. Dolgiy, A. V. Kokorin*

### RESEARCH OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE COMPOSITE MATERIALS RECEIVED ON BATTERY SCHEME OF EXPLOSION WELDING

*Volgograd state technical university, weld@vstu.ru*

The analysis of structure and properties of the composite materials received on battery and plane parallel schemes of welding by explosion is resulted.

**Keywords:** explosion welding, composite material

Медно-стальные и медно-алюминиевые композиционные материалы электротехнического назначения в последнее время находят всё более широкое применение на предприятиях энергетического комплекса: в контактных узлах электрооборудования, силового коммутационного оборудования, электролизёрах и др. [1 ... 3 и др.]. Их использование в качестве переходных элементов и ножей разъединителей в силовых и высоковольтных коммутирующих и распределительных устройствах позволяет свести к минимуму потери электроэнергии, обеспечить ремонтпригодность и увеличить срок службы узлов и оборудования в целом.

Для изготовления указанных композиционных материалов наиболее целесообразно применение сварки взрывом, позволяющей в силу ряда ее особенностей (чрезвычайно малое время формирования сварного соединения, в течение которого диффузионные процессы не успевают развиваться) получать равнопрочные и бездефектные соединения с минимально возможным переходным электросопротивлением.

Изготовление трехслойных композиционных материалов с симметричной двусторонней

(сплошной или локальной) медной плакировкой, предназначенных в основном для производства ножей разъединителей силового коммутационного оборудования, с помощью сварки взрывом возможно по двум технологическим схемам [4] (рис. 1): последовательная наварка плакирующих слоев на противоположные поверхности заготовки-основы (рис. 1, а) и одновременная сварка взрывом по батарейной схеме (рис. 1, б). Последняя схема с точки зрения экономичности имеет явные преимущества, поскольку в этом случае из технологического процесса исключаются дополнительные трудоемкие операции промежуточной правки заготовки и ее термообработки для снятия наклепа. Однако, как было показано в [5 ... 7], при сварке по батарейной схеме необходимо учитывать (особенно при плакировании тонколистовых материалов) возможность дополнительной активации деформационных процессов, протекающих на противоположных границах композита, за счет взаимодействия импульсов давления. При этом, чем меньше толщина среднего элемента  $\delta_2$  (см. рис. 1), тем больше значение деформирующего импульса давления  $I_d$  и тем

интенсивнее развиваются процессы пластического деформирования металла ОШЗ.А поскольку величина  $I_d$  определяет количество работы или энергии  $W_2$ , затрачиваемой на пластическое деформирование металла, то упомянутый факт неизбежно приведет к росту энергозатрат, сопровождаемому значительным увеличением параметров волнового профиля и количества оплавленного металла по сравнению с соответствующими характеристиками зоны соединения, полученного по плоскопараллельной схеме на тех же режимах соударения.

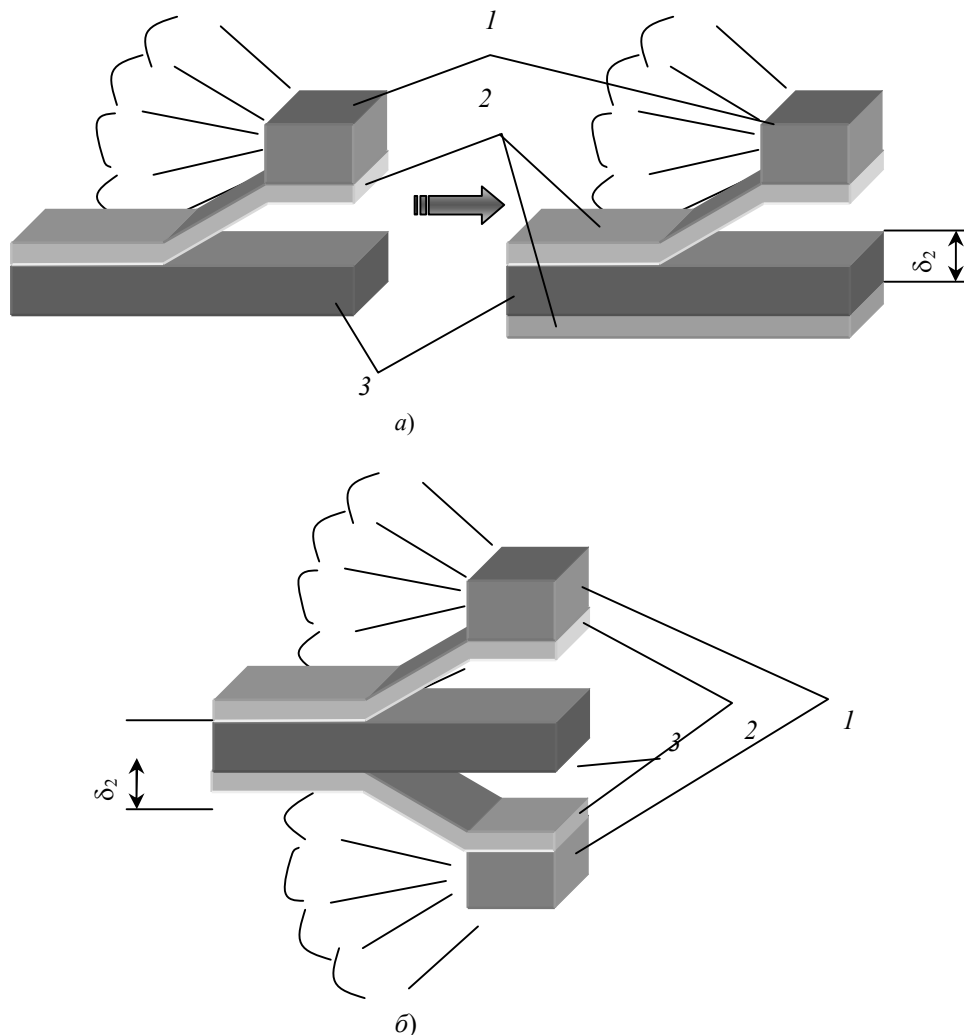
Целью настоящей работы явилось исследование особенностей формирования соединения, структуры и свойств трехслойных композитов (медь–алюминий–медь и медь–сталь–медь),

полученных по батарейной схеме и оценка границ применимости последней при изготовлении композитов электротехнического назначения.

Для реализации этой цели были поставлены серии опытов по сварке взрывом композиционных материалов медь + алюминий и медь + сталь при различных схемах соударения (батарейной, плоскопараллельной), в которых при постоянных  $V_c$  и  $V_k$  изменялась толщина неподвижной пластины  $\delta_2$ .

#### Композит медь – алюминий – медь

Область свариваемости меди с алюминием в отличие от большинства других пар материалов весьма узка. Построенная по многочисленным экспериментальным данным она представлена на рис. 2, из анализа которой следует, что по-



**Рис. 1. Принципиальные схемы сварки взрывом трехслойного композита с двусторонней симметричной плакировкой:**

*a* – последовательное плакирование противоположных поверхностей материала основы;

*б* – одновременное плакирование (батарейная схема);

*1* – заряд взрывчатого вещества (ВВ); *2* – плакирующая пластина; *3* – плакируемая пластина (основа)

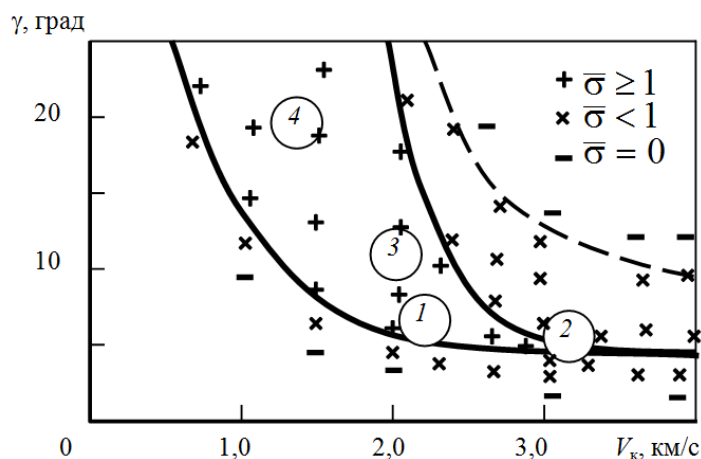


Рис. 2. Область свариваемости меди с алюминием [7]:

1 ... 4 – характерные зоны, различающиеся структурой сварного шва (пояснения в тексте);  
 + –  $\bar{\sigma} \geq 1$ ; × –  $\bar{\sigma} < 1$ ; – –  $\bar{\sigma} = 0$

лучить равнопрочное соединение при «традиционных» скоростях контакта (2500... 3000 м/с) можно лишь в ограниченном диапазоне углов соударения (4,5 ... 7° для  $V_k = 2,5$  км/с и всего 4 ... 5° при  $V_k = 3$  км/с)<sup>1</sup> и энергии  $W_2$  (0,15 ... 0,4 МДж/м<sup>2</sup>). Диапазон свариваемости существенно расширяется при уменьшении скорости точки контакта и при  $V_k = 2 \dots 2,2$  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 ... 0,8 прочности алюминия (см. рис. 2) при весьма низкой прочности на срез и на отслаивание [13].

Другой особенностью формирования сварного медно-алюминиевого соединения является аномально низкое значение критической величины энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию металлов  $W_{2кр}$ . Экспериментально установлено, что прочное сварное соединение начинает образовываться уже при  $W_2 > 0,1 \dots 0,12$  МДж/м<sup>2</sup>.

<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 ... 13° и 6 ... 9°[7].

Равнопрочные соединения, полученные на режимах, ограниченных верхней и нижней границами сварки (см. рис. 2), существенно различаются 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. 2), примыкающей к нижней границе области свариваемости ( $W_2 = 0,15 \dots 0,2$  МДж/м<sup>2</sup>), линия раздела слоев композиции имеет прямолинейный профиль и бездефектную структуру (рис. 3). Протяженность этой зоны по скорости точки контакта ограничивается значениями 1000 ... 2400 м/с.

Переход в зону 2 с увеличением  $V_k$  до ~3 км/с (даже при минимально возможных углах соударения) ведет к образованию в соединении отдельных участков оплавленного металла (рис. 4, а), относительная протяженность которых достигает 50%, что связано, как было показано в [8], с локализацией пластических деформаций в узкой околошовной зоне. При  $V_k$  больше ~3 км/с в околошовной зоне медно-алюминиевых образцов формируется сплошная прослойка расплава (рис. 4, б) толщиной 0,1...0,2 мм, имеющая высокую микротвердость  $H_{10} = 1600 \dots 4500$  МПа, что соответствует твердости интерметаллидов типа  $CuAl_2$ ,



$\text{Cu}_2\text{Al}$ ,  $\text{Cu}_3\text{Al}$ .

При увеличении энерговложений  $W_2$  до 0,3 и выше (см. рис. 2, зона 3) в приконтактной области композиции образуются волны неправильной, несинусоидальной формы (рис. 5) 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.

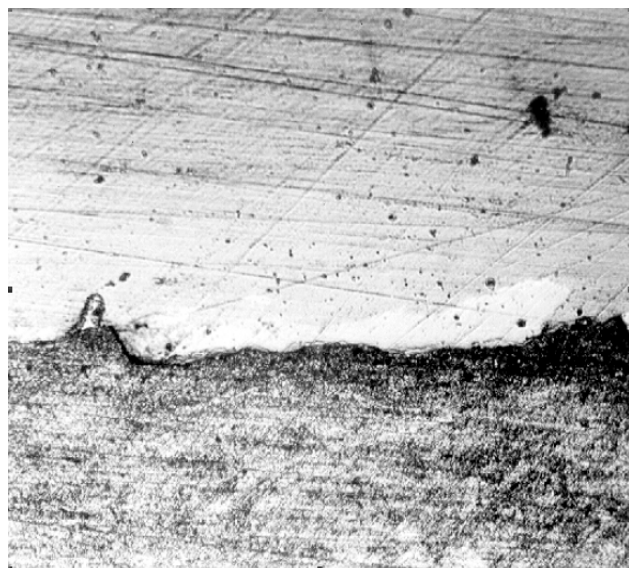
Снижение скорости точки контакта с одновременным увеличением скорости или угла соударения (см. рис. 2, зона 4) приводит к «нормализации» процесса образования волн, профиль которых становится близким к синусоидальному, без завихрений, но также с односторонним залеганием участков оплавленного металла (рис. 6).

На основе обобщения многочисленных экспериментальных данных были построены зависимости, связывающие прочность медно-алюминиевых композиций, а также количество

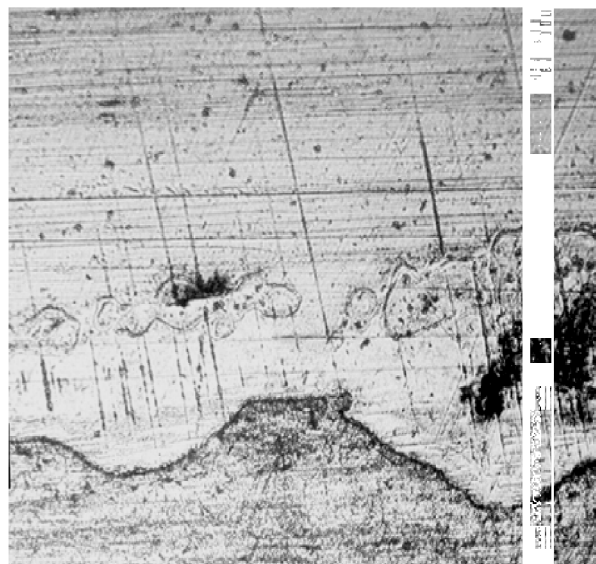


Рис. 3. Микроструктура зоны соединения медно-алюминиевого композита (см. рис. 2, зона 1) ( $\times 200$ )

оплавленного металла с энергией, затрачиваемой на пластическую деформацию (рис. 7). Очевидно, что предельные энергозатраты на пластическую деформацию для данной пары материалов зависят от  $V_k$  (см. рис. 7, 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%.



а)



б)

Рис. 4. Микроструктура зоны соединения медно-алюминиевого композита (см. рис. 2, зона 2) ( $\times 200$ ):

а –  $V_k = 3000$  м/с; б –  $V_k = 3500$  м/с



Рис. 5. Микроструктура зоны соединения медно-алюминиевого композита (см. рис. 2, зона 3) ( $\times 200$ )

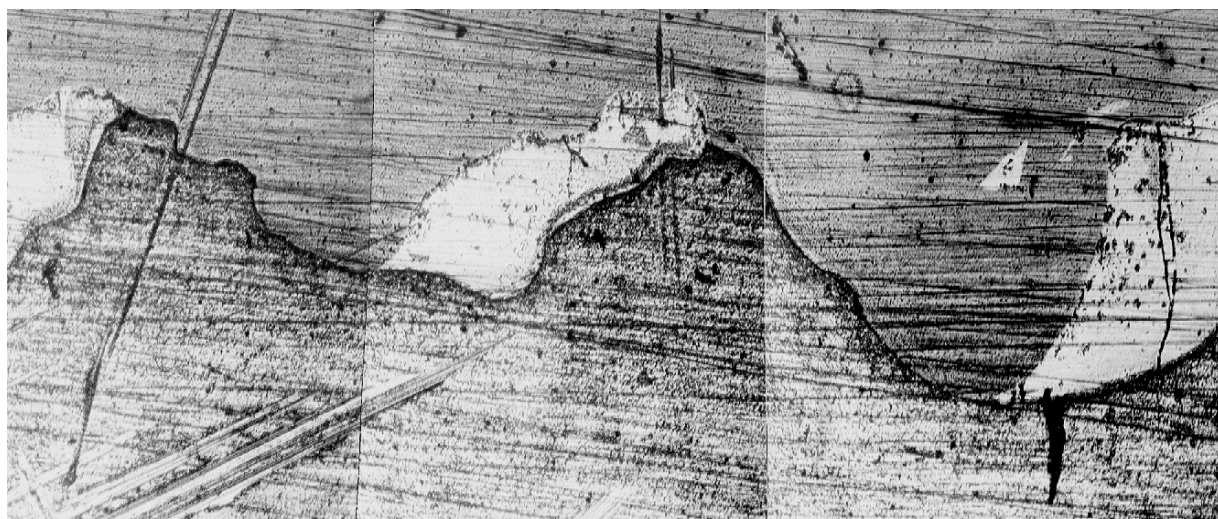


Рис. 6. Микроструктура зоны соединения медно-алюминиевого композита (см. рис. 2, зона 4) ( $\times 200$ )

С учетом предварительно полученных экспериментальных данных (см. рис. 2 ... 7) для сварки взрывом трехслойного медно-алюминиевого композита по схеме, представленной на рис. 1, б, в котором толщина медной плакировки составляла  $\delta_{Cu} = 2,5$  мм, режимы принимали, исходя из условия обеспечения минимальных энергозатрат в зоне соединения [7, 9], при котором гарантировано получение высокопрочного композита с минимальным развитием структурной неоднородности на границе раздела слоев ( $V_k = 2450$  м/с,  $V_c = 240$  м/с). В опытах при постоянных выбранных зна-

чениях  $V_k$  и  $V_c$  варьировали толщину алюминиевого слоя  $\delta_2$  ( $\delta_{Al}$ ). По результатам опытов строили зависимости, связывающие  $\delta_{Al}$  с прочностью на отрыв слоев и количеством оплавленного металла в зоне соединения. Для сравнения на тех же режимах получали медно-алюминиевый биметалл по плоскопараллельной схеме (см. рис. 1, б).

Сопоставление относительной протяженности участков оплавленного металла в медно-алюминиевых композициях, полученных по плоскопараллельной и батарейной схемам, по-

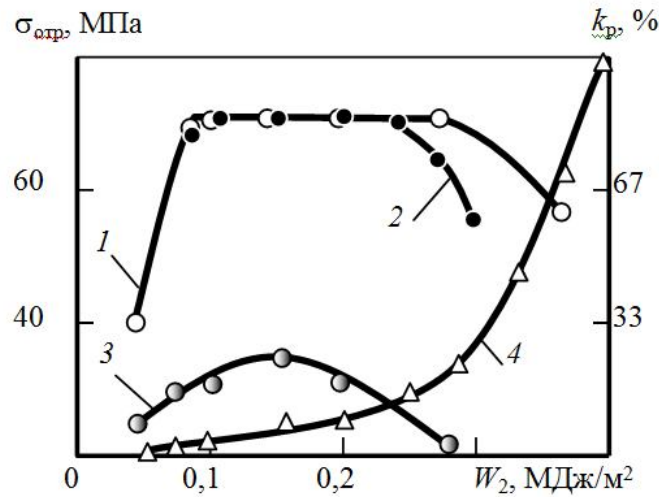


Рис. 7. Зависимость прочности  $\sigma_{отр}$  медно-алюминиевого биметалла (1 ... 3) и количества оплавленного металла  $k_p$  (4) от  $W_2$  [7]:  
 1, 4 –  $V_k=1600$  м/с; 2 –  $V_k=2000$  м/с; 3 –  $V_k=3200$  м/с

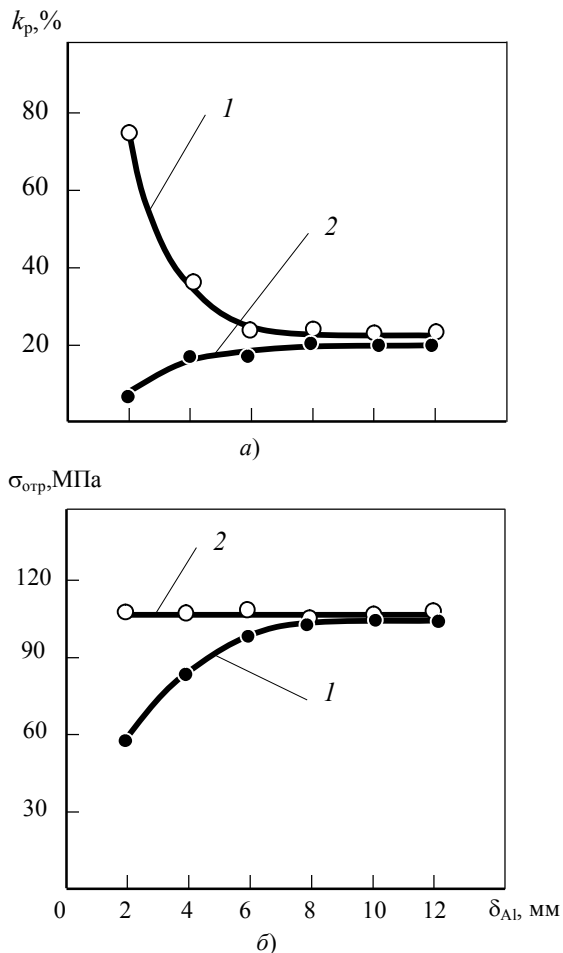


Рис. 8. Зависимость количества оплавок  $k_p$  (а) на границах медно-алюминиевого композита и прочности соединения слоев  $\sigma_{отр}$  (б) от толщины  $\delta_{Al}$  при сварке взрывом по батарейной (1) и плоскопараллельной схемам соударения (2)

казало, что при выбранных режимах сварки максимальное количество оплава, существенным образом влияющего на прочностные и особенно на электрофизические свойства данного композита [7, 10, 11], образуется в последнем случае (батарейная схема) при толщине среднего алюминиевого слоя  $\delta_{Al} = 2$  мм (рис. 8, а, 9, а), что вполне закономерно и согласуется с положениями, изложенными в работах [5 ... 7, 12]. При такой же толщине алюминиевого слоя в двухслойном композите, полученном по плоскопараллельной схеме, формируется практически «чистая», свободная от расплавов граница раздела слоев (рис. 9, б) с высокой прочностью на отрыв (рис. 8, б.).

Увеличение  $\delta_{Al}$  в трехслойном композите приводит к резкому снижению  $K_{опл}$  и при толщине алюминиевого среднего слоя, равному 8 мм, стабилизируется, не превышая при дальнейшем неограниченном возрастании  $\delta_{Al} \sim 20\%$  (см. рис. 8, а, кривая 1). Приблизительно такое же количество оплавленного металла наблюдается в образцах, сваренных по плоскопараллельной схеме плакирования (см. рис. 8, а, кривая 2).

Из анализа полученных экспериментальных зависимостей  $\sigma_{отр} = f(\delta_2)$  (см. рис. 8, б) следует



а)



б)

**Рис. 9. Микроструктура зоны соединения медно-алюминиевого композита (медь сверху), полученного по «батарейной» (а) и плоскопараллельной (б) схемам сварки взрывом ( $\delta_{Al}=2$  мм),  $\times 100$**

также, что трехслойный композит, полученный по батарейной схеме, становится равнопрочным, начиная лишь с  $\delta_{Al} = 8$  мм, когда количество оплавленного металла на границе раздела слоев не превышает 25 ... 30%.

Учитывая, что трехслойный медно-алюминиевый композит, полученный по батарейной схеме, приобретает высокие прочностные и электрофизические (связанные с количеством оплавленного металла в зоне соединения) свойства начиная с толщины алюминиевого слоя  $\delta_{Al} = 8$  мм, с одной стороны, а также то обстоятельство, что для оснащения высоковольтных разъединителей типа РВЗ применяют

ножи толщиной не менее 12 мм, – с другой, применение схемы одновременного симметричного плакирования в данном случае вполне оправданно и рационально.

#### **Композит медь – сталь – медь**

Данный трехслойный композит в энергетике применяется для изготовления ножей разъединителей типа РЛНД [13], рассчитанных на номинальный ток 200 ... 630 А и напряжение 10 кВ. Как правило, толщина плакирующих медных слоев в композите составляет 0,8 ... 1 мм при его суммарной толщине 4 мм. Такое сочетание толщин медных и стального слоев позволяет при сохранении высоких эксплуатационных свойств узла существенно снизить его себестоимость за счет экономии дорогостоящей меди.

В работах [14 ... 16 и др.] показано, что соединение меди со сталью получают в широком диапазоне параметров соударения: скорость точки контакта  $V_k = 2000 \dots 2800$  м/с, скорость соударения  $V_c = 200 \dots 600$  м/с.

В наших опытах по сварке взрывом трехслойного медно-стального композита ( $V_c = 550$  м/с,  $V_k = 2500$  м/с) толщина медной металлической пластины составляла  $\delta_{Cu} = 1$  мм, а толщина стальной основы  $\delta_{Ст}$  ( $\delta_2$ ) изменялась от 2 до 12 мм.

Установлено (рис. 10, 11, а), что при применяемой в опытах минимальной толщине стальной основы  $\delta_{Ст} = 2$  мм параметры волн ( $\lambda$ ,  $2a$ ), реализуемые в случае батарейной схемы, имеют максимальные значения ( $\lambda = 1,1$  мм,  $2a = 0,5$  мм), которые с увеличением толщины стальной основы резко уменьшаются и при  $\delta_{Ст} \geq 10$  мм достигают минимума, составляя  $\lambda = 0,3$  мм,  $2a = 0,12$  мм.

Для плоскопараллельной схемы соударения на тех же режимах и при той же толщине  $\delta_{Ст} = 2$  мм характерно образование волн с минимальными значениями  $\lambda \approx 0,1$  мм и  $2a \approx 0,04$  мм (рис. 3, б).

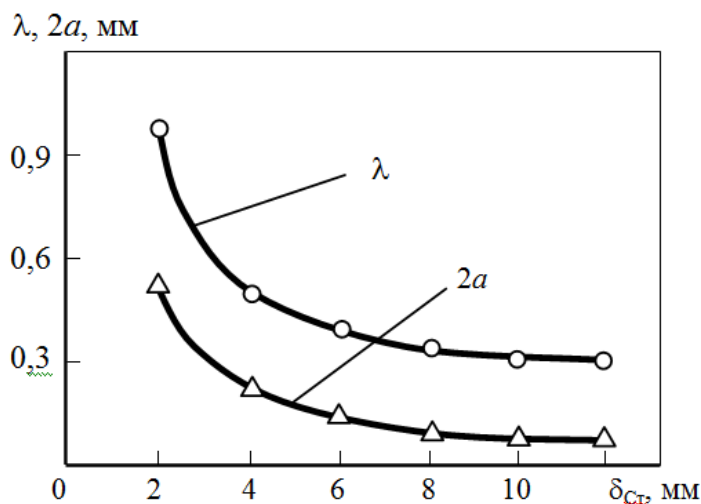


Рис. 10. Зависимость  $\lambda$  и  $2a$  на границах трехслойного медно-стального композита от толщины  $\delta_{ст}$  при сварке взрывом по батарейной схеме соударения:  
 $V_c = 550$  м/с,  $V_k = 2500$  м/с

Реализуемые при батарейной схеме критические размеры волн, соизмеримые с толщиной медного плакирующего слоя, при малой толщине средней стальной пластины ведет к их «выходу» на поверхность тонкой плакировки, что является неисправимым дефектом композиционного материала электротехнического назначения (несмотря на высокую прочность соединения слоев), существенно ухудшая контактные свойства изготавливаемой из него детали (рис. 12).

Уменьшить размеры образующихся в зоне трехслойного соединения волн теоретически возможно, соответствующим образом изменив условия соударения слоев. Расчетно-экспериментальным путем установлено, что для уменьшения параметров волн до приемлемых значений ( $2a = 0,1 \dots 0,2$  мм) при сварке по батарейной схеме необходимо снизить скорость соударения до  $200 \dots 250$  м/с. Последнее можно реализовать (при заданной толщине металлической медной пластины, равной 1 мм) лишь при весьма малых установочных зазорах (несколько десятых миллиметра) и высоте заряда, близкой к критической. При таких исходных условиях получить прочное соединение со стабильными свойствами в пределах всей площади



а)



б)

Рис. 11. Микроструктура зоны соединения медно-стального композита (медь сверху) полученного по батарейной (а) и плоскопараллельной (б) схемам сварки взрывом ( $\delta_{ст} = 2$  мм): а –  $\times 50$ ; б –  $\times 100$





Рис. 12. Внешний вид поверхности трехслойного медно-стального композита, полученного по батарейной схеме сварки взрывом ( $\delta_2 = 2$  мм)

заготовки практически невозможно [7, 12].

Второй путь уменьшения размеров параметров волн при сварке по батарейной схеме – увеличение толщины стальной пластины, по крайней мере, до 4 ... 6 мм с последующей холодной или горячей прокаткой полученного композита до требуемой толщины, что значительно удорожает его себестоимость.

Таким образом, единственно приемлемой и экономически выгодной технологией изготовления тонколистовых трехслойных медно-стальных заготовок ножей разъединителей является последовательное плакирование противоположных поверхностей стальной пластины основы с промежуточными операциями правки и термообработки.

### ВЫВОД

Экспериментально показано, что структура и свойства композиционных материалов, полученных по батарейной схеме сварки взрывом, могут существенным образом отличаться от аналогичных показателей биметалла, сваренного по традиционной плоско-параллельной схеме. Особенно сильно это различие проявляется при плакировании относительно тонких слоев

основного металла. При увеличении толщины материала основы оно (различие) нивелируется и при превышении некоторого значения  $\delta_2$  свойства и структура композитов, полученных по разным схемам становятся одинаковыми. Это обстоятельство необходимо учитывать при обосновании и выборе рациональной схемы сварки взрывом трехслойных медно-стальных и медно-алюминиевых композиционных материалов электротехнического назначения.

### Библиографический список

1. Лысак, В. И. Новые биметаллические переходные элементы для силовых электрических цепей / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, Ю. Г. Долгий и др. // Энергетик. – 1995. – №4. – С. 7–10.
2. Кузьмин, С. В. Энергосберегающие композиционные элементы токоподводящих узлов силовых электрических цепей / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. А. Чугунов и др. // Энергетик. – 2001. – №9.
3. Лысак, В. И. Сварка металлов взрывом. Композиционные материалы XXI века / В. И. Лысак, В. С. Седых, С. В. Кузьмин и др. // Наука производству. – 2000. – №1. – С. 12–17.
4. Лысак, В. И. Классификация технологических схем сварки металлов взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин // Сварочное производство. – 2002. – №9. – С. 33–39.
5. К вопросу о времени формирования соединения при сварке металлов взрывом / В. А. Чувичилов, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, Ю. Г. Долгий // Перспективные материа-

лы. – 2003. – №3. – С. 89–94.

6. Кузьмин, С. В. Временные условия формирования соединения при сварке взрывом / С. В. Кузьмин, В. А. Чувичилов, В. И. Лысак // Перспективные материалы. – 2005. – №1. – С. 85–91.

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

8. Пеев, А. П. Распределение температуры в околошовной зоне при сварке разнородных металлов взрывом / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Автоматическая сварка. – 2004. – №4. – С. 9–12.

9. Кудинов, В. М. Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, А. Я. Коротеев. – М.: Металлургия, 1978. – 168 с.

10. Новая методика исследования электрофизических свойств сваренных взрывом композитов / А. П. Пеев, С. В. Поляков, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Физика и химия обработки материалов. – 2003. – №3. – С. 60–63.

11. Исследование электрофизических характеристик сваренных взрывом биметаллических соединений / В. С.

Седых, В. А. Смелянский, В. А. Хрипунов, О. Н. Еронов // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: межвуз. сб. науч. трудов / ВолгПИ. – Волгоград, 1989. – С. 13–22.

12. Чувичилов, В.А. Энергетические условия сварки взрывом слоистых композиционных материалов / В.А. Чувичилов, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак // Автоматическая сварка. - 2007. - №3. - С. 8-11.

13. Афанасьев, В. В. Разъединители / В. В. Афанасьев, Э. Н. Якунин. – Л.: Энергия, Ленингр. отд-ние, 1979. – 216 с.

14. Деформация металлов взрывом / А. В. Крупин, В. Я. Соловьев, Н. И. Шефтель, А. Г. Кобелев. – М.: Металлургия, 1976. – 416 с.

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

16. Производство слоистых композиционных материалов / А. Г. Кобелев, В. И. Лысак, В. Н. Чернышов и др. – М.: Изд. Интермет Инжиниринг, 2002. – 426 с.

Работа выполнена в рамках государственного контракта № 02.523.12.3021.

УДК 621.791.76:621.7044.2

*В. В. Литвинов, инженер, В. И. Кузьмин, к-т техн. наук,  
В. И. Лысак, д-р техн. наук, О. В. Строчков, к-т техн. наук, А. С. Кузьмин, инженер*

### ОСОБЕННОСТИ СВАРКИ ВЗРЫВОМ ТОЛСТОЛИСТОВЫХ СТАЛЕАЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ

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

Рассмотрены особенности сварки взрывом и вероятные причины снижения прочности соединения при плакировании толстолистового алюминия на сталь. Приведены исследования влияния толщины метаемого алюминия на структуру и прочность сталеалюминиевого композита при различных условиях взрывного нагружения.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, сталеалюминиевый композит, скорость соударения, прочность соединения, энергия отрыва

*V. V. Litvinov, V. I. Kuz'min, V. I. Lysak, O. V. Strokov, A. S. Kuz'min*

### FEATURES OF EXPLOSION WELDING BIG-THICKNESS STEEL-ALUMINUM COMPOSITES

*Volgograd state technical university, weld@vstu.ru*

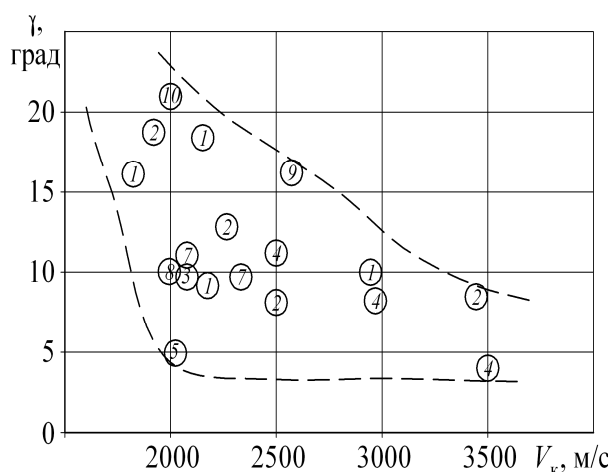
The features of explosion welding and probable causes of strength reduction in cladding big-thickness aluminum to steel are examined. The effects of thickness of throwing aluminum plate on structure and strength in various conditions of explosive loading are presented.

**Keywords:** explosion welding, steel-aluminum composite, impact velocity, strength of connection, energy of a separation

Задача получения высококачественных соединений из разнородных металлов всегда являлась наиболее сложной и актуальной для всех способов сварки, в том числе и для сварки взрывом. Особенно это относится к случаю сварки взрывом разнородных металлов с резко отличающимися физико-механическими свой-

ствами, таких как алюминий-сталь. Большая разница в значениях твердости алюминия и стали требует применения для этой пары больших скоростей соударения, чтобы продеформировать более твердую сталь, но с другой стороны – большие скорости соударения приводят к повышенному тепловложению и образованию хрупких интерметаллидов, снижающих прочность соединения [1].

При назначении режимов сварки взрывом большинство авторов указывают на узкий диапазон свариваемости алюминия со сталью, причем данные у различных авторов противоречат друг другу (рис. 1). При этом следует отметить, что приведенная область сварки взрывом получена при метании алюминия относительно небольшой толщины (до 10 мм), т. к. получение качественных соединений при плакировании более толстого алюминия весьма затруднительно [3, 7, 9, 12, 13]. В тоже время именно толстолистовые сталеалюминиевые композиционные материалы наиболее востре-



**Рис. 1. Область сварки взрывом алюминия со сталью:**

- 1 – Дерibas [2]; 2 – Кудинов [3]; 3 – Лысак [4];  
4 – Петушков [5]; 5 – Горанский [6]; 6 – Захаренко [7];  
7 – Седых [8]; 8 – Сахновская [9]; 9 – Цицилин [10],  
10 – Кроссланд [11]



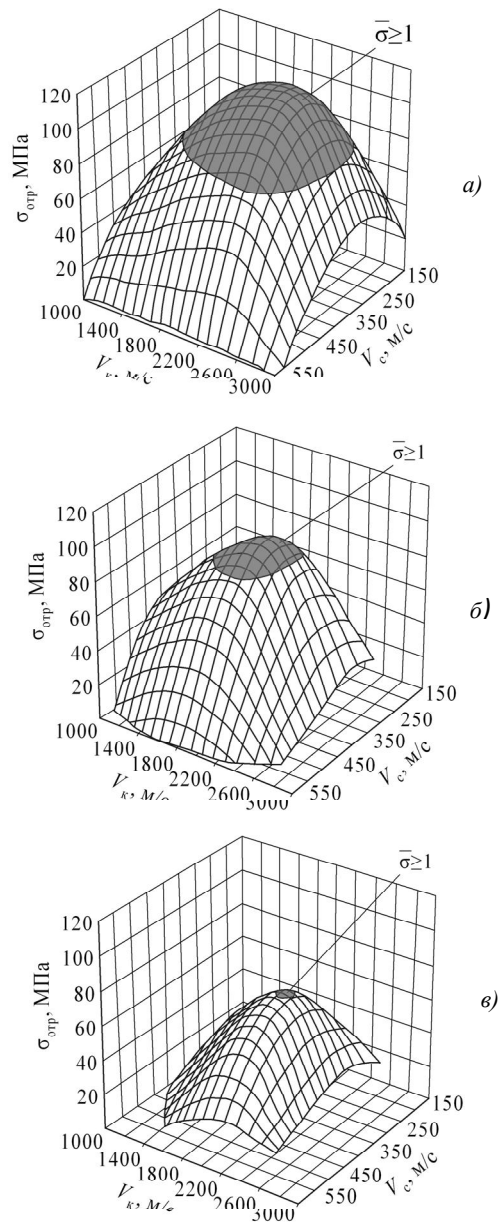
бованы как отечественной, так и зарубежной промышленностью в качестве переходных контактных элементов и узлов электрометаллургического оборудования [13...17].

Целью настоящей работы являлось определение вероятных причин снижения прочности соединения при плакировании толстолистового алюминия на сталь и оптимальной области сварки взрывом данной пары.

Для проведения экспериментов в качестве материалов исследования применяли алюминий А5 толщиной 4...20 мм и сталь толщиной 15 мм. При сварке взрывом применяли как параллельную, так и угловую схемы установки свариваемых пластин. Для получения требуемых скоростей детонации в качестве взрывчатого вещества (ВВ) использовали аммонит БЖВ и его смеси с кварцевым песком и аммиачной селитрой. Контроль скорость детонации ВВ осуществляли электроконтактным методом с регистрацией времени при помощи электронно-счетных частотомеров.

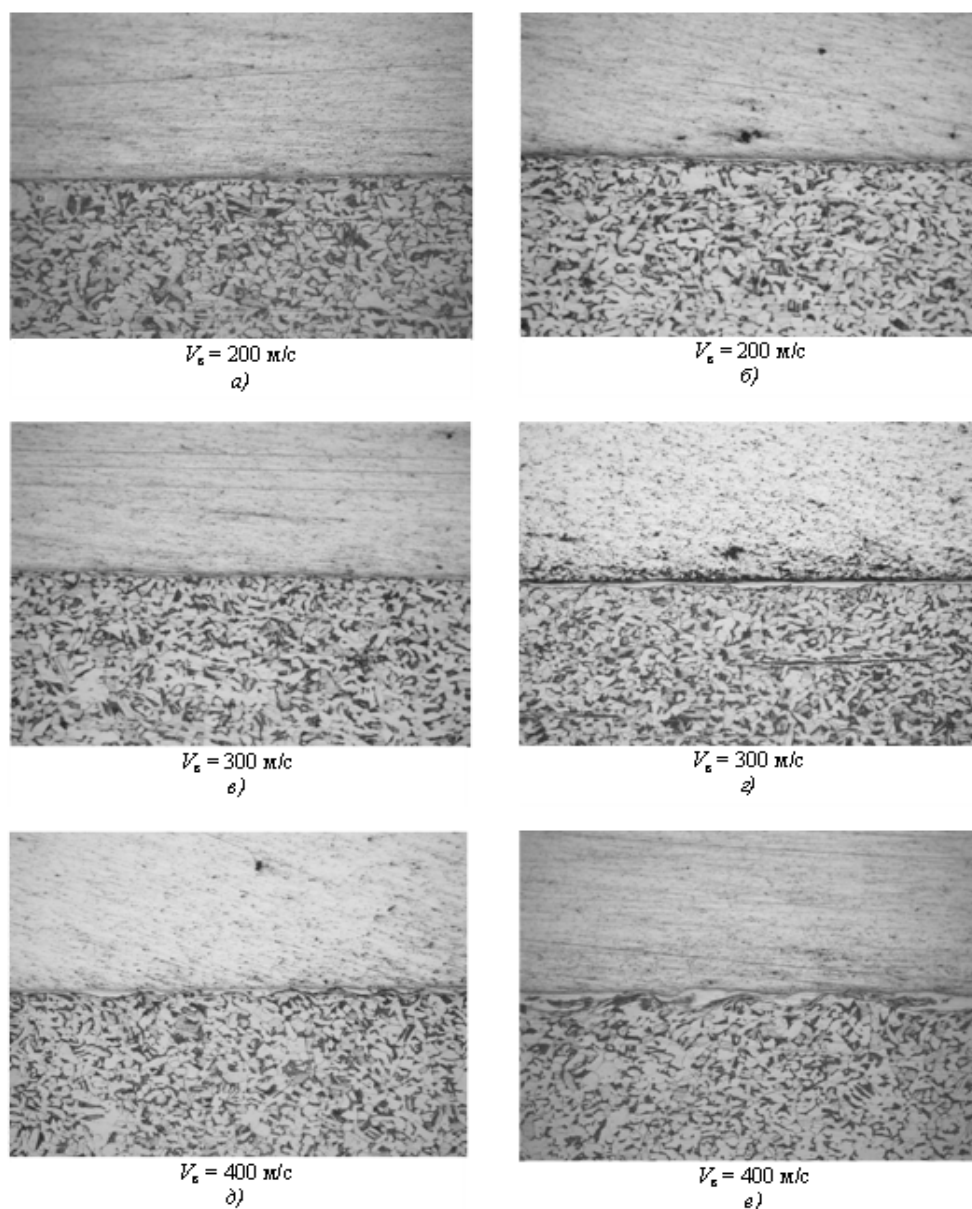
Анализ результатов исследования влияния толщины метаемого элемента (алюминия) на прочность сваренного взрывом сталеалюминиевого композита показал, что увеличение толщины алюминия  $\delta_1$  при прочих равных условиях (одинаковых значениях скорости контакта  $V_k$  и скорости соударения  $V_c$ ) приводит к снижению прочности соединения алюминия со сталью и к сужению области сварки взрывом данной пары (рис. 2).

Экспериментально установлено, что при использовании в качестве метаемой пластины алюминия толщиной  $\delta_1 = 8$  мм равнопрочное соединение можно получить в относительно широком интервале параметров:  $V_k = 1400...3000$  м/с и  $V_c = 170...450$  м/с. С увеличением толщины метаемого алюминия до  $\delta_1 = 16$  мм диапазон сварки резко сужается до значений:  $V_k = 1700...2200$  м/с и  $V_c = 180...300$  м/с. При дальнейшем увеличении толщины метаемого алюминия до  $\delta_1 = 20$  мм для получения



**Рис. 2. Влияние толщины метаемого алюминия и кинематических параметров сварки взрывом на прочность сталеалюминиевого соединения:**  
а –  $\delta_1 = 8$  мм; б –  $\delta_1 = 16$  мм; в –  $\delta_1 = 20$  мм

качественного соединения необходимо обеспечить строгое попадание кинематических параметров в очень узкий диапазон:  $V_k = 1800...2000$  м/с и  $V_c = 180...220$  м/с. На практике постоянство кинематических параметров в таком узком интервале обеспечить очень затруднительно, т. к. даже у одинаково подготовленного взрывчатого вещества скорость детонации может существенно изменяться из-за невозможности проведения идентичной засыпки



**Рис. 3. Влияние скорости соударения и толщины метаемого алюминия ( $\delta_1$ ) на структуру сталеалюминиевого композита ( $V_k = 2000 \text{ м/с} = \text{const}$ ):**  
*a, в, д* –  $\delta_1 = 8 \text{ мм}$ ; *б, з, е* –  $\delta_1 = 16 \text{ мм}$  ( $\times 100$ )

и выравнивания взрывчатки для каждого заряда ВВ.

Исследование микроструктуры сваренного взрывом сталеалюминиевого композита показало, что именно при небольших значениях скорости соударения удастся получить наиболее благоприятную безволновую границу соединения алюминия со сталью, для которой характерно минимальное количество хрупких оплавок, резко снижающих прочность композита (рис. 3). При этом следует отметить, что при сварке алюминия толщиной  $\delta_1 = 16 \text{ мм}$  со

сталью сплошная прослойка оплавок образуется уже при скорости соударения  $V_c = 300 \text{ м/с}$ , в то время как при толщине алюминия  $\delta_1 = 8 \text{ мм}$  мпоплавки образуются при больших значениях:  $V_c = 400 \dots 450 \text{ м/с}$ . Результаты экспериментов по исследованию влияния толщины метаемого алюминия и кинематических параметров на прочность и структуру сталеалюминиевого композита свидетельствуют не только о сужении области сварки взрывом с увеличением толщины алюминиевой пластины, но и о смещении диапазона оптимальных значений ско-

рости соударения в сторону меньших значений: с  $V_c = 350...400$  м/с (при  $\delta_1 = 4...8$  мм) до  $V_c = 180...200$  м/с (при  $\delta_1 = 20$  мм). Это связано с тем, что увеличение толщины метаемой пластины при прочих равных условиях взрывного нагружения (одинаковых кинематических па-

ряжений и способных не только снизить прочность, но и даже разрушить уже полученное сварное соединение.

Существует много различных способов снижения растягивающих напряжений при сварке взрывом (рис. 4), основанных на варьи-



Рис. 4. Способы снижения растягивающих напряжений при сварке взрывом

аметрах сварки) приводит к росту энергозатрат в околошовную зону, т. е. увеличению  $W_2$ , и в конечном итоге к возникновению сплошной прослойки хрупкого оплавленного металла. Поэтому при метании алюминия большой толщины необходимо реализовывать низкие значения  $V_c$ , что, соответственно, позволит существенно уменьшить  $W_2$  и обеспечить оптимальные значения в пределах  $W_2 = 0,4...0,6$  МДж/м<sup>2</sup> [4].

Однако, даже сохраняя при сварке взрывом  $W_2$  в рекомендованном диапазоне, прочность соединения при сварке алюминия больших толщин со сталью ниже, чем при сварке тонкого алюминия со сталью. Ряд авторов [2, 3, 7, 19] объясняют это воздействием волн разгрузки, приводящих к появлению растягивающих на-

пряжений и способных не только снизить прочность, но и даже разрушить уже полученное сварное соединение. Одним из таких путей является

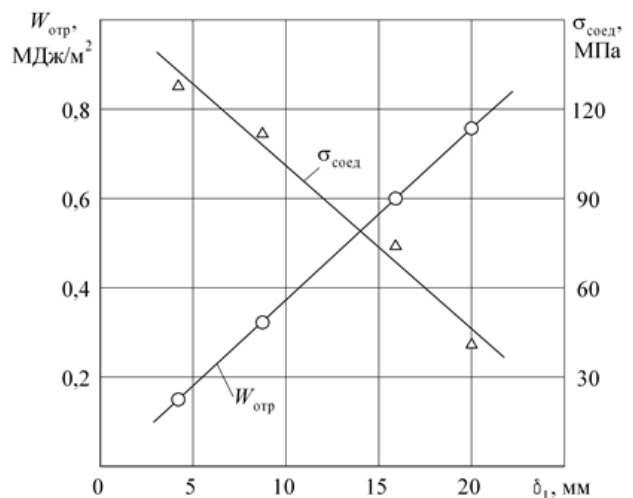


Рис. 5. Влияние толщины метаемой пластины  $\delta_1$  на  $W_{отр}$  и прочность соединения при сварке взрывом алюминия со сталью

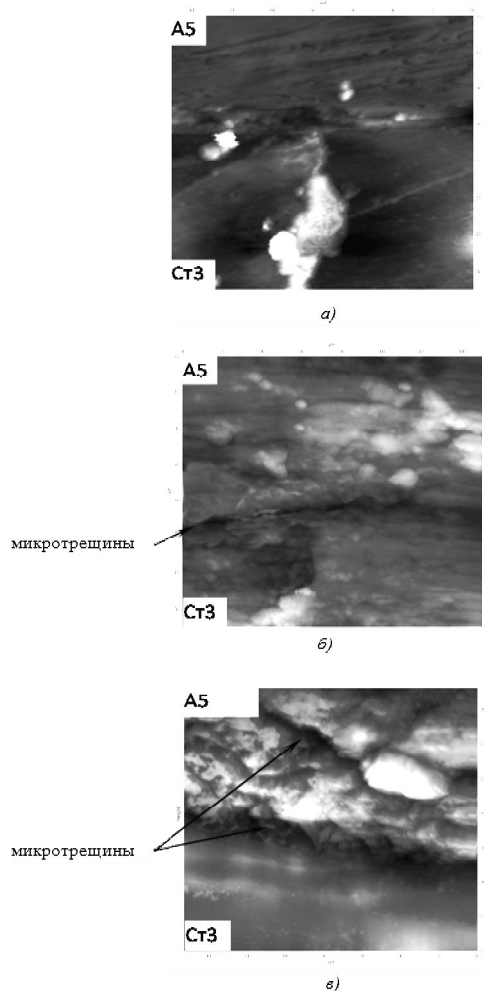


Рис. 6. Влияние  $W_{отр}$  на микроструктуру сталеалюминиевого композита при  $V_k = 2000 \text{ м/с} = \text{const}$ :

$a - \delta_1 = 8 \text{ мм}, W_{отр} = 0,15 \text{ МДж/м}^2, \sigma_{отр} = 118 \text{ МПа};$   
 $b - \delta_1 = 16 \text{ мм}, W_{отр} = 0,2 \text{ МДж/м}^2, \sigma_{отр} = 85 \text{ МПа};$   
 $c - \delta_1 = 20 \text{ мм}, W_{отр} = 0,32 \text{ МДж/м}^2, \sigma_{отр} = 52 \text{ МПа}$

уменьшение кинетической энергии отрыва  $W_{отр}$  метаемой пластины, пытающейся оторваться от основной пластины в результате возникающей в ней волны разгрузки.

Эту кинетическую энергию можно определить по формуле [12]:

$$W_{отр} = \frac{\rho_1 \cdot \delta_1 \cdot (V_1)^2}{2},$$

$$V_1 = \frac{R_1 - R_2}{R_1 + R_2} V_c,$$

где  $V_1$  – массовая скорость метаемой пластины за фронтом волны разгрузки, с которой она стремится оторваться от основной пластины,  $R_1$  и  $R_2$  – акустические жесткости метаемой и неподвижной пластины, соответственно.

Экспериментально установлено, что при по-

стоянных кинематических параметрах ( $V_c = 350 \text{ м/с}, V_k = 2000 \text{ м/с}$ ) с увеличением  $W_{отр}$  происходит резкое снижение прочности соединения алюминия со сталью (рис. 5). Так, с увеличением толщины метаемого алюминия с 4 до 20 мм, соответственно, увеличилась кинетическая энергия отрыва  $W_{отр}$  с 0,15 до 0,75 МДж/м<sup>2</sup>, что привело к снижению прочности сталеалюминиевого соединения со 127 до 42 МПа.

Для подтверждения данной энергетической гипотезы были проведены исследования микроструктуры зоны соединения с помощью сканирующего зондового микроскопа SolverPro. Полученные результаты показали, что при сварке взрывом на режимах, обеспечивающих оптимальную энергию  $W_2 \approx 0,4...0,6 \text{ МДж/м}^2$ ,

увеличение толщины метаемого алюминия с 8 до 16 мм приводит к увеличению кинетической энергии отрыва более чем на 30% и появлению на границе соединения дефектов в виде микротрещин, которые снижают прочность толстолистового композита (рис. 6). Следует отметить, что при метании алюминия большей толщины ( $\delta_1 = 20$  мм) даже незначительное увеличение скорости соударения с 200 м/с до 250 м/с приводит к увеличению  $W_{отр}$  более чем в 1,5 раза и появлению скоплений микротрещин, снижающих прочность соединения сталеалюминиевого композита до 52 МПа (рис. 6, в).

При сварке толстолистового алюминия со сталью микротрещины обычно появляются между прослойкой оплавленного металла и алюминием, поэтому под воздействием напряжений разрушение происходит именно в этой области. Наличие микротрещин подтвердилось при проведении испытаний на герметичность на специальных образцах с помощью гелиевого течеискания.

### ВЫВОДЫ

1. Экспериментально установлено, что при сварке взрывом алюминия со сталью увеличение толщины метаемого алюминия приводит к сужению области сварки. При этом, интервал параметров сварки взрывом, при которых образуется равнопрочное соединение смещается в сторону меньших значений скорости соударения (с  $V_c = 400$  м/с до  $V_c = 200$  м/с)

2. Показано, что с увеличением толщины метаемой пластины происходит и увеличение кинетической энергии отрыва, которая приводит к образованию микротрещин, а, следовательно, и к снижению прочности соединения.

### Библиографический список

1. Рябов, В. Р. Применение биметаллических и армированных сталеалюминиевых соединений / В. Р. Рябов. – М.: Металлургия, 1975. – 288 с.
2. Дерibas, А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерibas – Новосибирск: Наука, 1980. – 220с.

3. Кудинов, В. М. Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, А. Я. Коротеев. – М.: Металлургия. – 1976. – 155 с.

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

5. Петушков, В. Г. Особенности пластического течения алюминия при сварке взрывом / В. Г. Петушков, М. И. Зотов, Л. Д. Добрушин // Автоматическая сварка. – 1988. – №6. – С. 13-22.

6. Горанский, Г. Г. Влияние параметров сварки взрывом на строение и коррозионную стойкость переходных зон сталеалюминиевых композиций / Г. Г. Горанский, Л. Б. Демьянович // Применение энергии взрыва в сварочной технике: сб. науч. трудов. – Киев: ИЭС им. Е.О. Патона, 1985, С. 32-36.

7. Захаренко, И. Д. Сварка металлов взрывом / И. Д. Захаренко – Минск: Наука и техника, 1990. – 205 с.

8. Седых, В.С. Определение нижней границы свариваемости металлов при сварке взрывом / В. С. Седых, А. П. Соннов // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: сб. науч. трудов. – Волгоград: ВПИ. – 1995. – С. 63-70.

9. Сахновская, Е. Б. Некоторые закономерности сварки взрывом сталеалюминиевых соединений и исследование их свойств: дис. канд. техн. наук / Е. Б. Сахновская; Волгогр. политехн. ин-т. – Волгоград, 1974. – 186 с.

10. Цицилин, В.В. Особенности сварки взрывом толстых стальных листов с алюминиевыми сплавами / В.В. Цицилин, Г.А. Вольферц // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: сб. науч. трудов. – Волгоград: ВолГТУ. – 2004. – С. 69-71.

11. Crossland, B. an experimental investigation of velocity imparted to tubes by an internal explosive charge / B. Crossland, P. Williams // Proc. 3 Internat. Conf. of the Centre for High Energy Forming. USA, Vail, Col. – 1971. – P. 731-738.

12. 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.

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

14. Техничко-экономическая эффективность внедрения новых конструкций композиционных токоподводов электролизера алюминия / А. П. Пеев, Ю. Г. Долгий, В. И. Лысак и др. // Вестник машиностроения. – 2004. – №6. – С.77-80.

15. Исследование термостойкости композиционного сталеалюминиевого материала и пути ее повышения / В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, О. В. Строков, В. В. Литвинов // Перспективные материалы. – 2007. – №5. – С. 78-81.

16. Оголихин, В.М. Сварка взрывом в электрометаллургии / В.М. Оголихин, И.В. Яковлев. – Новосибирск: СО РАН. – 2009. – 160 с.

17. Banker, J. Aluminum-Steel Electric Transition Joints, Effects of Temperature and Time Upon Mechanical Properties/ J. Banker, A. Nobili // Light Metal 2002, Proceedings of TMS Conference, P. 439-448.

18. Качан, М.С. Волны сжатия и растяжения при соударении твердых тел / М. С. Качан, Ю. А. Тришин // Физика горения и взрыва. – 1975. – №6. – с. 958-963.

УДК 621.791.76: 621.7.044.2

*В. В. Сильвестров, д-р ф-м. наук, В. В. Пай, д-р ф-м. наук,  
М. А. Гулевич, к-т техн. наук, А. В. Пластинин, С. И. Рафейчик\**

### ПАРАМЕТРЫ ДЕТОНАЦИОННОЙ ВОЛНЫ НИЗКОСКОРОСТНЫХ ЭМУЛЬСИОННЫХ ВВ

*Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, silver@hydro.nsc.ru  
\*Новосибирский государственный университет*

Исследуются параметры детонации эмульсионных ВВ с плотностью 0,5...1 г/см<sup>3</sup> и скоростью детонации 2...4,5 км/с. Приведены примеры нанесения покрытий из тонких фольг методом сварки взрывом.

**Ключевые слова:** эмульсионные ВВ, скорость детонации, критическая толщина, сварка взрывом, тонкие фольги

*V. V. Seliverstov, V. V. Pai, M. A. Gulevich, A. V. Plastinin, S. I. Rafeichik\**

### PARAMETERS OF A DETONATION WAVE LOW HIGH-SPEED EMULSION EXPLOSIVES

*Lavrentyev institute of hydrodynamics SB RAS, silver@hydro.nsc.ru  
\* Novosibirsk State University*

Detonation parameters of emulsion explosives with density of 0.5...1 g/cc and detonation velocity of 2...4.5 km/s are investigated. The examples of thin foils cladding by explosive welding are presented.

**Keywords:** emulsion explosives, detonation velocity, critical thickness, explosion welding, thin foils

Ранее были разработаны эмульсионные ВВ (ЭмВВ) со скоростью детонации  $D = 2...4,5$  км/с [1...3] и высокой детонационной способностью: критический диаметр  $d_{cr} = 5...13$  мм, критическая толщина  $-\Delta_{cr} = 2...12$  мм. В этих работах измерялась только скорость стационарной детонации цилиндрических и плоских зарядов ЭмВВ. Но при использовании эмульсионных ВВ для сварки металлов взрывом необходимо представление и о величине детонационного давления, и о метательной способности используемых ВВ, интерес представляет оценка гарантированного срока их хранения и влияния оболочки зарядов ВВ на условия распространения детонации. С рассмотрением этих вопросов и связана данная работа.

#### Исследуемые эмульсионные ВВ

Использовались ЭмВВ лабораторного изготовления. В состав эмульсионной матрицы входили окислитель – водный раствор аммиачной и натриевой селитры, и горючее – твердый парафин (или индустриальное масло) и эмульгатор [2]. Размер капелек окислителя высокодисперсной эмульсии менее 1...2 мкм. Для полу-

чения ВВ в эмульсию подмешивались полые стеклянные микросферы отечественного производства, играющие роль физического сенсбилизатора. Доля микробаллонов  $\mu$  составляла от 8 до 50 массовых процентов сверх массы эмульсии. Средний размер микробаллонов 58 мкм, насыпная плотность 0,14...0,15 г/см<sup>3</sup> [1].

При  $\mu = 8...50$  % плотность ЭмВВ  $\rho_0 = 1,0...0,5$  г/см<sup>3</sup>, скорость детонации – 4,5...2 км/с, критический диаметр – 5...13 мм, критическая толщина – 2...12 мм (рис. 1). При  $\mu \geq 15-20$  % эмульсионные ВВ имеют скорость детонации  $D = 2...3,5$  км/с; характеризуются слабой зависимостью скорости детонации от диаметра заряда ВВ; имеют существенно меньшую критическую толщину, чем композиции на основе аммонитов, применяемые при сварке взрывом. Этот диапазон скоростей детонации удобен для сварки взрывом большинства металлов в параллельной схеме.

#### Срок хранения

Для оценки допустимого срока хранения низкоскоростных эмульсионных ВВ с интервалом в одну неделю измерялись скорость детонации

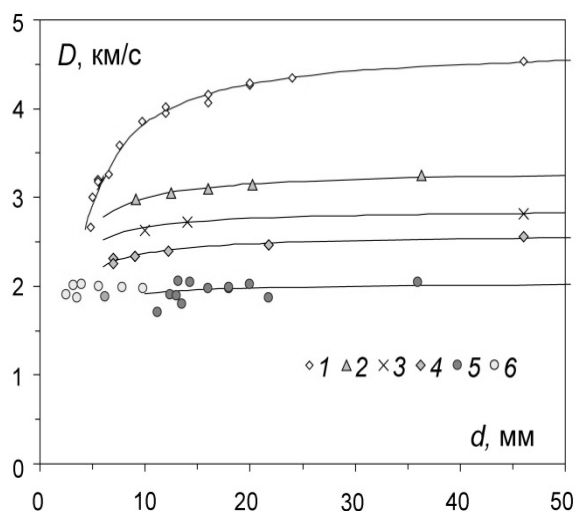


Рис. 1. Зависимость скорости детонации эмульсионных ВВ от диаметра заряда при содержании микробаллонов (в масс. %): 8 (1), 20 (2), 25 (3), 35 (4), 50 (5) и 50 в оболочке из дюралюминия (6)

и плотность цилиндрических зарядов ВВ в пластиковых трубках  $\varnothing 16/14$  мм. Использовались два типа горючего: твердый парафин или жидкое промышленное масло вместо парафина. Наблюдается слабое уменьшение скорости детонации (рис. 2) и более высокая стабильность взрывчатой композиции при использовании твердого парафина в качестве горючего.

Получен следующий результат: низкоскоростные эмульсионные ВВ после их изготовления практически не изменяют скорость детонации и плотность по крайней мере в течение одного месяца. Этого времени достаточно при их использовании для взрывной обработки материалов.

#### Допустимый диаметр детонации эмульсионного ВВ в оболочке

Ввиду невысокого детонационного давления заключение заряда ЭМВВ в прочную оболочку позволяет значительно уменьшить боковую разгрузку продуктов детонации, которая является основным фактором, определяющим критический диаметр детонации заряда ВВ. Поэтому есть основания полагать, что ЭМВВ с низким давлением детонации, заключенное в жесткую оболочку, будет иметь небольшой

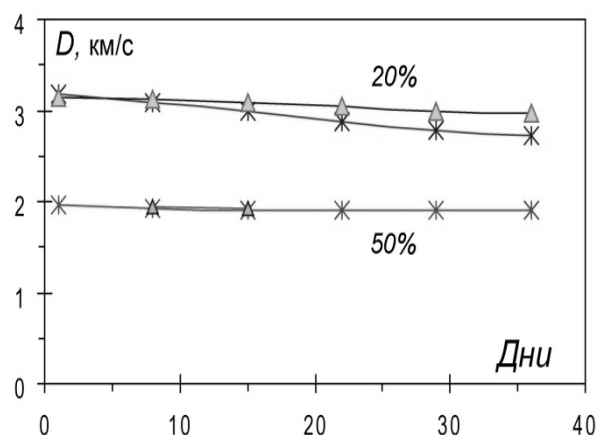


Рис. 2. Скорость детонации в зависимости от срока хранения для низкоскоростных эмульсионных ВВ при  $\mu=20$  и 50%: горючее – масло И-20 (\*) или твердый парафин ( $\blacktriangle$ )

критический диаметр.

Для проверки гипотезы выбрано эмульсионное ВВ при  $\mu = 50\%$   $cd_{cr}$  около 13 мм и  $D_{cr} = 1,7...1,9$  км/с для заряда в легкой оболочке. Скорость детонации измерялась при помощи датчиков диаметром 0,8 мм, чувствительных к давлению. В оболочке из тефлона  $\varnothing 20$  мм критический диаметр уменьшается до 6 мм. В трубке из стали  $\varnothing 12$  мм эмульсионное ВВ детонирует со скоростью 1,9...2,0 км/с при диаметре заряда до 2 мм (рис. 1, маркеры б). Заряды с меньшим диаметром не исследовались, т. к. необходимо использовать более деликатную технику измерения скорости детонации, не возмущающую взрывной процесс. Таким образом, критический диаметр эмульсионного ВВ, заключенного в оболочку из стали, уменьшается, по крайней мере, в 6 раз (возможно, и больше).

Эти опыты показывают, что критический диаметр эмульсионного ВВ на основе мелкодисперсной эмульсии при большом количестве «горячих точек» потенциально мал. Этот факт может быть использован для уменьшения критической толщины, если разлет продуктов детонации плоского заряда ограничить с одной или двух сторон жесткой оболочкой.

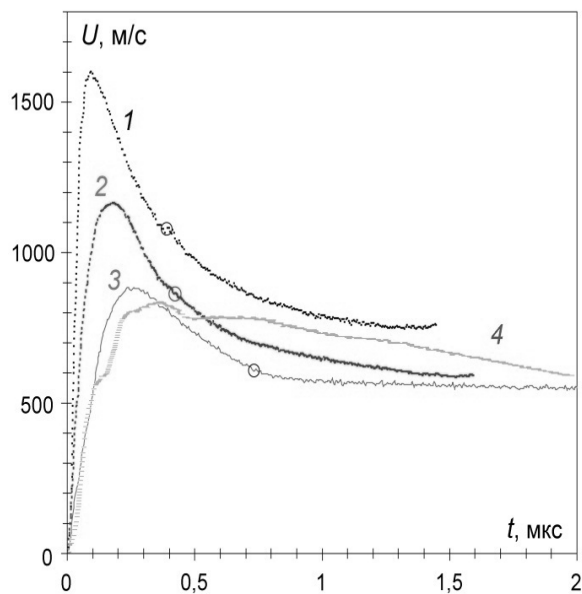


Рис.3. Профили массовая скорость-время для эмульсионных ВВ при  $\mu = 8$  (1), 20 (2), 35 (3) и 50 (4) %

### Оценка детонационного давления и ширины зоны реакции

Для оценки давления детонации низкоплотных ЭмВВ использован бесконтактный метод измерения профиля  $U(t)$  массовая скорость – время за ударным фронтом в немагнитных материалах [4]. Заряды ЭмВВ диаметром 80 мм и высотой 230 мм в оболочке из картона инициировались при помощи генератора плоской детонационной волны. Внутри ЭмВВ вводился датчик – круг диаметром 10 мм из алюминиевой фольги толщиной 50 мкм. Фольга защищалась с обеих сторон полиэтиленом толщиной 180 мкм, так что общая толщина датчика – 410 мкм. Без защиты фольга после взаимодействия с детонационным фронтом разрушалась, возможно, за счет микроструй, возникающих за фронтом волны при схлопывании микробаллонов. Датчик устанавливался на расстоянии 5...10 мм от торца заряда ВВ. Ниже по течению располагался постоянный магнит малого размера.

После взаимодействия с детонационным фронтом фольга двигается с массовой скоростью  $U(t)$  продуктов взрыва. Метод позволяет регистрировать скорость фольги с временным разрешением в несколько десятков нсек. В этом

же опыте измерялась скорость детонации, и детонационное давление оценивалось как  $P_D = \rho_0 D U_D$ .

Для исследованных композиций на профилях  $U(t)$  за детонационным фронтом наблюдалась область повышенных скоростей (рис. 3), за исключением композиции с  $\mu = 50$  %. Эту область можно интерпретировать как «химический пик», предсказываемый теорией ЗНД. Но выделить точки, соответствующие концу зоны реакции, непросто. Их положение оценивалось по месту пересечения двух касательных к кривым  $U(t)$  в точке с координатами  $(U_D, \tau_R)$ . Предполагаемые точки Чепмена-Жуге выделены на рис. 3. Ширина зоны реакции и показатель политропы продуктов взрыва оценивались по формулам  $a_R \sim (D - U_D)\tau_R$  и  $n \approx D/U_D - 1$ . Результаты приведены в табл. 1. Отношение амплитуды химии как  $U_D$  составляет 1,2...1,4.

Таблица 1.

Параметры детонационного фронта

$\rho_0$ , г/см <sup>3</sup>	$D$ , км/с	$U_D$ , км/с	$P_D$ , ГПа	$\tau_R$ , мкс	$a_R$ , мм	$n$
1,04	4,5	1,08	5,1	0,4	1,3	3,2
0,75	3,2	0,86	2,0	0,4	0,9	2,6
0,63	2,4	0,6	0,9	0,8	1,3	2,9
0,5	1,9	0,77	0,75	-	-	1,5

Детонационное давление и массовая скорость  $U_D$  составляют 0,7...5 ГПа и 0,6 – 1,1 км/с соответственно при изменении количества микробаллонов от 50 до 8 масс. %. Время реакции 0,4...0,8 мкс и уменьшается, если плотность ВВ увеличивается, что обусловлено ростом давления и температуры детонации. Ширина зоны реакции составляет ~1 мм. Показатель политропы продуктов взрыва  $n$  изменяется от 1,5 до 3-х, если плотность ВВ растёт. Детонационная энергия для низкоплотных эмульсионных ВВ, определяемая как  $Q = D^2/[2(n^2-1)]$ ,



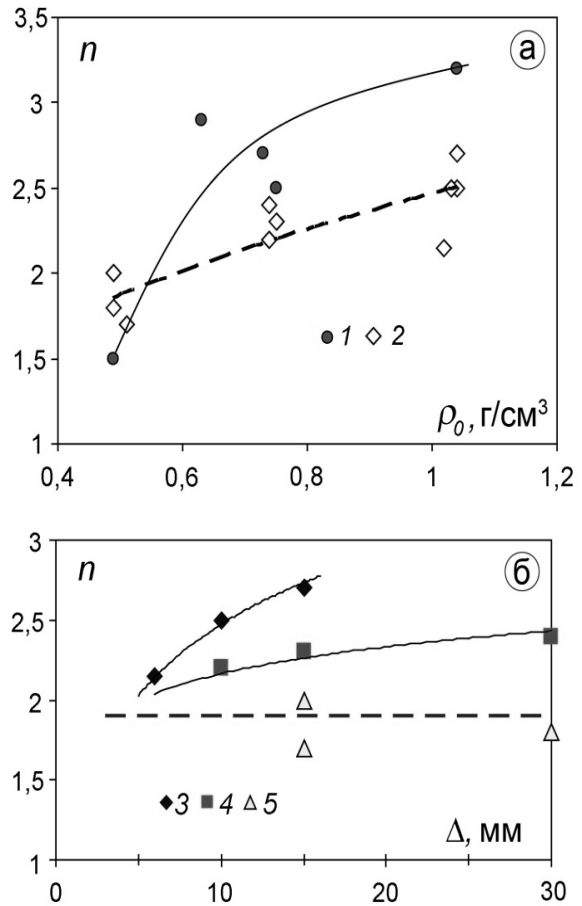
около 0,5...1,6 кДж/г.

**Ускорение пластины скользящей детонацией**

Для оценки метательной способности эмульсионных ВВ использован метод «наклонной проволоочки» [5], который является плоским аналогом известного «метода цилиндра». Плоский слой ВВ толщиной  $\Delta$  расположен на медной пластине толщиной 1 мм. На расстоянии примерно 2/3 от точки инициирования к пластине припаяна высокоомная проволока из нихрома диаметром 40 мкм под углом  $\alpha \sim 15...30^\circ$  к направлению детонации. Через проволоку пропускается постоянный ток, и измеряется падение напряжения на ней. Под действием давления продуктов детонации метаемая пластина поворачивается, двигаясь в направлении  $y$ , близком к перпендикуляру к плоскости пластины, и постепенно замыкает часть проволоки.

Метод позволяет фиксировать двухмерный профиль метаемой пластинки. Для анализа экспериментальных профилей использовался двумерный численный код, разработанный Г. Е. Кузьминым [6] и позволяющий рассчитать геометрический профиль пластины, метаемой продуктами мгновенной скользящей детонации. Предполагается, что продукты взрыва описываются законом  $P \sim \rho^n$ , где  $n$  искомый показатель политропы продуктов взрыва, и пластина не имеет прочности. В результате для исследуемого ВВ получаются оценки эффективных значений показателя  $n$ , которые описывают профиль пластины при различных значениях отношения  $r$  удельных (на единицу площади) масс ВВ и пластины, угла поворота метаемой пластины  $\theta$  и скорости её метания  $V_p$ . Наблюдается хорошее количественное соответствие экспериментальных и расчетных профилей для ЭмВВ при  $\mu = 8...50$  масс. %.

Приближение постоянного показателя политропы позволяет описать экспериментальные данные  $\theta = f(r, x, y)$  простыми формулами:



**Рис. 4. Зависимость показателя политропы продуктов взрыва от плотности ВВ (а) и от толщины слоя ВВ (б):**

1 – из профилей массовой скорости, 2 – метод «наклонной проволоочки»;  $\mu=8$  (3), 20 (4), 50 (5) %

$$\theta = \frac{\pi}{2} \left( \sqrt{\frac{n+1}{n-1}} - 1 \right) \cdot \frac{r}{a+r+b/Y}, V_p = D \sin \frac{\theta}{2}. \quad (1)$$

Здесь параметры  $a = 2,71$  и  $b = 0,184$  имеют те же значения, что и для гексогена, аммонита и смесей аммонита с аммиачной селитрой насыпной плотности [5, 6]. В диапазоне толщин  $\Delta = 6...30$  мм ( $r = 0,7...2,5$ ) каждое эмульсионное ВВ можно характеризовать средним значением показателя  $n=2,5; 2,3$  и  $1,85$  для композиций с  $\mu = 8, 20$ , и  $50$  масс. % соответственно. Точность оценки угла поворота  $\theta$  по формуле (1) при  $n = \text{const}$  составляет  $5...10$  % при  $Y = y/\Delta \geq 0,5$ . В поставленных опытах скорость полета пластины изменялась от  $0,5$  до  $1,3$  км/с, а угол поворота от  $10$  до  $27$  градусов. Эти параметры метания близки к необходимым для сварки металлов взрывом.

Эти результаты необходимы для оценки параметров соударения при использовании эмульсионных ВВ для сварки взрывом и находятся в качественном соответствии с данными для смесей аммонитов с инертными добавками, которые обычно используются для сварки металлов взрывом.

На рис. 4, *a* выполнено сравнение результатов для показателей  $n$ , полученных двумя методами. Наблюдается качественная корреляция данных: показатели политропы продуктов взрыва увеличиваются по мере роста плотности и скорости детонации ЭМВВ. Но очевидно значительное количественное различие между двумя наборами данных. Это отличие связано, возможно, с наблюдаемой зависимостью показателя политропы от толщины слоя ВВ в методе «наклонной проволоочки» (рис. 4, *b*). При малом зазоре  $\gamma \leq 0,1 \dots 0,2$  между метаемой пластиной и мишенью необходимо принимать во внимание зависимость эффективного показателя  $n$  от толщины слоя ВВ.

#### Нанесение покрытий в виде тонких фольг

В ряде приложений необходимо поверхность основного металла покрывать тонкими защитными покрытиями: жаростойкими, химически инертными, устойчивыми к коррозии и прочее, например, при решении проблемы водородной защиты конструкционных материалов [7]. Если для решения подобных задач используется сварка взрывом, то обычно применяется буферный слой между фольгой и ВВ для ослабления интенсивности ударной волны или используется «косая» схема сварки. Эти условия связаны или с большой допустимой толщиной для взрывчатых смесей на основе аммонитов, или с высокой скоростью детонации индивидуальных ВВ. Для обсуждаемых эмульсионных ВВ подобные проблемы отсутствуют, так как необходимое условие  $V_c < C_0$  практически всегда выполняется.

Эмульсионные ВВ были применены для нанесения фольги пластин толщиной  $\delta = 0,1 \dots 0,3$

и 1 мм на основную пластину в параллельной схеме сварки. Размеры основных пластин 4...10 мм (т), 300 мм (д), и 60 мм (ш). Использовались фольги из дюралюминия, титана, нержавеющей стали, бронзы, никеля, меди и молибдена, т.е. плотность материала фольг изменялась от 2,8 до 9,0 г/см<sup>3</sup>. ВВ размещалось между фольгой и листом пластика ПЭТ толщиной 0,5 мм. Использовались плоские заряды эмульсионного ВВ толщиной от 2,5 до 12 мм со скоростью детонации 2,0...3,5 км/с и плотностью 0,5...1 г/см<sup>3</sup>. Массовое отношение  $r$  изменялось от 0,67 до 6,3. Воздушный зазор между фольгой и основной пластиной равен толщине метаемого ударника, но не менее 100 мкм.

Примеры покрытий приведены на рис. 5: плакирующий слой – сверху. Во всех случаях наблюдался волновой шов и качественная сварка без видимых отслоений по всей поверх-

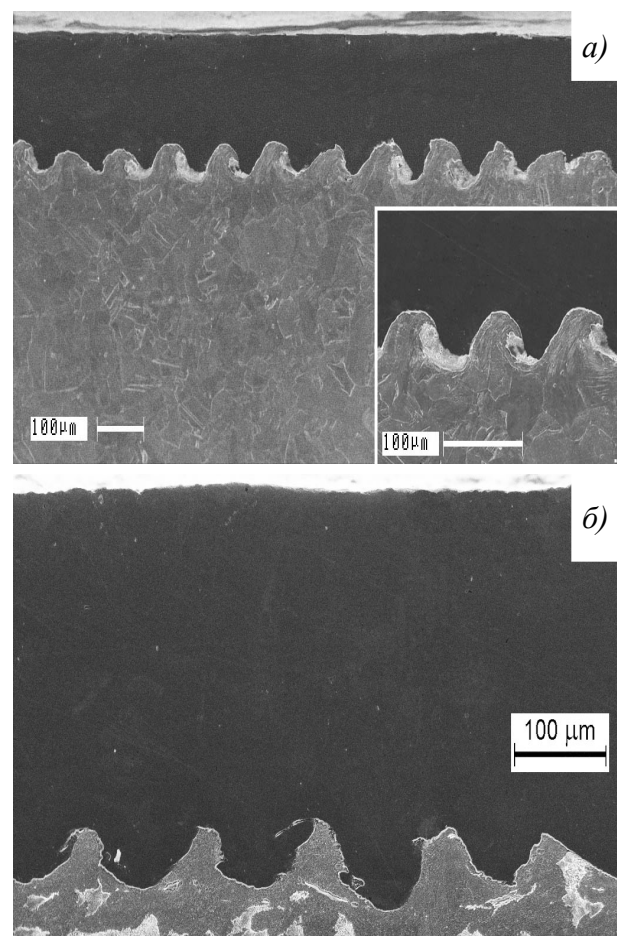


Рис. 5. Плакирование медной и стальной пластины фольгой из нержавеющей стали толщиной 200 мкм (слева) и никеля 300 мкм (справа)

ности плакируемой пластины. Специальные измерения прочности сварного соединения не проводились, но при попытках оторвать фольгу от основания фольга рвалась по телу, а не сварному шву. При  $d < 400$  мкм удельная масса ЭМВВ составляла 0,2...0,4 г/см<sup>2</sup>.

Таким образом, низкоскоростные эмульсионные ВВ могут быть использованы для нанесения тонких металлических покрытий на металлы без дополнительного ослабителя ударной волны между фольгой и ВВ. Подобные схемы представляют интерес, когда необходимо минимизировать количество используемого ВВ. Другое применение эмульсионных ВВ для распрессовки и для сварки трубки из нержавеющей стали диаметром 11 мм с втулкой из углеродистой стали приведено в [2, 3].

#### Библиографический список

1. Критические диаметр и толщина эмульсионного взрывчатого вещества / В. В. Сильвестров, А. В. Пластинин, С. М. Караханов, В. В. Зыков // Физика горения и взрыва. 2008. – Т. 44, № 3. – С. 121-127.
2. Сильвестров, В. В. Исследование низкоскоростных эмульсионных взрывчатых веществ / В. В. Сильвестров, А. В. Пластинин. // Физика горения и взрыва. – 2009. – Т. 45, № 5. – С. 124-133.
3. Сильвестров, В. В. Применение эмульсионных ВВ для сварки взрывом / В. В. Сильвестров, А. В. Пластинин, С. И. Рафейчик // Автоматическая сварка. – 2009. – № 11. – С. 69-73.
4. Гулевич, М.А. Метод определения электрической проводимости немагнитных металлов при динамическом нагружении / М. А. Гулевич, В. В. Пай, И. В. Яковлев // Физика горения и взрыва. – 2010. с Т. 46, № 2. – С. 121-127.
5. Кузьмин, Г. Е. О метании плоских пластин слоями конденсированных ВВ / Г. Е. Кузьмин, В. И. Мали, В. В. Пай // Физика горения и взрыва, 1973. – Т. 9, № 4. – С. 558-562.
6. Кузьмин, Г. Е. Применение численных методов в проблемах взрывного прессования и сварки: дисс. ... канд. техн. наук / Г. Е. Кузьмин; ИГиЛ. – Новосибирск, 1977.
7. Чертов, В. М. Прочность и пластичность сплавов для водородной энергетики / В. М. Чертов // Альтернативная энергетика и экология. – 2002. – №3, С. 44-45.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект 09-08-00164-а), программы Президиума РАН (проект 2.10) и гранта Президента РФ № НШ-5770.2010.1.

УДК 621.791.76: 621.7.044.2

*Ю. П. Мещеряков, к-т ф.-м. наук, А. А. Пикаревский, инженер,  
О. И. Стояновский, к-т техн. наук*

## РАСЧЕТ МАКСИМАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПОЛЮСАХ ВЗРЫВНОЙ КАМЕРЫ ДЛЯ СВАРКИ ВЗРЫВОМ ПРИ УСЛОВИЯХ РЕАЛЬНОГО НАГРУЖЕНИЯ

*Конструкторско-технологический филиал  
Института гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, ura@kti-git.nsc.ru*

В данной работе предложен способ использования известной формулы для оценки максимальных напряжений в центре плоского диска, учитывающий сферичность фронта действующего импульса в реальной взрывной камере. Измеренные и рассчитанные напряжения достаточно хорошо совпадают. Выполнено численное решение осесимметричной задачи для корпуса реальной взрывной камеры. Тензометрирование в особых точках корпуса взрывной камеры и определение в них плоского напряженного состояния с достаточной точностью подтвердило оценки, что применение дисков без жесткой связи с корпусом позволяет существенно снизить напряжения в полюсах и увеличить массу заряда в камере при сварке взрывом.

**Ключевые слова:** взрывная камера, осесимметричная упругая задача, численное решение, тензометрирование, плоское напряженное состояние, максимальные напряжения, круглый диск, полюс камеры.

*U. P. Mesheriakov, A. A. Pikarevskii, O. I. Stoianovskii*

## CALCULATION OF THE MAXIMUM TENSION IN POLES OF EXPLOSION CHAMBER FOR EXPLOSION WELDING UNDER CONDITIONS REAL STRESSING

*Design and technology branch of  
Lavrentyev institute of hydrodynamics SB RAS, ura@kti-git.nsc.ru*

This paper suggests a method of using the well-known formula to assess maximum tension in the centre of a flat disk, which takes into account the sphericity of the working momentum front in a real explosion chamber. Measured and calculated tensions are almost identical. The numeric solution of the axially symmetric problem for the explosion chamber casing was done. Strain measurement in critical points of the explosion chamber casing and determination of the two-dimensional stress state in them quite precisely confirmed the assessment that application of disks without the rigid constraint with the casing allows to considerably reduce the tension on the poles and to increase the mass of the charge in the chamber during explosion welding.

**Keywords:** explosion chamber, axially symmetric elastic problem, numeric solution, strain measurement, two-dimensional stress, maximum tension, round disk, chamber pole

### Введение.

В работе [1] предложена простая формула для оценки максимальных напряжений, возникающих в круглых пластинках и дисках под воздействием импульсных нагрузок, которые воздействуют на элементы конструкций взрывных камер (КВ) при осуществлении таких технологических процессов, основанных на использовании энергии конденсированных взрывчатых веществ, как сварка или упрочнение взрывом. Показано, что максимальные напряжения развиваются в центре пластинки, независимо от краевых условий (заделка или шарнирное опирание), а сравнение вычисленных по этой формуле данных с результатами численных расчетов показало, что отличие со-

ставляет не более 5...9%. Тем не менее, предложенная формула предполагает воздействие на пластинку равномерно распределенной импульсной нагрузки (т.е. плоский импульсный фронт), что не всегда реализуется, например, во взрывных камерах.

В данной работе анализируются напряжения, возникающие в реальной взрывной камере (КВ), показанной на рисунке 1, при взрыве сосредоточенных зарядов аммонита 6ЖВ, помещенных в геометрический центр корпуса. Рассматриваются при этом напряжения, полученные при тензометрировании в точках  $1(r)$ ,  $2(r,f)$ ,  $7(r,lf)$  и  $9(r)$ . Эти напряжения сравниваются со значениями, полученными при численном расчете (осесимметричная упругая задача) напря-

жений в корпусе КВ с реальными геометрическими характеристиками в точках  $1(r)$ ,  $2(r,f)$ . Измеренные напряжения в точке  $9(r)$  сравниваются со значениями, полученными при расчете по формуле [1] и делается вывод о ее применимости в данном случае. Масса зарядов составляла: 0,1, 0,2, 0,25кг.

#### Методика тензометрических измерений.

При тензометрировании использовались полупроводниковые тензодатчики KSPH-9-10K-E4 фирмы KYOWA, соединённые в полумостовую схему, в одно из плеч которой установлены постоянный и подстроечный резисторы, а в другом плече тензорезистор, наклеенный в измеряемой точке. Опорной точкой для полумостов является средняя точка блока питания, состоящего из двух аккумуляторов. Использование аккумуляторов исключает помехи, характерные для сетевых источников питания. Высокий коэффициент тензочувствительности ( $183 \pm 3\%$ ) и большое сопротивление тензодатчиков (10кОм) позволяют получить сигнал с датчиков около одного вольта, что увеличивает отношение сигнал/шум на 2 порядка по сравнению с проволочными или фольговыми тензодатчиками и позволяет обходиться без усилителя. Малая погрешность коэффициента тензочувствительности позволяет выполнять прямые измерения напряжений без тарировок. Слабая зависимость коэффициента тензочувствительности от температуры ( $0,29\%/^{\circ}\text{C}$ ) и выбор датчиков с одинаковым коэффициентом линейного расширения с материалом, на который наклеиваются датчики, а также короткое время изучаемого процесса (10-20мс.) уменьшают погрешность измерений от температуры. Погрешность измерений по нашей оценке составила не более 10%.

Измерительная система построена на базе ПК и встраиваемой в неё многофункциональной платы DAQe-2204 (фирма AdlinkTechnology Inc.) на 64 входных аналоговых канала с общим проводом или 32 дифференциальных, час-

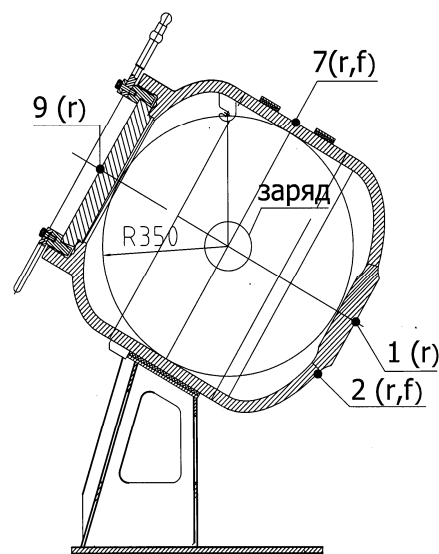


Рис. 1. Камера взрывная КИП-02 с наклеенными датчиками

тотой опроса 3МГц, АЦП 12 бит, 10 диапазонов входного сигнала от  $-0.05 \dots +0.05$  до  $-10 \dots +10\text{В}$ . Выбор диапазона определялся величиной входного сигнала с двойным запасом. Процесс единичного измерения длится 0.35 микросекунды. В работе использовались программный режим запуска и режим передачи данных по каналу прямого доступа к оперативной памяти (ПДП) ПК. Программный режим запуска позволяет запустить процесс измерения и записи результатов на некоторое время раньше взрыва, что позволяет записать предысторию процесса, а передача данных по каналу ПДП позволяет записывать данные по измерительным каналам непрерывно и со скоростью, превосходящей скорость опроса каналов. Недостатком такого способа записи является необходимость записи процесса длительностью несколько десятков миллисекунд в течение нескольких секунд, что связано с использованием больших массивов данных, однако для современных ПК это не является проблемой. Запуск по уровню сигнала сопряжён с определёнными трудностями, обусловленными случайными помехами при испытаниях в производственных условиях, к тому же теряется предыстория про-

цесса, содержащая нулевой уровень входного сигнала и наличие случайных помех перед записью данных. Для обработки и графического представления данных использовался пакет обработки данных «ORIGIN-7», который позволяет выбрать из большого массива информативную часть, провести его статистическую обработку, спектральный анализ сигналов с датчиков, их графическое представление и генерацию отчёта в формате «WORD».

Ориентация датчиков следующая: продольная ось датчиков с индексом «г» располагалась в плоскости, проходящей через продольную ось корпуса, перпендикулярно последним монтировались датчики с индексом «ф». В полюсах корпуса смонтировано по одному датчику 1r и 9r, т. к. обычно для датчика 9r принимается  $\sigma_{r,u} = \sigma_{f,u}$ , а для датчика 1r на основании измерений в полюсе КВ также можно использовать это равенство (совпадают и амплитуды и фазы).

В соответствии с измеренными деформациями  $\epsilon_r(t)$  и  $\epsilon_f(t)$ , для которых направления r и f с достаточной точностью считаются главными [2] плоское напряженное состояние определялось по формулам:

$$\begin{aligned} \sigma_r &= E(\epsilon_r + \mu \epsilon_f) / (1 - \mu^2), \\ \sigma_f &= E(\epsilon_f + \mu \epsilon_r) / (1 - \mu^2). \end{aligned} \quad (1)$$

Эквивалентные напряжения по результатам измерений определялись по 4-й теории прочности [3]:

$$\sigma_3 = (\sigma_r^2 + \sigma_f^2 - \sigma_r \cdot \sigma_f)^{1/2}. \quad (2)$$

При вычислениях по формулам (1) и (2) учитывались фазы деформаций – напряжений, а также сдвиг сигналов датчиков при последовательном их опросе.

#### Расчет максимальных напряжений в диске и сравнение с результатами измерений.

Напряжения в точке 9(r). По формуле [4] для импульса сферической ударной волны

$$J = 2\rho_0 \cdot r_0^3 (2Q_0)^{0.5} / 3R^2, \quad (3)$$

определим импульс при:  $R=0,36$  м, плотности заряда  $\rho_0=1,2 \cdot 10^3$  кг/м<sup>3</sup>, радиусе сферического

заряда массой  $m=0,2$  кг –  $r_0=3,41 \cdot 10^{-2}$  м, удельной тепловой энергии  $Q_0=4,32 \cdot 10^6$  Дж/кг,  $J=722$  Нс/м<sup>2</sup>. Если по формуле из [1] для пластинки и этим значением импульса вычислить максимальные напряжения в точке 9(r):

$$(\sigma_{r,u})_{\max} = 1,24 \cdot J \cdot a_0 \cdot r / 2h^2, \quad (4)$$

при радиусе диска  $r=0,19$  м, скорости звука в металле  $a_0=5 \cdot 10^3$  м/с и толщине диска  $h=0,056$  м, получим  $(\sigma_{r,u})=136$  МПа. Измеренное значение, как показано на рисунке 2, составило  $\sigma_3=101$  МПа. Нужно отметить, что в отличие от условия применения формулы (4): импульс имеет плоский фронт и одновременно действует на всю плоскость диска, здесь мы использовали значение для сферического фронта импульса. Оценку величины импульса, учитывающую сферичность его фронта, можно вы-

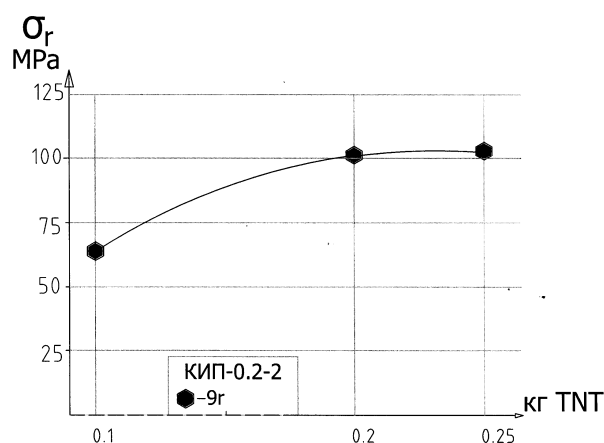


Рис. 2. Зависимость напряжений в т. 9 от величины заряда ВВ

полнить следующим образом: обозначим расстояние от диска до центра заряда –  $R$ , радиус диска –  $R_1$ , тогда площадь диска будет –  $S_1 = \pi R_1^2$ , а площадь сферы внутри телесного  $2\varphi$  угла, отсекаемая конусом, образующая которого соединяет центр заряда и внешний диаметр диска, будет –  $S = 2\pi R^2 (1 - \cos \varphi)$ .

Так как  $\cos \varphi = R / (R^2 + R_1^2)^{0.5}$ , получаем

$$S/S_1 = 2R^2 (1 - R / (R^2 + R_1^2)^{0.5}) / R_1^2. \quad (5)$$

Предполагаем, что на диск действует усредненный импульс  $J_1 = J \cdot S/S_1$ . В нашем случае, при  $R_1 = 0,19\text{м}$  получим:  $S/S_1 = 0,8156$  и  $J_1 = 589\text{Па}\cdot\text{с}$ . Таким образом, напряжения в центре диска, подсчитанные по формуле (4) с учетом скорректированного импульса  $J_1$ , составляют  $(\sigma_{r,u})_{\text{max}} = 115\text{ МПа}$ , т.е. отличие от измеренных значений составило 14%, что при сделанных допущениях и указанных выше погрешностях измерений можно считать удовлетворительным.

**Результаты тензометрирования и численных расчетов.**

Результаты тензометрирования сравнивались с результатами численных расчетов, полученными на стадии проектирования камеры. Численные расчеты были выполнены при помощи одной из модификаций метода конечных элементов [5, 6] для уравнений линейной упругости, описывающих нестационарное напряженно-деформированное состояние, обладающее осевой симметрией [7]. Задача решалась при следующих граничных условиях. На внешней границе оболочки задавалось давление  $P=0$ . Величина действующего на внутреннюю поверхность оболочки удельного импульса принималась равной

$$j = J \cdot S_{\text{сф}} / S_{\text{об}}, \tag{6}$$

где  $S_{\text{сф}}$  – площадь вписанной в оболочку сферы,  $S_{\text{об}}$  – площадь внутренней поверхности оболочки. Формула (6) является простым следствием равенства суммарного импульса на сферической и реальных поверхностях. Учитывая, что  $S_{\text{сф}}/S_{\text{об}} = 0,886$ , имеем  $j = 640\text{ Па}\cdot\text{с}$ . При этом, импульс на внутренней поверхности оболочки задавался в виде давления  $P = 32\text{МПа}$ , действие которого прекращается через 20 мкс.

На рисунках 3 и 4 представлены характерная запись показаний датчика  $1r$  и зависимость плоского напряженного состояния (ПНС)  $\sigma_z$  (2) в этой точке от величины заряда. Также показано расчетное значение  $\sigma_{\text{зр}}$  значение которого

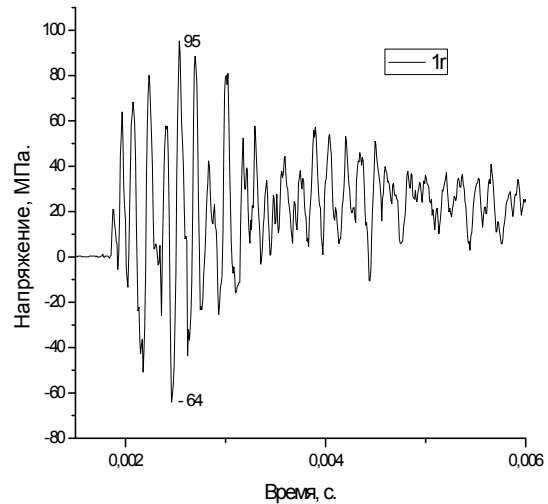


Рис. 3. Характерные показания датчика  $1r$  при заряде 0,2 кг. Напряжения -  $E \cdot \epsilon_r(t)$

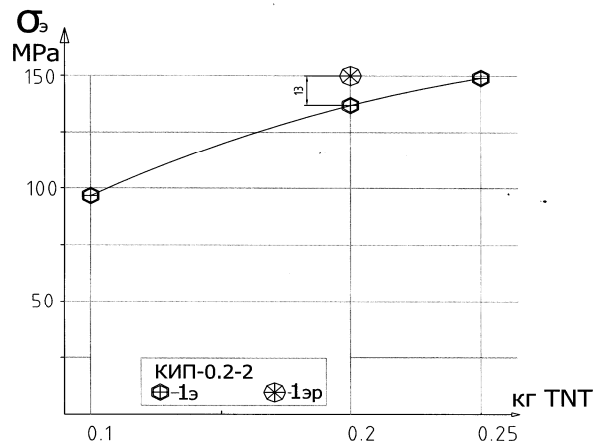


Рис. 4. Зависимость напряжений определенных с помощью датчика  $1r$  от величины заряда (Сравнение с численным расчетом)

на 9% больше измеренного. Применение формул (1,2) для расчета ПНС в полюсах КВ оправдано тем, что в соответствии с измерениями в полюсе значения  $\epsilon_r = \epsilon_f$  по величине и по фазе. Как и в [8], в нижнем полюсе КВ (точка  $1r$ ) наблюдается явление раскачки: максимальные значения деформаций появляются после нескольких колебаний через  $\delta t = 7 \cdot 10^{-4}\text{ с}$ . За это время сигнал проходит расстояние  $\delta t \cdot a_0 = 0,35\text{м}$ , где  $a_0 = 5 \cdot 10^3\text{ м/с}$  – скорость звука в материале корпуса. Отсюда можно сделать вывод, что в нижнем полюсе КВ суммируются дефор-

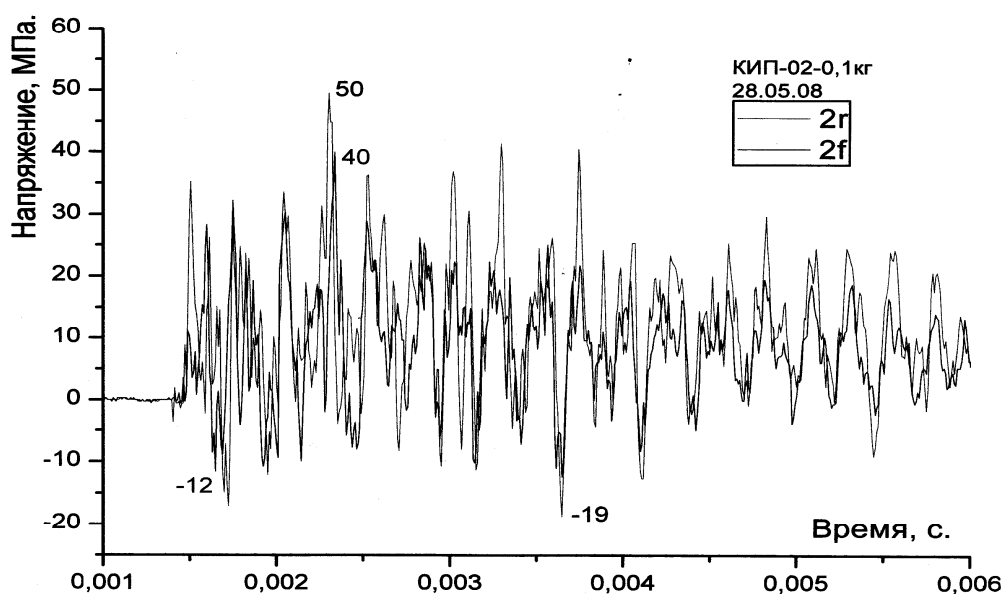


Рис. 5. Наложение показаний датчиков 2r и 2f. Заряд 0,1 кг, напряжения:  $E \cdot \varepsilon(t)$

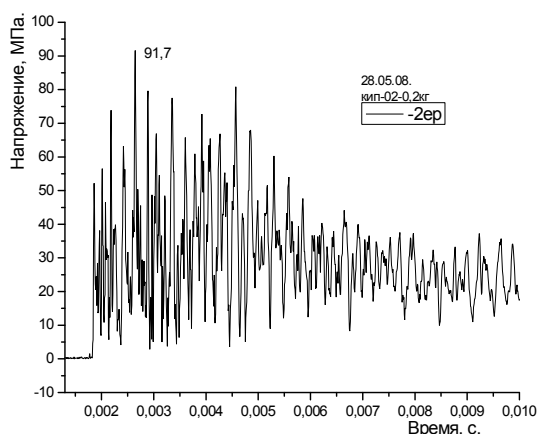


Рис. 6. Эквивалентные напряжения для датчиков 2r, 2f, ПНС, заряд 0,2 кг

мации от непосредственного действия ударной волны и деформаций от воздействия упругой волны, пришедшей из медианной области цилиндрической оболочки. Необходимо также отметить, что в случае применения эллиптической оболочки существует вероятность появления более значительных изгибных напряжений. В работе [8] отмечается увеличение деформаций в полюсе модели сферической КВ с массивным фланцем в 2,6 раза по сравнению с медианными деформациями. В нашем случае, при заряде 0,2 кг и утолщении в полюсе в 1,7 раза максимальные измеренные деформации

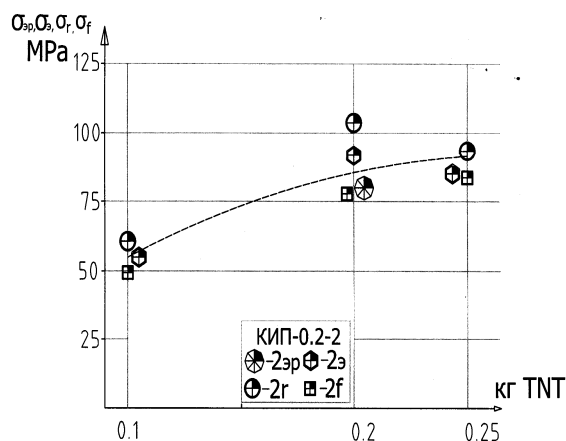


Рис. 7. ПНС определенное по показаниям для датчиков 2r, 2f (Сравнение с численным расчетом)

$\varepsilon_f = 4.8 \cdot 10^{-4}$  на 17% больше соответствующих максимальных деформаций в медианном сечении КВ, а  $\sigma_r = 137$  МПа. При отдалении от нижнего полюса, в точке 2 видим (рисунок 5), что максимальным амплитудам  $E \cdot \varepsilon_r$  соответствуют совпадающие по знаку  $E \cdot \varepsilon_f$  и больших пульсаций в противофазе не наблюдается.

На рисунках 6,7 показано ПНС, определенное с использованием результатов измерений в точке 2(r,f). Практически везде эквивалентные напряжения меньше максимального значения для датчика 2r, что говорит о совпадении знака основных частот деформаций и окружающие де-



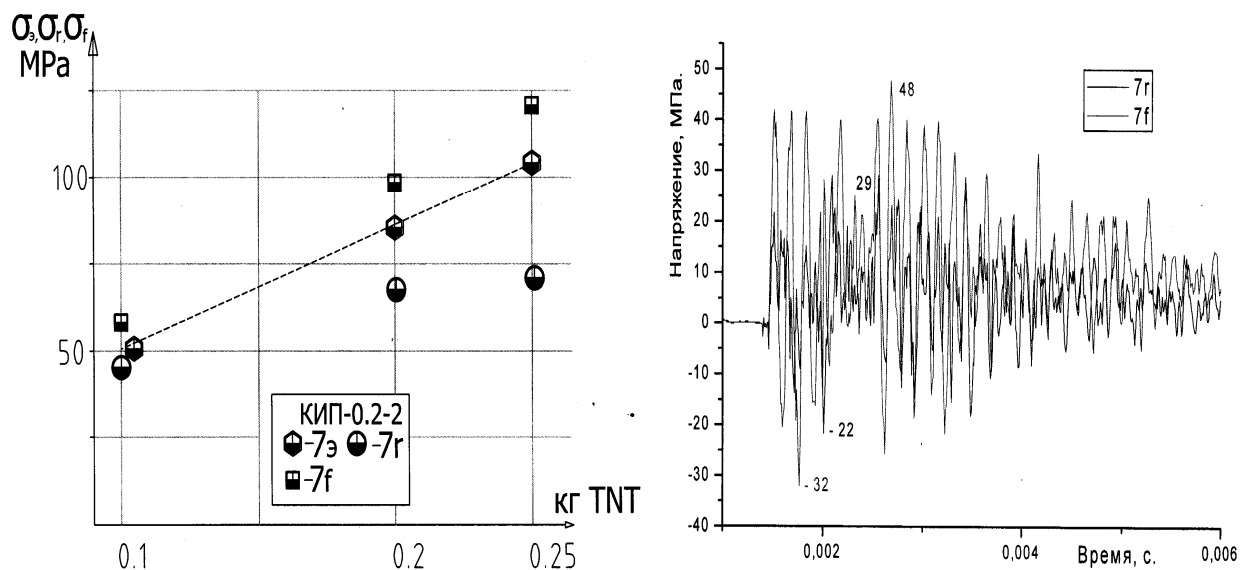


Рис. 8. Результаты для датчиков 7r и 7f:

а – наложение показаний датчиков 7r и 7f, заряд 0,1 кг, напряжения -  $E \cdot \epsilon_i(t)$ ;

б – ПНС в зависимости от величины заряда

формации ( $f$ ) меньше радиальных ( $r$ ). На рисунке 7 по методу наименьших квадратов проведена линия  $\sigma_z = f(m)$  и измеренные значения сравниваются с результатами численного расчета. Их расхождение составило не более 10 МПа.

На рисунке 8, а представлено характерное наложение показаний датчиков 7r и 7f (амплитуда  $E \cdot \epsilon_i(t)$ ). Видно, что главные оси поменяли направление, теперь окружные деформации  $\epsilon_f$  значительно превышают значения  $\epsilon_r$ . Также можно сделать вывод, что для окружных деформаций характерно меньшее количество основных частот и, в соответствии с [2], основные частоты радиальных и осевых колебаний цилиндра близки, амплитуды их максимальны и они определяют напряженное состояние. На рисунке 8, б представлены данные для ПНС в зависимости от величины заряда. В то время как  $\sigma_r$  при увеличении заряда от 0,1 кг до 0,2 кг увеличилось на 50%, а при увеличении заряда от 0,2 кг до 0,25 кг – только на 10% (в пересчете на аналогичный диапазон изменения заряда), то для  $\sigma_f$  мы видим линейную зависимость: при  $\delta m = 0,1 \text{ кг}$   $\delta \sigma_f = 40 \text{ МПа}$  или увеличение на 69%. Также для  $\sigma_z$  отмечаем линейную зависимость

от величины заряда. Эквивалентные напряжения меньше максимальных  $\sigma_f$ , что также подтверждает вывод: основные частоты для датчиков 7r и 7f не находятся в противофазе.

Итак, рассмотрен вопрос о напряженном состоянии в полюсах осесимметричной взрывной камеры. Несмотря на то, что в полюсах использованы диски одинаковой толщины, причем верхний диск «развязан» с корпусом, а нижний – вварен, максимальные напряжения наблюдаются в центре нижнего диска и они определяют допустимую массу заряда ВВ. Условия работы этих дисков существенно отличаются: в первом случае напряженное состояние определяется импульсом от взрыва ВВ и поэтому применима формула (4), а в случае вваренного диска, как показано выше, напряженное состояние определяется еще и сходящейся упругой волной деформации, приходящей из медианой области цилиндра, что не соответствует условиям применения формулы (4).

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ.

1. Предложен способ использования известной формулы для оценки максимальных напряжений в центре плоского диска, учитывающий сферичность фронта действующего им-

пульса в реальной взрывной камере. Измеренные и рассчитанные напряжения достаточно хорошо совпадают.

2. Выполнено численное решение осесимметричной задачи для корпуса реальной взрывной камеры, при этом для оценки напряженного состояния использовалась формула Мизеса с тремя компонентами главных напряжений.

3. Тензометрирование в особых точках корпуса взрывной камеры и определение в них плоского напряженного состояния с достаточной точностью подтвердило оценки, выполненные в вышеприведенных п.п. 1 и 2.

4. Применение дисков без жесткой связи с корпусом позволяет существенно снизить напряжения в полюсах и увеличить массу заряда в камере при сварке взрывом.

#### Библиографический список

1. Мещеряков, Ю. П. Расчет максимальных напряжений в металлических дисках, возникающих в результате воздействия импульсных нагрузок / Ю. П. Мещеряков, О. И. Стояновский // Известия ВолГТУ №3 (41), Волгоград, 2008. – С. 83-86.
2. Сильвестров, В. В. Влияние окружающей заряд ВВ среды на реакцию оболочки взрывной камеры / В. В. Сильвестров, А. В. Пластинин, Н.Н. Горшков// ФГВ. – 1994. - 30, - №2.
3. Сопротивление материалов / под ред. Г. С. Писаренко. – ГИТЛ УССР, Киев, 1963. – 792с.
4. Металлические взрывные камеры: монография/ А. Ф. Демчук, В. П. Исаков // Красноярский гос. ун-т.-Красноярск: РИО КрасГУ, 2006. – 297с.
5. Мещеряков, Ю. П. Численное моделирование процесса резки облученных тепловыделяющих сборок / Ю. П. Мещеряков// ПМТФ, 2006 –Т.47. – №3, С.134-140.
6. Meshcheryakov, Y. P. Thermoelastic modeling of microbump and nanojet formation on nanosize gold films under femto second laser irradiation / Y. P. Meshcheryakov, N. M. Bulgakova // Appl. Phys. A, 2006 –V.82. –P.363-368.
7. Тимошенко, С.П. Курс теории упругости /С. П. Тимошенко. – Киев: Наукова думка, 1972.
8. Расчетно-экспериментальное исследование деформации оболочек взрывных камер / А. И. Абакумов, В. В. Егунов, А. Г. Иванов и др.// ПМТФ, 1984. – №3. – С.127-130

УДК 621.791.76:621.7.044.2

*Л. Д. Добрушин, д-р техн. наук, С. Ю. Илларионов, к-т техн. наук,  
П. С. Шленский, инженер, Ю. И. Фадеенко, инженер*

### **СВАРКА ВЗРЫВОМ С УМЕРЕННЫМ ПОДОГРЕВОМ (КРАТКИЙ ОБЗОР)**

*Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, [dobrushin@paton.kiev.ua](mailto:dobrushin@paton.kiev.ua)*

Приведен краткий обзор литературных данных о применении сварки взрывом с умеренным подогревом для получения соединений высокопрочных низкопластичных металлов

**Ключевые слова:** сварка взрывом, подогрев, низкопластичный материал

*L. D. Dobrushin, S. U. Illarionov, P. S. Shlenskiy, U. I. Fadeenko*

### **EXPLOSION WELDING WITH MODERATE HEATING (THE SHORT REVIEW)**

*The E. O. Paton electric welding institute NAS Ukraine, [dobrushin@paton.kiev.ua](mailto:dobrushin@paton.kiev.ua)*

The paper gives a brief survey of literary data about using explosion welding with moderate heating in order to get extra-strong low-ductile steel formations

**Keywords:** explosion welding, heating, low-ductile material

Сварка взрывом (СВ) с подогревом широко применяется на практике, поскольку позволяет получать соединения высокопрочных низкопластичных металлов. Однако сфера ее возможного применения ограничивается тем, что при нагреве до нескольких сотен градусов могут существенно изменяться структура и свойства металла, что не всегда допустимо и безопасно при работе со взрывчатыми веществами (ВВ). В связи с этим представляет значительный интерес то, что в некоторых случаях удавалось обеспечить свариваемость низкопластичных металлов, применяя умеренный подогрев (100...300 °С), при котором изменения структуры и свойств металла еще незначительны.

Примером удачного методического подхода можно считать работу [1], в которой описана отработка технологии изготовления биметаллического композита «быстрорежущая сталь Р6М5 + углеродистая или низколегированная стали» для инструментального производства. Учитывая неудачи предшественников, авторы [1] проводили СВ при температурах выше порога хладноломкости быстрорежущей стали. Отработке технологии предшествовали измерения ударной вязкости, пластичности и твердости стали Р6М5 и ее фрак-

тографические исследования в диапазоне температур 20...600 °С. Вязко-хрупкий переход наиболее четко определялся в испытаниях на ударную вязкость и происходил в интервале температур 125...175 °С. Испытания прочности на отрыв образцов, сваренных в диапазоне температур подогрева 200...600 °С, позволили установить, что оптимальные прочностные свойства получаемых соединений ( $\sigma_{отр} > 400$  МПа) достигаются при подогреве до 350...575 °С. При более высоких температурах подогрева начинается интенсивное окисление соединяемых поверхностей.

Приведены формулы для определения параметров рекомендуемых режимов СВ. Проведены детальные исследования структуры и свойств Р6М5 в полученных сварных соединениях. При стандартных режимах сварки не обнаружены проявления диффузионных процессов. Однако при более высоких энерговыделениях в зоне соединения отмечен плавный переход концентраций легирующих элементов.

Отмечено существенное влияние толщины металла на трещинообразование и свариваемость Р6М5. При значениях коэффициента жесткости (определяемого как отношение прочности при изгибе к величине стрелы прогиба)

более 75 МПа/мм в Р6М5 при сваривании началось интенсивное трещинообразование. В связи с этим стоит отметить, что в [2] при взрывном плакировании меди вольфрамовой фольгой также отмечалось сильное влияние толщины фольги на температуру вязко-хрупкого перехода (ТВХП). Для фольг толщиной менее 0,5 мм ТВХП была ниже 200 °С (однако, взрывное плакирование осуществлялось при 350...500 °С). Механизм этого масштабного эффекта детально описан в [3]. Его причиной является то обстоятельство, что запас упругой энергии в образце растет пропорционально кубу размера образца  $L^3$ , а энергия, требуемая для образования сквозной хрупкой трещины, пропорциональна  $L^2$ . Авторы [3] использовали упрощенный «интегральный» критерий вязко-хрупкого перехода («порога хрупкости»). Приравняв запас упругой энергии в кубическом образце к энергии образования сквозной хрупкой трещины  $(\sigma^2/2E) \cdot L^3 = \alpha L^2 (E - \text{модуль Юнга}, \alpha - \text{энергия образования единицы площади хрупкой трещины})$ , приходим к соотношению

$$L^* = 2\alpha E / \sigma^2. \quad (1)$$

Если задана скорость деформации, а, следовательно, и напряжение сопротивления деформированию  $\sigma(T)$  (зависящее от температуры), то из (1) определяется критическое значение размера  $L^*$ , ниже которого образец может деформироваться пластически, а выше – склонен к хрупкому разрушению. Необходимый, но не достаточный критерий (1) не является строгим соотношением, он удобен для понимания механизма вязко-хрупкого перехода и оценки возможности масштабного моделирования разрушения крупноразмерных конструкций. (Более строгое рассмотрение предусматривает анализ устойчивости одиночной трещины с использованием критерия Гриффитса и понятия коэффициента интенсивности напряжений). С учетом [1], граница вязко-хрупкого перехода должна рассматриваться, как поверхность в трехмерном пространстве параметров  $(\dot{\epsilon}, L, T)$  (точнее, не идеальная поверхность, а переходная область).

Проблема трещинообразования в плакирую-

щем слое, в том числе и при СВ с подогревом, исследовалась в работах [4, 5]. Использовалась методика сопоставления трещин, возникающих при изготовлении композиционных материалов, содержащих износостойкие и инструментальные стали, с трещинами, возникающими на заранее созданных дефектах, в условиях, имитирующих нагружение с различными скоростями:

- статическое (пресс);
- ударное (маятниковый копер);
- нагружение взрывом.

Анализ результатов показал, что трещины зарождаются преимущественно на краевых участках в зоне соединения пластин после завершения процесса формирования соединения, когда в соединении уже возникли остаточные напряжения и те несовершенства, по скоплениям которых распространяется трещина.

СВ с низкотемпературным подогревом неоднократно применялась в разработках Института электросварки им. Е.О. Патона. Примером может служить технология производства биметалла «сталь 65Г + нержавеющая сталь 12Х18Н10Т» для изготовления режущего инструмента в сельскохозяйственном производстве. Лист режущей стали 65Г толщиной 1,5 мм наносился на державку из нержавеющей стали толщиной 4 мм. Предел прочности 65Г  $\sigma_b = 730$  МПа; относительное удлинение  $\delta = 12$  %. Сварка данной пары взрывом при обычной температуре сопровождается, как правило, растрескиванием наносимого покрытия. СВ с подогревом до 150° С открывает возможность получать качественный биметалл (без растрескивания его слоев).

Успешными были аналогичные эксперименты и с другими высокопрочными сталями. Во всех перечисленных примерах, по-видимому, задействован один и тот же физический механизм – нагрев низкопластичных сталей до температур, превышающих интервал вязко-хрупкого перехода. При этом в металле активизируются дополнительные механизмы пластического деформирования, что снижает уровень достигаемых напряжений и предотвращает хрупкое разрушение.

Чем выше скорость деформаций, тем выше требуемые для предотвращения растрескивания температуры подогрева. Поэтому при высоких скоростях деформации, характерных для нагружения взрывом, необходим подогрев до температур, несколько превышающих интервал вязко-хрупкого перехода, определенный в статических условиях.

По-видимому, это объяснение пригодно и для результатов работы [6], в которой описана технология антикоррозионного плакирования чистым алюминием сварных соединений алюминиевого сплава 7010, полученных сваркой трением с перемешиванием (СТП). Плакирование шва СТП при температуре 20 ... 30° С приводит к полному его разрушению.

С целью выяснения причин разрушения были проведены испытания шва СТП на ударную вязкость. Вследствие неполного провара стыков, в сваренных заготовках существует острый концентратор напряжений. Поэтому надрез испытываемых образцов имел V-образную форму, моделируя реальную ситуацию. Ударная вязкость ( $a_n$ ) шва оказалась очень чувствительной к температуре испытаний: при нагреве от 20 °С до 140 °С величина  $a_n$  возрастает от 4 до 12 Дж/см<sup>2</sup>. Поэтому при обработке технологии была использована сварка с подогревом. Установлено, что при взрывном плакировании образцов, нагретых до 120 °С, разрушение СТП-шва не происходит.

Из приведенных данных следует, что в сварных соединениях исследованного типа при высокоскоростном деформировании наблюдается вязко-хрупкий переход в диапазоне температур 40 ... 120 °С. Природа этого перехода, возможно, состоит в том, что в этих сварных соединениях содержится большое количество фазовых включений (окисных пленок), сильно отличающихся от основного металла величиной коэффициента термического расширения, что обуславливает наличие неблагоприятных напряжений в микроразделах соединения.

Дополнительным вероятным фактором,

влияющим на разрушение, может являться образование трещин типа «ёлочка», наблюдающееся при СВ в зоне соединения плакирующего слоя и плакируемого металла шва. Такие трещины были обнаружены при плакировании образца без острого концентратора напряжений. Данный дефект характерен для СВ малопластичных сталей [5, 7]. Такие дефекты, как правило, исчезают при нагреве заготовок непосредственно перед СВ до температуры 100 °С. Вероятной причиной этого также может являться вязко-хрупкий переход.

На основании изложенного можно сделать вывод, что применение умеренного (низкотемпературного) подогрева является эффективным приемом сваривания высокопрочных низкопластичных материалов и одним из актуальных направлений современного развития теории и практики СВ. При этом особого внимания заслуживают оценки влияния высокой скорости деформаций на положение интервала вязко-хрупкого перехода и исследование возможности иных (кроме вязко-хрупкого перехода) механизмов влияния подогрева на свариваемость материалов.

#### Библиографический список

1. Беляев, В. И. Применение энергии взрыва для получения биметаллического режущего инструмента на основе быстрорежущей стали / В. И. Беляев, Н. А. Бусел, В.Б.Кравцов // Применение энергии взрыва в сварочной технике – Киев: Изд. ИЭС им. Е.О. Патона, 1983. – С. 86-88.
2. Картон, Э. Сварка взрывом элементов конструкций Международного термоядерного экспериментального реактора / Э. Картон, М. Стуивинга// Автомат. сварка. – 2009. – № 11. – С.57-60.
3. Разрушение разномасштабных объектов при взрыве. Монография / Под общей редакцией А. Г. Иванова. – Саров: РФЯЦ-ВНИИЭФ, 2001. – 482 с.
4. Особенности сварки взрывом хрупких сталей с предварительным нагревом / Л. Б. Первухин, В. Г. Пинаев, Ю. А. Конон и др.// В кн. «Технология производства и применение новых материалов в отрасли тракторного и сельскохозяйственного машиностроения». – М.: Машиностроение, 1978. – С.47-50.
5. Пинаев, В.Г.К вопросу о трещинообразовании при сварке взрывом малопластичных сталей / В. Г.Пинаев, Ю. А. Конон// В сб. «Применение энергии взрыва в сварочной технике». – Киев: Изд. ИЭС им. Е. О. Патона, 1985. – С. 44-47.
6. Илларионов, С. Ю. Влияние низкотемпературного подогрева на трещиностойкость сварных швов при их плакировании взрывом / С. Ю. Илларионов, Л. Д. Добрушин, Ю. И. Фадеев // Известия ВолгГТУ. Сер. «Сварка взрывом и свойства сварных соединений». – 2002. – №1. – С.95-99.
7. Конон, Ю. А. Сварка взрывом /Ю. А.. Конон, Л. Б. Первухин, А. Д. Чудновский.– М.: Машиностроение, 1987.–216с.

УДК 621.791.76:621.7.044.2

*И. В. Денисов, инженер, А. Ю. Муйземнек\*, к-т техн. наук, А. Е. Розен\*, д-р техн. наук,  
О. Л. Первухина, к-т техн. наук, Ю. А. Гордолов, д-р ф.-м. наук*

**КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ СОСТАВЛЯЮЩИХ СЛОЁВ  
БИМЕТАЛЛА В ПРОЦЕССЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ  
ПРОГРАММЫ LS-DYNA**

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, denisov\_ig@bk.ru  
\*Пензенский государственный университет, metal@pnzgu.ru*

Изменения в длине биметаллических листов были математически смоделированы с помощью программы LS-DYNA для следующих вариантов: 1) пористый грунт, различные металлы, технологический зазор; 2) пористый грунт, различные металлы в предположении, что плакирующий металл ведет себя как жидкость. Показано, что характер деформационного процесса и изменение длины зависят от размера исходных листов и их взаимного расположения, механических свойств плакирующих листов, типа взрывчатого вещества и основы, и размера зазора. Удлинение листов неоднородно по всей длине: максимальное значение достигается на максимальном удалении от точки инициирования. В варианте 1, удлинение плакирующего листа больше, чем основного. В отсутствии стабилизации деформации (вариант 2), удлинение плакирующего листа отсутствует, в то время как удлинение основного листа составляет 30 мм. Это прогнозирование хорошо согласовывается с недавними экспериментальными наблюдениями.

**Ключевые слова:** деформация, крупногабаритный биметалл, компьютерное моделирование, распределение плотности материала, изменения продольного напряжения, удлинение.

*I. V. Denisov, A. U. Muizemnek\*, A. E. Rozen\*, O. L. Pervukhina, U. A. Gordolov*

**COMPUTER MODELLING OF DEFORMATION OF MAKING LAYERS OF BIMETAL IN  
THE COURSE OF EXPLOSION WELDING WITH PROGRAM LS-DYNA**

*Institute of structural macrokinetics and materials science RAS, denisov\_ig@bk.ru  
\*Penza State University, metal@pnzgu.ru*

Changes in the length of explocad sheets were mathematically modeled using LS-DYNA software for the following situations: (1) porous background, dissimilar metals, technological gap and (2) porous background, dissimilar metals, under the assumption that a clad material behaves as liquid. It is shown that a character of deformation process and length change depend on the size of starting sheets and their mutual disposition; mechanical properties of clad plates, the type of explosive and background; and a gap size. Elongation of sheets is non-uniform over the length: it maximum value is attained at a maximum separation from the initiation point. In case 1, the elongation of the clad plate is higher than that of the base plate. In the absence of deformation strengthening (case 2), the elongation of the clad plate is zero while that of the base plate at the far end, 30 mm. These predictions well agree with recent experimental observations.

**Keywords:** deformation, large bi-metal, computer simulation, the distribution density of the material, changes in longitudinal stress, elongation.

Основным условием получения качественной продукции методом сварки взрывом является выбор технологических параметров процесса. До настоящего времени выбор параметров в основном основывался на анализе результатов многочисленных экспериментов и разработке упрощенных математических моделей, описывающих метание тела продуктами детонации [1]. При правильном подборе определённого сочетания параметров получают сварные соединения, отвечающие заданным требованиям прочности, герметичности, с определённой

геометрией линии сварного шва. Значимым является определение допустимого диапазона изменения параметров, в котором обеспечивается воспроизводимость результатов и стабильность свойств сварных соединений. Однако соблюдение геометрических размеров крупногабаритных биметаллических листов достаточно затруднительно. При сварке взрывом обнаружено три вида деформаций: прогиба, растяжения и узких граней [2]. Деформации прогиба могут быть устранены последующей правкой листов. Деформации растяжения приводят к неиспра-

вимым изменениям габаритных размеров листов, а также образованию откольных трещин. При этом утверждается, что удлиняется основная и плакирующая листы. Перед производством партии крупногабаритных листов был произведен математический расчёт процесса получения биметалла, чтобы определить расчётным путём деформацию листов и впоследствии предотвратить образование брака на листах.

Расчёт по изменению геометрической формы изделия после сварки взрывом был произведён программой LS-DYNA с использованием конечно-элементной сетки [3, 4]. Конечно-элементная сетка включала: ~1000000 элементов и ~2000000 узлов. Объектом исследования являлся процесс сварки взрывом двух стальных крупногабаритных пластин. Основной целью компьютерного моделирования является исследование деформации основного и плакирующего слоёв в процессе сварки взрывом.

#### Методика проведения исследований.

Компьютерное моделирование проведено по схеме, приведённой на рисунке 1.

Процесс сварки взрывом осуществляется в системе, включающей метаемую (верхнюю) пластину, неподвижную (нижнюю) пластину, заряд взрывчатого вещества (ВВ) и песчаное основание.

Входящие в рассматриваемую систему тела (рис.1) имели следующие геометрические размеры:

- Верхняя пластина имела толщину  $a = 4$  мм,

длину  $b = 6000$  мм и ширину  $c = 1500$  мм.

- Нижняя пластина имела толщину  $a_1 = 26$  мм, длину  $b_1 = 5900$  мм и ширину  $c_1 = 1400$  мм.

- Зазор между верхней и нижней пластинами  $d = 8$  мм.

- Заряд ВВ имел толщину  $a_3 = 50$  мм, длину  $b_3 = 6000$  мм и ширину  $c_3 = 1500$  мм.

- Песчаное основание имело толщину  $a_4 = 100$  мм, длину  $b_4 = 5900$  мм и ширину  $c_4 = 1400$  мм.

Были заданы следующие характеристики физико-механических свойств материала стальной пластины:

- плотность  $\rho = 7800$  кг/м<sup>3</sup>;

- модуль Юнга  $E = 192$  ГПа;

- предел текучести  $\sigma_T = 350$  МПа;

- временное сопротивление  $\sigma_B = 500$  МПа;

- относительное удлинение  $\delta = 21\%$ ;

- коэффициент термического расширения  $\alpha = 11,4$  °С<sup>-1</sup> (при 100°С).

Взрывчатое вещество (ВВ), из которого был изготовлен заряд, имело насыпную плотность  $\rho_{ВВ} = 740$  кг/м<sup>3</sup> и скорость детонации  $D = 2100$  м/с. Детонационная волна распространялась справа – налево.

Песок с заданной насыпной плотностью  $\rho_{пес} = 2800$  кг/м<sup>3</sup> и прочностью при сжатии  $\sigma_{сж} = 140$  МПа.

Компьютерное моделирование было проведено с учётом допущений для следующих вариантов:

1. «Пористый» грунт, материалы обеих пла-

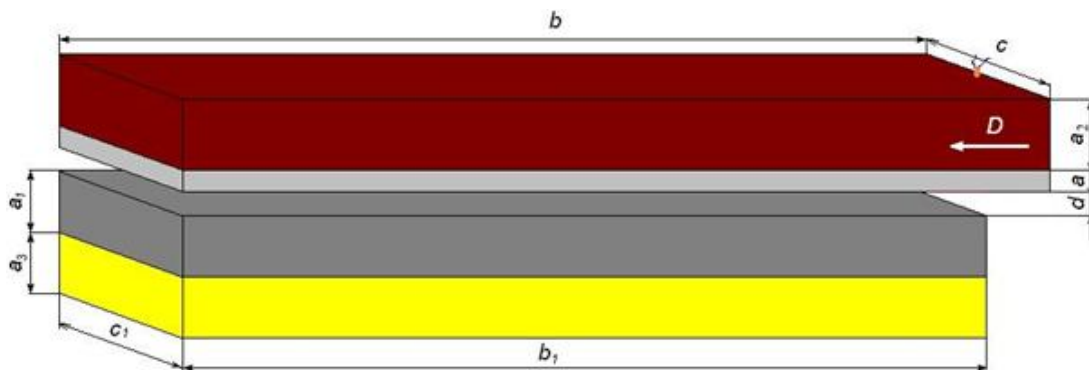


Рис. 1. Схема процесса сварки взрывом

стин– твёрдое тело со свойствами стали, наличие зазоров между метаемой (верхней) и основной (нижней) пластиной.

2. «Пористый» грунт, верхняя пластина в процессе метания ведёт себя как жидкость, нижняя пластина как твёрдое тело со свойствами стали, наличие зазоров между метаемым и основным листом.

При высоких давлениях (измеряемых ГПа), которые развиваются на границе раздела верхней пластины и зоны химической реакции взрывчатого вещества, а также в зоне соударения (точке контакта), верхнюю пластину можно рассматривать как вязкую жидкость [5, 6].

Для описания поведения материалов верхней и нижней пластин при 1 варианте и нижней пластины при 2 варианте была использована модель Джонсона-Кука [3, 4]. Эта модель используется в задачах, в которых скорости деформации изменяются в большем диапазоне, а адиабатический рост температуры из-за нагрева при пластической деформации вызывает снижение прочности материала. При использовании объёмных элементов данная модель нуждается в уравнении состояния. Выражение Джонсона (Johnson) и Кука (Cook) для напряжения текучести имеет вид:

$$\sigma_y = \left( A + B \bar{\epsilon}^{-p} \right) \left( 1 + c \ln \epsilon^* \right) \left( 1 - T^{*m} \right), \quad (1)$$

где  $A, B, c, n, m$  – входные константы,  $\bar{\epsilon}^{-p}$  – эффективная пластическая деформация,  $\epsilon^* = \frac{\dot{\epsilon}}{\epsilon_0}$  –

скорость эффективной пластической деформации, для  $\epsilon_0 = 1 \text{ s}^{-1}$ ,  $T^*$  – гомологическая температура  $\frac{T - T_{room}}{T_{melt} - T_{room}}$ .

Из-за нелинейности зависимости напряжения пластического течения от пластической деформации для определения точного значения напряжения пластического течения нужны итерации по приращению пластической деформации.

Однако, используя разложение в ряд Тейлора, с линеаризацией в окрестности текущего момента времени, можно найти решение для  $\sigma_y$  с достаточной точностью и избежать итераций.

Деформация при разрушении задается соотношением

$$\epsilon^f = \left[ D_1 + D_2 \exp D_3 \sigma^* \right] \left[ 1 + D_4 \ln \epsilon^* \right] \times \left[ 1 + D_5 T^* \right], \quad (2)$$

где  $\sigma^*$  – отношение давления к эффективному напряжению  $\sigma^* = \frac{P}{\sigma_{eff}}$ .

Разрушение происходит, когда параметр повреждения  $D = \sum \frac{\Delta \bar{\epsilon}^{-p}}{\epsilon^f}$  достигнет значения 1.

Данная модель материала поддерживает также и критерий удаления оболочечного элемента по величине максимального устойчивого шага по времени для элемента  $\Delta t_{max}$ . В общем случае, с увеличением искажения элемента  $\Delta t_{max}$  уменьшается.

Для описания поведения взрывчатого вещества (ВВ) была использована модель Уилкинса-Гейроуха [3, 4] с учетом уравнения состояния.

Доля выгорания  $F$ , которая входит в качестве множителя в уравнение состояния для взрывчатых веществ, определяет выделение химической энергии при моделировании детонации. В каждый момент времени давление в элементе взрывчатого вещества определяется равенством

$$p = F p_{eos}(V, E)$$

где  $p_{eos}$  – это давление из уравнения состояния,  $V$  – относительный объем,  $E$  – плотность внутренней энергии на единицу начального объема.

На стадии инициирования время  $t_1$  рассчитывается для каждого элемента делением расстояния от точки детонации до центра элемента на скорость детонации  $D$ . Если задается несколько точек детонации, время  $t_1$  определяется по ближайшей из них. Доля выгорания  $F$  опре-



деляется соотношением

$$F = \max(F_1, F_2),$$

где

$$F_1 = \begin{cases} \frac{2(t-t_1)DA_{e_{\max}}}{3v_e} & \text{if } t > t_1 \\ 0 & \text{if } t \leq t_1 \end{cases}$$

$$F_2 = \beta = \frac{1-V}{1-V_{CJ}},$$

где  $V_{CJ}$  – относительный объем Чэпмена-Жуге,  $t$  – текущий момент времени. Если значение  $F$  больше 1, то этому параметру присваивается значение 1. При таком расчете доли выгорания значение  $F$  обычно достигает 1 после нескольких шагов по времени, в результате чего фронт выгорания будет «размазан» в нескольких элементах. После того как значение  $F$  достигло 1, оно остается постоянным.

Кроме того, до момента детонации взрывчатый материал можно рассматривать как упругий, идеальнопластичный. В этом случае в качестве нового тензора тензор напряжений используется пробное упругое напряжение  $*s_{ij}^{n+1}$ :

$$*s_{ij}^{n+1} = *s_{ij}^n + *s_{ip} \Omega_{pj} + *s_{ip} \Omega_{pi} + 2G \dot{\varepsilon}_{ij} dt, \quad (3)$$

где  $G$  – модуль сдвига,  $\dot{\varepsilon}_{ij}$  – компонент девиатора тензора скоростей деформации.

До момента детонации давление задается следующим выражением:

$$p^{n+1} = K \left( \frac{1}{V^{n+1}} - 1 \right),$$

где  $K$  – модуль объемного сжатия. После детонации  $s_{ij}^{n+1} = 0$ , и материал ведет себя подобно газу.

Уравнение состояния JWL задает давление в виде

$$p = A \left( 1 - \frac{\omega}{R_1 V} \right) e^{-R_1 V} + B \left( 1 - \frac{\omega}{R_2 V} \right) e^{-R_2 V} + \frac{\omega E}{V}, \quad (4)$$

и обычно применяется для продуктов детонации ВВ.

Для описания поведения песка и материала

верхней пластины по второму варианту моделирования была использована модель пористого материала NULL[3, 4] с учетом уравнение состояния. Она позволяет получить уравнение состояния без расчета девиатора тензора напряжений. При растяжении значение предельного давления меньше нуля. Напряжение, обусловленное вязкостью,  $\sigma_{ij} = \mu \varepsilon_{ij}^{\dot{}}$  рассчитывается для ненулевого значения  $\mu$ , здесь  $\varepsilon_{ij}^{\dot{}}$  – компонент девиатора тензора скоростей деформации.

Табулированная модель сжатия является линейной относительно внутренней энергии. Давление при нагрузке определяется соотношением

$$p = C(\varepsilon_V) + \gamma T(\varepsilon_V) E. \quad (5)$$

Объемная деформация  $\varepsilon_V$  определяется натуральным логарифмом относительного объема. Вплоть до смены сжатия растяжением разгрузка происходит по линейному закону с наклоном, соответствующим величине объемного модуля для ненагруженного состояния.

### Результаты исследований и обсуждение.

Результаты моделирования представлены на рисунках 2 ... 4. На рисунке 2, а, в изображены распределения плотности материала в левой и правой частях расчётной области в момент времени  $t = 3,2$  мс (завершение процесса детонации). На рисунке 2, б изображено начало процесса сварки взрывом. Как видно деформация пластин на конечном участке сварки существенно различаются. При расчете по 1 варианту происходит удлинение как верхней, так и нижней пластины, а при расчете по 2 варианту – удлиняется только нижняя пластины. Рассмотрим процесс деформации пластин подробнее.

На основании зависимостей скорости характерных узлов, расположенных на торцевых поверхностях нижней и верхней пластин от времени можно заключить, что торец нижней пластины противоположный началу сварки

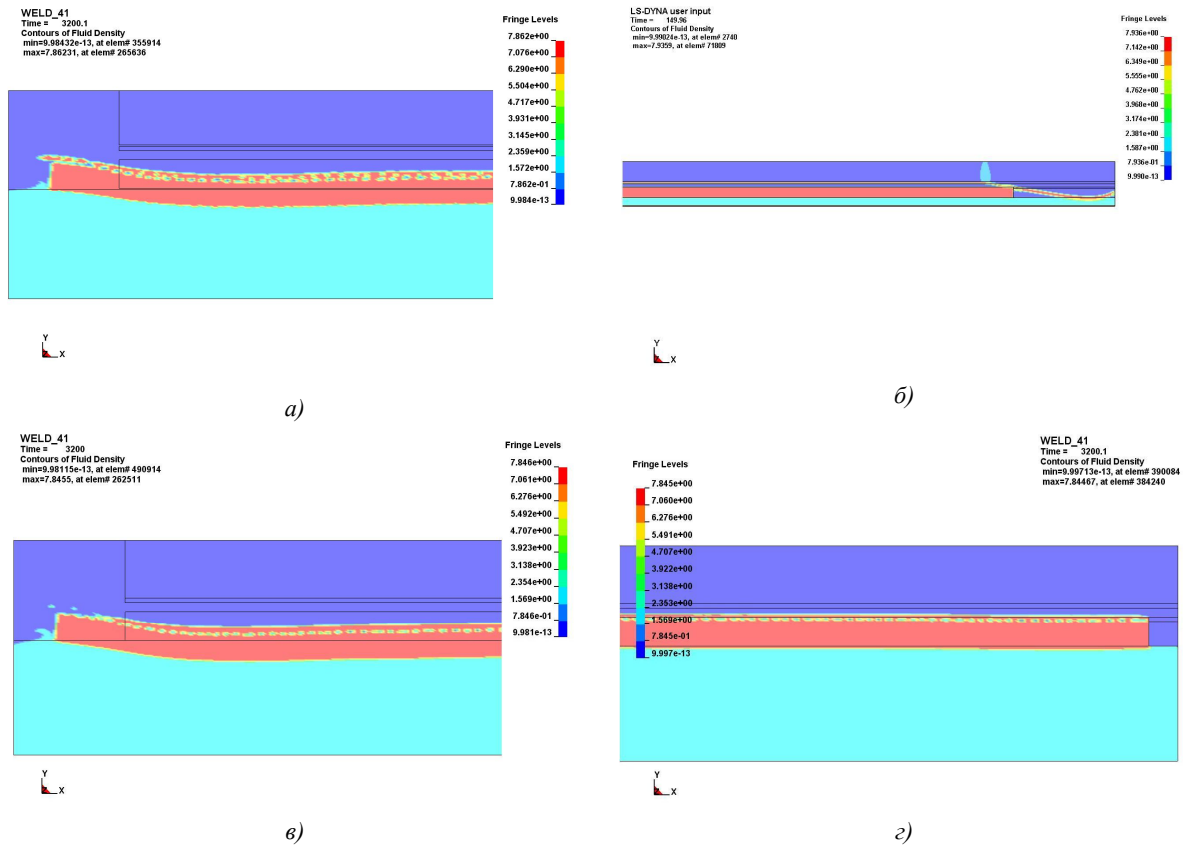


Рис. 2. Распределение плотности материала в расчётной области при  $t = 3,2$  мс:

а, б – первый вариант расчёта; в, г – второй вариант расчёта;

а, в – рассчитанное окончание сварки; б, г – рассчитанное начало сварки

взрывом, начинает движение с постоянным ускорением через 0,0014 секунд после инициирования ВВ в направлении сварки взрывом. Рост скорости движения торца прекращается через 0,003 секунды после инициирования. Максимальная достигнутая скорость движения торца нижней пластины за 0,0016 секунд составляет 96 м/с.

Подобная картина наблюдается с движением торца верхней пластины, противоположного инициированию. При этом движение торца начинается раньше и соответствует 0,0011 секундам после начала инициирования, а заканчивается одновременно с движением торца нижней пластины. Максимальная достигнутая скорость движения торца верхней пластины составляет 660 м/с, это объясняет величину большей деформации верхней пластины по сравнению с нижней. Время сварки составляет 0,003 секунды, а время деформации нижней пластины –

0,0016 секунд и верхней пластины – 0,0019 секунд.

На основании зависимостей продольного напряжения  $\sigma_x$  в характерных элементах, расположенных на торцевых поверхностях нижней и верхней пластин в зависимости от времени, установлено, что в момент времени равном 0,0014 секунд возникают знакопеременные напряжения на конечном участке, противоположном от инициирования ВВ, нижней пластины, то есть на торце пластины возникают импульсы напряжения растяжения–сжатия. В момент времени равного 0,0029 секунд наблюдается резкий скачок напряжения растяжения равный 350 МПа длительностью 0,0005 секунд, то есть в данный момент времени наблюдается максимальная деформация растяжения торца нижней пластины. Время начала возникновения напряжения совпадает со временем начала движения пластины. Напряжение, возникшее в конечный

момент сварки взрывом, равно пределу текучести материала нижней пластины. Это говорит о том, что образец, в момент времени равный 0,0029 секунды, из упругой области растяжения сжатия перешёл в пластическую область растяжения.

Наряду с деформацией нижней пластины происходит деформация и верхней пластины, но в конечный момент времени, равный 0,00275 секунды, на верхней пластине возникают напряжения не растяжения, а сжатия. В основное время деформации в пластине преобладают напряжения растяжения.

В период времени равный 1000 мкс, от начала инициирования ВВ пока точка контакта не дошла до середины нижней пластины она имеет скорость движения в сторону грунта равной 10 м/с. Через 2000 мкс виден профиль движения нижней пластины до и после прохождения сварки взрывом. В точке равной 3130 мм от начала инициирования массовая скорость пластины резко падает до 6,5 м/с, а за этой точкой идёт рост массовой скорости пластины до 32 м/с. Из чего можно сделать вывод, что в этой точке процесс соударения и сварки пластин закончился, а за этой точкой ещё продолжается с постоянным нарастанием массовой скорости достигая максимального значения равного 58 м/с. В момент времени равный 3000 мкс массовая скорость пластин равна нулю, отсюда следует, что углубление в грунт идёт до тех пор, пока идёт процесс сварки взрывом.

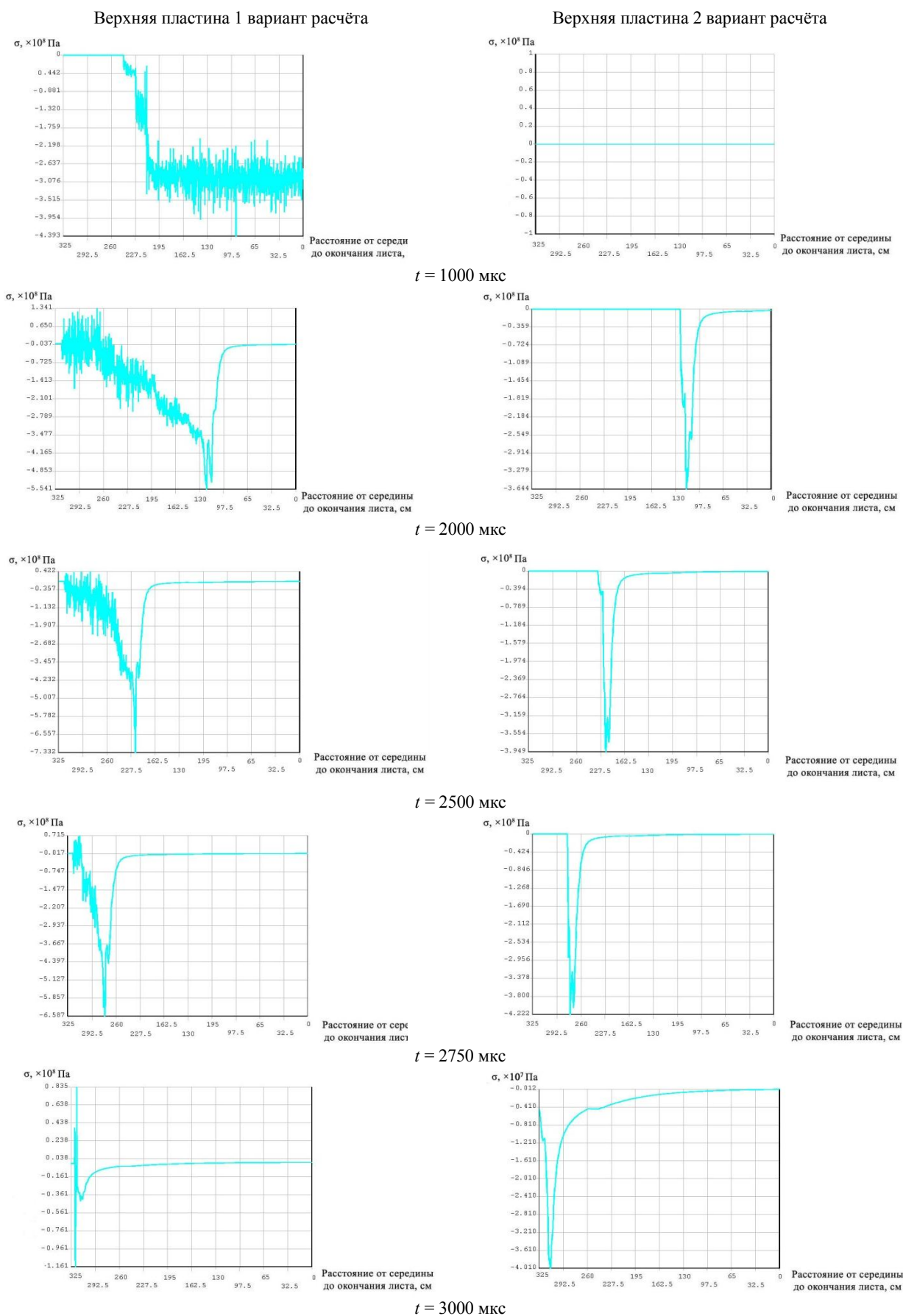
Верхняя пластина имеет определённую скорость до точки равной 5275 мм, которая соответствует величине 7,4 м/с. За этой точкой массовая скорость пластины практически равна нулю, то есть верхняя пластина не «знает» о процессах, проходящих в начале сварки взрывом в данный момент времени. Максимальная массовая скорость верхней пластины достигается в момент контакта обеих пластин и колеблется от 140 до 240 м/с. Через 3000 мкс массовая скорость верхней пластины падает до нуля,

что свидетельствует об окончании процесса сварки взрывом.

Графики на рисунке 3 характеризуют динамику изменения напряжения вдоль **верхней пластины** вовремя сварки взрывом, до и после соударения при первом и втором варианте исходных данных. При этом массовые характеристики верхней и нижней пластины аналогичны для обоих вариантов.

Для 1 варианта расчета в момент времени равный 1000 мкс после инициирования ВВ в металле верхней пластины возникают напряжения сжатия и пластической деформации не наблюдается. Пластическая деформация листа начинается через 2000 мкс, с расстояния 4600 мм от начала инициирования ВВ. Большой интерес вызывает тот факт, что после завершения процесса соединения, напряжения в верхней пластине полностью исчезают. Видимый пик напряжений в момент времени равный 2000 – 3000 мкс может свидетельствовать о точке соударения верхней и нижней пластины. Накопление напряжения в верхней пластине, по второму варианту расчёта, отсутствует ввиду принятых условий расчёта. Таким образом, в 1 варианте расчета наблюдается наличие деформации и рост продольного напряжения в верхней пластине в процессе сварки взрывом.

В момент времени равный 1000 мкс в металле **нижней пластины** (рис. 4) возникают напряжения сжатия, распространяющиеся в направлении сварки взрывом, но пластической деформации не наблюдается. Пластическая деформация листа начинается через 1500 мкс после начала сварки взрывом с увеличением зоны растягивающих напряжений в сторону противоположную сварке взрывом. В момент времени равный 2250 мкс точка контакта начинает движение по нижнему листу в зоне растягивающих напряжений, а это означает, что сварка взрывом идёт по движущемуся листу.



**Рис. 3. Графики изменения продольного напряжения вдоль верхней пластины (от центра к противоположному торцу от точки инициирования) по двум варианта расчёта**

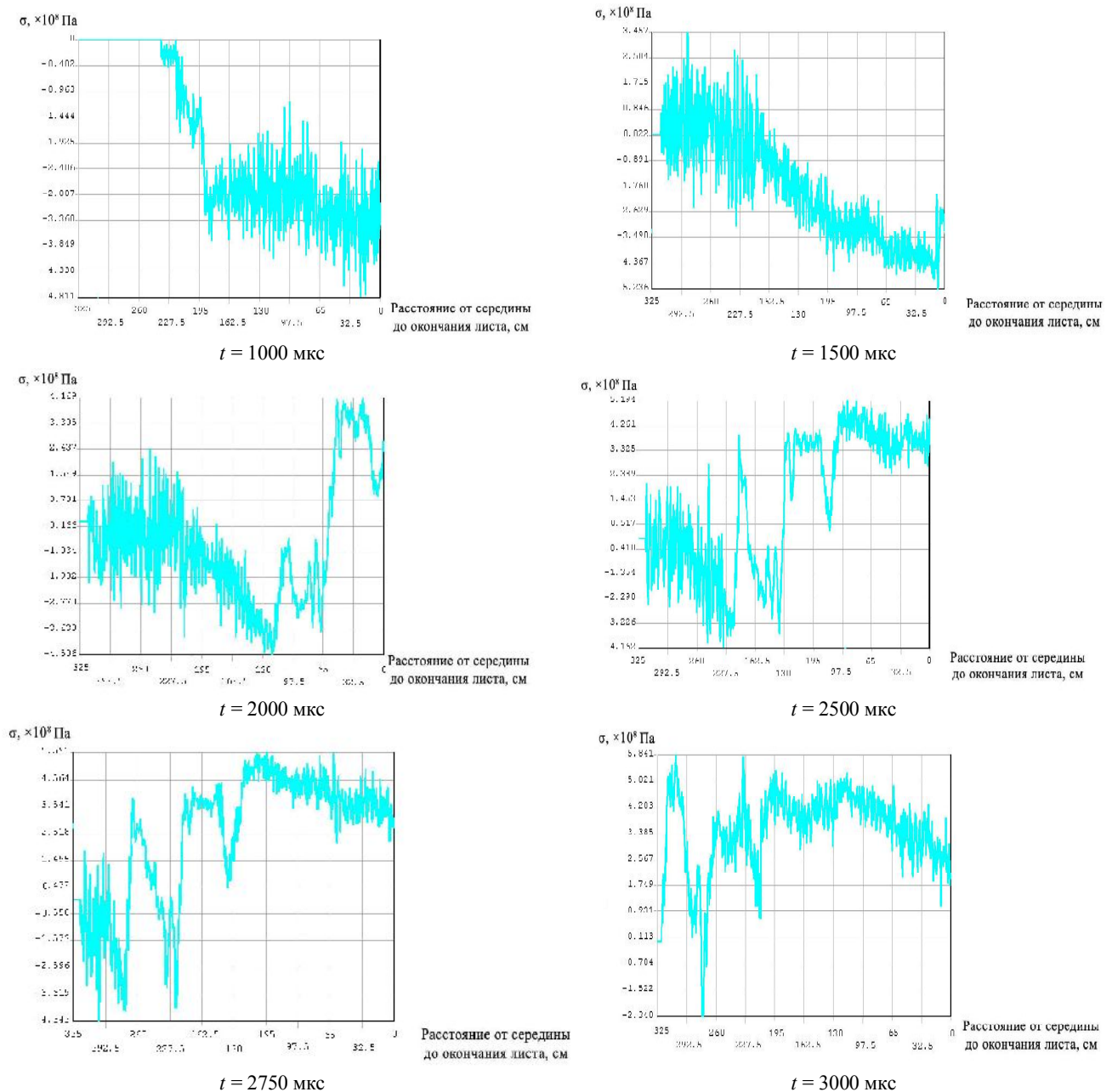


Рис. 4. Графики изменения продольного напряжения вдоль нижней пластины (от центра к противоположному торцу от точки инициирования)

После окончания сварки взрывом в металле нижней пластины остаются напряжения растяжения. Характер распределения напряжений в пластинах различен, в верхней пластине они отсутствуют, в нижней пластине они находятся в области растяжения и равны 500 МПа.

Таким образом, во 2 варианте расчета в результате возникающих напряжений в верхней и нижней пластине происходит их неодинаковое удлинение, выраженное в том, что нижняя пла-

стина удлиняется, а удлинение верхней пластины отсутствует.

В серийных экспериментах [7] оценён характер распределения продольных остаточных деформаций по длине сваренных взрывом листов, а также влияния основных технологических параметров сварки взрывом и величины конечных размеров свариваемых листов. Обобщённые результаты моделирования и экспериментов представлены в таблице 1. Из

Таблица 1

## Обобщённые результаты процесса сварки взрывом стальных пластин длиной 6000 мм

пластина	Перемещение от точки инициирования	Вариант расчёта		Экспериментальные данные при $V_0=2100$ м/с [7]
		1	2	
нижняя	вправо, мм	16,1	0	0
верхняя	вправо, мм	29	0	0
нижняя	влево, мм	61,3	35	25 – 28
верхняя	влево, мм	71	0	0
нижняя	начало процесса удлинения, мм	1500	1300	1200

таблицы видно, что наиболее полно процесс деформации листов описывает второй вариант компьютерного моделирования, вследствие совпадения результатов расчёта с экспериментальными данными.

Анализ результатов компьютерного моделирования позволил сделать следующие выводы:

1. На характер деформационного процесса, на изменения геометрических размеров метаемой и основной пластины оказывают влияние:

- исходные геометрические размеры пластин;
- характеристики физико-механических свойств материалов свариваемых пластин и взрывчатого вещества.

2. Остаточное удлинение пластин происходит с 80% от длины листа, но не равномерно. Максимальная величина остаточной деформации имеет место у торца противоположного местоположению точки инициирования.

3. Результаты расчётов и экспериментов показали, что в процессе сварки взрывом метаемая пластина ведёт себя как вязкая жидкость,

нижняя пластина как металл в твёрдом состоянии.

4. Деформация растяжения основного листа под действием удара плакирующего листа идёт впереди точки контакта по всей толщине до образования соединения. Следовательно, сварка взрывом на конечных участках осуществляется по движущейся поверхности основного листа.

## Библиографический список

1. Лысак, В.И. Сварка взрывом / В.И. Лысак, С.В. Кузьмин – М.: Машиностроение – 1, 2005. – 544 с.
2. Конон, Ю. А. Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л.Б.Первухин, А.Д.Чудновский – М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.
3. LS-DYNA. Keyword User's Manual / Volume I, II.– Livermore: LSTC, 2007. – 2206 с.
4. Hallquist, J. O. LS-DYNA Theory Manual / J. O. Hallquist – Livermore: LSTC, 2006. – 680 с.
5. Плакирование сталей взрывом / А. С. Гельмана, А. Д. Чудновский, Б. Д. Цемахович, И. Л. Харина. – М.: Машиностроение, 1978. – 191 с.
6. Дерибас, А. А. Физика упрочнения и сварка взрывом / А. А. Дерибас. – Новосибирск: Наука, 1972. – 188 с.
7. Деформационные процессы при сварке взрывом / И. В. Денисов, Л. Б. Первухин, О. Л. Первухина, А.Е. Розен / Изв. ВолгГТУ. Сварка взрывом и свойства сварных соединений / ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – №3(41) – С. 39-45

УДК 621.791.76:621.7.044.2

*Л. Б. Первухин, д-р техн. наук, О. Л. Первухина, к-т техн. наук,  
С. Ю. Бондаренко\*, к-т техн. наук*

## ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПРОМЫШЛЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА БИМЕТАЛЛОВ

*Учреждение российской академии наук институт структурной макрокинетики  
и проблем материаловедения РАН, gordop@isman.ac.ru  
\*Алтайский государственный аграрный университет,*

Обеспечение ведущих отраслей машиностроения современными отечественными материалами, в том числе биметаллами, является актуальной задачей. Для производства биметаллов в виде крупногабаритных листов и заготовок перспективно использовать сварку взрывом. В настоящей работе даны теоретические основы технологии производства крупногабаритного биметалла сваркой взрывом и показано, что для сварки взрывом характерна трёхстадийность процесса образования прочных связей между атомами соединяемых металлов, идущего в следующей последовательности: активация контактных поверхностей; образование физического контакта; объёмное взаимодействие. При разработке технологических основ промышленного производства крупногабаритного биметалла сваркой взрывом основное внимание уделено комплексному решению всех вопросов от выбора схемы и режимов сварки до отделки готового биметалла. В работе приведены результаты производства биметалла в Подмосковье и показаны перспективы развития этого производства.

**Ключевые слова:** крупногабаритный биметалл, обтекание ударно-сжатым газом, термическая ионизация газа, активация поверхности, стабилизация процесса детонации, сертификационные испытания

*L. B. Pervukhin, O. L. Pervukhina, S. U. Bondarenko\**

## THEORETICAL AND TECHNOLOGICAL FOUNDATIONS OF INDUSTRIAL PRODUCTION OF BIMETAL

*Establishment of the Russian academy of sciences institute of structural macrokinetics  
and materials science RAS, gordop@isman.ac.ru  
\*Altai state agrarian university*

Maintenance of leading branches of industry with modern domestic materials, including bimetals, is an actual problem. Explosive welding is a perspective method for producing of large-size sheets. In this paper the theoretical foundations of production technology of large-size bimetals sheets by explosion welding are presented and shown that for explosion welding is characterized by 3-staging of atomic bond formation: activation of contact surfaces, formation of physical contact, volume interaction. The main attention at development of technological bases of manufacture of large-size sheets by explosion welding is paid to the complex decision of all questions – from the scheme choice and welding regimes to the treatment of bimetals sheets. In this paper the results of bimetals manufacture in Moscow region are presented and the perspectives of this manufacture are shown.

**Keywords:** large-size bimetals, flow with great dispatch-compressed gas, thermal ionisation of gas, activation of contact surfaces, stabilization of detonation process, certified tests

Основная задача технологии производства биметаллов обеспечить прочное соединение слоёв без изменения их исходных свойств. Наиболее полно эта задача решается при использовании метода сварки взрывом.

Анализ результатов промышленного производства крупногабаритного листового биметалла сваркой взрывом в ООО «Битруб Интернэшнл» показал, что основными дефектами при сварке взрывом крупногабаритных листов являются непривары в начале процесса и участки

пониженной прочности в этой зоне, а также отдельные дефекты в виде неприваров с волнистостью, свищами и вырывами плакирующего слоя [1]. Протяженность этих дефектов, как правило, не превышает 1% от площади листа. Однако, ремонт дефектов или их удаление трудоёмко и требует значительных материальных затрат, а в ряде случаев, например, в биметалле сталь-титан невозможен. Такие дефекты, как непривары в начале процесса и участки пониженной прочности в этой зоне, согласно приня-

той теории образования соединения при сварке взрывом, являются обязательными, и считается, что их исключить нельзя, можно изменить только их размеры.

В результате проведения комплекса теоретических и экспериментальных исследований процессов, происходящих в сварочном зазоре впереди точки контакта, и особенностей детонации низкоскоростных смесей микропористой аммиачной селитры с дизтопливом разработаны рекомендации по усовершенствованию промышленной технологии производства биметалла. Освоение этой технологии в ООО «Битруб Интернэшнл» позволило полностью исключить образование указанных выше дефектов.

#### **Теоретические основы технологии производства крупногабаритного биметалла сваркой взрывом.**

В настоящее время накоплен большой экспериментальный и теоретический материал по вопросу формирования соединения при сварке взрывом, который обобщен в работах [2, 3]. Выдвинут ряд гипотез, объясняющих образование соединения с различных точек зрения. В зоне соударения при сварке взрывом развиваются высокие давления, идет интенсивная пластическая деформация, сопровождаемая значительным повышением температуры металлов в зоне соударения. Для сварки взрывом характерно локализация в узкой зоне пластической деформации и протекания процессов рекристаллизации и оплавления. Высокие скорость пластической деформации, давления и большой градиент температур в узкой зоне, отсутствие данных по изменению свойств в таких экстремальных условиях не позволяют однозначно оценить роль в образовании соединения того или иного параметра свойств свариваемых материалов.

Практика производства сваркой взрывом крупногабаритных листов биметалла показала, что после начала процесса прочность соедине-

ния возрастает на участке протяженностью 250...400 мм от нуля и затем стабилизируется [1]. Наличие участка стабилизации нельзя объяснить разгоном процесса детонации взрывчатого вещества и, по нашему мнению, это связано с термодинамикой процесса сварки взрывом впереди точки контакта.

При сварке взрывом крупногабаритных металлических пластин на качество сварки оказывает влияние газ, находящийся в зазоре между пластинами. После столкновения пластин, точка контакта движется вдоль свариваемых листов, образуя перед собой область ударно-сжатого газа. Для определения параметров ударно-сжатого газа в работе [4] рассмотрена задача сверхзвукового обтекания тела, которую условно разделили на две: задачи о вдвигаемом «поршне» с определением параметров газа за ударной волной, и задачи о скорости истечения газа из сварочного зазора. Совместное решение этих задач показало, что размер области ударно-сжатого газа ограничен и зависит, при одном и том же газе только от ширины листов и скорости точки контакта. При рассмотрении динамики формирования области ударно-сжатого газа, авторами [4] найдена зависимость максимальной протяженности области ударно-сжатого газа от скорости точки контакта  $l=f(V_k)$  (1) в виде:

$$l = \frac{t\rho_0 V_k b}{\rho_1 b + 2t \sqrt{\frac{2\gamma}{\gamma+1} p_1 \rho_1 \left(\frac{2}{\gamma+1}\right)^{\frac{2}{\gamma-1}}}} \quad (1)$$

Представив время как:  $t=L/V_k$  получим зависимость  $l=f(L)$

$$l = \frac{L\rho_0 b}{\rho_1 b + 2\frac{L}{V_k} \sqrt{\frac{2\gamma}{\gamma+1} p_1 \rho_1 \left(\frac{2}{\gamma+1}\right)^{\frac{2}{\gamma-1}}}}, \quad (2)$$

где  $\gamma$  – показатель адиабаты для вытекающего газа,  $\rho_1$  – плотность газа между пластинами;  $p_1$  и  $\rho_0$  – абсолютные давления в области ударно-сжатого газа и окружающей



атмосферы;  $b$  – длина линии контакта (ширина листа).

Расчеты показывают, что размеры области ударно-сжатого газа стабилизируются и существенно зависят от  $V_k$ . Отметим, что эффект падения роста области ударно-сжатого газа становится сильно заметен только для листов, длиной более 1500 мм. Таким образом, эффект стабилизации размеров области ударно-сжатого газа можно назвать масштабным эффектом.

Для сварки взрывом как любого процесса сварки давлением в твердой фазе наиболее важным является состояние свариваемых поверхностей, определяемого их очисткой и активацией. Расчёты, выполненные по методике, изложенной в работе [5] с учетом размеров области ударно-сжатого газа для сварки стали по режиму: скорость точки контакта  $V_k=2500$  м/с, сварочный зазор  $a_p=8$  мм и шероховатость  $k=80$  мкм, показали, что максимальная температура, до которой может нагреться поверхность металла при условии бесконечной длины листа шириной в 1 м не превышает  $600^\circ\text{C}$ . Следовательно, воздействие только ударно-сжатого газа на свариваемые поверхности недостаточно для их очистки и активации. В работе [2, 3] экспериментально показано отсутствие кумулятивного эффекта при сварке взрывом крупногабаритных образцов и листов промышленных размеров на принятых при промышленном производстве режимах.

В связи с этим процессы очистки и активации свариваемых поверхностей рассмотрены нами по аналогии с очисткой металлопроката плазмой [6] с точки зрения следующей гипотезы: в сварочном зазоре впереди точки контакта при сверхзвуковом (5-6 махов) обтекании ударно-сжатым газом свариваемых поверхностей на границе раздела происходит термическая ионизация газа с образованием тонких слоев низкотемпературной («холодной») плазмы [1].

Расчет степени ионизации области ударно-сжатого газа по формуле Саха (3) для однократной ионизации и Саха-Ленгмюра (4) для

степени поверхностной ионизации показывает, что ионизация самой области ударно-сжатого газа крайне мала ( $a \sim 10^{-10}$ ), ионизация воздуха в погранслое соответствует среднеионизированной плазме ( $a \sim 10^{-1}$ ).

$$\frac{a^2}{1-a^2} = 2 \frac{u_1}{u_0} \frac{1}{\rho N} \left( \frac{2\pi m_e kT}{h^2} \right)^{\frac{3}{2}} e^{-\frac{I}{kT}}, \quad (3)$$

где  $a$  – степень ионизации газа,  $u$  – статистические веса,  $I$  – потенциал ионизации,  $m_e$  – масса электрона,  $h$  – постоянная Планка,  $\rho$  – плотность,  $N$  – количество атомов, содержащихся в 1 г газа при температуре  $T$ .

$$a = \left[ \left( \sum_k \frac{F_k}{1 + \frac{1-r_+}{1-r_0} \frac{g_+}{g} \exp\left(-\frac{\varepsilon(I-\phi_k)}{kT}\right)} \right)^{-1} - 1 \right]^{-1} \quad (4)$$

где  $\frac{g_+}{g}$  – отношение статистических весов ионного и атомного состояния адсорбированного атома;  $F_k$  – набор площадок с работой выхода  $\phi_k$ ;  $\varepsilon$  – заряд иона;  $r_+$  и  $r_0$  – коэффициенты отражения для ионов и атомов соответственно.

Учитывая, что в воздухе при температурах ниже примерно  $10000^\circ\text{C}$  свободные электроны образуются преимущественно в результате ассоциативной ионизации, при которой два атома объединяются в молекулу с одновременным отрывом электрона и образованием молекулярного иона, основным процессом, требующим наименьшей энергии активации, является реакция:



В реакциях такого типа на отрыв электрона затрачивается энергия связи, которая выделяется при объединении атомов в молекулу, поэтому для них и нужна небольшая дополнительная энергия из запаса тепловой энергии. Поскольку потенциалы ионизации всех компонент воздуха гораздо больше затрат энергии при такой реакции, последняя протекает гораздо скорее, чем непосредственная ионизация атомов и молекул

ударами частиц. Расчеты показывают, что ионизация происходит быстро, даже быстрее, чем химические превращения, так что в зоне релаксации степень ионизации приходит в равновесие с химическим составом газа. Учитывая такой механизм ионизации, возможно появление поверхностной ионизации, степень которой, при применяемых режимах сварки взрывом близка к единице ( $a \sim 1$ ).

Основным процессом при взаимодействии плазмы с поверхностью твёрдого тела является разрушение приповерхностного слоя [6]. Результатом этого взаимодействия является очистка поверхностей от окислов и загрязнений и их активация. В работах [7, 8] измерением потери веса было установлено, что для обычно применяемых при промышленном производстве биметалла режимах с каждой из свариваемых поверхностей удаляется слой толщиной 5...7 мкм. Если рассмотреть площадь реальной поверхности по линии огибающей микронеровности (при абразивной зачистке  $HRz = 40$  мкм) размер поверхности увеличится в несколько раз. Количественную оценку площади реальной поверхности по линии огибающей микронеровности производили исходя из среднего шага неровностей  $S_m$  и высота неровностей профиля  $Rz$  согласно ГОСТ 2789-73. Следовательно, при потере 5...7 мкм с единицы поверхности удаляется слой не более 0,3...0,5 мкм. Эта толщина равна толщине окисных пленок присутствующих на поверхности металла, удаление которых за счет диссоциации обеспечивает очистку и активацию поверхностей.

Проведенные исследования и расчёты позволяют предложить следующий механизм образования соединения при сварке взрывом.

После достижения ударно-сжатым газом некоторых точек начинается их нагрев и образование при сверхзвуковом обтекании «холодной» плазмы, под воздействием которой происходит очистка от окислов и загрязнений и активации поверхности. Время воздействия плазмы,

исходя из размеров области ударно-сжатого газа, составляет, примерно  $10^{-6}$  с. Чистые и активные поверхности вступают в контакт в точке соударения и образуют соединение, формирование которого продолжается за точкой контакта и сопровождается интенсивной пластической деформацией.

Таким образом, для сварки взрывом характерна трёхстадийность процесса образования прочных связей между атомами соединяемых металлов, идущего в следующей последовательности: активация контактных поверхностей; образование физического контакта; объёмное взаимодействие. Качество сварки взрывом определяется в первую очередь процессами, идущими впереди точки контакта.

На основании выдвинутой гипотезы сделан важный для практики вывод: для обеспечения прочного соединения в начале процесса сварки взрывом, исключения начальных непроваров и участков пониженной прочности, необходимо к моменту начала сварки обеспечить требуемые параметры ударно-сжатого газа и образования слоя плазмы для очистки и активации свариваемых поверхностей.

#### **Технологические основы промышленного производства биметаллов сваркой взрывом**

К современному производству биметалла сваркой взрывом должны быть предъявлены, по нашему мнению, следующие требования:

- 1) высокое качество, подтверждённое сертификатом, при конкурентной цене;
- 2) круглогодичность производства; сжатые сроки выполнения работ от получения заказа до поставки;
- 3) обеспечение по требованию заказчика полного цикла производства, включая термообработку, отделку и проведение испытаний на соответствие требованиям стандартов и технических условий.

Высокое качество и круглогодичность производства обеспечиваются технологией производства. Для проведения работ в сжатые сроки

необходимо иметь оборотный капитал и налаженные контакты поставки исходных материалов металлургическими предприятиями. Полный цикл производства биметалла, включающего сварку, термообработку и испытания требует значительных капитальных затрат. Поэтому при создании производственной базы в Подмосковье пошли по пути объединения возможностей предприятий и организаций для производства биметалла сваркой взрывом, использования мощностей крупных промышленных предприятий, располагающих соответствующим оборудованием. В результате в ООО «Битруб Интернэшнл» выработана и осуществлена схема производства, предусматривающая поставку с оптовых баз исходного металлопроката, подготовку его к сварке взрывом и проведение процесса сварки взрывом, контроль качества, отбор образцов для сертификационных испытаний и маркировка в ФКП «НИИ «Геодезия», термообработку и правку в ОАО «Машиностроительный завод «ЗИО-Подольск» или ОАО «Дзержинскхиммаш». По этой схеме, начиная с 2004 года, производится биметалл различного назначения, в основном виде двухслойных листов размером 1400×5900 мм.

Многолетний опыт производства биметалла сваркой взрывом показал, что его качество определяется: правильностью выбора схемы сварки, рациональной технологией подготовки свариваемых поверхностей, зарядом взрывчатого вещества, опорой и возможностью сведения к минимуму влияния внешних факторов (температуры, осадков и т.п.). Для рационального решения этих вопросов при разработке промышленной технологии производства крупногабаритного биметалла сваркой взрывом в её основу были положены следующие положения.

При выборе схемы сварки учитываются свойства свариваемых материалов, особенности деформации узких граней и обрезки нависаний плакирующего листа, результаты исследований и рекомендации работы [7]. За основу в техно-

логии приняты методы сварки взрывом по авторскому свидетельству №317267 запатентованному в США (№3900147), Франции (№7245251), Англии (№1402276) и авторскому свидетельству № 653840, патенту РФ № 2237558. В зависимости от свойств свариваемых материалов процесс сварки осуществляется в среде защитных газов.

2. Разработка рациональной технологии подготовки свариваемых поверхностей, как наиболее трудоёмкой операции, производится на основании исследований [7] влияния шероховатости свариваемых поверхностей и поверхностных загрязнений (влаги, ржавчины, окалины, масла и др.), с учётом свойств свариваемых материалов и требований к готовому биметаллу.

3. В качестве взрывчатого вещества при сварке взрывом используются смеси гранулированной микропористой аммиачной селитры с дизельным топливом, что позволяет до минимума сократить применение промышленных ВВ, механизировать процесс приготовления смеси, обеспечить высокое качество сварки за счёт стабильности состава и плотности заряда по всей его поверхности. Скорость детонации этих ВВ зависит от толщины заряда, содержания дизельного топлива и гранулометрического состава. Толщина заряда, как правило, близка к критическому диаметру и не превышает предельный для данного ВВ, то есть лежит в диапазоне нестабильного режима детонации. Исследования особенностей детонации крупногабаритных зарядов из смеси аммонита с аммиачной селитрой и смеси аммиачной селитры с дизельным топливом [9, 10] показали, что для стабилизации процесса детонации крупногабаритных плоских зарядов необходимо размещать на их поверхности слой инертного материала, что снижает вероятность появления непроваров.

4. Обеспечивается гомогенность опоры по площади и толщине не менее 500 мм. Исследо-

Таблица 1.

Результаты сертификационных испытаний биметалла на прочность соединения плакирующего слоя с основным, проведенных в ОАО НПО ЦНИИТМАШ

Марка биметалла	Режим термообработки	Сопротивление срезу, МПа		сопротивление отрыву, МПа		Испытания на изгиб			
		норма	факт	норма	факт	Плакирующим слоем внутрь		Боковой изгиб	
						норма	факт	норма	факт
09Г2С+ 12Х18Н10Т	Нормализация 940°С+отпуск 630...650 °С	147	286, 395	196	557, 565	160°	+	80°	+
12ХМ+ 12Х18Н10Т	Нормализация 940°С+отпуск 630...650 °С	147	321, 480	196	449, 581	160°	+	80°	+
Ст.3сп3+ ВТ1-0	Нормализация 550 °С	147	150, 345	196	297, 347	80	+	80	+

вано влияние различных опор от монолитных бетонных до песчаных и комбинированных на деформацию при сварке взрывом крупногабаритных листов и заготовок [7]. Наилучшие результаты получены на опорах из металлической дробы, однако высокая стоимость стальной и чугунной дробы, большие безвозвратные потери исключают возможность её использования при производстве коммерческого биметалла. Поэтому нами используются насыпные на грунт песчаные опоры.

5. Для обеспечения круглогодичного производства биметалла в условиях Подмосковья и сведения к минимуму влияния внешних факторов технология предусматривает сборку пакетов основного и плакирующего листа в цехе, обеспечение заданного сварочного зазора, его герметизацию и сохранение при транспортировке и грузоподъемных операциях, подогрев пакета при отрицательных температурах. На площадке ведения взрывных работ проводится только установка пакета на опору и раскладка заряда.

6. Контроль качества биметалла соответствует ГОСТ 10885-85, техническим условиям или техническим требованиям. Качество биметалла оценивается по сплошности сцепления слоёв методом ультразвуковой дефектоскопии, прочность соединения на отрыв, срез и дефор-

мации. Результаты сертификационных испытаний биметалла после термической обработки в соответствии с ГОСТ 10885-85 приведены в таблице 1.

## 2. Практические результаты производства биметалла сваркой взрывом

В настоящее время производство биметалла сваркой взрывом сосредоточено в корпорации «Dynamic Materials Corporation» (США), которая владеет заводом в США (объём производства 45000 м<sup>2</sup> в год), во Франции (16000 м<sup>2</sup> в год), в Швеции (7000 м<sup>2</sup>). Несколько крупных заводов по производству биметалла сваркой взрывом имеются в Китае. Основная номенклатура: двухслойные заготовки сталь-титан, сталь – коррозионно-стойкая сталь, сталь-медь, сталь-алюминий, сталь- никелевые сплавы и т.п. Потребители биметалла: предприятия нефтехимического и энергетического машиностроения. До 50% биметалла производимого во Франции и Швеции идёт в Россию. Для обеспечения ведущих отраслей машиностроения (нефтехимического, атомного, энергетического и др.) ООО «Битруб Интернэшнл» и ФКП «НИИ «Геодезия» при участии ИСМАН и ООО «Институт биметаллических сплавов» на территории испытательного полигона ФКП «НИИ «Геодезия» в г. Красноармейске, Московской области была создана научно-производственная



Рис. 1. Готовые биметаллические листы

база по производству биметалла сваркой взрывом. Объем производства биметалла в 2005 году составил около 1000 м<sup>2</sup>, в 2008 году произведено 4000 м<sup>2</sup>. Мощность базы 3000 тонн биметаллов в год или 8-10 тысяч м<sup>2</sup>. Созданная производственная база и технология позволяют производить сваркой взрывом высококачественный коррозионно-стойкий биметалл, соответствующий требованиям ГОСТ 10885-85 и ТУ 27.32.09.010-2005, ТУ 27.81.09.009-2005. Коррозионно-стойкий биметалл с основой из стали 09Г2С, 12ХМ толщиной 10...70 мм и плакирующим слоем из сталей Тр321 ASTM (аналог 08Х18Н10Т), Тр 316TiASTMA240 (аналог 08Х17Н13М2Т), 08Х13 толщиной 2...6 мм в листах размером 1400×5900 мм, 1900×5900 мм, 2000×5000 мм были поставлены ведущим предприятиям страны ОАО «Пензхиммаш», ОАО «Гуймазыхиммаш», ОАО «Курганхиммаш», ЗАО «Дзержинскхиммашэкспорт», ОАО «Салаватнефтемаш» и др. (рис.1).

Развитие этих работ позволило разработать принципиально новую технологию сварки взрывом в среде защитных газов для производства биметалла сталь+титан [11]. В 2005-2007 году по новой технологии плакированы заго-

товки трубных решёток марки сталь 20+ВТ1-0 размерами 38(30+8)х2700х2900 мм и 48(40+8)х1800х3400 мм для ОАО «Калужский турбинный завод». Заготовки соответствуют ТУ 27.81.09.009-2005 «Заготовки двухслойные сталь + титан, полученные сваркой взрывом», одобренным Федеральной службой по экологическому, технологическому и атомному надзору (письмо № 06-07/298 от 24.03.05) и третьему уровню сплошности сцепления по NC 501 (Франция), а также требованиям ADMerkblattW8, Juli 1987, спецификация 1264 от 4.85.Сплошность соединения слоёв – 100% по нулевому классу. Прочность соединения, определённая в различных зонах листа: на срез - не ниже 150 МПа, на отрыв - выше 250 МПа. Структура зоны соединения волнистая без хрупких включений. Деформации после термообработки и правки на вальцах в холодную в пределах допуска.

Для комплексного решения вопросов, связанных с созданием технологии и освоением новых марок биметаллов для атомного, нефтехимического и судостроительного машиностроения в 2009 году создан научно-производственный комплекс в составе: ООО

«Битруб Интернэшнл», ФКП НИИ «Геодезия», ОАО ГНЦ НПО ЦНИИТМАШ, Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН (ИСМАН).

Поставлена задача: **Исключить зависимость важнейших отраслей машиностроения России от импорта биметалла за счет создания современного производства биметалла сваркой взрывом и использования мощностей испытательных полигонов оборонного комплекса.**

Для решения поставленной задачи разработана инвестиционная программа, которая включает реконструкцию производства с оснащением его современным оборудованием для подготовки поверхностей к сварке взрывом и отделке готового биметалла. Объем производства после завершения реконструкции производства составит 20000 м<sup>2</sup> биметалла в год с последующим ростом по мере расширения потребностей рынка до 30000 м<sup>2</sup> в год.

#### Библиографический список:

1. Особенности образования несплошности при производстве двухслойных крупногабаритных листов сваркой взрывом / Л. Б. Первухин, Д. В. Рихтер, О. Л. Первухина, С. Ю. Бондаренко // Сварочное производство. – 2009. – № 7. – С. 32-37.
2. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин – М.: Машиностроение-1, 2005. – 544 с.
3. Петушков, В. Г. Применение взрыва в сварочной технике / В. Г. Петушков. – Киев: Наукова думка, 2005. – 753 с.
4. Определение параметров ударно-сжатого газа в сварочном зазоре впереди точки контакта при плакировании взрывом / С. Ю. Бондаренко, Д. В. Рихтер, О. Л. Первухина, Л. Б. Первухин // Автоматическая сварка. – 2009. – № 11. – С. 46-48.
5. Исследование теплового воздействия ударно-сжатого газа на поверхность соударяющихся пластин / С. Н. Ишуткин, В. И. Кирко, В. А. Симонов // Физика горения и взрыва. – 1980, – № 6 – С. 69-73.
6. Сенокосов, Е. С. Плазменная электродуговая очистка поверхности металлических изделий / Е. С. Сенокосов, А. Е. Сенокосов // Металлург. – 2005. – № 4. – С. 44-47.
7. Конон, Ю. А. Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л. Б. Первухин, А. Д. Чудновский. – М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.
8. 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. – С. 284-288.
9. Первухин, Л. Б. К вопросу стабилизации детонации крупногабаритных зарядов низкоскоростных ВВ при сварке взрывом / Л. Б. Первухин // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: сб. науч. трудов / ВолГТУ. – Волгоград, 2000. – С. 82-87.
10. Первухин, Л. Б. Особенности взрывчатых веществ для промышленного производства биметаллов сваркой взрывом / Л. Б. Первухин, О. Л. Первухина // научно-технический сборник Взрывное дело. – № 102/59. – М.: ЗАО «МВК по взрывному делу при АГН», 2009. – С. 47-57.
11. Первухина, О. Л. Влияние состава атмосферы на образование соединения титана со сталью при сварке взрывом / О. Л. Первухина, А. А. Бердыченко, Л. Б. Первухин // Изв. ВолГТУ. Сварка взрывом и свойства сварных соединений / ВолГТУ. – Волгоград, 2006. – № 9. – С. 59-64.

УДК 621.791.76:621.7.044.2

*А. Ф. Беликова, инженер, С. Н. Буравова, д-р ф.-м. наук***ОБРАЗОВАНИЕ МИКРОВЫСТУПОВ ПЕРЕД ТОЧКОЙ КОНТАКТА ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ***Институт структурной макрокинетики РАН, gordop@ism.as.ru*

Образование микровыступов перед точкой контакта является следствием опережения ударной волной границы контактной поверхности. Выход волны на свободную поверхность сопровождается образованием бугров, размер которых составляет 20...40 мкм. Сопоставление волновой картины процесса с металлографическими шлифами позволяет высказать мнение о причинах образования полос локализованной деформации. При сварке взрывом ударное нагружение микровыступом лакирующей пластины, находящейся в сжатом, деформированном практически до критического состояния, генерирует образование полосы локализованной деформации. В общем случае, локализованные полосы сдвига при динамическом нагружении твердого тела являются следствием интерференции волн разгрузки.

**Ключевые слова:** ударная волна, деформация, локализация, адиабатические полосы сдвига, сварка взрывом.

*A. F. Belikova, S. N. Buravova***FORMATION OF MICROIRREGULARITIES IN FRONT OF THE CONTACT POINT DURING EXPLOSION WELDING***Institute of structural macrokinetics and materials science RAS, gordop@ism.as.ru*

Formation of microirregularities in front of the contact point is a result of the shock wave outstripping of the contact surface line. Emergence of a shock wave on the free surface is accompanied by formation of bumps, the size of which ranges from 20 to 40 microns. Matching the wave pattern of the process with the metallographic sections allows us to express an opinion about the reasons of localized deformation bands. During explosion welding an irregularity gives shock loading to the cladding plate, which is in the compressed, deformed almost to critical state, and generates formation of the localized deformation band. In the common case localized shear bands during dynamic loading of the solid body are the results of the unloading waves' interference.

**Keywords:** shock wave, deformation, localization, adiabatic shift strips, explosion welding

Полосы локализованной деформации возникают во многих динамических явлениях. Такие полосы являются источником разрушения материала в условиях эксплуатации, поэтому изучению природы этого явления посвящены многочисленные исследования [1...7]. Впервые адиабатические полосы сдвига наблюдали при пробивании брони, в области баллистических скоростей они формируют пробку, которая, не разрушаясь, выбивается из преграды [1]. Согласно распространенному мнению, причиной локализации деформации является термическое разупрочнение, возникающее в результате нагрева материала в процессе неустойчивого пластического деформирования. По разным оценкам, максимальная температура в полосе достигает 450...550°C [3]. Однако существующий механизм образования полос локализованного сдвига за счет термического разуплотнения не

может ответить на вопрос, почему интенсивные сдвиговые напряжения локализуются в однородном материале в очень тонких слоях.

Сопоставление полос сдвига на металлографических шлифах и волновой картины процесса проникания, позволяет сделать иной вывод, и высказать гипотезу: причиной образования полос локализованной деформации является интерференция волн разгрузки, когда напряжение в зоне растяжения не достигает откольной прочности материала. Процесс проникания снаряда в преграду [8] носит периодический характер. Контактная поверхность неоднократно подвергается динамическому воздействию. При первом импульсе нагружения фокусировка боковых волн разгрузки вызывает образование канальной откольной трещины на оси симметрии [9]. Канальная трещина относится к неодномерным откольным разрушениям.



ям [10], не изученным в настоящее время.

При последующем импульсе канальная трещина сама становится источником внутренней волны разгрузки. Интерференция боковой волны разгрузки с внутренней разгрузкой, источником которой является канальный откол, генерирует цилиндрическую откольную трещину. Вокруг канальной трещины возникает локализованная полоса деформации в форме близкой к цилиндру. При скорости удара, близкой к баллистическому пределу, интенсивность в зоне растяжения не достигает откольной прочности. Цилиндрическая микротрещина создает условия для выбивания «пробки». Природа образования адиабатической полосы сдвига оказалась откольной [11].

Известно, что толщина полос сдвига не превышает 5...20 мкм. Внутри полосы зерна равноосные и имеют размер 0,05...0,2 мкм [4, 5]. Рядом с локализованной полосой материал структурирован, причем удлиненные ферритовые зерна раздроблены, образуя сеточную структуру [4]. В ферритных сталях и сплавах образование полос сдвига сопровождается фазовым переходом, при этом время и локальная деформация оказываются достаточными для того, чтобы карбиды растворились в аустените [1].

В работе [5] установлено, что деформационные двойники располагаются рядом с полосами сдвига, это означает, что двойникование возникает до того, как произошла локализация сдвиговой деформации. Двойникование является основным механизмом пластической деформации при ударном нагружении. По-видимому, нарушение симметрии кристаллической решетки происходит во фронте ударной волны, а высокие градиенты давления во фронте затрудняют развитие процессов скольжения. Толщина фронта ударной волны, где происходит формирование двойников, определенная методом отражения света [12], оказалась равной 0,01...0,001 длины волны видимого



Рис. 1. Структура образца из титана после ударного нагружения [7]

света  $\lambda$ . Считая  $\lambda \approx 500$  нм,  $a \approx 0,5$  нм, где  $a$  – параметр кристаллической решетки металла, оказалось, что ширина фронта ударной волны равна приблизительно 10 атомным слоям кристаллической решетки. Структура материала, подверженного действию плоской ударной волны в экспериментах, исключающих растекание материала, характеризуется высокой степенью однородности распределения дефектов (близкое к хаотическому) [2]. Следует обратить внимание, двойники не являются структурными элементами, способными обеспечить ротацию, в условиях сжатия ротационные моды пластического деформирования затруднены.

На рис. 2 приведена фотография структуры зоны соединения титана и малоуглеродистой

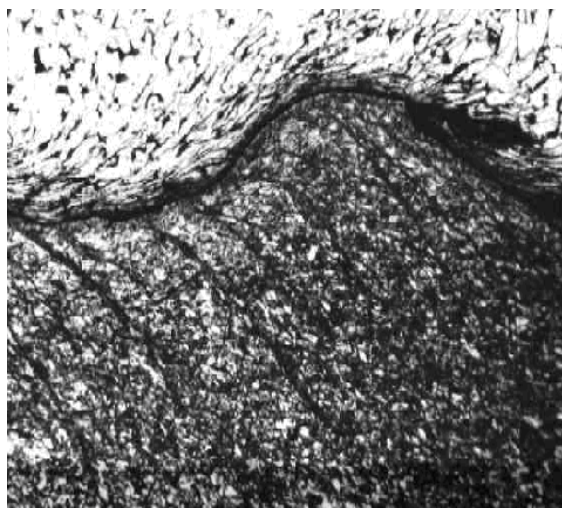


Рис. 2. Сварной шов титана со сталью [13]



стали, полученной сваркой взрывом [13]. Область пластической деформации со стороны титана пересекается локализованными полосами сдвига, ориентированными под углом  $35...45^\circ$  к границе раздела. В стальном материале такие полосы локализованного сдвига отсутствуют. Исследование микроструктуры полосы сдвига в титане обнаруживает очень мелкие равноосные зерна ( $< 0,1$  мкм) с низкой плотностью дислокаций [6]. Микротвердость в адиабатической полосе составляет  $1800...2000$  МПа. Наличие высокой степени упрочнения материала в полосах адиабатического сдвига отмечается многими исследователями [3].

Давление в зоне контакта при плакировании обычно составляет  $5...12$  ГПа, что существенно превосходит прочность материала, (предел текучести титана при комнатной температуре равен  $0,7$  ГПа, а откольная прочность –  $3,3$  ГПа [14]). Вблизи волнообразной границы раздела, материалы характеризуются мелкозернистой структурой и высокой степенью пластически деформации. В зависимости от режима сварки, деформация может достигать  $1000\%$  [15].

Как видно на рис. 2, вблизи контактной поверхности двойники не обнаруживаются, хотя интенсивность ударной волны достаточна. Это связано с особенностью структуры титана, который имеет только 4 независимых системы скольжения, в то время как согласно критерию Мизеса для равномерной деформации требуется 5 систем, поэтому пластическая деформация поликристаллического титана осложнена [14]. При низких и умеренных температурах скольжение может осуществляться по базисным плоскостям только посредством  $\alpha$  – дислокаций с вектором Бургерса  $b = \frac{a}{2} \{11\bar{2}0\}$ . Однако  $\alpha$  – системы не позволяют пластически деформировать материал по оси-С, и изменять размер зерна в этом направлении. [16]. При условии

сжатия вдоль оси-С возможен один вид пластической деформации  $\{1\bar{1}2\bar{2}\}$  – двойникование [14]. Наличие высокой температурой в зоне соединения, которая может достигать  $1050...1150$  °С [17], возникающая одновременно с образованием ударной волны, может изменить ситуацию. Известно, что при превышении температуры свыше  $350...400$  °С включается система скольжения  $\langle c+a \rangle$  за счет тепловой активации [14]. По-видимому, пересечение двойников с линиями скольжения фрагментирует материал, создавая мелкозернистую структуру вблизи контактной поверхности.

В условиях высокой степени деформации титан релаксирует путем создания локализованных полос сдвига. Критическая величина деформации, при которой возникает локализация, зависит от исходной структуры и равна  $0,22$  для мелкозернистого титана и  $0,59$  – для крупнозернистого [16]. Материал на основе железа имеет значительно большее количество плоскостей скольжения, и высокие критические величины деформации, поэтому локализации деформации в условиях сварки взрывом не наблюдается. Интересно проследить механизм, запускающий образование локализованных полос сдвига в титане, деформированном вблизи зоны контакта.

При косом соударении пластин линия границы контактной поверхности перемещается со скоростью, меньшей скорости звука. Ударная волна, возникающая в момент удара, опережает границу контакта. Представляялицевую поверхность плакирующей пластины ступенчатой, а ударное нагружение каждой ступеньки в форме цилиндрической ударной волны, (см. рис. 1 в [18]) можно показать, что траектория ударной цилиндрической волны описывается уравнением:

$$\tau = R - 2a\sqrt{R} - (1-a) + 2a^2 \ln \frac{\sqrt{R+a}}{1+a},$$

а траектория головной характеристики внут-

ренной волны разгрузки:

$$l = (R - 1) + 2a(\sqrt{R} - 1) + 2a^2 \ln \frac{\sqrt{R} + a}{1 + a}.$$

Здесь  $R$  – безразмерный радиус фронта ударной волны, отнесенный к полуширине ступеньки,  $a = \frac{n+1}{4} \frac{u_0}{c_0}$ ,  $u_0$  – массовая скорость за

фронтом ударной волны в начальный момент времени,  $n$  – показатель степени в зависимости давления от плотности. Затухание ударной волны за счет увеличения поверхности фронта подчиняется закону  $\frac{u}{u_0} = \frac{1}{\sqrt{R}}$ . Радиус области

сжатия в начальный момент равен 1. Начальный очаг возникает на границе с клинообразной полостью, образованной внутренними поверхностями сталкивающихся пластин, которые являются источниками внутренней волны разгрузки. Величина  $l$  – безразмерный радиус траектории перемещения внутренней волны разгрузки, координата возникновения которой равна 1.

Ударная волна, возникшая в момент удара, опережает границу контактной поверхности, которая при плакировании имеет скорость ниже скорости звука. Фронт волны перемещается вдоль свободной поверхности в нерегулярном режиме [18]. Это означает, что внутренняя волна разгрузки искривляет фронт и ослабляет его интенсивность. Задача взаимодействия цилиндрической ударной волны со свободной поверхностью решена в [19], где показано, что скорость перемещения фронта равна скорости звука сжатого материала, такую скорость обеспечивает критический наклон волны к свободной поверхности. Давление в ударной волне на поверхности составляет 0,32 начального давления, которое снимается второй волной разгрузки. Вторая волна разгрузки приводит в движение свободную поверхность и создает выступы перед линией контакта.

Представляет интерес оценить размер такого

выступа. Затухание ударной волны по мере ее распространения до величины динамического предела упругости Гюгонио  $P_G$  определяет расстояние от точки контакта, где может возникнуть бугор.  $L^* = \left( \frac{0,32P_0}{P_G} \right)^2$ . При  $R > L^*$  пластическое деформирование прекращается. Для титана  $P_G = 2$  ГПа [20], при начальном давлении на контактной поверхности, равным  $P_0 = 7,5$  ГПа,  $L^* = 1,44$ . Деформация поверхностного слоя под действием второй волны разгрузки

равна  $\varepsilon = \frac{h}{y} = \frac{0,32u_0}{c_0\sqrt{R}}$ , где  $h$  – высоты выступа, а  $y$  – толщина слоя, продеформированного во второй волне разгрузки,  $y$  находится из решения системы:

$$x^2 + y^2 = L^{*2}, \quad (x-1)^2 + y^2 = l(R)^2$$

Расчет показывает, что высота выступа  $h$  составляет 20...40 мкм.

Именно микровыступы в первую очередь соударяются со встречной пластиной. Импульсное взаимодействие бугра происходит, когда материал пластины находится в деформированном сжатом состоянии. Для случая титана деформация близка к критической, поэтому удар микровыступа провоцирует релаксацию напряжения путем образования полос сдвиговой деформации.

Таким образом, совместный анализ процесса динамического нагружения и металлографии образцов после ударного воздействия, позволяет понять причины возникновения локализованной деформации.

#### Библиографический список

1. Мейерс, М. А. Образование дефектов при деформировании ударной волной // Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов: пер с англ. / М. А. Мейерс, Л. Е. Мурр; под ред. М. А. Мейерса, Л. Е. Мурра. – М.: Металлургия, 1984. – С. 121-151.
2. Губарева, Н. В. Зависимость структуры меди от деформации при взрывном нагружении / Н. В. Губарева, Т. М. Соболенко, Т. С. Тесленко // ФГВ-1977. – № 4. – С. 36-40.
3. Ольсон, Г. Б. Локализация деформации при ударном

нагружении // Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов: пер с англ. / Г. Б. Ольсон, Дж. Ф. Мескол, М. Азрин; под ред. М. А. Мейерса, Л. Е. Мура. – М.: Металлургия, 1984. – С. 67-89.

4. Adiabatic Shear Bands in Impact Wear / B. Hwang, S. Lee, Y. C. Kim, N. J. Kim, D. H. Shin. // Mater. Sci. Eng: A – 2006. – V. 441, №1-2. – P. 308-320.

5. Lins, J. F. C. A micro structural investigation of adiabatic shear bands in an interstitial free steel. / J.F.C. Lins, H.R.Z. Kestenbach, H.-J. Kestenbach, D. Raabe, K. S. Vecchio // Mater. Sci. Eng: A – 2007. – V. 457. – P. 205-218.

6. Adiabatic shear band on the titanium side in the Ti/mild steel explosive cladding interface. / Y. Yang, Z. Xinming, L. Zhenghua, L. Qingyun // Acta Materialia – 1996. – V. 44, №2 – P. 561-565.

7. Бондарь, М. П. Особенности развития структуры титана при взрывном коллапсе толстостенных цилиндров / М. П. Бондарь, О. Л. Первухина, В. Ф. Нестеренко // ФГВ – 1998. – №5. – С. 122-129.

8. Буравова, С. Н. Механизм разрушения твердых тел при контактной импульсной нагрузке / С. Н. Буравова // Сборник Взрывное дело – 2009. – № 102/53 – С. 27-49.

9. Buravova, S. N. Surface damage under dynamic loading / S. N. Buravova, A. A. Goncharov, Yu. N. Kiselev // Tribol. Int. – 1996. – № 29 (5) С. 357-363.

10. Беликова, А. Ф. Неоднородные откольные разрушения / А. Ф. Беликова, С. Н. Буравова, Ю. А. Гордополов, Н. Л. Мухина, О. Л. Первухина // Известия ВолГТУ. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – 2006. – № 9(24). – С. 52-58.

11. Буравова, С. Н. Природа образования полос адиабатического сдвига / С. Н. Буравова, Ю. А. Гордополов // ДАН – 2007. – Т. 417, № 6. – С. 1-4.

12. Буравова, С. Н. Структура фронта детонационной волны в нитрометане / С. Н. Буравова // диссертация на

соискание степени кандидата физ.- мат. Наук. – 1970.

13. Конон, Ю. А. Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л. Б. Первухин, А. Д. Чудновский; под ред. Кудинова В.М. – М.: Машиностроение – 1987. – 216 с.

14. Zaretsky, E. B. Impact response of titanium from the ambient temperature to 1000 °C, / E. B. Zaretsky // J. Appl. Phys. – 2008. – 104 с.

15. Хаммершмидт, М. Микроструктура и механизм образования соединения при сварке взрывом // Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов: пер. с англ. / М. Хаммершмидт, Х. Крейе; под ред. М. А. Мейерса и Л. Е. Мура. – М.: Металлургия – 1984. – С. 447 – 456.

16. Бондарь, М. П. Зависимость структуры титана, формирующейся при высокоскоростном нагружении от его исходного состояния / М. П. Бондарь, О. Л. Первухина // ФГВ – 2000. – Т.36, № 2. – С. 110-121.

17. Бердыченко, А. А. Структурные изменения титана при образовании сварного соединения сваркой взрывом / А. А. Бердыченко // Известия ВолГТУ. Сварка взрывом и свойства сварных соединений – 2008 – №3(41). – С. 57-67.

18. Буравова, С. Н. Влияние внутренней волны разгрузки на процессы, сопутствующие сварке взрывом. / С. Н. Буравова, Ю. А. Гордополов, И. В. Денисов, О. Л. Первухина // Известия ВолГТУ. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – 2008. – №3(41). – С. 79-82.

19. Гриб, А. А. Об отражении плоской ударной волны в воде от свободной поверхности / А. А. Гриб, Л. Г. Рябинин, С. А. Христианович // ПММ. – 1956. – № 4. – С. 532-544.

20. Канель, Г. И. Ударно – волновые явления в конденсированных средах / Г. И. Канель, С. В. Разоренов, А. В. Уткин, В. Е. Фортов. – М.: Янус-К, 1996. – 397 с.

УДК 621.791

*И. С. Лось, к-т техн. наук, Д. Б. Крюков, к-т техн. наук, А. В. Хорин, инженер*

**МЕДНО-АЛЮМИНИЕВЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ,  
ПОЛУЧЕННЫЕ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ**

*Пензенский государственный университет, metal@pnzgu.ru*

В работе представлены результаты исследований свойств медно-алюминиевых композиционных слоистых и армированных материалов, полученных с применением сварки взрывом.

**Ключевые слова:** медно-алюминиевый композит, сварка взрывом

*I. S. Los, D. B. Krukov, A. V. Khorin*

**COPPER-ALUMINUM COMPOSITE MATERIALS OBTAINED  
USING EXPLOSION WELDING**

*Penza state university, metal@pnzgu.ru*

The results of investigation of properties of copper-aluminum composite laminated and reinforced materials, obtained using explosion welding, are presented in the paper.

**Keywords:** copper-aluminum composite, explosion welding

Сварка взрывом как способ соединения металлов в твердой фазе является востребованной технологией, применяемой для соединения разнородных металлов и сплавов. При сварке взрывом величина давления, развиваемого в зоне контакта, достигает десятков гигапаскалей, что обеспечивает интенсивную пластическую деформацию материала с образованием надежного соединения разнородных материалов. Кратковременный нагрев практически исключает возникновение условий для взаимной диффузии и зон оплавления по линии сварного шва. Время действия импульса давления составляет несколько микросекунд. В этой связи сварка взрывом широко применяется для соединения разнородных металлов и сплавов, которые имеют существенные различия температур плавления, температурных коэффициентов линейного расширения, склонных к образованию интерметаллических фаз.

Свариваемость меди и алюминия способами сварки плавлением ограничена их склонностью к образованию хрупких промежуточных фаз на основе интерметаллических соединений. Известно [1], что медь и алюминий образуют следующие интерметаллические соединения:  $\theta$ -

фаза ( $Al_2Cu$ ),  $\eta$ -фаза ( $AlCu$ ),  $\gamma_2$ -фаза ( $AlCu_2$ ),  $\delta$ -фаза ( $Al_2Cu_3$ ),  $\xi$ -фаза ( $Al_3Cu$ ). Они отличаются высокой твердостью и хрупкостью, поэтому существенно снижают прочность сварных соединений.

Решение задачи ресурсо- и энергосбережения в электроэнергетике и машиностроении связано с разработкой и внедрением композиционных материалов электротехнического назначения, предназначенных для производства токоведущих деталей и переходных элементов. Слоистые медно-алюминиевые композиты позволяют снизить потери электроэнергии в узлах силового оборудования по сравнению с разъемными соединениями за счет создания надежного контакта разнородных металлов.

Разработана технология изготовления тонколистовых медно-алюминиевых материалов для производства биметаллических токоведущих переходных элементов с применением сварки взрывом. Использовали листовой прокат алюминия марки АД0 и меди марки М1. Особенность данной технологии заключалась в обеспечении практически прямолинейной линии шва, при отсутствии зон оплавления, промежуточных фаз, при условии достаточной

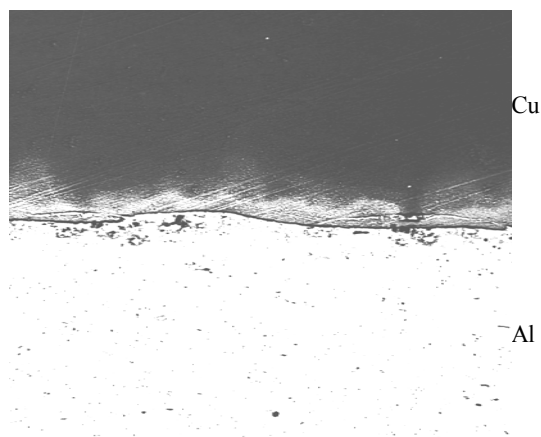


Рис. 1. Микроструктура зоны соединения биметалла медь-алюминий ( $\times 300$ )

прочности соединения. С целью исключения образования интерметаллических фаз при сварке использовали усовершенствованную схему [2]. Экспериментальным путем были определены режимы сварки, обеспечивающие сварной шов достаточной прочности и требуемой геометрии. Микроструктура сварного соединения показана на рис. 1.

Испытание на срез сварных соединений показало, что разрыв соединения происходит не по шву, а по наименее прочному материалу пары - алюминию, прочность на разрыв составила 95...23 МПа, что удовлетворяет требованиям, предъявляемым к биметаллу. Минимальные значения прочности 55...75 МПа были получены на образцах, сваренных на форсированных режимах, разрушение происходило по сварному шву.

Нагрев переходных элементов в процессе эксплуатации при прохождении через них электрического тока может вызвать образование и рост промежуточных фаз и привести к разрушению биметалла. Температура нагрева зависит от величины сопротивления переходной зоны, а, следовательно, от структурного состояния границы биметалла.

Исследована кинетика роста промежуточных фаз в переходной зоне в условиях термической обработки. Отжиг биметалла проводили в интервале температур 350...500 °С. Время

отжига изменяли в пределах 5...1200 мин. В ходе отжига проводили измерения толщины и микротвердости интерметаллических прослоек, исследовали микроструктуру и фазовый состав, образующихся в результате диффузии фаз.

Установлено, что увеличение температуры и длительности вызывает образование интерметаллических прослоек, как со стороны меди, так и со стороны алюминия. Изучение фазового состава показало, что первая прослойка соответствует фазе  $\text{CuAl}_6$ , а вторая соответствует фазе  $\text{CuAl}_2$ . Таким образом, в процессе термообработки биметалла образуется два устойчивых типа интерметаллидов. Процесс образования фаз происходит в результате диффузии и может быть описан уравнением второго закона Фика. Приблизительно рост толщины прослойки фазы можно оценить по формуле (1)

$$y^2 = Dt \quad (1)$$

где  $y$  – толщина прослойки;  $D$  – коэффициент диффузии в слое;  $t$  – время.

Коэффициент диффузии  $D$  зависит от температуры, химического состава, строения кристаллической решетки и размеров зерен [3]. Наиболее существенно влияние температуры. Температурная зависимость описывается уравнением Аррениуса

$$D = D_0 \exp(-E/RT) \quad (2)$$

где  $D_0$  – коэффициент диффузии для каждой диффузионной пары, слабо зависящий от температуры;  $E$  – энергия активации диффузии;  $R$  – универсальная газовая постоянная;  $T$  – температура.

Определены значения энергий активации образования фаз  $E$  и коэффициентов диффузии  $D$  для каждой прослойки в зависимости от температуры (таблица 1).

Экспериментально установлено, что термическая обработка с нагревом до 350 °С и выдержкой в течение 45 минут приводит к снятию наклепа в биметалле и не вызывает образования интерметаллических фаз на границе раздела.

Таблица 1

Участок структуры	Микротвердость, МПа	Температура, °С	Энергия активации $E$ , кДж/моль	Коэффициент диффузии $D$ , см <sup>2</sup> /с
Прослойка медь-алюминий	4400	350	212,24	$6,12 \cdot 10^{-19}$
		450		$1,77 \cdot 10^{-16}$
Прослойка алюминий - медь	3400	350	247,36	$1,46 \cdot 10^{-22}$
		450		$1,08 \cdot 10^{-19}$

Для получения партии опытных образцов полуфабрикаты, полученные сваркой взрывом, прокатывали со степенью деформации 10...15%, затем из листовых заготовок вырезали переходные элементы в виде шайб с наружным диаметром 20 мм и внутренним диаметром 8 мм.

С целью оценки эксплуатационных характеристик медно-алюминиевых переходников исследована величина сопротивления переходной зоны биметалла [4]. Измерения проводили образцах размером 15×15×2,45 мм после сварки, после прокатки и в процессе отжига по ранее приведенным режимам. Измерения сопротивления производили с использованием микрометра БСЗ-010-2.

Установлено, что величина переходного сопротивления образцов после прокатки по сравнению с образцами после сварки взрывом возрастает с 1,20 до 1,35 мкОм. Увеличение сопротивления объясняется дополнительным наклепом, получаемым биметаллом в ходе холодной прокатки.

Начиная с температуры 350 °С по мере увеличения времени выдержки, происходит уменьшение остаточных напряжений в биметалле. При выдержке 45 мин значение переходного электрического сопротивления имеет минимальное значение 1,12 мкОм, что объясняется снятием наклепа в зоне соединения и аннигиляцией дефектов кристаллической решетки. Увеличение времени выдержки до 20 час приводит к появлению в зоне сварного шва интер-

металлических прослоек, вследствие чего наблюдается рост сопротивления до 2,35 мкОм. С увеличением температуры и времени величина сопротивления увеличивается до 2,50...2,90 мкОм.

Выполнена сравнительная оценка свойств исследуемого биметалла и биметалла, полученного холодной сваркой. Установлено, что переходное электрического сопротивление биметалла, полученного холодной сваркой в 2,0...2,5 раза выше переходного сопротивления биметалла, полученного по предложенной технологии с использованием сварки взрывом.

Задача получения высокомодульных композиционных материалов на основе легких металлов и сплавов также нашла свое решение с использованием меди и алюминия. Была предложена технология получения композиционного материала на основе алюминиевой матрицы и армирующих медных волокон. Для соединения элементов матрицы и волокон была использована сварка взрывом. Принципиально новым в данной технологии является возможность формирования комплекса физико-механических свойств на конечной стадии технологического процесса за счет образования интерметаллидов [5].

Состав компонентов выбран таким образом, чтобы металл матрицы и металл армирующих волокон образовывали интерметаллические фазы. Армирующий металл располагали между слоями матрицы в виде отдельных фрагментов. Размеры фрагментов выбираются исходя из

условия практически полного или частичного превращения армирующего металла в интерметаллиды. Фрагменты располагали в зависимости от направления действующих на деталь нагрузок.

Особенностью сварки взрывом применительно к соединению матрицы и армирующих фрагментов является необходимость обеспечения прочности с одновременным отсутствием зон расплавления и промежуточных фаз. В этом случае полуфабрикат сохраняет высокую пластичность и способность подвергаться различным видам технологических переделов. Экспериментально определено, что для исключения непровара матрицы и армирующих фрагментов сварка должна производиться в узком диапазоне параметров скорости соударения и скорость точки контакта. При сварке на форсированных режимах образуются хрупкие промежуточные фазы, которые снижают технологические свойства композита. Получен армированный полуфабрикат с объемным содержанием волокон 1,9...2,5 %, который затем подвергался холодной прокатке со степенью деформации 25, 50, 75 и 93 %.

Кинетику образования промежуточных фаз исследовали на образцах после сварки и после прокатки, а также в процессе термической обработки. Нагрев проводился в диапазоне температур 300...450 °С и времени выдержки 5...360 мин.

Исследование микроструктуры после термической обработки показало наличие двух промежуточных фаз: со стороны алюминия – темного оттенка, со стороны меди – светлого оттенка. При этом промежуточная фаза интенсивно росла в местах наибольшей пластической деформации армирующего металла.

По сравнению со алюминиево-медными слоистыми материалами в армированном материале наблюдается более интенсивный рост промежуточной фазы. Обнаружено, что процесс начинается уже при температуре 300 °С и

выдержке 30 мин.

Проведены механические испытания образцов композиционного армированного материала. Образцы изготавливали таким образом, чтобы в рабочую зону попадало гарантированно две полосы армирующего материала, направление укладки волокон совпадало с направлением действия нагрузок. Перед испытаниями образцы подвергли термической обработке с нагревом до температуры 400 °С и выдержкой 60 минут. Выбранный режим позволил частично превратить армирующий металл в промежуточную фазу, при этом толщина сформированного на границе матрица-волокно промежуточного слоя со стороны алюминия составила 10...12 мкм, а со стороны меди 4...6 мкм. Объемная доля промежуточной фазы в композите составила 0,037 %. Микротвердость промежуточной фазы со стороны алюминия составила 6 ГПа, что соответствует составу фазы  $Al_3Cu$ , а микротвердость промежуточной фазы со стороны меди составила 9,5 ГПа, что соответствует составу фазы  $Al_2Cu_3$ .

Определены значения энергий активации образования фаз  $E$  и коэффициентов диффузии  $D$  для каждой прослойки в зависимости от температуры. Энергия активации образования фазы со стороны меди составила 99,79 кДж/моль, со стороны алюминия – 91,28 кДж/моль.

Испытанием на прочность установлено, что на образцах композиционного материала системы алюминий-медь временное сопротивление составило от 315 до 330 МПа, что в 1,7 раза больше временного сопротивления исходного материала при одинаковом относительном удлинении.

Полученные в ходе исследований результаты свидетельствуют о следующем механизме формирования механических свойств композиционного армированного материала в процессе термического воздействия. При нагреве в контактирующих зонах алюминия и меди образуется промежуточный слой, толщина которого

зависит от температуры и времени длительности процесса. С наружной и внутренней стороны он окружен пластичным и вязким металлом. Это обеспечивает с одной стороны высокую пластичность материала, что подтверждается результатами исследований, а с другой значительное повышение прочности, которое связано с наличием промежуточной фазы трубчатой формы. Таким образом, появляется возможность регулирования в широких пределах пластичности и прочности композиционного армированного материала за счет увеличения или уменьшения объемной доли интерметаллической фазы в структуре.

На данное технологическое решение подана заявка на изобретение «Способ получения композиционного материала». Работа выполнялась в рамках ОКР «Разработка материалов и технологии их получения для контейнерных БНК» шифр «БНК Контейнер ПГУ».

Таким образом, можно говорить о том, что использование сварки взрывом позволяет формировать соединения из различных материалов и получать материалы широкого функциональ-

ного назначения. Свойства полученных материалов во многом зависят от правильного выбора параметров сварки. Образование интерметаллической структуры в композиционном материале может носить положительный или отрицательный характер на требуемые свойства композита.

#### Библиографический список

1. Трыков, Ю.П. Слоистые композит на основе алюминия и его свойства / Ю. П. Трыков, Л.М.Гуревич, В. Г. Шморгун. – М.: Metallurgizdat, 2004. – 230 с.
2. Патент N 2185942 (РФ). Способ получения неразъемных соединений сваркой взрывом / Э.С. Атрощенко, А. Е. Розен, И. А. Казанцев, И. С. Лось, С. Г. Усатый, Д. Б. Крюков, О. А. Беляев. Заявка N 2001103660 от 07.02.2001 (Патентообладатель Пензенский государственный университет).
3. Лариков, Л. Н. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке / Л. Н. Лариков, В. Р. Рябов, В. М. Фальченко– М.: Машиностроение, 1975. – 189 с.
4. Технология изготовления и изучение свойств тонколистовых медно-алюминиевых композиционных материалов, полученных сваркой взрывом / Э. С. Атрощенко, И. С. Лось, Д. Б. Крюков, М. К. Смирнов // Межвузовский сборник научных трудов «Сварка взрывом и свойства сварных соединений», Волгоград, 2002.
5. Multilayer Clad Metals by Explosive Welding /A. E. Rosen, L. B. Pervukhin, I.S. Los, D. B. Kryukov // Shock-Assisted Synthesis and Modification of Materials /Edited by A. A. Deribas and Yu. B. Scheck. - Moscow: TOURS PRESS Ltd., 2006.– P.73.



УДК 621.7.044.2: 620.197

*И. С. Лось, к-т техн. наук, А. Е. Розен, д-р техн. наук, Ю. П. Перельгин, д-р техн. наук,  
Л. Б. Первухин\*, д-р техн. наук, С. Г. Усатый, к-т техн. наук, А. В. Хорин, инженер*

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МНОГОСЛОЙНОГО КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

*Пензенский государственный университет, metal@pnzgu.ru  
\*ООО «Битруб Интернэшнл», bitrub@mail.ru*

По технологии сварки взрывом получен многослойный металлический материал, имеющий высокую коррозионную стойкость против питтинговой коррозии. Исследована микроструктура, коррозионное поведение и технологические свойства. Опубликовано международная заявка.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, многослойный материал, коррозионная стойкость, питтинговая коррозия, испытание на изгиб, изобретение

*I. S. Los, A. E. Rozen, U. P. Perelygin\*, L. B. Pervukhin, S. G. Usatii, A. V. Khorin*

## RESEARCH OF STRUCTURE AND PROPERTIES MULTILAYER CORROSION RESISTANCE MATERIAL RECEIVED BY EXPLOSION WELDING

*Penza state university, metal@pnzgu.ru  
\* Bitrub international» ltd., bitrub@mail.ru*

Multilayer metal material was prepared by explosive welding. Multilayer metal material has high pitting corrosion resistance. A microstructure, corrosion resistance and technological properties were studied. International application was published.

**Keywords:** explosion welding, multilayer material, corrosion resistance, pitting corrosion, bending test, invention

Целью работы является исследование структуры, коррозионного поведения и технологических свойств многослойного металлического материала, полученного по технологии сварки взрывом.

Задача создания многослойных металлических материалов повышенной коррозионной стойкости связана с проблемой разработки и внедрения эффективных технологий утилизации опасных химических отходов методом сверхкритического водного окисления. Скорость питтинговой коррозии в этом случае может достигать 15 мм/год.

Существующие способы коррозионной защиты не могут в полной мере обеспечить надежное и долговременное функционирование технологического оборудования, предназначенного для работы в средах высокой агрессивности. В большей степени это относится к локальным видам коррозии, когда поражению подвергаются малые объемы металлоконструкции, но возникает потребность остано

в монта оборудования.

Взамен монометаллов и биметаллов предложен многослойный металлический материал. Выбор состава и числа слоев основан на анализе условий эксплуатации (температуры, давления) и состава среды. Обязательным условием является учет соотношения значений электрохимических потенциалов материалов в указанной среде. Принципиально новым является расположение протектора, который находится внутри и заключен между слоями более стойкого в коррозионном отношении сплава. Авторами это техническое решение названо «протекторная питтинг-защита». В разработанном многослойном материале чередуются слои углеродистой и высоколегированной стали.

Принцип «протекторной питтинг-защиты» может быть сформулирован следующим образом. Материал, контактирующий с агрессивной средой, образует первый слой и имеет достаточно высокую стойкость к общей коррозии. В процессе эксплуатации в нем возникает пит-

тинговое поражение, которое проникает на всю толщину. Из-за разницы электрохимических потенциалов во втором слое развивается общая коррозия. Второй слой служит протектором по отношению к первому и третьему слоям. Третий слой по составу аналогичен первому. Скорость сквозного разрушения замедляется [1]. Указанный способ нашел реализацию в международной заявке РФТ/RU2008/000620, опубликованной под номером WO2010/036139 A1.

Способ изготовления многослойного материала должен обеспечивать прочное соединение слоев и максимально исключать диффузионное взаимодействие и образование промежуточных зон перемешивания. Указанные условия возможно осуществить при использовании сварки взрывом.

Для получения многослойных материалов могут быть использованы следующие технологические схемы [2]:

- последовательная наварка слоев сваркой взрывом;
- одновременная сварка слоев одним зарядом или двумя симметричными зарядами взрывчатого вещества (ВВ);
- комбинированный способ, который сочетает сварку взрывом и горячую прокатку в различных сочетаниях.

В [3] показано, что сварка взрывом многослойных пакетов с использованием одного заряда ВВ требует точной дозировки энергозатрат на всех межслойных границах. Значения скорости и угла соударения последовательно уменьшаются от первой межслойной границы к последующим. Максимальные значения параметров соударения ограничены возможностью нарушения целостности верхнего из метаемых элементов. Минимальные значения должны обеспечивать получение соединения слоев достаточной прочности.

Многослойный материал получен по технологии сварки взрывом с одновременной сваркой слоев одним зарядом. Параметры соударе-

ния рассчитывались исходя из условия соударения пластины толщиной, равной суммарной толщине метаемых элементов, результаты расчетов сравнивали полученными экспериментальными данными.

В качестве материала с высокой коррозионной стойкостью использованы стали марок 12X18H10T и 10X17H13M3T аустенитного класса в виде листового проката толщиной 2 мм. Эти стали отличаются высокими механическими и технологическими свойствами, имеют высокую коррозионную стойкость в различных средах и широко применяются для производства биметалла. В качестве протектора использованы сталь 10 в виде листового проката толщиной от 2 до 4 мм. Малоуглеродистые стали имеют высокую пластичность, что позволяет обеспечивать хорошее качество сварки. Для сварки листов использована параллельная схема. Взрывчатым веществом являлась смесь аммонита 6ЖВ и аммиачной селитры. Получены плоские заготовки размером 800×1000 мм следующих сочетаний 12X18H10T - сталь 10 - 12X18H10T и 10X17H13M3T+сталь10+10X17H13M3T+ 09Г2С.

Из трехслойных заготовок были вырезаны образцы, исследована макро- и микроструктура сварных соединений. Из рис. 1 видно, что обе границы контактируемых поверхностей в продольном направлении имеют хорошо выраженный волновой характер, что является характерным для сварки взрывом. В завихрениях волн присутствуют зоны оплавления. При такой

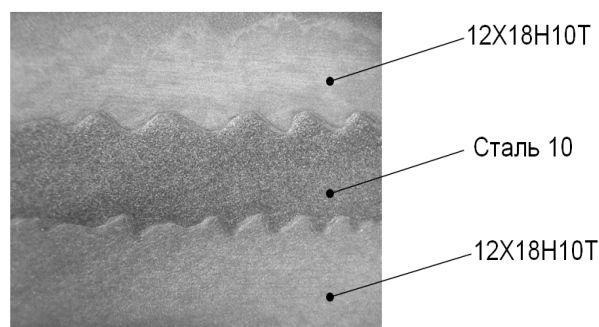


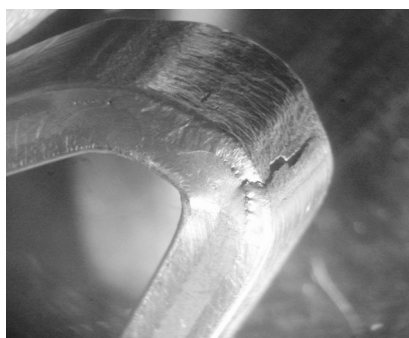
Рис. 1. Макроструктура трехслойного материала 12X18H10T - сталь 10 - 12X18H10T

Таблица 1

Параметры границ слоев, мкм		Параметры волновых линий границ	
		12X18H10T+10+ 12X18H10T	10X17H13M3T+10 +10X17H13M3T+ 09Г2С
1-2	$2A$	300...350	230...250
	$\lambda$	900...1050	750...820
2-3	$2A$	320...380	100...140
	$\lambda$	700...850	320...350
3-4	$2A$		300...350
	$\lambda$		900...1020

Рис.2 Образец трехслойного материала, угол  $120^\circ \pm 3^\circ$ 

а)



б)

Рис. 3. Образцы сварных соединений после испытания на изгиб

структуре достигается прочность соединения слов близкая к максимальному значению [4].

Определены параметры длины волны  $\lambda$  и удвоенной амплитуды  $2A$  на границах слоев,

которые приведены в таблице 1.

В соответствии с требованиями ГОСТ 14019-80 проводили испытание трехслойного материала на статический изгиб. Для образцов общей толщиной 5,9...6,0 мм изгиб до угла  $120^\circ \pm 3^\circ$  не вызвал трещин и расслоений (рис. 2).

Выполнены стыковые сварные соединения исследуемых материалов ручной дуговой сваркой и сваркой в аргоне неплавящимся электродом. Выбор технологии основывался на обеспечении состава сварного шва, который по содержанию хрома и никеля не уступал наружным слоям многослойного материала. Использовали электрод ЭА-395/9 на параметрах  $I=50...70$  А,  $U=18...20$  В для корневого шва,  $I=70...90$  А,  $U=20...22$  В для заполняющих швов.

Сварку в аргоне выполняли неплавящимся электродом ЭВЛ с присадочным прутком OKAutrod 16.51, который имеет химический состав: С менее 0,03%; Si 0,8%; Mn 1,7%; Cr 24,0%; Ni 13,5%. Диаметр электрода 3 мм, диаметр прутка 1,6 мм. Вылет электрода 4...6 мм. Корневой слой выполняли на параметрах  $I=70...90$  А,  $U=14...16$  В заполняющие слои –  $I=90...110$  А,  $U=16...18$  В.

Из полученных соединений также были изготовлены образцы на испытания на статический изгиб. Испытания проводили ГОСТ 6996-66 и ГОСТ Р 52630-2006. Результаты показали, что изгиб на 45, 90 и  $120^\circ$  не вызвал трещин и расслоений (рис. 3, а). Возникновение трещины

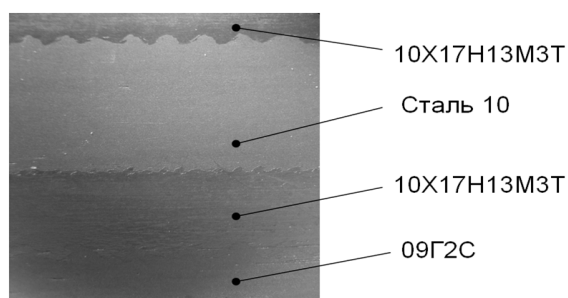


Рис. 4. Макроструктура четырехслойного материала 10X17H13M3T+10+10X17H13M3T+09Г2С

зафиксировано при величине угла  $145^\circ \pm 2^\circ$ . Трещины образовывались в наружном слое коррозионно-стойкой стали вблизи границ сварного шва (рис. 3, б). В соответствии с ГОСТ Р 52630-2006 минимальный угол изгиба при толщине металла менее 20 мм должен быть не менее  $100^\circ$ , что значительно меньше полученных при испытаниях результатов.

Получен также четырехслойный материал 10X17H13M3T+сталь10+10X17H13M3T+09Г2, в котором толстолистовой прокат из стали 09Г2С толщиной 22 мм создавал основной слой, несущий механическую нагрузку, а трехслойный компонент обеспечивал коррозионную стойкость. Исследование макро- и микро-структуры показало наличие сплошности многослойного материала. Границы контактируемых поверхностей имеют волновой характер, однако параметры волн границ существенно отличаются (рис. 4).

Границы 1-2-го и 3-4-го слоев имеют развитую поверхность, в завихрениях волн присутствуют зоны оплавления. Граница 2-3 –го слоев характеризуется меньшими значениями пара-

метров. Наличие развитой границы дает основания полагать, что материал характеризуется достаточно высокой прочностью соединения слоев.

### Выводы

1. Предложен многослойный материал, в котором протекторный слой находится между слоями из коррозионно-стойкой стали. Получена международная заявка на патент WO2010/036139 A1.

2. По технологии сварки взрывом выполнены образцы трехслойных и четырехслойных материалов.

3. Исследование макро- и микро-структуры образцов многослойных материалов показало высокое качество сварки взрывом.

4. Разработаны технологии ручной дуговой сварки и сварки в аргоне неплавящимся электродом. Испытание на статический изгиб дали удовлетворительные результаты.

### Библиографический список

1. Перельгин, Ю.П. Многофункциональные многослойные металлические материалы. /Ю.П.Перельгин // Умеждународная научн.-практ. конф. «Сверхкритические флюиды: фундаментальные основы технологии, инновации». –Суздаль, 2009. – С. 87.
2. Производство слоистых композиционных материалов / А.Г. Кобелев [и др.]. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 496 с.
3. Оголихин, В.М. Сварка взрывом металлических слоистых композиционных материалов с пакетным расположением свариваемых заготовок/В. М. Оголихин, И.В.Яковлев // Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. Волгоград Вып.3 №3(41) 2008.– С. 68-72.
4. Кудинов, В.М. / Сварка взрывом в металлургии/ В. М. Кудинов, А.Я. Коротеев - М.: Металлургия, 1978. - 168 с.

УДК 621.791.76: 621.7.044.2

*И. А. Счастливая, инженер, Р. Р. Мулюков\*, д-р техн. наук,  
В. И. Лысак\*\*, д-р техн. наук, С. В. Кузьмин\*\*, д-р техн. наук, Т. Н. Иголкина, инженер*

## **ПРИМЕНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ СОЗДАНИЯ СОЕДИНЕНИЙ И СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ**

*ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», mail@crism.ru*

*\*ИПСМ РАН, imsp@anrb.ru*

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

В работе представлены результаты исследований свойств соединений и слоистых композитов на основе титановых сплавов с наноструктурированными прослойками, полученных методами сварки взрывом и диффузионной сварки.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, диффузионная сварка, композиционный материал

*I. A. Schastlivaya, R. R. Mulukov\*, V. I. Lysak\*\*, S. V. Kuz'min\*\*, T. N. Igolkina*

## **APPLICATION OF NANOSTRUCTURED MATERIALS FOR CREATION OF CONNECTIONS AND LAYER COMPOSITES ON THE BASIS OF TITANIUM ALLOYS**

*FSUE CRI SM «Prometey», mail@crism.ru*

*\*Institute for metals superplasticity problems RAS, imsp@anrb.ru*

*\*\*Volgograd state technical university, weld@vstu.ru*

The results of investigation of properties of compounds and layered composites based on titanium alloys with nanostructured layers, obtained by explosion welding and diffusion welding, are presented in the paper.

**Keywords:** explosion welding, diffusion welding, composite material

### **Введение**

Анализ состояния технологических процессов в различных отраслях промышленности показывает, что во многих из них требуется применение конструкционных и функциональных композиционных биметаллических и многослойных материалов, сочетающих в себе высокие антикоррозионные, механические и эксплуатационные свойства каждого компонента.

Центральной проблемой на пути создания подобных композитов является разработка таких технологий соединения разнородных металлов и сплавов, которые не приводят к изменению структуры и фазового состава соединяемых материалов нигде, кроме как в узкой зоне сцепления. Это означает, что исключаются любые технологии, вызывающие расплав и/или существенный нагрев соединяемых материалов. То же относится и к макроскопической деформации соединяемых заготовок. Она должна практически отсутствовать, а если и

протекать, то в той же узко локализованной зоне сцепления. Имеющийся опыт показывает, что этим условиям можно удовлетворять, если производить соединение материалов либо в динамическом режиме при скоростях нагружения, достигающих сотен метров в секунду, либо в статическом режиме при весьма малых нагрузках и умеренных температурах нагрева.

Сварка взрывом [1 ... 5] и диффузионная сварка [6, 7] в силу присущих им особенностей являются наиболее эффективными путями создания высококачественных композиционных материалов различных типов и назначения.

При сварке взрывом образование соединения происходит в результате деформационного воздействия на соединяемые материалы, обеспечивающего образование физического контакта и схватывание металла. Процесс характеризуется высокой скоростью соударения свариваемых заготовок при чрезвычайно малой длительности их взаимодействия, что позволяет

получать качественные соединения (двух- и многослойные листы, плиты, трубы, переходники и т.п.) практически неограниченного круга металлов и сплавов. Зачастую при создании свариваемых взрывом слоистых металлических композиционных материалов между основными слоями размещают тонкие промежуточные (одну или несколько) прослойки, которые либо выполняют роль «буфера пластичности», облегчающего свариваемость основных материалов (высокопрочные алюминиевые сплавы + титан, сталь и др.), либо служат диффузионными барьерами, препятствующими развитию нежелательных химических реакций между составляющими композиции при повышенных температурах (например, титан + сталь, титан + цирконий, магний + алюминий и др.). В ряде случаев применяют комбинированные промежуточные прослойки, выполняющие обе перечисленные функции. При этом, как правило, прочность материала промежуточных прослоек значительно ниже, чем основных, что заведомо снижает эксплуатационные свойства композитных деталей и узлов и ограничивает их область применения. Использование для этих целей наноструктурированных материалов, обладающих повышенными прочностными и пластическими свойствами, позволит отчасти решить эту проблему. Разумное применение накопленного к настоящему времени обширного теоретического и экспериментального материала при разработке технологий сварки взрывом позволяет не только получать равнопрочные соединения разнородных металлов и сплавов, но и целенаправленно управлять деформационно-энергетическими, температурно-временными условиями этого процесса и, в конечном итоге, структурой и свойствами получаемого композита.

Диффузионную сварку (сварку давлением) осуществляют при температуре ниже температуры плавления свариваемых металлов с приложением давления, необходимого для пласти-

ческой деформации приконтактных слоев соединяемых металлов. При сварке давлением, подбирая режим обработки, можно управлять процессом формирования соединения, придавая ему требуемые свойства (прочность, коррозионную стойкость и др.). Новизна данной работы заключается в том, что для получения равнопрочных неразъемных соединений высокопрочных и разнородных материалов в твердом состоянии с применением диффузионной сварки при относительно низких температурах (700...800°C) между соединяемыми поверхностями также используется наноструктурированная прослойка.

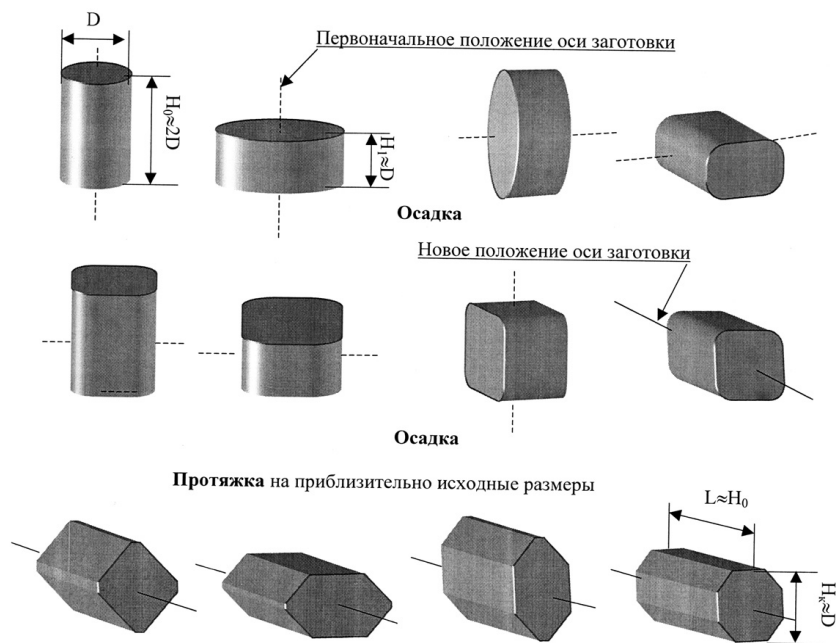
В данном случае используется эффект повышенной диффузионной проницаемости и низкотемпературной сверхпластичности материала наноструктурированной прослойки. При осуществлении диффузионной сварки это обеспечивает снижение температуры формирования твердофазного соединения и способствует переходу поверхности в необходимое для диффузионной сварки ювенильное состояние. В целом, формирование наноструктурированного состояния в материале позволяет существенно улучшить его свариваемость и повысить качество сварного соединения.

#### **Материалы и методики исследований**

##### *Наноструктурированные прослойки*

Для изготовления наноструктурированных фольг в настоящей работе использовали кованные и механически обработанные прутки из титановых сплавов марок ВТ6 Ø 40 мм, ВТ22 Ø 70 мм, меди марки М1 Ø30×2500 мм по ГОСТ 1535-91, никеля марки НП2 Ø40 мм по ГОСТ 13083-77, ниобия марки НБ-1П Ø30 мм. Химический состав титановых сплавов соответствовал ГОСТ 19807-91. Макроструктура исходных прутков всех исследуемых титановых сплавов соответствовала 4 ... 5 баллам, а микроструктура – 5 баллу по шкале ВИАМ.

Для создания в материале наноструктуриро-



ванного состояния, отрезанные из прутка заготовки, подвергали многократной всесторонней изотермической ковке в определенном для каждого сплава интервале температур (рис. 1). Деформирование проводили на гидравлическом прессе ПА-2642, развивающим усилие до 16 МН и оснащеном нагреваемыми плоскими бойками. Скорость деформации при ковке находилась в интервале  $5 \times 10^{-3} \dots 5 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ . Отдельный этап (цикл) всестороннейковки включал комбинированную последовательность операций осадки и протяжки со сменой оси деформирования с приданием заготовке на последнем переходе этапа приблизительно первоначальной формы и размеров. Многократное повторение цикловковки обеспечивало достижение в объеме заготовки равномерной и большой по величине пластической деформации.

На заключительном этапе деформационной обработки ковальной заготовке придавалась форма плиты, необходимая для осуществления последующей плоской прокатки.

Для получения тонколистовой наноструктурированной прослойки выполняли прокатку ковального материала на двухвалковом стане с

диаметром валков 300 мм. Использовали метод пакетной прокатки двух и более заготовок, помещенных в контейнер-оболочку из низкоуглеродистой стали. Нагрев заготовки под прокатку осуществляли в регламентированном интервале температур, в котором сохраняется наноструктура материала.

#### *Образцы соединений композиционных материалов*

Метод диффузионной сварки давлением обеспечивает возможность получения равнопрочных многослойных неразъемных соединений высокопрочных и разнородных материалов в твердом состоянии при относительно низких температурах ( $700 \dots 800^\circ\text{C}$ ) за счет использования между соединяемыми поверхностями промежуточных наноструктурированных слоев. Основные характеристики метода диффузионной сварки изготовления макетных образцов неразъемных соединений:

размер структурных составляющих наноструктурированной прослойки менее 0,5 мкм;

предварительный наклеп соединяемых поверхностей заготовок со степенью деформации, обеспечивающей в наклепанном приповерхностном объеме заготовок первичную статиче-

скую рекристаллизацию;

термическая выдержка при температуре 650...750°C.

При изготовлении макетных образцов методом сварки взрывом величину деформирующего импульса  $I_d$ , характеризующего энерговложения, затрачиваемые на пластическую деформацию металла околошовной зоны (ОШЗ) [5] подбирали на уровне, близком к нижней границе свариваемости металлов, что обеспечивало, с одной стороны, гарантированно равнопрочное соединение слоев композита, с другой, – минимальное развитие в шве и ОШЗ различного вида микронеоднородностей с сохранением исходных промежуточных слоев.

Для изготовления образцов соединений и композиционных материалов использовали прослойки в наноструктурированном состоянии. Типы полученных образцов и прослоек приведены в таблице 1.

изображения, оснащенный программой «ImageExpertProfessional 3.0».

Изготовление шлифов проводили с использованием комплексной лаборатории пробоподготовки фирмы АТМ в ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей».

Анализ микроструктуры и фазового состава зон сцепления производился на просвечивающем электронном микроскопе Technai S-Twin G2 30 и растровом двулучевом электронно-ионном микроскопе Quanta 200 3D FEG по методике анализа микроструктуры и фазового состава нанокристаллических зон сцепления разнородных металлов и сплавов методами электронной микроскопии.

Микроструктурными исследованиями определяли фазовые идентификации в зоне сцепления, распределение частиц идентифицированной фазы по размерам; строились гистограммы распределения фрагментов по размерам, рас-

Таблица 1

Типы образцов соединений, полученных методами сварки взрывом и диффузионной сварки

Тип образца		Габариты, мм
Метод получения – сварка взрывом		
1	12X18H10T+нанопрослойки Cu+Nb +BT1-0	250×500× (10+0,3+0,3+5)
2	АМг5+нанопрослойка АД1+BT1-0	250×500× (10+0,3+5)
Метод получения – диффузионная сварка		
3	BT6+BT6+нанопрослойка BT6	Ø40× (50+50+0,6)
4	BT22+ПТ-3В +нанопрослойка BT22	200×250× (10+5+0,6)
5	12X18H10T+ПТ-3В +нанопрослойкаNi	200×300× (10+5+0,6)

*Методики структурных исследований наноструктурированных прослоек и макетных образцов соединений*

Оптические металлографические исследования проводились с использованием светового инвертированного металлографического микроскопа Axiovert 40 MAT, оснащенного цифровой видеокамерой и системой ввода изображений. Оценку процентного содержания и размеров структурных составляющих проводили методами количественной металлографии. Для цифровой оценки использовали анализатор

пределение границ фрагментов по величине угла разориентации; оценивались средние значения размеров частиц, фрагментов, и доли большеугловых границ.

По полученным результатам микроструктурных исследований оценивалось качество зоны сцепления получаемых макетных образцов неразъемных соединений.

**Результаты экспериментов и их обсуждение**

Прослойки (фольги), используемые при изготовлении образцов, аттестовались как нано-



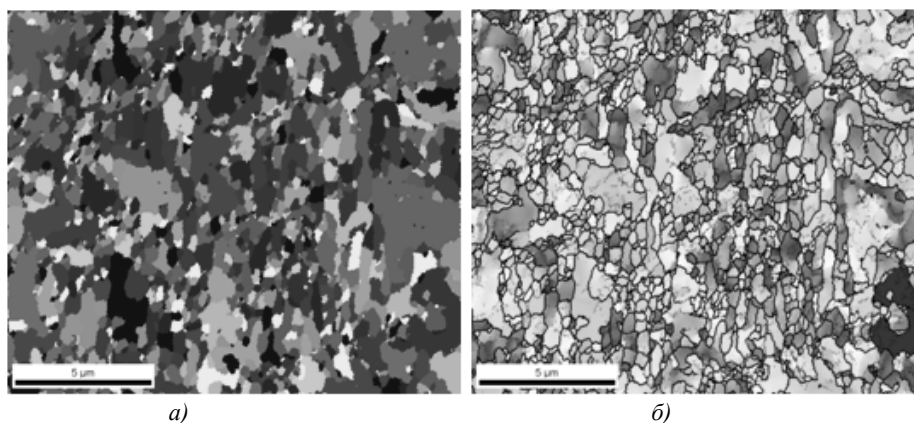


Рис. 2. Карты зерен (а) и карта распределения ориентировок (б) прослойки из технической чистой меди

Таблица 2

Результаты микроструктурных исследований наноструктурированных прослоек

Материал	Средний размер структурного элемента, $\langle d \rangle$ , нм	Количество большеугловых разориентировок $\Psi_{\text{Буг}}$ , %	Доля площади, занятой фрагментами субмикронного размера, %
Nb	490	75	63
Ni	480	80	75
Al	260	70	65
Cu	320	70	62
BT6	390	63	70
BT22	450	65	55

структурированные, если усредненные более чем по 3 сканам значения размера структурного элемента были не более 500 нм, и количество большеугловых разориентировок было не менее 50%. Результаты микроструктурных исследований, выполненных методом дифракции обратно отраженных электронов на растровом двухлучевом электронно-ионном микроскопе Quanta 200 3D FEG, приведены в табл. 2.

На рис. 2 приведены изображения структуры прослойки из технической чистой меди, полученные путем автоматизированного анализа дифракции обратно отраженных электронов (EBSD). На рис. 2, а представлена карта зерен для  $\theta=2^\circ$ , а на рис. 2, б – карта ориентировок с нанесенными малоугловыми (тонкие черные линии и жирные синие линии) и большеугловыми границами (жирные черные линии). Карта ориентировок (рис. 2, б) цветкодирована в соответствии с представленным на том же рисунке стандартным стереографическими тре-

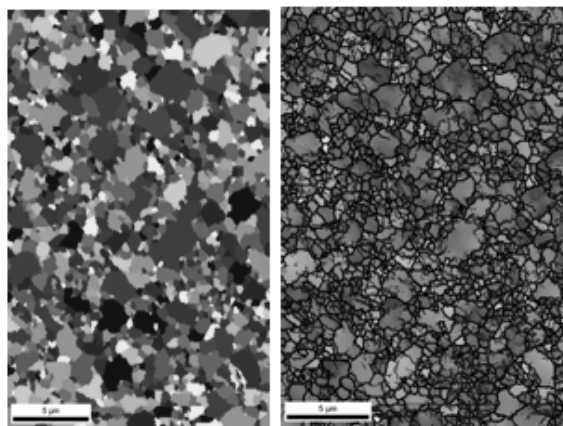
угольником.

На рис. 3 приведены изображения структуры прослойки из титанового сплава марки BT6.

Структура прослоек однородная и состоит из субмикронных фрагментов, площадь которых составляет не менее 50%, и соответствует фрагментации зерна не более 500 нм. Площадь, занятая фрагментами размером  $\leq 500$  нм превышает 60% исследованных структур. Границы между фрагментами структуры в прослойках большей частью являются большеугловыми, что также свидетельствует о наличии в них фрагментированных состояний.

*Микроструктурный анализ макетных образцов соединений, полученных с использованием наноструктурированных прослоек*

Структура соединений, полученных сваркой взрывом, выявлена химическим и электрохимическим травлением по методике, разработанной ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей». Дефектов в зонах сцепления сварных соединений в



а) б)  
Рис. 3. Карты зерен (а) и карта распределения ориентировок (б) прослойки из сплава ВТ6

виде несплошностей не обнаружено.

*Макетный образец ВТ1-0 + нанопрослойка Nb + нанопрослойка Cu + 12X18H10T, полученный сваркой взрывом*

Структура биметаллического соединения стали марки 12X18H10T и титана марки ВТ1-0 с прослойками из наноструктурированных фольг Nb и Cu, полученного сваркой взрывом представлена на рис. 4. Наблюдается волнообразный характер соединения, типичный для биметаллов, получаемых взрывом. Видны различия в характере и параметрах волн на разных границах соединения.

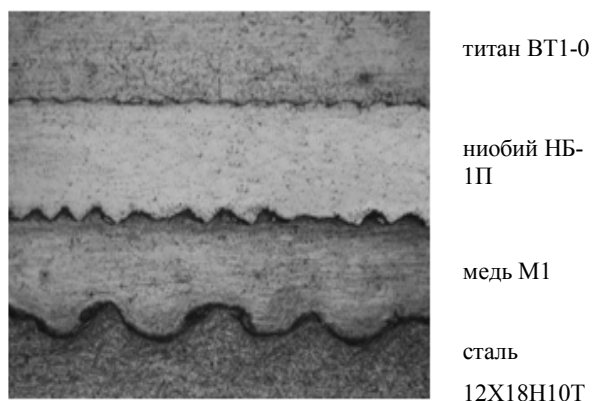


Рис. 4. Микроструктура композиционного материала ВТ1-0 + прослойки Nb + Cu + 12X18H10T

*Макетный образец ВТ1-0 + нанопрослойка АД1 + АМг6, полученный сваркой взрывом*

Структура биметаллического соединения с наноструктурированной прослойкой ВТ1-0 + АД1 + АМг6, полученного сваркой взрывом,

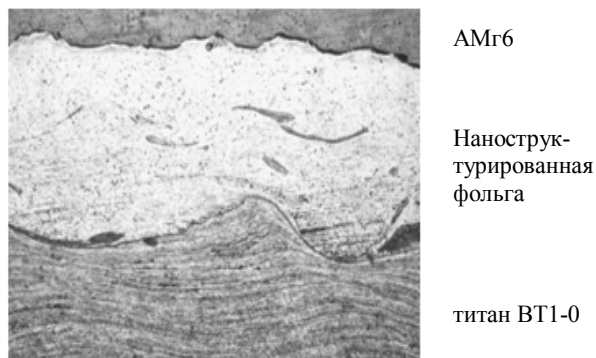


Рис. 5. Микроструктура композиционного материала ВТ1-0 + АД1 (нанопрослойка) + АМг6

представлена на рис. 5.

Слой АД1 содержит дефекты в виде скопленных шлаковых включений. Граница АД1 + АМг6 – волнообразная, высота волн ~25 мкм, длина волн ~ 6 мкм.

В структуре АМг6 в области, прилегающей к границе наблюдаются полосовые структуры, повторяющие рисунок волн.

*Макетный образец ВТ6 + нанопрослойка ВТ6 + ВТ6, полученный методом диффузионной сварки*

Структуры соединения ВТ6 + ВТ6 с прослойкой из наноструктурированной титановой фольги ВТ6, полученного диффузионной сваркой, представлена на рис. 6,7.

*Макетный образец ВТ22 + нанопрослойка ВТ22 + ПТ-3В, полученный методом диффузионной сварки*

Микроструктура зон сцепления в соединении титановых сплавов марок ВТ22 и ПТ-3В через нанопрослойку ВТ22, полученном диффузионной сваркой представлена на рис. 8, 9.

В зоне соединения структуры основного металла ВТ22 и фольги ВТ22 схожи и представляет собой мелкодисперсную двухфазную структуру. Структура основного металла ПТ-3В (псевдо  $\alpha$  – сплав) с незначительными выделениями  $\beta$  фазы по границам зерен.

*Макетный образец 12X18H10T + нанопрослойка Ni + ПТ-3В, полученный методом диффузионной сварки.*

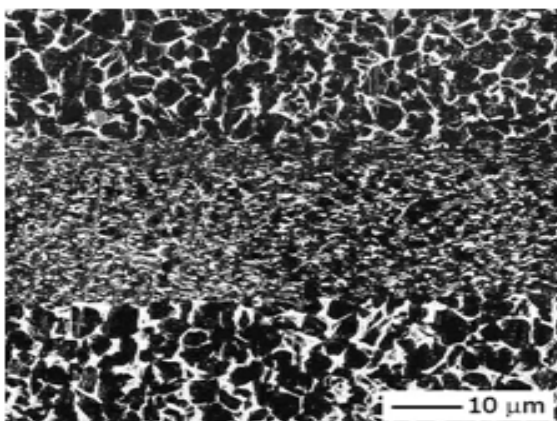


Рис. 6. Микроструктура соединения VT6 + VT6

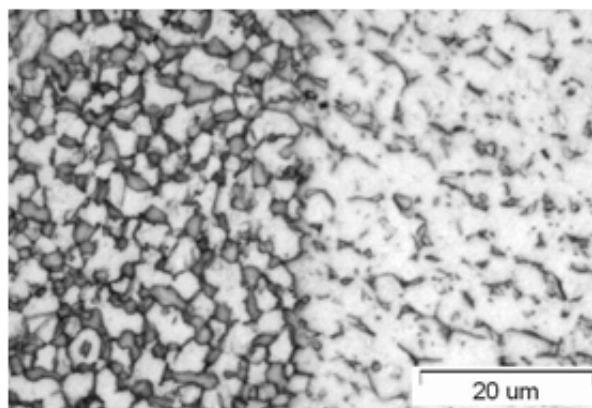


Рис. 8. Соединение VT22-нанопрослойка-VT22

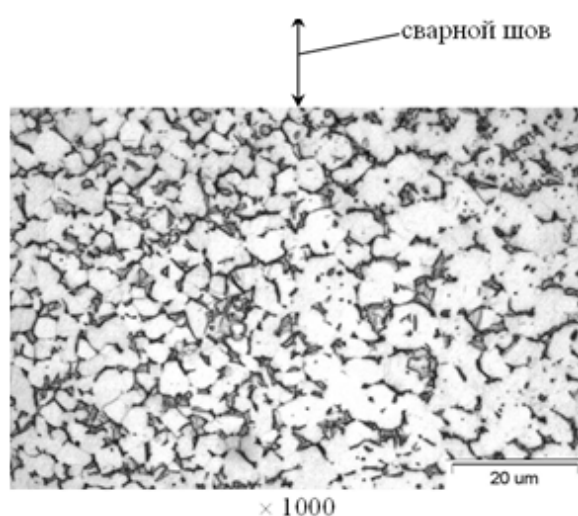


Рис. 7. Соединение нановТ6 - VT6

Структура биметаллического соединения 12X18H10T + ПТ-3В с наноструктурированной прослойкой из Ni, полученной диффузионной сваркой, представлена на рис. 10,11. Дефектов в зоне сварного соединения в виде несплошностей не обнаружено. На границе нанопрослойки Ni с ПТ-3В наблюдается слой «сэндвичевого» типа толщиной ~ 12 мкм.

Металлографические исследования всех видов соединений разнородных и однородных материалов показали отсутствие в зоне соединения дефектов типа несплошностей и зон расплава. За счет использования в образцах нанопрослоек были устранены условия образования хрупких фаз в зонах соединений.

*Результаты механических испытаний макетных образцов*

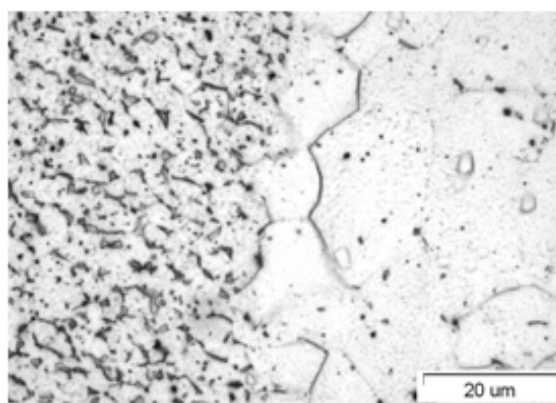


Рис. 9. Соединение нанопрослойка VT22-ПТ-3В

Для оценки качества образцов биметаллических и однородных соединений в зоне сцепления слоев при нормальной температуре были разработаны программа и методики определения механических свойств композитов на основании ГОСТ 1497 и стандартов. Исследования включали в себя испытания на отрыв и срез лакирующего слоя, а также определение предела прочности на отрыв цилиндрических образцов соединений VT6-VT6.

Новизна исследований механических характеристик макетных образцов заключалась в наличии в зоне сцепления технологических наноструктурированных прослоек из технически чистых металлов и титановых сплавов, при этом в зоне сцепления слоев в испытываемом образце создавался необходимый вид напряженного состояния, позволяющий по результатам опыта определить соответствующую механическую характеристику, являющуюся



**Таблица 4**  
**Результаты испытаний на срез и отрыв плакирующего слоя композиционных материалов и соединений при комнатной температуре**

Метод соединения	Тип соединения	$\sigma_v$ заготовки	$\sigma_{\text{отрыва}}$ соединения	Характер разрушения	$\tau_{\text{среза}}$ , МПа
		МПа			
Сварка взрывом	12X18H10T+BT1-0 +нанопрослойкиCu-Nb	Сталь - 530 Титан - 380	460...508	По меди	408
	12X18H10T+BT1-0		528...625 [5]	По титану	-
	AMg5+нанопрослойка АД1 +BT1-0	Алюминий - 270 Титан - 380	320	По алюминию	85
	AMg5+прослойка АД1 +BT1-0		90 [5]	По прослойке	-
Диффузионная сварка	12X18H10T+ПТ-3В +нанопрослойкаNi	Сталь - 530 ПТ-3В - 500	510	В зоне шва со стороны ПТ-3В	240
	BT22+ПТ-3В +нанопрослойка BT22	BT22 - 950 ПТ-3В - 500	832	По основному металлу ПТ-3В	541
	BT6+BT6+нанопрослойка BT6	860	950	В области основного металла	-

расширяется диапазон технологических параметров, при которых обеспечивается высокое качество и надёжность соединения и слоистого композита, повышается выход годного, снижается материал- и энергоёмкость, улучшаются экономические показатели процесса.

Результаты структурных исследований нанопрослоек из Ti, Ni, Al, Cu, Nb технической чистоты и титановых сплавов BT6 и BT22, полученных для изготовления соединений однородных и разнородных материалов, показали высокую степень фрагментированности материалов, значительное измельчение зерна в прослойках, а также преобладание в структуре большеугловых границ.

Диффузионная сварка образцов с наноструктурированными прослойками проводилась при более низких температурах (650 ... 700 °С), чем традиционно (800 ... 850 °С). В процессе сварки давлением двух микрокристаллических образцов через нанопрослойку происходила локализация деформации в области твердофазного соединения. Это обстоятельство способствовало достижению в зоне соединения 20 ... 30 % деформации, при этом деформация основно-

го материала образцов не превышала 5 ... 10 %, что обеспечивало пониженную деформацию свариваемых деталей. Необходимо отметить, что в процессе диффузионной сварки через нанопрослойку имела место ускоренная диффузия по границам измельченных зерен. Это позволило получить качественные соединения, что подтверждено результатами металлографических исследований и механических испытаний.

#### Библиографический список

1. Дерибас, А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерибас. - Новосибирск: Наука, 1980. - 222 с.
2. Обработка металлов взрывом / А. В. Крупин, С. Я. Соловьев, Г. С. Попов, М. Р. Крыстев- М.: Металлургия, 1991. - 496 с.
3. Казак, Н. Н. Сварка взрывом и свойства сварных соединений / Н. Н. Казак, В. С. Седых- М.: Машиностроение, 1971.-71 с.
4. Захаренко, Н. Д. Сварка металлов взрывом / Н. Д. Захаренко - Минск: Наука и техника, 1990. - 205 с.
5. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин // - М.: Машиностроение, 2005. - 544 с.
6. Соединение в твердом состоянии нанокристаллических титановых сплавов / Р. Я. Лутфуллин, О. А. Кайбышев, О. Р. Валиахметов, М. Х. Мухаметрахимов, Р. В. Сафиуллин, Р. Р. Мулюков // Перспективные материалы, 2003. - № 4. - С. 21-25.
7. Мулюков, Р. Р. Развитие принципов получения и исследование объемных наноструктурных материалов в ИПСМ РАН / Р. Р. Мулюков // Российские нанотехнологии, 2007. - Т. 2. - № 7. - С. 38-53.

УДК 621.791.76: 621.7.044.2

*В. М. Оголихин, д-р техн. наук, И. В. Яковлев, д-р техн. наук*

## КОМБИНИРОВАННАЯ СХЕМА КОМПАКТИРОВАНИЯ И СВАРКИ ВЗРЫВОМ

*Конструкторско-технологический филиал  
Института гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, s-shem@yandex.ru*

Рассмотрена возможность изготовления многослойных композиционных изделий на основе комбинированной схемы взрывного нагружения, позволяющей получать данные изделия сложной конфигурации при одновременном компактировании порошкового материала и сварке взрывом металлических деталей. Показан вариант практического применения данной схемы при разработке и изготовлении цилиндрических контейнеров для транспортировки и хранения радиоактивных веществ.

**Ключевые слова:** многослойное композиционное изделие, взрывное нагружение, сварка взрывом, компактирование, порошковый материал, контейнер, радиоактивное вещество.

*V. M. Ogolikhin, I. V. Yakovlev*

## COMBINED METHOD OF COMPACTION AND EXPLOSION WELDING

*Design and technology department of  
Lavrentyev institute of hydrodynamics SB RAS, s-shem@yandex.ru*

An opportunity of producing multilayered composites based on the combined method of explosive loading, which allows to produce these composites of irregular shape during simultaneous powder material compaction and explosion welding of steel components is studied in the paper. An option of practical application of this method while developing and producing cartridges for transporting and storage of radioactive substances is shown in the paper.

**Keywords:** multilayer composite shape, explosive loading, explosion welding, compaction, powder material, cartridge, radioactive substance.

Использование энергии взрыва от детонации зарядов взрывчатых веществ в ряде исследований привело к появлению термина «обработка материалов взрывом». Области новых промышленных технологий, основанные на операциях обработки материалов взрывом, охватывают в настоящее время сварку, прессование, компактирование, упрочнение, штамповку, калибровку, развальцовку, гравировку, разрушение, разделение, синтез и т.д. Данные технологии используются как для изготовления различных новых материалов, конструкций и изделий с повышенными эксплуатационными свойствами, так и для утилизации или управляемого разрушения различных конструкций, изделий и материалов, включая боеприпасы и военную технику. Эффективность всех взрывных технологий в значительной степени определяется этапом разработки и расчёта схем взрывного нагружения. При решении новых технологических задач разработка новой схемы

нагружения производится обычно на базе уже известных конструкторско-технологических решений с использованием литературных данных и результатов собственных исследований и разработок.

К настоящему времени известно несколько сотен технологических схем сварки металлов взрывом [1, 2] и несколько меньшее количество технологических схем прессования и компактирования порошковых материалов взрывом [3, 4]. Для большинства схем взрывного нагружения общим признаком как сварки, так и компактирования является метание одного из элементов энергией заряда взрывчатого вещества и его соударение с другими элементами.

Отличие схем нагружения при сварке и компактировании взрывом заключается в том, что при сварке взрывом обеспечивают косое соударение свариваемых элементов, а при компактировании порошкового материала обеспечивают, как правило, плоское соударение метаемого

элемента с порошком.

В данной работе предложена комбинированная схема одновременного компактирования порошкового материала и сварки взрывом плоских заготовок одним зарядом взрывчатого вещества в монолитное многослойное композиционное изделие. В предлагаемой комбинированной схеме, перед установкой метаемой заготовки на неподвижной заготовке, являющейся металлической основой многослойного изделия, по периметру относительно горизонтальной поверхности выполняют скосы под углом  $7^\circ \leq \varphi \leq 20^\circ$ , на горизонтальной поверхности неподвижной заготовки выполняют полость и заполняют компактируемым порошковым материалом. Интервал углов скосов от  $7^\circ$  до  $20^\circ$  выбирается исходя из того, что при сварке взрывом листовых металлических заготовок между собой для большинства металлов необходимо обеспечить косое соударение под углом от  $7^\circ$  до  $20^\circ$ . При меньших или больших углах соударения сварка либо не происходит, либо не достигает нужного качества [5, 6].

Сущность комбинированной схемы компактирования и сварки взрывом поясняется графическим материалом (рис. 1), где на рисунке 1, *a* показано положение неподвижной и метаемой заготовок, компактируемого порошкового материала перед взрывной обработкой, а на рисунке 1, *б, в* – то же в процессе обработки энергией взрыва.

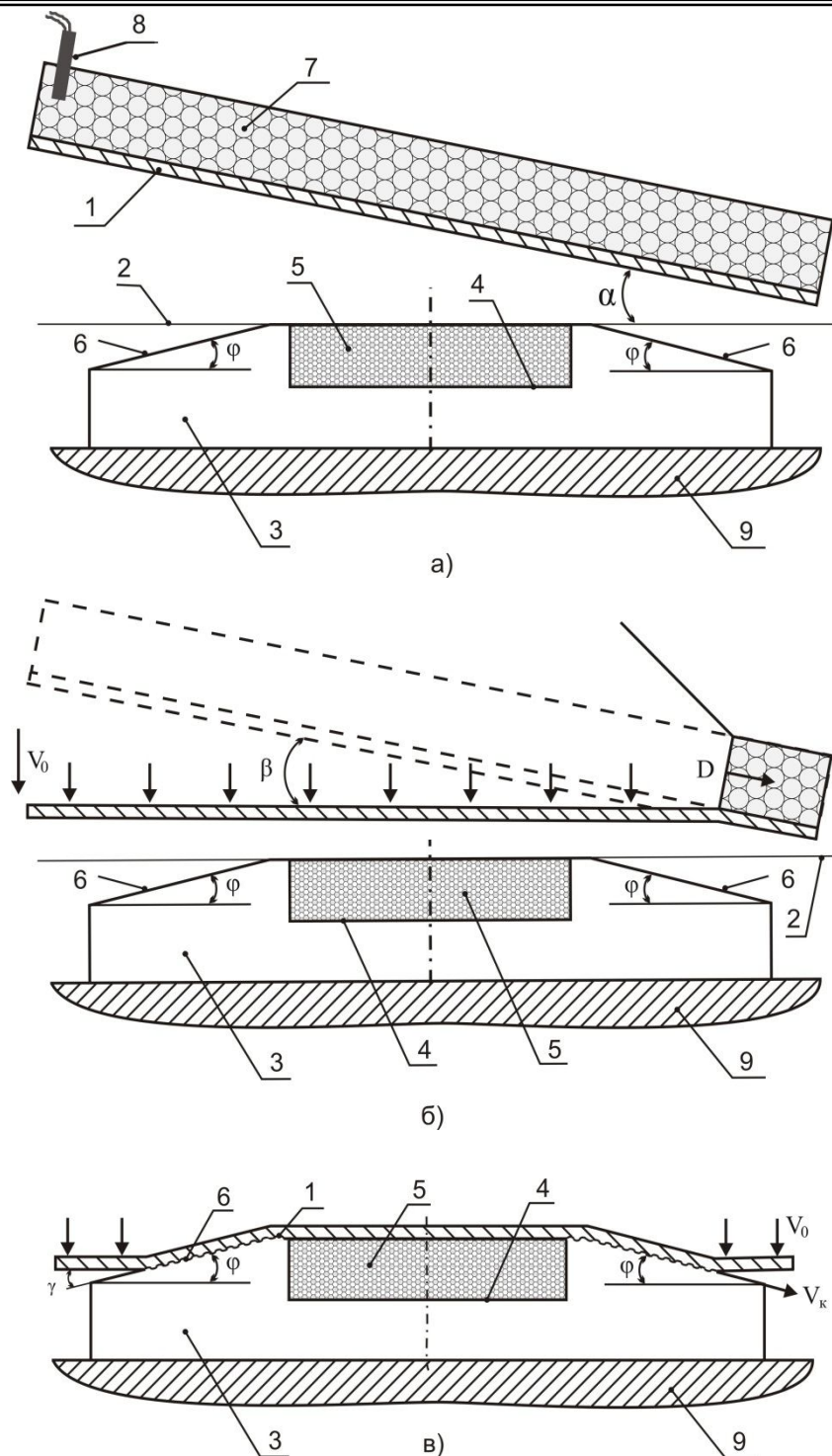
Метаемую заготовку 1 устанавливают под углом  $\alpha$  к горизонтальной поверхности 2 неподвижной заготовки 3, на которой в специальном углублении 4 размещён компактируемый порошковый материал 5. По краям неподвижная заготовка 3 имеет наклонную поверхность 6, имеющую угол наклона  $7^\circ \leq \varphi \leq 20^\circ$  к горизонтальной поверхности 2. На метаемой заготовке 1 размещают заряд взрывчатого вещества (ВВ) 7 и в точке заряда ВВ, наиболее удалённой от неподвижной заготовки 3, устанавливают детонатор 8. Собранный таким образом

пакет размещают на основании 9 (песок, грунт, дробь, стальная плита и др.). При этом заряд ВВ 7 (рис. 1, *б*) подобран таким образом, что при метании заготовки 1, она поворачивается под действием продуктов взрыва на угол  $\beta$ , равный углу  $\alpha$  между метаемой заготовкой 1 и горизонтальной поверхностью 2 неподвижной заготовки 3.

Метаемая заготовка 1 (рис. 1, *в*) после иницирования заряда ВВ 7 приобретает скорость  $V$ , направленную вертикально вниз, поворачивается на угол  $\beta = \alpha$  и плоско соударяется с горизонтальной поверхностью 2 неподвижной заготовки 3. В результате плоского соударения метаемой заготовки 1 с горизонтальной поверхностью 2 и порошковым материалом 5, расположенным в специальном углублении 4 на горизонтальной поверхности 2 неподвижной заготовки, происходит компактирование порошкового материала 5.

Далее после соударения центральной части метаемой заготовки 1 с горизонтальной поверхностью 2 неподвижной заготовки 3 края метаемой заготовки 1, летящие горизонтально, соударяются с наклонной поверхностью 6 неподвижной заготовки 3 под ранее заданным углом  $\varphi$ .

В результате косоугольного соударения под углом  $\varphi$  происходит качественная сварка метаемой заготовки 1 с неподвижной заготовкой 3 по наклонной поверхности 6. Угол  $\varphi$  задают при механической обработке неподвижной заготовки 3, согласовывая расположение горизонтальной 2 и наклонной 6 поверхностей в интервале от  $7^\circ$  до  $20^\circ$ . Угол  $\varphi$  выбирают равным углу соударения  $\gamma$ , который обеспечивает качественную сварку взрывом плоских листовых заготовок из данных материалов при их параллельном расположении и использовании аналогичных зарядов ВВ. Выбор величины угла  $\varphi$  также зависит от свойств материала метаемой и неподвижной заготовок и, как правило, определяется экспериментально.



**Рис. 1. Комбинированная схема компактирования и сварки взрывом:**

расположение свариваемых заготовок и компактируемого порошка: *a* – в исходном виде; *б* – в процессе детонации заряда и полёта метаемой заготовки; *в* – в процессе компактирования и сварки

Описанное взаимное расположение метаемой и неподвижной заготовок в процессе взрывного нагружения позволяет плакировать сложные поверхности неподвижной заготовки с одновременным компактированием порошкового материала, размещённого в неподвижной

заготовке на горизонтальной поверхности в специальном углублении, и сваривать часть поверхности метаемой заготовки с наклонной поверхностью неподвижной заготовки.

При изготовлении на неподвижной стальной заготовке диаметром 170 мм и высотой 30 мм



на одной из сторон по периметру протачивали усечённую коническую поверхность с наклонной образующей конуса к горизонтали под углом  $\varphi = 14^\circ$  и диаметром 80 мм. На горизонтальной поверхности усечённого конуса протачивали специальное углубление глубиной 15 мм и диаметром 70 мм. В углублении размещали порошковый материал (смесь порошков меди и карбида вольфрама) и статически подпрессовывали. В качестве метаемой заготовки использовали стальную (Ст3) пластину размером  $200 \times 200 \times 3$  мм. На метаемой пластине располагали заряд ВВ (смесь аммонита БЖВ с аммиачной селитрой в соотношении 1:1) слоем высотой  $\delta_0 = 18$  мм. Скорость детонации ( $D$ ) составляла 3100 м/с. При этом между соударяющимися элементами обеспечивался зазор, необходимый для приобретения метаемой пластиной расчётной скорости соударения.

С учётом полученных результатов метаемую заготовку с зарядом ВВ устанавливали с зазором от 5 до 20 мм относительно горизонтальной поверхности усечённого конуса неподвижной заготовки под углом  $11^\circ$ . Заряд ВВ инициировали электродетонатором из точки, наиболее удалённой от неподвижной заготовки.

На горизонтальной поверхности неподвижной заготовки происходило плоское соударение метаемой заготовки с порошковым материалом и компактирование последнего. По конической поверхности происходило косое соударение заготовок под углом  $14^\circ$  и их сварка.

В результате было получено многослойное

изделие с качественной сваркой металлических заготовок по краям между собой и качественное компактирование порошкового материала.

Предложенный способ изготовления многослойных композиционных изделий на основе комбинированной схемы взрывного нагружения позволяет получать многослойные изделия сложной конфигурации при одновременной обработке взрывом металлических заготовок и порошковых материалов [7]. Этот способ нашёл практическое применение при разработке и изготовлении цилиндрических контейнеров для транспортировки и хранения радиоактивных веществ. Полученные предложенным способом слоистые заготовки были использованы для изготовления днища и крышки контейнера, что позволило полностью изолировать радиоактивное вещество от окружающей среды.

#### Библиографический список

1. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение, 2005. – 544 с.
2. Оголихин, В.М. Сварка взрывом в электрометаллургии / В.М. Оголихин, И.В. Яковлев. – Новосибирск: СО РАН, 2009. – 160 с.
3. Рогозин, В. Д. Взрывная обработка порошковых материалов / В. Д. Рогозин. – ВолГТУ, Волгоград- 2002.- 136 с.
4. Крупин, А. В. Обработка металлов взрывом / А. В. Крупин, В. Я. Соловьёв, Г. С. Попов, К. Крьсев. – М.: Металлургия, 1991.– 496 с.
5. Симонов, В.А. Области сварки взрывом, основные параметры и критерии/ В.А. Симонов. – Новосибирск.: СО РАН, 1995. – 61 с.
6. Захаренко, И. Д. Сварка металлов взрывом / И. Д. Захаренко.– Минск.: «Навукаітэхніка», 1990.– 205 с.
7. Патент РФ № 2365475, С2В23К. Способ изготовления многослойных изделий энергией взрыва / В.М. Оголихин; заявитель и патентообладатель ИГиЛ СО РАН. – № 2007124881/02 от 02.07.2007; опубл. 27.08.2009, Бюл. №24.

УДК 621.791.76: 621.7.044.2

*А. В. Крохалёв, к-т техн. наук, В. О. Харламов, инженер,  
С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, д-р техн. наук*

### КОМПЬЮТЕРНЫЙ РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ СЖАТИЯ ПРИ НАНЕСЕНИИ ПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ ВЗРЫВОМ

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

В работе рассмотрена методика расчетной оценки физических условий сжатия при взрывном нагружении порошков на металлических подложках. Предложена расчетная модель, основанная на построении  $(P, u)$  – диаграмм процесса, приведено сравнение результатов расчета с известными данными.

**Ключевые слова:** взрывное прессование порошков, ударная адиабата, расчетная модель

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

### COMPUTER CALCULATION OF PARAMETERS OF COMPRESSION AT DRAWING OF POWDER COVERINGS BY EXPLOSION

*Volgograd state technical university, weld@vstu.ru*

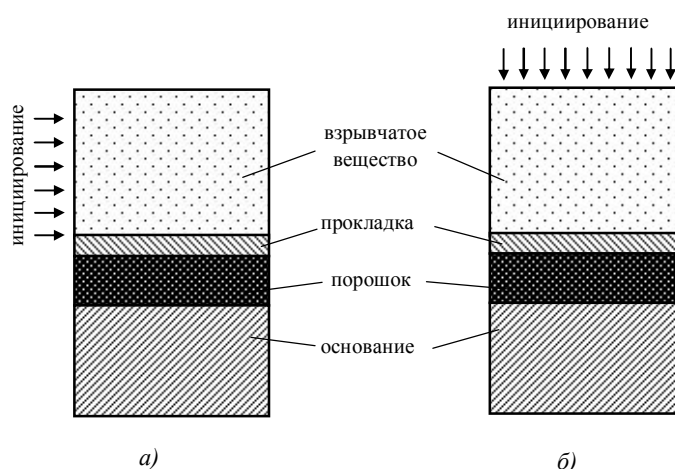
The paper considers calculation model of the physical conditions for explosive compacting of powders on metal base. The calculation model based on the construction of  $(P, u)$ - diagrams of the process are presented. Comparisons of calculation results with known data are discussed.

**Keywords:** explosive pressing of powders, shock adiabatic curve, settlement model

Нанесение на поверхность деталей машин износостойких покрытий из твердых сплавов зачастую оказывается невозможным из-за взаимодействия компонентов покрытия и материала подложки во время спекания, необходимого для формирования твердого сплава. Решение этой проблемы возможно путем использования технологии взрывного плакирования, обеспечивающей не только качественную напесовку порошкового слоя на поверхность

заготовки детали, но и возможность получения готового твердого сплава без операции спекания [1].

При проведении подобной операции оптимальной является схема нагружения, изображенная на рис.1 и предусматривающая размещение исходной порошковой смеси непосредственно на поверхности металлической подложки и нагружение ее с помощью накладного заряда ВВ, отделенного от порошка промежу-



**Рис. 1. Схема нагружения порошка взрывом:**

*а* – скользящее нагружение

*б* – нагружение нормально падающей детонационной волной

точной прокладкой.

Недостатком этих схем является, однако, отсутствие до конца разработанных методик расчетной оценки физических условий сжатия реализуемых при её использовании.

Большинство имеющихся в настоящее время расчетных моделей основано на решение задачи о метания продуктами детонации тел переменной массы и не учитывают процессов прохождения ударной волной самой прокладки и ее отражений от поверхности подложки и промежуточной прокладки. Это обстоятельство ограничивает расчет рассмотрением только первой ударной волны, распространяющейся по исходному неуплотненному порошку, и не позволяет оценить параметры его сжатия в отраженных ударных волнах. В полном объеме и точной постановке, однако, рассматриваемая задача практически не поддается решению, в связи с чем возникает необходимость приближенного решения, которое наиболее удобно осуществить методом  $(P,u)$ -диаграмм, основанном на поэтапном определении характеристик падающих и отраженных волн путем анализа пересечений ударных адиабат прокладки, порошка, основания и продуктов детонации в координатах "давление - массовая скорость".

Поскольку при скользящем нагружении угол, составляемый косо ударной волной в порошке, с поверхностью подложки обычно не превышает  $10^\circ$ , то для анализа ударно-волновых процессов в рассматриваемой схеме можно пользоваться одномерной моделью, независимо от направления инициирования заряда взрывчатого вещества.

Использование при моделировании метода  $(P,u)$  – диаграмм предполагает знание ударных адиабат продуктов детонаций, прокладки, порошка и основания.

Построение адиабат металлических оснований и промежуточной прокладки, как правило, не вызывает особых затруднений: в интересующем практику диапазоне давлений, даже в

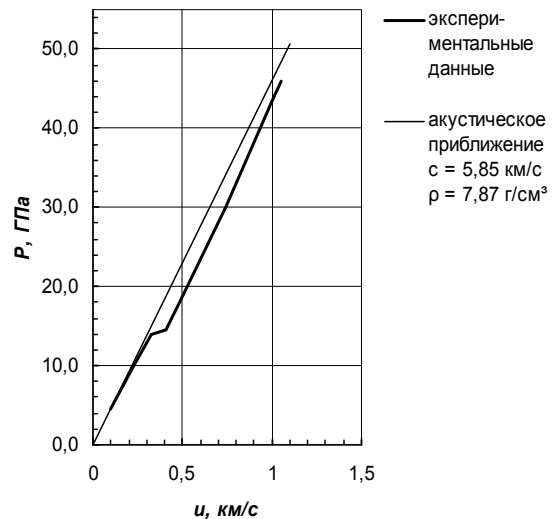


Рис. 2. Ударная адиабата железа

случае протекания фазовых превращений, как следует из рис. 2, удовлетворительным является акустическое приближение:

$$P = \rho_0 c_0 u, \quad (1)$$

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

Сложнее обстоит дело с расчетом ударной адиабаты порошка: моделей ударного сжатия пористых тел создано много, что само по себе уже указывает на сложность и недостаточную изученность этого явления.

Из соотношений Рэнкина-Гюгонио [2, 3] вытекает, что в случае достаточно сильных ударных волн справедливо следующее выражение:

$$P = \rho_0 \frac{u^2}{1 - \frac{\rho}{\rho_0}}, \quad (2)$$

где  $\rho_0, \rho$  – плотность порошкового материала перед и за фронтом ударной волны.

Построить ударную адиабату порошка в первом приближении можно, положив в формуле (2):

$$\rho = \rho_k, \quad (3)$$

где  $\rho_k$  – расчетная по составу порошка плотность соответствующего монолитного материала.

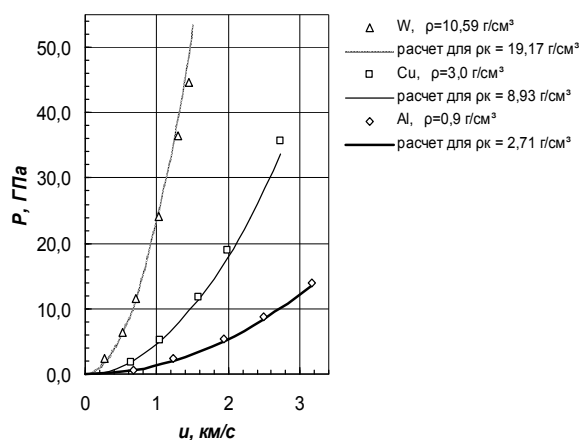


Рис. 3. Ударные адиабаты порошковых материалов

Следует отметить, что если в координатах "удельный объем-давление" допущение (3) является достаточно грубым, то в координатах "давление - массовая скорость" оно дает, как видно из рис. 3, весьма неплохой результат, что связано со структурой формулы (2), предусматривающей гораздо более сильную зависимость давления  $P$  от значений массовой скорости  $u$  и насыпной плотности  $\rho_0$ , чем от плотности ударно сжатого порошка  $\rho$ .

Основные трудности при построении ударной адиабаты продуктов детонации связаны с необходимостью учета их разлета с верхней свободной поверхности заряда (разлет в других направлениях может не учитываться в связи с использованием боковых написаний 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 [2]:

$$P = A\rho^k, \quad (4)$$

причем ее показатель  $k$  может считаться неизменным.

Примем за исходную точку построения этой изоэнтропы состояние ударного сжатия про-

дуктов 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 соответствии с изоэнтропой расширения, которая может быть записана в виде [2, 3]:

$$u = \int \frac{P_x dP}{P \rho c}, \quad (5)$$

где  $u$  – скорость продуктов детонации в направлении преграды;  $P$  – давление продуктов детонации на границе раздела с ней;  $\rho$ ,  $c$  – плотность продуктов детонации и скорость звука в них.

Интегрирование уравнения (5) с учетом того, что изоэнтропа проходит через точку с параметрами  $P_x$ ,  $c_x$ ,  $\rho_x$  дает:

$$u = \frac{2k}{(k-1)c_x\rho_x} \frac{P_x}{P_x} \left[ 1 - \left( \frac{P}{P_x} \right)^{\frac{k-1}{2k}} \right], \quad (6)$$

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:

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

где  $P_H$  – давление продуктов взрыва в плоско-

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

$$P_x = P_H, \tag{8}$$

а в дальнейшем использовать известное решение [2] о разлете сжатого газа от абсолютно жестком стенки:

$$P_x = P_H \left( \frac{h}{C_H \tau} \right)^3, \tag{9}$$

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:

$$P = \frac{64}{27} P_H \left( \frac{h}{D\tau} - \frac{u}{D} \right)^3, \tag{10}$$

где  $\tau \geq \frac{h}{D}$  – время, отсчитываемое от момента

инициирования детонации, на свободной поверхности заряда;

– для скользящего нагружения:

$$P = \begin{cases} P_H \left( 1 - \frac{4u}{3D} \right)^3 & \text{при } \tau \leq \frac{h}{D} \\ P_H \left( \frac{h}{D\tau} - \frac{4u}{3D} \right)^3 & \text{при } \tau > \frac{h}{D} \end{cases}, \tag{11}$$

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

В формуле (11) учтено также, что продукты взрыва движутся относительно поверхности промежуточной прокладки в направлении распространения по заряду взрывчатого вещества фронта детонации.

Как видно из рисунка 4, 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 подхода к построению адиабат продуктов взрыва.

Для построения ударных адиабат двух-, трех- и более кратного сжатия порошкового материала, материала промежуточной прокладки и основания и изоэнтроп разгрузки материала промежуточной прокладки можно в первом приближении использовать известный принцип отражения.

С целью реализации описанной системы моделирования ударно-волновых процессов в изучаемой схеме нагружения была составлена программа [4, 5], общий вирабочего окна

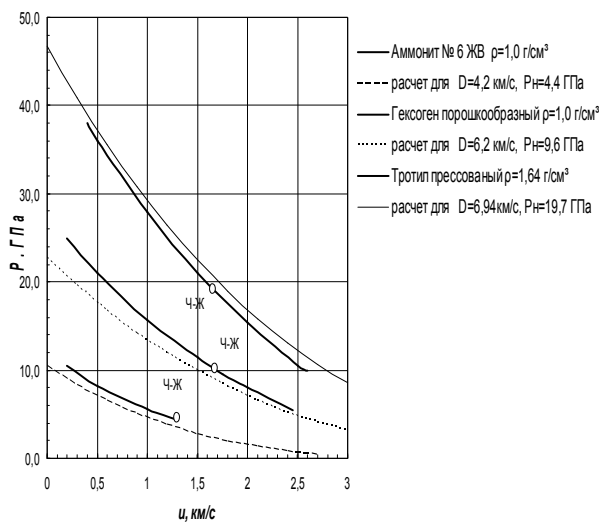


Рис. 4. Ударные адиабаты продуктов детонации некоторых взрывчатых веществ

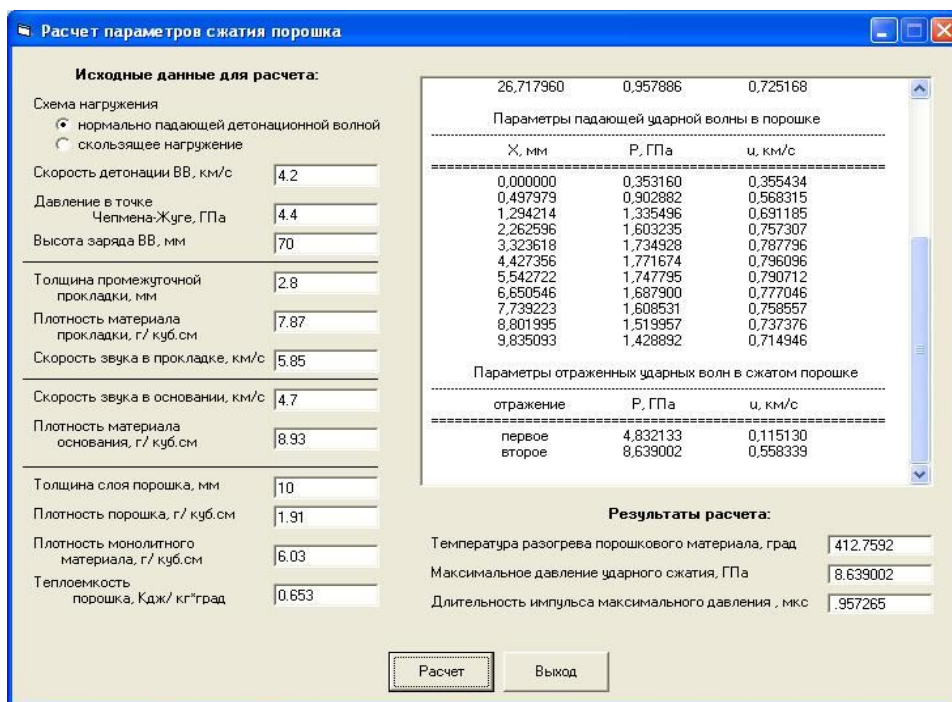


Рис. 5. Вид рабочего окна программы

которой приведен на рис. 5.

В окне предусмотрен выбор схемы нагружения и ввод необходимых для моделирования характеристик ВВ, порошкового материала, а также материалов промежуточной прокладки и основания, на котором располагается порошок. В результате расчета по модели в поле табличного вывода выдаются параметры падающих и отраженных ударных волн в прокладке, порошке и основании, по которым может быть построена полная  $(P,u)$  – диаграмма процесса (рис. 6).

Помимо перечисленных параметров программа выдает время действия импульса максимального давления при взрывной обработке слоя порошка, которое для рассматриваемой схемы нагружения равно удвоенному времени прохождения ударной волной промежуточной прокладки:

$$\tau = 2 \frac{\delta}{c}, \quad (12)$$

где  $\delta$ ,  $c$  – толщина прокладки и скорость звука в ней.

Расчет системой температуры порошка при ударно-волновой обработке по выбранной схе-

ме нагружения основывается на учете того, что основной его разогрев происходит в первой ударной волне. При этом упругая составляющая внутренней энергии порошка мала по сравнению с температурной, а размеры частиц, применяемых в работе порошковых материалов и диапазон давлений при используемых режимах их нагружения, таковы, что за фронтом ударной волны, распространяющейся по невозмущенному порошку, успевает установиться тепловое равновесие.

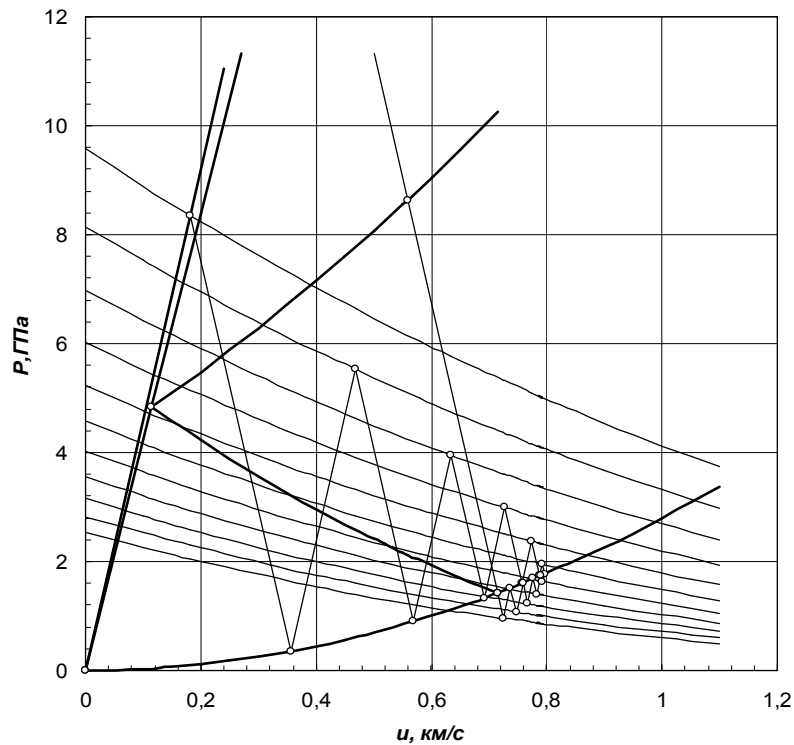
В этих условиях можно считать, что:

$$C_V \Delta T = \Delta E, \quad (13)$$

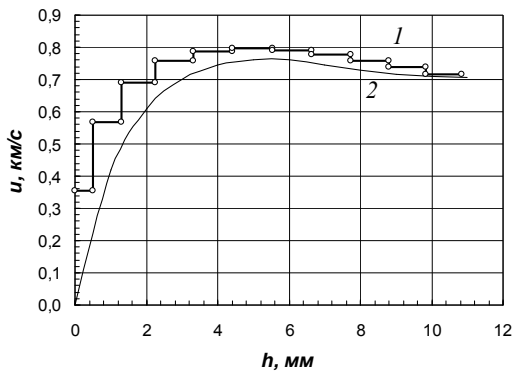
где  $\Delta T$  – прирост температуры порошка;  $C_V$  – среднее значение удельной теплоемкости порошка в интервале температур его разогрева;  $\Delta E$  – приращение внутренней энергии порошка за фронтом первой ударной волны.

Использование соотношений Рэнкина-Гюгонио позволяет преобразовать выражение (13) к виду, удобному для непосредственных вычислений.

$$\Delta T = \frac{u_1^2}{2 C_V}, \quad (14)$$



**Рис. 6. Пример  $(P,u)$  – диаграммы процесса взрывного прессования:**  
 1 – ударная адиабата порошкового материала; 2 – ударная адиабата промежуточной прокладки; 3 – ударная адиабата основания; 4 – адиабаты взрывчатого вещества в различные моменты времени



**Рис. 7. Сопоставление результатов расчетов массовой скорости частиц порошка за фронтом падающей ударной волны:**  
 1 – расчет по ударным адиабатам;  
 2 – расчет метания тела переменной массы

где  $u_1$  – массовая скорость частиц порошка за фронтом первой ударной волны.

Значение теплоемкости порошкового материала  $C_V$  при этом может быть вычислено по правилу аддитивности, исходя из весового содержания и теплоемкости каждой из составляющих порошковой смеси. Поскольку темпе-

ратуры разогрева порошков при ударно-волновой обработке достаточно высоки и, как правило, всегда превышают температуру Дебая соответствующих монолитных материалов, то для определения теплоемкости этих составляющих в свою очередь можно воспользоваться правилом Коппа-Неймана, согласно которому молярная теплоемкость соединения (промежуточной фазы, твердого раствора) равна сумме атомных теплоемкостей компонентов, а также законом Дюлонга и Пти, в соответствии с которым атомная теплоемкость большинства простых веществ в твердом состоянии равна  $3R$  ( $R$  – газовая постоянная).

Приведем также сравнение результатов расчета распределения массовой скорости частиц порошка за фронтом падающей ударной волны по глубине исходного порошкового слоя, выполненного изложенным способом и по известной методике [6], основанной на рассмотрении

метания продуктами взрыва тел переменной массы, то есть без учета ударно-волновых процессов в промежуточной прокладке (рис. 7).

Расчет проводился для случая нагружения порошка с исходной пористостью 68% и насыпным весом  $1,9 \text{ г/см}^3$  нормально падающей детонационной волной при использовании заряда аммонита №6ЖВ высотой 70 мм стальной промежуточной прокладки толщиной 2,8 мм. Из рисунка 6 видно, что при малых глубинах проработки ударной волной исходного порошкового слоя полученные результаты разнятся, причем существенно. Это естественно, так как расчет по известной методике предполагает постепенный набор скорости как промежуточной прокладкой, так и сжатым порошком, начиная от ее нулевого значения, тогда как в действительности порошковый материал приобретает скорость поэтапно в соответствии с ударно-волновыми процессами на его границе с промежуточной прокладкой. Однако в дальнейшем, когда в процессе многократного прохождения ударными волнами и волнами разрежения промежуточной прокладки их амплитуда уменьшается, результаты расчетов, выполнен-

ные по обоим методикам, практически совпадают.

#### Библиографический список

1. Крохалев, А. В. Получение твердых сплавов из смесей порошков карбидов с металлами взрывным прессованием без спекания / А.В. Крохалев // Современные проблемы металлургического производства: Сб. тр. междунар. науч.-техн. конф., Волгоград, 1-3 октября 2002 г. / ВолгГТУ и др. - Волгоград, 2002. - С. 483-486.
2. Зельдович, Я. Б. Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений / Я. Б. Зельдович - М.: ФИЗМАТЛИТ, 2008. - 652 с.
3. Физика взрыва: в 2 т./ С.Г.Андреев, А.В.Бабкин, Ф.А.Баум и [др.]; под ред. Л.П.Орленко. - 3-е изд., испр. - М.: Физматлит, 2004. - Т. 2. - 656 с.
4. Компьютерное моделирование взрывного компактирования нанопорошков при получении наноструктурных материалов и покрытий / А.В. Крохалев, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак, В.О. Харламов // Перспективные технологии, оборудование и аналитические системы для материаловедения и наноматериалов (3-4 июня 2009 г.): тр. VII междунар. Рос.-Казахстан.-Японской науч. конф. / Мин-во образования и науки Рос. Федерации [и др.]. - М., 2009. - С. 425-432.
5. Компьютерное моделирование условий сжатия при получении материалов с субмикроструктурной и наноструктурой с использованием обработки взрывом / В.О. Харламов, А.В. Крохалев, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов. DFMN 2009 : сб. матер. третьей междунар. конф., г. Москва, 12-15 окт. 2009 г. В 2 т. Т. 1 / Ин-т металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова [и др.]. - М., 2009. - С. 247-248.
6. Рогозин, В.Д. Взрывная обработка порошковых материалов: Монография/ В.Д. Рогозин - ВолГТУ. Волгоград, 2002. - 136с.

Работа выполнена в рамках государственного контракта № 02.740.11.0809.



УДК 621.791.76: 621.7.044.2

*А. В. Крохалёв, к-т техн. наук, В. О. Харламов, инженер,  
С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, д-р техн. наук*

## ПОЛУЧЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ ИЗ СМЕСЕЙ ПОРОШКОВ КАРБИДА ХРОМА С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СВЯЗКОЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ

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

В работе рассмотрены вопросы подбора металлической связки и режимов нагружения при получении износостойких покрытий из твердых сплавов на основе  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  взрывным прессованием порошков без спекания. Приведены результаты исследования микроструктуры и свойств полученных материалов.

**Ключевые слова:** взрывное прессование порошков, износостойкие покрытия, металлическая связка.

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

## RECEPTION OF WEAR-RESISTANT COVERINGS FROM MIXES OF POWDERS OF CARBIDE OF CHROME WITH A METAL SHEAF USING EXPLOSIVE LOADING

*Volgograd state technical university, weld@vstu.ru*

The paper considers the problems of metal binder and loading conditions selection while producing of  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -based hard-alloy wear-resistant coatings by explosive compacting of powders without sintering. The investigations results of the microstructure and properties of these materials are presented.

**Keywords:** explosive pressing of powders, wear-resistant coverings, metal sheaf.

Технический прогресс в ряде областей техники в настоящее время зачастую сдерживается отсутствием материалов для использования в узлах трения, которые должны работать в необычных, более тяжелых условиях, таких как вакуум, повышенные или пониженные температуры, высокие скорости скольжения и удельные нагрузки, агрессивные среды, сильная радиация и т.п.

Весьма перспективным направлением научных исследований в связи с этим является разработка новых твердых сплавов триботехнического назначения и методов их нанесения в виде покрытий на металлические поверхности, в том числе таких, которые обеспечивали бы получение наноструктурного состояния материалов.

В настоящее время твердые сплавы 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. Применительно к нанопорошкам, спекание ведет к росту частиц порошкового материала и не позволяет сохранить наноразмерность структуры в готовом изделии.

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. Кратковременность воздействия высоких давлений и температур позволяет надеяться избежать вторичного химического взаимодействия между компонентами сплавов и роста зерна в их структуре.

В связи с выше изложенным, целью проведенных исследований явилась разработка технологии взрывного прессования смесей порошков тугоплавких карбидов с металлами, обеспечивающей получение кондиционных твердых

сплавов и покрытий из них без последующего спекания. В качестве карбидной фазы сплавов использовали карбид хрома  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  как наиболее перспективный карбид для работы в окислительной среде при температурах 300...400°C, что соответствует условиям, реализуемым обычно при эксплуатации узлов трения насосов, использующихся в настоящее время на АЭС для перекачки перегретого дистиллята.

При проведении исследований исходную порошковую смесь располагали на поверхности монолитной металлической подложки и нагружали путем подрыва накладного заряда ВВ через промежуточную прокладку, отделяющую продукты детонации от порошка (рис.1).

Процесс прессования с использованием подобной схемы сопровождается распространением по порошковой смеси падающей ударной волны и ее отражением от поверхности монолитной подложки и промежуточной прокладки. При этом рост температуры порошкового материала происходит в основном в первой волне, движущейся по невозмущенному порошку, а максимальное давление его сжатия достигается в отраженных ударных волнах, что является оптимальным с точки зрения сварки давлением.

Расчет численных значений максимального давления ударно-волнового сжатия производился методом (P,u) - диаграмм, основанном на

позапном определении характеристик падающих и отраженных волн путем анализа пересечений ударных адиабат прокладки, порошка, основания и продуктов детонации в координатах "давление - массовая скорость" с использованием специально разработанной программы. Температура разогрева порошка находилась, исходя из найденного по значениям массовой скорости частиц порошка приращения его внутренней энергии за фронтом первой ударной волны [1, 2].

С целью изучения влияния типа металлической связки на процесс формирования твердых сплавов на основе карбида хрома при ударно-волновой обработке в работе использовались смеси порошка карбида хрома  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  с порошками титана, никеля и меди, в различных весовых соотношениях. При этом объемное содержание связки в порошковых смесях было одинаковым и равнялось 30%. Использование Ti, Ni и Cu в качестве связки твердого сплава на основе карбида хрома позволило ввести в рассмотрение различные факторы, связанные со свойствами металлической составляющей исходной порошковой смеси. Прежде всего, конечно, это физико-химические свойства металлов, и в частности их склонность к карбидообразованию: титан является более сильным карбидообразователем, чем хром, входящий в

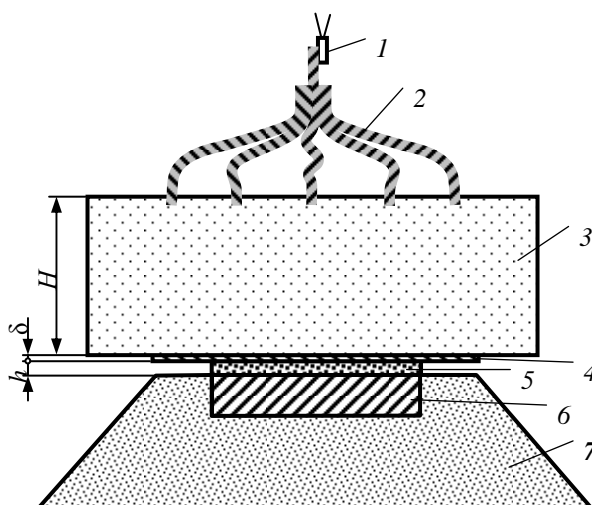
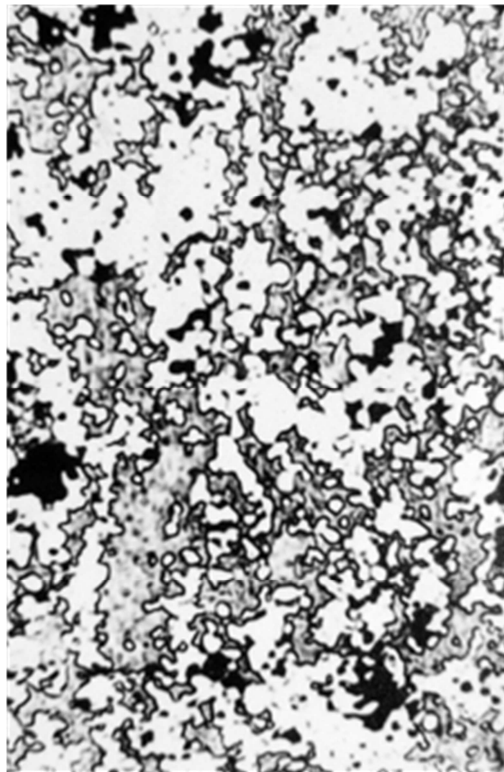
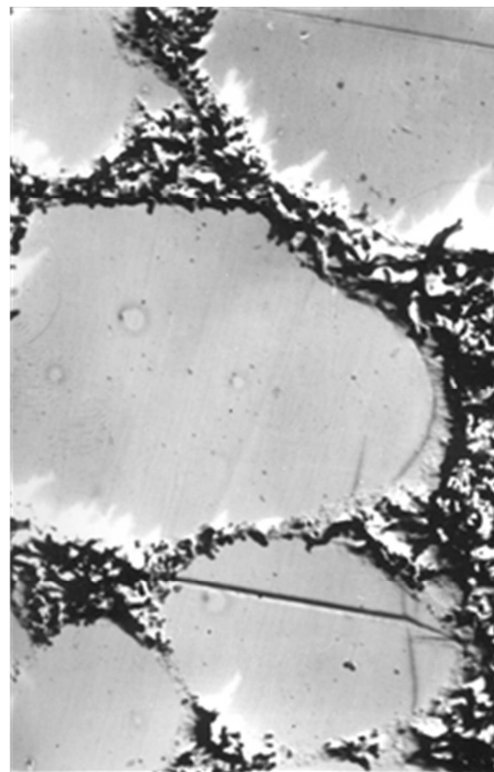


Рис. 1. Схема нагружения:

1 – электродетонатор; 2 – детонирующий шнур; 3 – заряд взрывчатого вещества;  
4 – промежуточная прокладка; 5 – порошок; 6 – стальное основание; 7 – песчаная подушка



× 200



×5000

Рис. 2. Структура твердых сплавов после ударно-волновой обработки

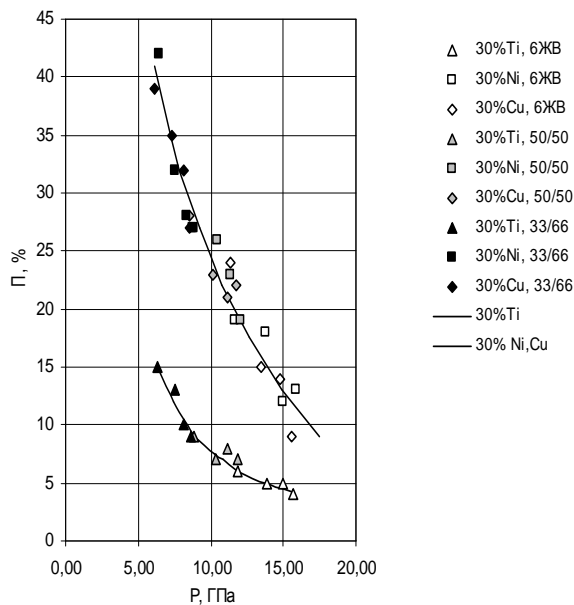


Рис. 3. Зависимость остаточной пористости твердых сплавов от максимального давления ударно-волнового сжатия

состав основного карбида твердого сплава, никель – менее сильным, а медь – вообще не карбидообразующий элемент. Кроме того, используемые металлы обладают различными физическими свойствами, и в частности разной плот-

ностью и акустической жесткостью.

Как показали металлографические исследования, в нашем случае, после ударно-волновой обработки смесей порошков карбида хрома, а металлической связки в структуре полученного порошкового материала четко просматриваются образующие непрерывный скелет частицы карбидной фазы, между которыми располагаются металлическая связка и отдельные поры (рис. 2).

Следов протекания диффузионных процессов, связанные с физико-химическим взаимодействием материала карбидных частиц и частиц металлической связки и ведущих в общем случае к росту или растворению частиц карбидной фазы, в существенном для изменения фазового состава и структуры масштабе обнаружено не было. Это подтверждает сделанное ранее предположение о том, что в значительной степени подобное взаимодействие за столь короткое время, в течение которого длится ударно-волновая обработка порошкового материала, протекать не успевают.

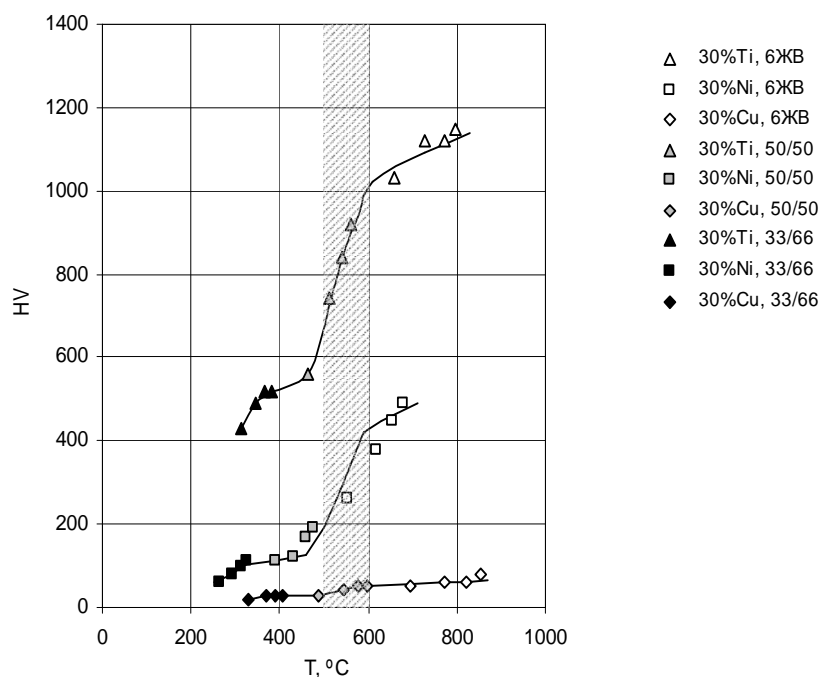


Рис. 4. Зависимость твердости сплавов от температуры разогрева при ударно-волновой обработке

Зависимость пористости твердых сплавов от максимального давления ударно-волнового сжатия приведена на рис. 3. Как видно из рисунка, с увеличением интенсивности нагружения пористость уменьшается.

Тот факт, что при одинаковых давлениях пористость твердых сплавов с титановой связкой оказывается существенно меньшей, чем пористость сплавов со связкой медной и никелевой, можно объяснить лишь тем, что разница в акустической жесткости между карбидом хрома и титаном существенно больше, чем между карбидом хрома и медью или никелем, в результате чего затекание титановой связки в промежутки между карбидными частицами происходит легче и полнее, чем пластическое течение меди и никеля вокруг карбидных частиц.

Определенный интерес представляет тот факт, что увеличение интенсивности нагружения не позволяет уплотнить материал до абсолютно беспористого состояния, что связано, по видимому, с наличием воздуха в промежутках между частицами порошка.

Зависимости твердости порошковых сплавов на основе карбида хрома с различным типом металлической связки от температуры их разогрева при взрывной обработке приведены на рис. 4. Зависимости эта носят довольно сложный характер: на монотонное возрастание твердости при достаточно сильных и достаточно слабых режимах нагружения порошковых смесей с титановой и никелевой связками при температуре 500...600 °C накладывается ее резкий подъем.

Указанный подъем может быть связан с увеличением интенсивности уплотнения порошковых смесей. Однако зависимость твердости рассматриваемых сплавов от их пористости (рис. 5) не подтверждает этого. Как видно из этого рисунка, только для случая использования медной связки экспериментальные точки ложатся на одну плавную кривую.

Для материалов же, содержащих в качестве связки никель и титан, кривую зависимости твердости от пористости можно считать состоящей из трех участков: два из них подобны кривой зависимости твердости сплавов с мед-

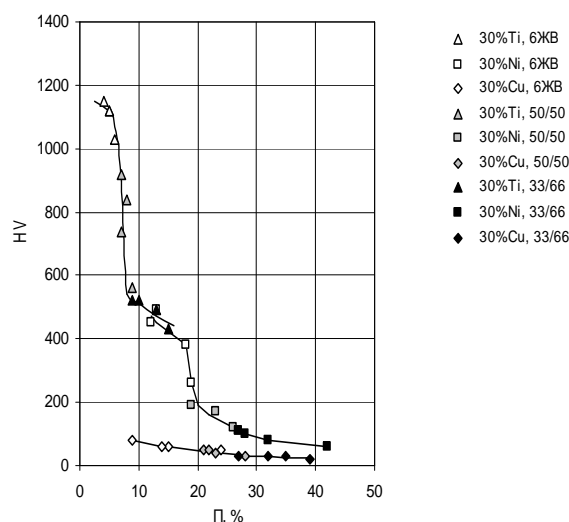


Рис. 5. Связь твердости с пористостью твердых сплавов



Рис. 6. Микроструктура зоны соединения твердых сплавов со стальным основанием после ударно-волновой обработки ( $\times 100$ )

ной связкой от их пористости, а третий, лежащий между ними, больше похож на резкий переход от одного из названных участков к другому.

Этот переход происходит почти при неизменной пористости, значение которой соответствует наблюдаемому при температурах разогрева порошка 500...600 °С, и свидетельствует о формировании прочного соединения между составляющими исходной порошковой смеси.

Установленные температурные границы области режимов сварки частиц порошка друг с другом на стадии уплотнения находятся в хорошем соответствии с известными положения-

ми сварки давлением, согласно которым для образования прочного соединения в твердой фазе необходимо обеспечить возможность пластической деформации обоих свариваемых компонентов, что в нашем случае может быть достигнуто лишь после разогрева карбидной составляющей смеси до  $(0,35...0,4)T_{пл}$ .

Следует отметить, что твердость сплавов с титановой связкой существенно превышает твердость сплавов со связкой никелевой, а тем более медной (при использовании последней, как следует из рис. 4, сварки карбидной и металлической фаз не происходит даже при благоприятных условиях температурно-силового воздействия), что может быть объяснено высокой склонностью титана к карбидообразованию и, как следствие, большей энергией его связи с карбидной фазой, обусловленной термодинамической устойчивостью межфазных границ, в состав которых в нашем случае должны входить атомы хрома, углерода и металла связки.

Использованная в исследованиях схема нагружения позволяет не только проводить прессование порошка, но и наносить порошковое покрытие на поверхность заготовок деталей плоской формы. Для этого достаточно использовать эти заготовки в качестве монолитного основания, на котором располагается исходная порошковая смесь.

Металлографические исследования подтверждают этот вывод: полученные на оптимальных режимах нагружения покрытия остаются прочно сцепленными со стальной основой и после разгрузки и после механической обработки - граница раздела покрытия с подложкой не имеет несплошностей, свидетельствующих о протекании процессов разрушения в месте соединения твердого сплава со стальной основой (рис. 6).

Полученные взрывным методом покрытия были подвергнуты испытаниям на трение и износ. Эти испытания проводились на машине трения МИ-1М по схеме "штифт - кольцо" с

Таблица 1

## Антифрикционные свойства и износостойкость материалов

Свойство материала	Разработанные материалы на основе карбида хрома				Известные материалы	
	Содержание титана, %				СГП-0,5	КХН-20
	20	30	40	50		
<b>Минимальный коэффициент преимущественно жидкостного трения</b>	0,085	<b>0,089</b>	0,090	0,093	0,054	<b>0,123</b>
<b>Предельная нагрузка устойчивого преимущественно жидкостного трения, МПа</b>	1,8	<b>3,3</b>	2,4	1,9	1,4	<b>2,6</b>
Коэффициент трения при граничной смазке	0,112	<b>0,100</b>	0,122	0,129	0,076	<b>0,152</b>
Предельная нагрузка схватывания, МПа	4,6	<b>11,5</b>	7,3	6,9	3,5	<b>5,2</b>
Коэффициент трения в режиме схватывания	0,124	<b>0,110</b>	0,131	0,140	0,080	<b>0,154</b>
Износ штифта, мм <sup>3</sup>	1,0	<b>0,2</b>	0,7	0,6	0,9	<b>0,7</b>
Износ кольца из силицированного графита, мг	29	<b>1</b>	8	10	34	<b>18</b>
Объемный износ кольца, мм <sup>3</sup>	12,1	<b>0,4</b>	3,3	0,2	14,2	<b>7,5</b>
<b>Суммарный износ пары трения, мм<sup>3</sup>.</b>	13,1	<b>0,6</b>	4,0	0,8	<b>15,1</b>	<b>8,2</b>

врезанием по специально разработанной методике.

В качестве материала контртела использовали силицированный графит СГП-0,5. В качестве смазывающей жидкости – дистиллированную воду. Для сравнения в тех же условиях был испытан известный сплав карбида хрома с никелем КХН-20, полученный по традиционной технологии, и пара трения «силицированный графит по силицированному графиту». Результаты испытаний приведены в таблице 1

Как видно из приведенных в таблице данных, коэффициенты трения материалов на основе карбида хрома с титановой связкой при любых режимах трения несколько превышают коэффициент трения силицированного графита по силицированному графиту, но оказываются ниже, чем коэффициенты трения известного карбидохромового материала КХН-20 по силицированному графиту.

Предельная нагрузка преимущественно жидкостного трения для сплавов карбида хрома

с 30 % титана выше, чем у пары трения "СГП-0,5 по СГП-0,5", а также пары трения "КХН-20 по СГП-0,5", что должно улучшать реакцию узла трения на возможные временные ужесточения условий работы. Суммарный износ элементов пары трения за цикл испытаний при использовании разработанного материала – на порядок меньше.

## Библиографический список

1. Компьютерное моделирование взрывного компактирования нанопорошков при получении наноструктурных материалов и покрытий / А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. О. Харламов // Перспективные технологии, оборудование и аналитические системы для материаловедения и наноматериалов (3-4 июня 2009 г.): тр. VII междунар. Рос.-Казахстан.-Японской науч. конф. / Мин-во образования и науки Рос. Федерации [и др.]. - М., 2009. - С. 425-432.
2. Компьютерное моделирование условий сжатия при получении материалов с субмикроструктурной и наноструктурной с использованием обработки взрывом / В. О. Харламов, А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов. DFMN<sup>2009</sup> : сб. матер. третьей междунар. конф., г. Москва, 12-15 окт. 2009 г. В 2 т. Т. 1 / Ин-т металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова [и др.]. - М., 2009. - С. 247-248.

УДК 621.791.76: 621.7.044.2

*Ю. П. Бешапошников, к-т техн. наук, В. Е. Кожевников, к-т техн. наук,  
В. И. Чернухин, к-т техн. наук, В. В. Пай\* д-р ф-м. наук*

### **К ВОПРОСУ О ВЫБОРЕ РЕЖИМА ТЕРМООБРАБОТКИ КРУПНОГАБАРИТНОГО ЛИСТОВОГО БИМЕТАЛЛА СТАЛЬ+ТИТАН ПОСЛЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ**

*Уральский завод химического машиностроения, liom@ekb.ru*

*\*Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, pai@hidro.nsc.ru*

На основе обзора литературных данных и собственного практического опыта производства в сварке взрывом авторы подтверждают высокую эффективность режима температурной обработки в интервале 350-400 °С для биметалла сталь+титан применительно к переходникам в электролизерах и трубным решеткам в теплообменниках.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, термообработка, прочность, пластичность, напряжения, интерметаллиды

*U. P. Besshaposhnikov, V. E. Kozhevnikov, V. I. Chernuhin, V. V. Pai\**

### **TO THE QUESTION ON THE CHOICE OF THE HEAT TREATMENT MODE OF LARGE-SIZED SHEET STEEL + TITANIUM BIMETAL AFTER EXPLOSIVE WELDING**

*Ural plant of chemical engineering, liom@ekb.ru*

*\*Lavrentyev institute of hydrodynamics SB RAS, pai@hidro.nsc.ru*

The high efficiency of temperature treatment mode in an interval 350-400°C for the steel+titanium bimetal with reference to adapters in electrolyzers and to tube sheets in heat exchangers is confirmed by the authors on the basis of the review of literary data and own practical experience in the explosive welding manufacture.

**Keywords:** explosive welding, heat treatment, strength, plasticity, strains, intermetallic.

#### **I. Вводная часть.**

Важной задачей по получению надежного по свойствам крупногабаритного листового композита сталь+титан после сварки взрывом является назначение оптимальной температурной обработки, необходимой для снятия остаточных напряжений. Отметим, что для выбора режима термообработки разные исследователи пользуются и разными критериями. Так в работе [1] для выбора режима термической обработки авторы используют результаты замера микротвердости компонентов по сечению сварного композита. В работе отмечается, что наименьшая твердость компонентов в биметалле Ст3+Вт1-0 достигается после нагрева до 700 °С. Однако авторы рекомендуют термообработку проводить в интервале 600-650 °С, так как в этом случае твердость отличается незначительно от твердости при нагреве 700 °С, но зато поверхности заготовок получают менее окисленными. При этом указывается, что исследуе-

мая партия биметаллических заготовок имела низкое качество, выраженное в большом количестве расслоений, площадь которых достигала 26,9% от общей площади листа. Как следует из работы [2], при выборе режима термической обработки авторы ориентируются, в основном, на прочностные свойства зоны соединения. Показано, что нагрев биметалла ст.09Г2С + Вт1-0 в интервале температур 475-500 °С снижает механические свойства композиции, что по мнению авторов, может быть связано с большим количеством интерметаллидов в зоне соединения после сварки взрывом. Отжиг при температуре 600 °С восстанавливает прочность композиции до исходного значения, которое, однако, не достаточно большое, так как составляет всего 284 МПа при испытании образцов на отрыв сваренных слоев. Вероятней всего, такое восстановление связано с релаксацией напряжений [3]. Дальнейшее повышение температуры отжига до 1050 °С приводит к резкому падению

прочности на отрыв до 101,2 МПа. Авторы отмечают, что нагрев при 475°С приводит к началу процесса рекристаллизации в околосшовной зоне (со стороны стали и титана), затем при нагреве 550°С происходит обезуглероживание стали в приграничной области, а в титане идет процесс укрупнения рекристаллизованных зерен. Отжиг 600°С способствует дальнейшему росту величины обезуглероженного слоя. Далее при нагреве 700°С происходит укрупнение зерен в приграничной зоне со стороны стального слоя. Отжиг 930°С приводит к появлению вдоль всей зоны соединения интерметаллидной прослойки и слоистой структуры титана. При этой температуре, по мнению авторов, начинается процесс диффузии титана и его соединений в сталь по границам зерен. Дальнейший нагрев до 1050°С приводит к появлению вдоль всей линии соединения серой интерметаллидной полосы. В работе [4] отмечается, что в некоторых случаях наблюдается снижение прочности соединения титана со сталью после температур нагрева, начиная даже с 400°С. Как следует из результатов работы [5], начало образования интерметаллидной прослойки может находиться и вблизи интервала температур ~400-450°С, если по условиям режима термообработки требуется длительный прогрев металла, исчисляемый несколькими часами. Интерметаллиды, из-за их хрупкости, ведут к снижению прочностных а, следовательно, эксплуатационных свойств биметалла сталь+титан. Поэтому, перед выбором оптимального режима термообработки необходимо, по-видимому, вначале получить композиционный материал с высокими прочностными свойствами.

В работе [6] рекомендуется термическая обработка при 350°С для композита ст.08Х18Н10Т+Вт6С, изготовленного на оптимальном режиме сварки взрывом, обеспечивающим получение соединения с прочностью на отрыв слоев 430...450 МПа. Из работы следует, что главным критерием выбора оптимальной

температуры нагрева композита сталь+титан служат самые высокие значения как прочностных, так и пластических свойств биметалла в зоне соединения. В статье показано, что напряжения у границы соединения в титановом сплаве после нагрева до 350°С – самые низкие. При этом максимальная прочность сцепления слоев достигалась после нагрева до температуры 300...400°С и составляла величину 600...700 МПа при испытании на отрыв, то есть была больше, чем в исходном состоянии. Авторы объясняют этот факт явлением возврата [7], которое сопровождается более благоприятным перераспределением остаточных напряжений после нагрева до этих температур, снятием искажений кристаллических решеток металлов, залечиванием микродефектов в зоне соединения и другими процессами. Дальнейшее увеличение температуры нагрева биметалла до 800°С приводило к резкому уменьшению прочности соединения до 120...140 МПа. Авторы, ссылаясь на результаты работы [3], отмечают, что подобный характер зависимости прочности соединения от температуры нагрева был получен и для других сочетаний титаностальной композиции. В работе [8] представлены результаты исследования работоспособности биметалла Ст3+Вт1-1(Вт1-0). В ней авторы сообщают, что после проведения термообработки при 350°С этот биметалл равномерно растягивали до своего разрушения. При этом отслоений по зоне соединения не наблюдалось. Кроме того, механические свойства этого композита не зависели от толщины листов и находились в интервале значений по временному пределу прочности 460-520 МПа, пределу текучести 355-400 МПа и относительному удлинению 17-20%. Показано, что при температуре отпуска более 300°С предел текучести уменьшается, а относительное удлинение увеличивается. Авторы объясняют это снятием наклепа. Отмечено, что из-за меньшей пластичности титана в сравнении со сталью, как в исходном состоянии, так и после



отпуска при температурах до 400°С, происходит одновременное разрушение стали и титана. Так, после нагрева при 300°С и ниже титан разрушается хрупко, а после отпуска при 500-600°С титановая и стальная части образца разрушаются одновременно с образованием шейки. В качестве критерия выбора режима термической обработки авторы предлагают использовать условия эксплуатации изделия, изготовленного из композита сталь+титан. При этом авторы ссылаются на работу [9]. Однако из результатов последней следует, что главным критерием выбора режима термической обработки биметалла сталь+титан является не столько условия эксплуатации изделия, а сколько способность биметалла в целом выдержать без разрушения дальнейший технологический передел при изготовлении конкретного изделия. Например, при изготовлении различных резервуаров из биметалла в работе [9] рекомендуется проводить термическую обработку при температуре не выше 700°С. В этом случае, по мнению автора, достигается оптимальная пластичность биметалла в целом, позволяющая успешно проводить такие технологические операции как правка, гибка, штамповка без расслоения плакирующего слоя.

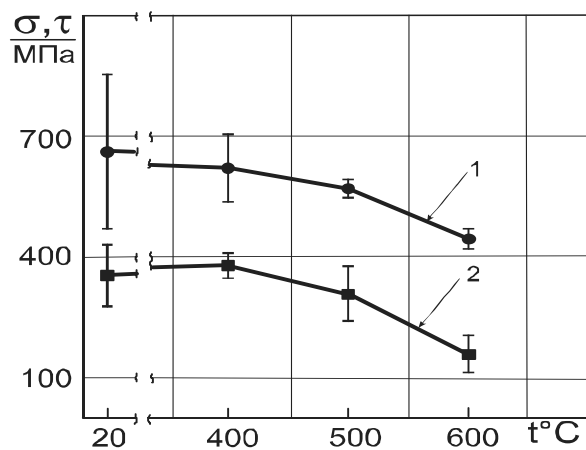
На наш взгляд, все вышеперечисленные критерии выбора режима термической обработки можно свести к одному обобщенному, который можно сформулировать следующим образом. **Режим термообработки должен обеспечивать требуемые свойства биметалла, как в процессе изготовления конкретного изделия из данного композита, так и в течение заданного срока своей эксплуатации.**

## II. Некоторый практический опыт.

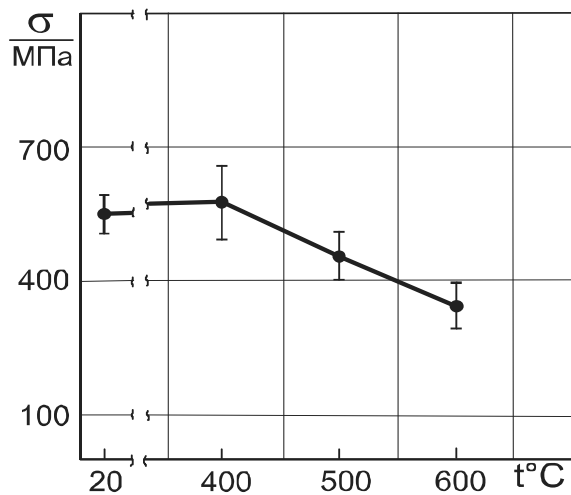
Ниже представлены некоторые результаты практического опыта авторов настоящей статьи в части оптимизации режима термообработки для биметалла сталь+титан применительно к электролизному оборудованию и трубным решеткам различных теплообменных аппаратов.

При производстве одного типа мембранного электролизера, требовалось получить биметаллические листы Вt1-0+Ст3 толщиной 8мм (5мм Вt1-0 и 3мм Ст3) размером 400мм x 2550мм для токоведущих переходников, которые требовалось приварить к титановому корпусу ванны. Указанные биметаллические листы необходимо было разрезать гильотинными ножами на полосы 25мм x 2550мм. После сварки взрывом листы были сильно деформированы (изогнуты) и нуждались в правке. Однако без их предварительной термической обработки происходило хрупкое разрушение биметалла в поперечном сечении с полным разделением его на два-три фрагмента, что свидетельствовало о низких пластических свойствах биметалла в целом. Термообработанные же заготовки подобных разрушений после резки на ножах не имели. Термическую обработку проводили в одном случае при нагреве до 650°С, в другом – до 380°С. При доводке биметаллических полос до требуемых размеров, путем удаления части плакирующего стального слоя строжкой вдоль одной из длинных сторон, биметалл, прошедший термообработку при 650°С, расслаивался по зоне соединения, а после нагрева при 380°С такого дефекта не имел. Причиной расслоения, как показали металлографические исследования, явились интерметаллиды, скопившиеся в зоне соединения сталь+титан в виде непрерывной прослойки, появившейся после нагрева до 650°С. Поэтому все последующие токоподводы из данного композита были изготовлены после предварительной термообработки на режиме 380±15°С. Это позволило сохранить без разрушения биметаллическое соединение при изготовлении токоподвода и последующей приварки этого изделия к электролизной ванне, а также обеспечить требуемую электропроводность данного композита в течение всего заданного срока своей эксплуатации.

В процессе проведения специальных работ по изучению механических свойств биметалла



**Рис.1.** Зависимость средней прочности сцепления сваренных слоев (с указанием среднеквадратичного отклонения из 8-12 испытаний) на отрыв  $\sigma$  (1) и срез  $\tau$  (2) в соединении ст.09Г2С+Вт1-0 (толщиной 36мм и 3мм соответственно) от температуры нагрева. Размеры биметаллических пластин в плане 400мм x 200мм.



**Рис.2.** Зависимость средней прочности сцепления сваренных слоев (с указанием среднеквадратичного отклонения из 5-6 испытаний) на отрыв  $\sigma$  в соединении ст.09Г2С+Вт1-0 (толщиной 30мм и 3мм соответственно) от температуры нагрева. Размеры биметаллических пластин в плане 1200мм x 400мм. (образцы вырезались на расстоянии более 1000мм от начала сварки)

ст.09Г2С+Вт1-0, с целью его использования в оборудовании атомных и тепловых электростанций, в качестве объектов исследования использовали биметаллические пластины размером 400 мм x 200 мм x 39 мм (слои из ст.09Г2С и Вт1-0 с толщинами 36мм и 3мм, соответственно) и 1200 мм x 400 мм x 33 мм (слои из ст.09Г2С и Вт1-0 с толщинами 30 мм и 3мм, соответственно). Данные биметаллические заготовки были получены на оптимальных

режимах сварки взрывом. Далее требовалось подобрать такой режим термической обработки, который бы сохранил оптимальные механические свойства биметалла в целом и высокие прочностные и пластические свойства зоны соединения, в частности. Термообработку данного композита проводили на трех режимах: 400°С, 500°С и 600°С с выдержкой при указанных температурах в течение 3 часов с последующим остыванием в печи до температуры 150°С, а затем окончательным остыванием на воздухе. Максимальный перепад температур при всех режимах нагрева составлял  $\pm 10^{\circ}\text{C}$ . В начале были проведены механические испытания образцов на отрыв и срез. На рис. 1 и 2 представлены результаты таких испытаний.

Откуда явно следует, что средняя прочность сцепления слоев понижается после нагрева более 400°С. При этом прочность соединения у длинной пластины (см. рис. 2) оказалась ниже, чем у короткой (см. рис. 1) для соответствующих температур нагрева. Кроме того, было обнаружено, что с увеличением габаритных размеров или температуры нагрева меняется характер разрушения при испытаниях на отрыв и срез сваренных слоев. Так образцы, вырезанные на расстоянии более, чем 1000 мм от места начала сварки или после термообработки более, чем 400°С, разрушались по зоне соединения, почти в 100% случаев. Более низкие результаты механических испытаний у образцов, вырезанных в конце крупногабаритной заготовки, по отношению к соответствующим результатам испытаний образцов, вырезанных из малогабаритной заготовки, можно объяснить отрицательным воздействием воздушной пробки, движущейся впереди соударяющихся друг с другом пластин и ведущее, в конечном счете, к росту объема интерметаллидной прослойки из-за изменившихся условий сварки взрывом: повышения скорости детонации взрывчатого вещества с удалением от места инициирования взрывчатого вещества, увеличения угла

**Таблица 1.**  
**Механические свойства биметалла ст.09Г2С + Вt1-0**  
**при различных нагревах<sup>1</sup>**

Материал, маркировка образца (температура нагрева)	Предел текучести (при 0,2% остаточной деформации), МПа	Временный предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %
П(20°С)	735	755	12
В(20°С)	680	620	15
П(400°С)	610	695	17
В(400°С)	575	660	19
П(500°С)	560	615	19
В(500°С)	500	605	22
П(600°С)	430	550	28
В(600°С)	380	515	33

соударения из-за роста сварочного зазора, разогрева свариваемых поверхностей до момента их соударения. Практика показывает, что сваривать взрывом крупногабаритные листы технологически труднее, чем малогабаритные, т.к. в этом случае труднее выдерживать все оптимальные значения технологических параметров. К тому же, допуски для пары титан–сталь по всем технологическим параметрам режима сварки гораздо более «жесткие», чем для большинства других пар металлов, и случайный выход хотя бы одного из параметров: сварочного зазора, толщины заряда, состава, плотности и влажности ВВ, за пределы допуска может привести, в конечном счете, к росту интерметаллидов. Последующий же нагрев, при температурах более 400°С после сварки взрывом крупногабаритных листов, по всей видимости, приводит к дополнительному росту интерметаллидов, что еще сильнее ухудшает прочностные свойства сварного соединения (см. рис.2). Данное обстоятельство необходимо учитывать при выборе режима термической обработки, осо-

бенно, в тех случаях, при которых требуется дополнительное температурное "нагружение" в процессе таких технологических операций как приварка титановой трубы к титановому слою трубной решетки теплообменного аппарата.

Следующие испытания были проведены с целью изучения влияния сварки взрывом и термической обработки на механические свойства биметалла в целом, и каждого слоя (титанового и стального) в отдельности. Результаты этих испытаний сведены в таблицы 1, 2 и 3.

Из таблицы 1 видно, что с ростом температуры обработки прочностные свойства биметалла уменьшаются, а пластические свойства увеличиваются. При этом механические свойства в разных направлениях относительно прокатки отличаются незначительно.

Анализ результатов, представленных в таблице 2 показывает, что для основного слоя (ст.09Г2С) прочностные и пластические свойства находятся на достаточно высоком уровне и после сварки взрывом, и после всех видов нагрева. А для плакирующего слоя (Вt1-0) – ситуация иная. Так после сварки взрывом, относительное удлинение резко снизилось и составило всего 8-5% с одновременным увеличением прочности, что свидетельствует о большем наклепе титанового слоя. При нагреве до 400°С относительное удлинение образцов выросло, но составило менее 30%. При дальнейшем повышении температуры обработки до 500°С пластические свойства титана соответственно увеличились и превысили по относительному удлинению 30%. При нагреве до 600°С титан приблизился по свойствам к своему исходному состоянию, что указывает на почти полное снятие наклепа.

С другой стороны, проведенные, затем, испытания на изгиб биметаллических образцов титановым слоем внутрь и наружу на угол 180° не выявили ни каких разрушений в металлах или расслоений по зоне соединения для образцов, термообработанных в интервале 400 –

<sup>1</sup> Индексы «П», «В» в маркировке означают, что образцы для механических испытаний вырезались поперек и вдоль проката заготовки, соответственно

600 °С. Далее были проведены испытания на ударных образцах с U-образной канавкой после сварки взрывом и различных термообработках. Результаты этих испытаний представлены в таблице 3.

Таблица 2.

Механические свойства ст.09Г2С и Вt1-0 до и после сварки взрывом при различных нагревах<sup>2</sup>

Материал, маркировка образца (температура нагрева)	Предел текучести (при 0,2% остаточной деформации, МПа)	Временный предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %
ст.09Г2С			
0П(20 °С)	480	625	25
0В(20 °С)	472	617	29
П(20 °С)	510	625	26
В(20 °С)	495	620	31
П(400 °С)	500	603	29
В(400 °С)	490	610	30
П(500 °С)	485	620	28
В(500 °С)	517	625	30
П(600 °С)	430	560	31,5
В(600 °С)	423	575	32
Вt1-0			
0П(20 °С)	345	401	53
0В(20 °С)	318	414	45
П(20 °С)	520	561	8
В(20 °С)	532	565	5
П(400 °С)	451	533	28
В(400 °С)	395	484	21
П(500 °С)	379	480	37
В(500 °С)	332	451	33
П(600 °С)	370	411	51
В(600 °С)	302	405	36

Откуда видно, что из всех видов термообработки только нагрев при 400 °С соответствует наибольшим значениям ударной вязкости биметалла ст.09Г2С+Вt1-0, если концентратор напряжений в виде U-образной канавки находится на поверхности титанового слоя. В случае расположения канавки со стороны стального слоя, ударная вязкость практически не изменяется от температуры нагрева и находится на

достаточно высоком уровне. Следует отметить, что испытания на образцах без плакирующего слоя (Вt1-0) показали существенное снижение ударной вязкости вдоль проката после нагревов 500 °С и 600 °С. Поэтому можно утверждать, что относительно пониженная пластичность титанового слоя после нагрева при 400 °С компенсируется высокой вязкостью стального слоя и достаточной пластичностью зоны соединения в процессе нагружения композита в целом. При этом только низкотемпературная обработка способна обеспечить в зоне соединения биметалла сталь+титан самые высокие показатели по ее пластичности и прочности сцепления слоев одновременно, что согласуется с результатами работы [6].

Таблица 3.

Ударная вязкость в U-образных ст.09Г2С+Вt1-0 и слоя из ст.09Г2С,  $\times 10^4$  Дж/м<sup>2</sup>

Температура нагрева, °С	Вырезка образцов относительно направления проката заготовок	ст.09Г2С+Вt1-0		ст.09Г2С (после снятия Вt1-0 строжкой)
		канавка в титане	канавка в стали	
20	поперек проката	5	276	210
	вдоль проката	101	200	155
400	поперек проката	47	260	202
	вдоль проката	82	195	105
500	поперек проката	29	267	168
	вдоль проката	31	193	67
600	поперек проката	34	262	154
	вдоль проката	54	202	65

Таким образом, в тех условиях эксплуатации, где нет жестких требований к прочности соединения или к электросопротивлению композита сталь+титан, но имеются повышенные требования к пластичности компонентов при статических нагрузках, например, при вальцов-

<sup>2</sup> Индексы «П», «В» в маркировке означают, что образцы для механических испытаний вырезались поперек и вдоль проката заготовки, соответственно. Все образцы, имеющие в маркировке индекс «0», были вырезаны для испытаний до сварки взрывом, остальные образцы-после сварки взрывом

ке или штамповке с глубокой вытяжкой титанового слоя, то, очевидно, термическая обработка предпочтительна при нагревах выше  $500^{\circ}\text{C}$ . А там, где имеются повышенные требования к прочностным и пластическим свойствам зоны соединения или ее электропроводности, а также стойкости композита при ударных нагрузках, то предпочтительней нагрев в интервале  $350\text{--}400^{\circ}\text{C}$ , так как ниже этого интервала имеет место хрупкое разрушение титанового слоя, а выше этого интервала происходит снижение механических свойств и электропроводности зоны соединения в биметалле сталь+титан из-за зарождения и роста интерметаллидной прослойки, имеющей низкую пластичность и электропроводность, а также снижение ударной вязкости основного слоя.

### III. Причины эффекта низкотемпературного нагрева.

На наш взгляд, основные причины, обуславливающие хорошую работоспособность композита сталь+титан, прошедшего низкотемпературную обработку в интервале  $350\text{--}400^{\circ}\text{C}$  и предназначенного для изготовления деталей электролизного оборудования и трубных решеток для теплообменных аппаратов, кроются в следующем.

В начале, в качестве первого аргумента, рассмотрим данный вопрос с позиций степени пластических деформаций и напряженного состояния в биметаллическом соединении.

После пластической деформации металл имеет структурно неустойчивое состояние, в частности с искаженной кристаллической решеткой и с внутренними напряжениями. Так, при сварке взрывом, возникают сдвиговые пластические деформации, которые приводят к появлению упрочненной зоны (наклепа) с деформациями от нескольких процентов в глубине металла до сотен и даже 1000 процентов вблизи зоны сцепления сваренных слоев [10]. Естественно, деформации при сварке взрывом вызывают сильные искажения кристаллической

решетки металлов в окрестности зоны соединения. Известно [7], что устранение искажений кристаллической решетки не требует высокой температуры, так как при этом происходит незначительное перемещение атомов. Температуру, при которой осуществляется снятие искажений решетки деформированного металла, принято называть температурой возврата или отдыха. В частности для стали этот нагрев составляет величину  $300\text{--}400^{\circ}\text{C}$ . В результате такого нагрева твердость и прочность металла несколько снижаются, а пластичность возрастает. При этом процессы, сопровождающие явление возврата у титана технической чистоты, по-видимому, соответствуют как и у стали диапазону температур  $300\text{--}400^{\circ}\text{C}$  [11]. Как было показано в работе [2], нагрев при  $475^{\circ}\text{C}$  для стали и титана приводит к началу процесса рекристаллизации в сильнодеформированной области – околосшовной зоне. В удаленных от линии соединения слоях свариваемых металлов, где степень деформации существенно ниже, процесс рекристаллизации может начаться при более высоких температурах, поскольку, как поясняется в работе [7], большая степень деформации облегчает процесс рекристаллизации и снижает минимальную температуру данного процесса. В этой же работе указано, что при некоторой сравнительно небольшой пластической деформации создается сравнительно небольшая плотность дислокаций в основном по границам зерен, обеспечивающая преимущественное развитие процесса роста зерна по механизму слияния (постепенное «растворение» границ зерен и объединение многих мелких зерен в одно крупное). При обработке давлением, если степень деформации находится в пределах, так называемой, **критической степени деформации** (у стали обычно **3-8%**), нагрев до температур **рекристаллизации** приводит к **сильному росту зерна**. Нужно отметить, что согласно [12] критическая степень деформации у титана составляет 2,5-5%, а температура ре-

кристаллизации находится в интервале температур 480-750°С. Так из работы [11] следует, что при малой степени деформации титана (2,5%) после уже получасового нагрева в интервале температур рекристаллизации фиксируется образование единичных крупных зерен.

Как было отмечено выше, при сварке взрывом имеется весь спектр степеней деформации: от нескольких процентов в глубине металла до сотен и тысяч процентов в зоне соединения. Следовательно, нагрев композита сталь+титан при температуре рекристаллизации может с большой степенью вероятности привести к существенному росту зерен в глубине сваренных металлов. При этом процесс такого роста зерен вредно отражается на структуре и, следовательно, на свойствах, так как может привести к крупнозернистости (при завершении процесса) или к разнотерности (при незавершении процесса), и тогда следует принять меры, предупреждающие эти негативные явления.

**Поэтому, если после деформации осуществляется рекристаллизационный нагрев, то критической степени деформации по возможности следует избегать!**

Одна из эффективных мер по предупреждению ухудшения структурных и, как следствие, механических свойств биметаллического соединения сталь+титан – проведение термообработки ниже интервала температур рекристаллизации, то есть при температурах возврата (300-400°С).

Далее. Как показано в работе [6], эпюры внутренних напряжений в биметалле сталь+титан после нагрева при 350-400°С не только количественно, но и качественно расходятся с эпюрами, полученными после нагрева 500°С и выше. В первом случае величина напряжения вблизи линии соединения плавно изменяется при переходе от одного компонента к другому, а во втором – скачкообразно, что нежелательно для зоны соединения с прослойкой

из интерметаллидов из-за падения ее пластичности.

**Поэтому, если требуются улучшенные по пластичности свойства зоны соединения, то следует избегать температуры нагрева, приводящей к «скачкообразному» изменению напряжений у линии соединения!**

К сожалению, «скачкообразность» околошовных напряжений, также как зарождение и рост интерметаллидной прослойки, является неизбежным следствием нагрева, проводимого при температуре рекристаллизации и выше. Такое различие в эпюрах внутренних напряжений объясняется различием в механизмах их образования. Так, в случае нагрева биметалла сталь+титан в интервале температур 300-400°С, происходит значительное снятие напряжений у границы соединения (с ~1000МПа до ~200МПа [6]) и их перераспределение в глубь металла за счет постепенного устранения искажений кристаллической решетки (возврата). В другом случае, после нагрева данного композита до температур 500°С и выше, вначале осуществляется частичное или полное снятие напряжений от сварки взрывом, а затем, при остывании биметалла, происходит образование нового напряженного состояния в биметаллическом соединении за счет разницы тепловых расширений титана и стали.

В качестве второго, но не менее важного аргумента в пользу низкотемпературной обработки 350-400°С является тот известный факт [12], что при увеличении температуры нагрева **выше 450-500°С титан насыщается кислородом, азотом и водородом**, что существенно может ухудшить свойства биметалла сталь+титан, если не применять специальных для этого случая мер. Однако такие дополнительные мероприятия, в свою очередь, не всегда приемлемы (использование, например, вакуумных печей) или требуют существенного увеличения трудоемкости по ликвидации слоя титана, насыщенного вредными по концентрации газами.

#### IV. Практические рекомендации.

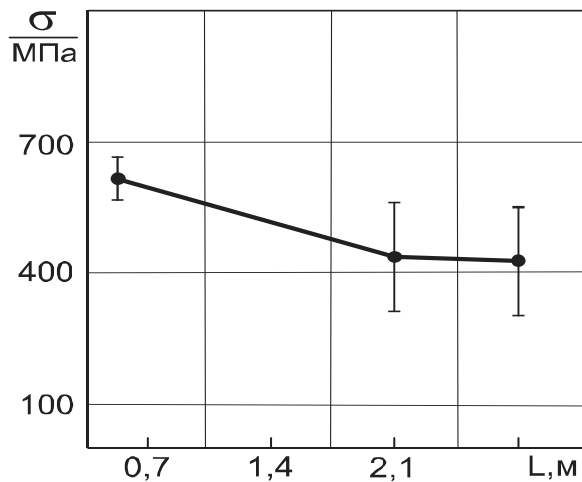
Из всего вышеизложенного следует, что нагрев в интервале температур 350-400°С, во-первых, гарантирует снятие опасных напряжений у линии соединения в биметалле сталь+титан с одновременным увеличением пластических свойств свариваемых металлов и околошовной зоны, во-вторых, гарантирует отсутствие процессов образования и роста интерметаллидов, увеличивающих «хрупкость» и электросопротивление сварного соединения сталь+титан и, в-третьих, не способствует насыщению титана вредными газами. Нагрев же в интервале температур 500-700°С, по сравнению с нагревом в интервале температур 350-400°С, во-первых, может ухудшить структуру свариваемых металлов из-за неблагоприятных процессов, связанных с ростом зерна при рекристаллизации, во-вторых, приводит к зарождению и росту интерметаллидов в околошовной зоне, снижающих ее пластические свойства, в-третьих, приводит к опасности насыщения титана вредными газами, что требует применения дополнительных мероприятий, удорожающих производство изделий из данного композита.

Таким образом, биметалл сталь+титан, сваренный взрывом на оптимальных режимах и не предназначенный для технологических операций или условий эксплуатации, при которых появляются значительные по абсолютной величине и сравнимые с пределом текучести титана напряжения на внешней поверхности титанового слоя, предпочтительней нагревать в интервале температур 350-400°С, а не при 500-700°С. Такой биметалл, следует применять, как показано выше, для изготовления таких изделий, как переходники в электролизерах или трубные решетки в различных теплообменных аппаратах.

Что касается термообработки биметалла сталь+титан в интервале температур 500-700°С, то она требует индивидуального подхода в

каждом конкретном случае. Так, если при изготовлении изделия требуется применить технологический передел, связанный с глубокой вытяжкой титанового слоя и при этом нет требований к повышенной прочности и/или электропроводности зоны соединения в данном композите, то тогда, на наш взгляд, вполне допустится термообработка при нагреве до 700°С. При изготовлении обечаек из биметалла сталь+титан для сосудов, не требующих высокой прочности соединения сваренных слоев, допускается режим нагрева в интервале температур 500-600°С. Однако, во всех случаях, когда используется нагрев в интервале температур 500-700°С, следует всегда уделять особое внимание на такие важные факторы, как определение минимального и максимального порогов по времени выдержки при нагреве биметалла. Например, в известной фирме Nobelclad применяются следующие режимы термической обработки биметалла сталь+титан после сварки взрывом [13]: 540±15°С при времени выдержки не менее 2 часов, но не более 4 часов или 605±15°С при времени выдержки не менее 1 часа, но не более 2 часов.

Выработанные рекомендации по термообработке были успешно апробированы при изготовлении крупногабаритных биметаллических трубных досок на заводе «Уралхиммаш». В качестве такой иллюстрации на рисунке 3 представлены результаты механических испытаний образцов на отрыв на различных расстояниях от начала сварки взрывом. Заготовка трубной доски размером 2100 мм х 2200 мм из стали 09Г2С толщиной  $\delta_2 = 60$  мм, была заплакирована титановым слоем Вt1-0 толщиной  $\delta_1 = 5$  мм, затем термообработана на следующем режиме: нагрев до температуры 380±15°С (скорость нагрева не более 80°С в час), выдержка 4 часа, охлаждение с печью до 150°С с дальнейшим остыванием на воздухе и последующей правкой. Процесс сварки взрывом начинался с одного из углов заготовки. При этом образцы для



**Рис.3.** Изменение средней прочности сцепления сваренных слоев (с указанием среднеквадратичного отклонения из 6-7 испытаний) на отрыв  $\sigma$  в соединении ст.09Г2С+Вt1-0 (толщиной 60мм и 5мм соответственно) с увеличением расстояния от места начала сварки взрывом.

испытаний вырезались вдоль линий, перпендикулярных к проекции фронта детонации.

Из рис. 3 видно, что прочность соединения между титаном и сталью находится на достаточно высоком уровне и превышает в среднем значение 400 МПа по всей длине свариваемых заготовок, что свидетельствует о правильном выборе режимов сварки взрывом и термической обработки.

#### Библиографический список

1. Отчет по теме 8201: Исследование свойств и разработка ВТУ на двухслойный металл сталь+титан толщиной до 40 мм для химического машиностроения. № Гос.регистр. 70061995. НИИХИММАШ, Москва, 1969г.
2. Отчет по теме 0153-82-17/9-06-130: Исследование работоспособности полученных сваркой взрывом биметаллов АДО+МЗР, 09Г2С+ВТ1-0 с выдачей рекомендаций по термообработке и интервалам рабочих температур в химоборудовании, а также изучение влияния остаточных напряжений и сварки на коррозионную стойкость и малоцикловую усталость углеродистых сталей, плакированных нержавеющей сталью и медью. № Гос.регистр 018270060030, УДК 0284.0002126, НИИХИММАШ, Северодонецкий филиал, Северодонецк, 1983.
3. Белоусов В.П., Седых В.С., Трыков Ю.П. Механические свойства титаностальных соединений (с промежуточными связями), сваренными взрывом // Сварочное производство. – М, 1971, №9, с.10 – 12.
4. Klein W/-In the Flow path in the cointact zone in explosion welding. Third International conference of the center for high Energyforming. Colorado, July, 12-16,-1971,-p118.
5. Сварка взрывом. Биметаллические титаностальные переходники. Ремонт теплообменного оборудования АЭС/Козлов А.А., Зюбан Н.А., Седых В.С. и др. // Сборник реферативных статей. - Волгоград, 1987.- 26с.
6. Гуриков В.М., Покатаев Е.П. Влияние нагревов на остаточные напряжения, прочностные и пластические свойства сваренного взрывом соединения титанового сплава типа ВТ6С со сталью 08Х18Н10Т // Сварка взрывом и свойства сварных соединений. Межвуз.сб.науч.тр. – Волгоград: ВолгПИ, 1987, с.95 – 105.
7. Гуляев А.П. Металловедение.- М.: Металлургия, 1977.- 646с.
8. Деформация слоистых композитов / Ю.П. Трыков, В.Г. Шморгун, Л.М. Гуревич – Волгоград: РПК «Политехник», 2001. – 242 С
9. Rudingtr K - Hans.Techn Vortragsveroeff (Berlin), 1972, №S.10-16.
10. О пластической деформации в зоне соединения при плакировании взрывом / М.П.Бондарь, В.М.Оголихин // Физика горения и взрыва. – 1985. Т21, №2. – С. 147-151.
11. У. Цвиккер. Титан и его сплавы. – Берлин – Нью-Йорк, 1974, Пер. с нем. –М: Металлургия, 1979- 512
12. Чечулин Б.Б., Ушков С.С., Разуваева И.Н., Гольдфайн В.Н. Титановые сплавы в машиностроении. – Л.: Машиностроение (Ленингр. отд-ние), 1977.- 248с.
13. Плакирование металлических листов методом взрыва // Общие технические условия NC 501 5-е издание.- Nobelclad, 3 декабря 1999. - 13с.



Научное издание

**ИЗВЕСТИЯ**  
**Волгоградского государственного технического университета**  
**№ 5 (65), 2010 г.**

С е р и я "СВАРКА ВЗРЫВОМ И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ"  
(Выпуск 4)

*Межвузовский сборник научных статей*

Компьютерная верстка *Е. С. Арестов*

Темплан 2010 г. (научные издания). Поз. № 8н.  
Подписано в печать 18.10.2010. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.  
Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 20,46. Уч.-изд. л. 20,37.  
Тираж 150 экз. Заказ

Волгоградский государственный технический университет.  
400005, г. Волгоград, просп. им. В. И. Ленина, 28, корп. 1.

Отпечатано в типографии ВолгГТУ.  
400005, Волгоград, просп. им. 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 материала 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.