

ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО ПО ОБРАЗОВАНИЮ  
ВОЛГОГРАДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

# ИЗВЕСТИЯ

ВОЛГОГРАДСКОГО  
ГОСУДАРСТВЕННОГО  
ТЕХНИЧЕСКОГО  
УНИВЕРСИТЕТА

Серия

СВАРКА ВЗРЫВОМ

И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Выпуск 3

---

---

№ 3 (41)

Межвузовский сборник научных статей  
Издается с января 2004 г.

2008

---

---



Волгоград  
2008

УДК 621.9

*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, проф., член-корр. РАН *И. А. Новаков*

Редакционная  
коллегия серии:

д-р техн. наук, проф. *В. И. Лысак* (научный редактор)  
д-р техн. наук, акад. РАН *В. Н. Анциферов* (г. Пермь)  
д-р физ.-мат. наук, проф. *Ю. А. Гордополов* (г. Черноголовка)  
д-р техн. наук, проф. *Л. А. Добрушин* (г. Киев)  
д-р техн. наук, проф. *В. И. Калита* (г. Москва)  
д-р техн. наук, проф. *А. Г. Кобелев* (г. Москва)  
д-р техн. наук, проф. *С. В. Кузьмин* (г. Волгоград)  
д-р физ.-мат. наук, проф. *В. В. Пай* (г. Новосибирск)  
д-р техн. наук, проф. *В. Г. Петушков* (г. Киев)  
д-р техн. наук, проф. *А. Е. Розен* (г. Пенза)  
д-р техн. наук, акад. НАН Беларуси *О. В. Роман* (г. Минск)  
д-р техн. наук, проф. *И. В. Яковлев* (г. Новосибирск)  
канд. техн. наук, доц. *В. И. Кузьмин* (ответственный секретарь)

Печатается по решению редакционно-издательского совета  
Волгоградского государственного технического университета

**Известия** Волгоградского государственного технического университета: межвуз. сб. науч. ст.  
№ 3(41) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – 144 с. (Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений.  
Вып. 3).

ISSN 1990–5297

Сборник содержит работы ученых высших учебных заведений России, представляющие научный и практический интерес для широкого круга специалистов в области сварки взрывом.

Ил. 98. Табл. 15. Библиогр.: 197 назв.

ISSN 1990–5297

© Волгоградский государственный  
технический университет, 2008

## СОДЕРЖАНИЕ

---

<i>В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, А. П. Пеев, Е. А. Чугунов</i> Деформационно-энергетические аспекты процесса сварки взрывом .....	4
<i>В. А. Чувичилов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> К вопросу о пластическом деформировании металла ОШЗ при сварке взрывом по схеме двустороннего симметричного плакирования.....	16
<i>О. В. Строков, В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, В. В. Литвинов</i> Закономерности пластического деформирования металла при сварке взрывом сталеалюминиевого композита с прослойкой хрома.....	24
<i>Т. Ш. Сильченко, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. С. Горобцов, Ю. Г. Долгий</i> Анализ причин изменения структуры и свойств зоны соединения по длине сваренных взрывом биметаллических заготовок.....	31
<i>И. В. Денисов, Л. Б. Первухин, О. Л. Первухина, А. Е. Розен</i> Деформационные процессы при сварке взрывом.....	39
<i>А. И. Дегтярев, А. М. Ханов, И. В. Яковлев</i> Деформации и время пластического течения при сварке взрывом волокнистых Композиционных материалов.....	46
<i>С. В. Хаустов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. А. Федянов</i> Расчетно-экспериментальная методика определения температурных полей в околошовной зоне при сварке взрывом.....	50
<i>А. А. Бердыченко</i> Структурные изменения титана при образовании сварного соединения сваркой взрывом.....	57
<i>В. М. Оголихин, И. В. Яковлев</i> Сварка взрывом металлических слоистых композиционных материалов с пакетным расположением свариваемых заготовок.....	68
<i>В. В. Пай, Г. Е. Кузьмин, М. А. Гулевич, Я. Л. Лукьянов, И. В. Яковлев</i> Метод исследования ударно-волнового нагружения материалов.....	73
<i>С. Н. Буравова, Ю. А. Гордополов, И. В. Денисов, О. Л. Первухина</i> Влияние внутренней волны разгрузки на процессы, сопутствующие сварке взрывом.....	79
<i>Ю. П. Мещеряков, О. И. Стояновский</i> Расчет максимальных напряжений в металлических дисках, возникающих в результате воздействия импульсных нагрузок.....	83
<i>В. Н. Гульбин, В. В. Чердынцев*, Б. В. Жалнин*, С. Д. Калошкин*</i> Динамически компактированные композиты алюминий + квазикристалл.....	86
<i>Д. Б. Крюков, В. А. Соловьев, А. Е. Розен, И. С. Лось, А. В. Хорин</i> Голографическая интерференционная дефектоскопия композиционных материалов, полученных сваркой взрывом.....	98
<i>Ю. П. Мещеряков</i> Численное исследование демпфирующих свойств стержневых структур при импульсном нагружении.....	101
<i>В. М. Оголихин, И. В. Яковлев</i> Использование игданита при сварке взрывом во взрывных камерах.....	105
<i>А. Е. Розен, С. Г. Усатый, А. В. Прыцак, И. Б. Мурадов, Д. В. Каракозов</i> Реологическая наследственность сегнетокерамических материалов при спекании.....	111
<i>В. М. Оголихин, С. Д. Шемелин</i> Взрывное компактирование порошковых материалов в металлических ампулах.....	119
<i>В. В. Юрасов, Т. Ш. Сильченко, Н. А. Кидалов, С. В. Кузьмин</i> Исследование возможности повышения производительности процесса получения жидкого стекла за счет ударно-волновой обработки растворяемого твердого компонента.....	123
<i>А. В. Илясов</i> Формирование износостойкой структуры металломатричных композиционных материалов на основе системы Fe-WC-Ti.....	131

УДК 621.791.76: 621.7.044.2

*В. И. Лысак, д-р техн. наук, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук,  
А. П. Пеев, к-т техн. наук, Е. А. Чугунов, к-т техн. наук*

## ДЕФОРМАЦИОННО-ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРОЦЕССА СВАРКИ ВЗРЫВОМ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Установлены закономерности пластического деформирования металла околошовной зоны при сварке взрывом одно- и разнородных металлов. Изучен детальный постатейный анализ баланса энергии в системе двух косо соударяющихся пластин при их взрывном нагружении.

The regularities of plastic deformation of a metal in the weld zone at explosion welding of similar and dissimilar metals were determined. The detailed item-by-item analysis of the energy balance in the system of two glancing-colliding plates at their explosive loading was studied.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, сдвиговая деформация, скорость соударения, композит, баланс энергии

**Keywords:** explosive welding, plastic deformation, impact velocity, composite, balance of energy

Проблемы создания новых перспективных материалов, в частности металлических слоистых композитов (СКМ), всегда относились к числу главных научно-технических приоритетов государства. Сварка взрывом, в силу присущих ей особенностей, является одним из эффективных путей создания высококачественных СКМ различных типов и назначения.

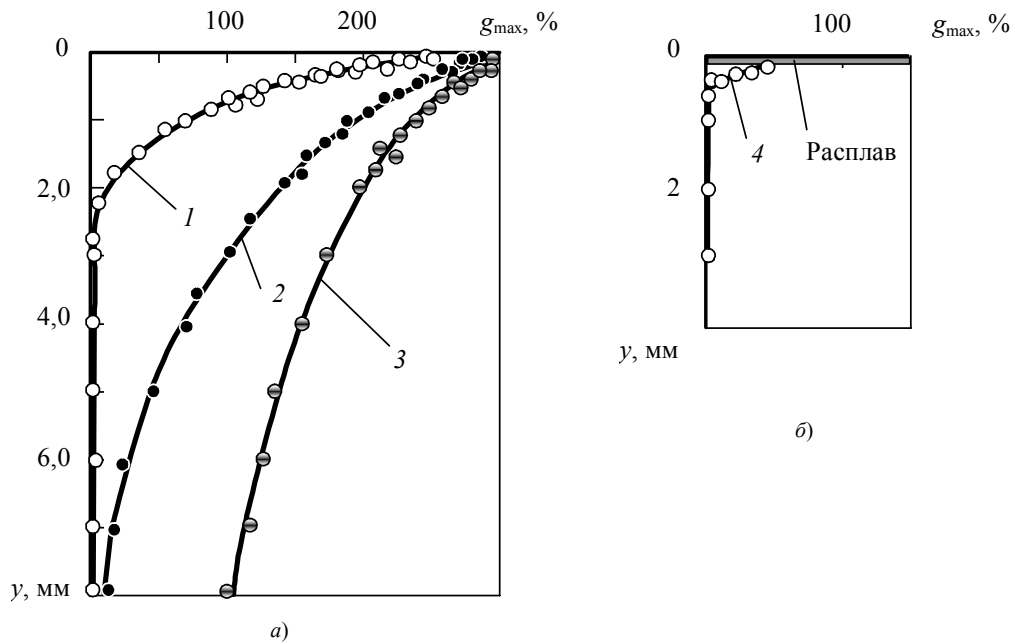
При сварке взрывом образование соединения происходит в результате деформационного воздействия на соединяемые материалы, характеризующегося высокой скоростью их соударения при малой длительности процесса и вызывающего двухстадийную топокхимическую реакцию, в результате протекания которой конечные свойства получаемых соединений определяются степенью, характером и временем деформации, что позволяет рассматривать сварку взрывом как обычный управляемый процесс, являющийся для ряда конструкций и сочетаний материалов безальтернативным технологическим решением и позволяющим получать качественные соединения.

Значительные успехи в познании этого сложного процесса достигнуты благодаря ис-

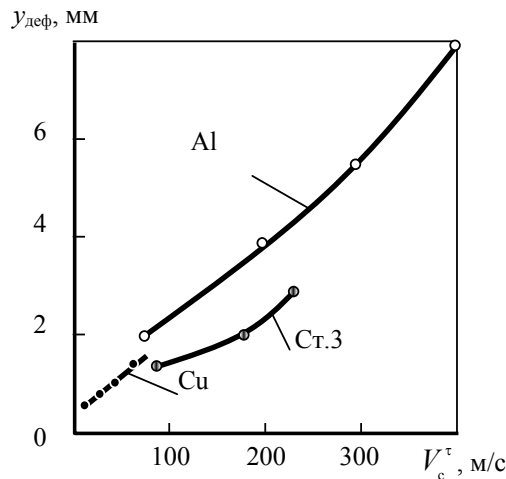
следованиям ряда российских и зарубежных исследователей [1 ... 9 и мн. др.], теоретически и экспериментально выявившим основные закономерности исследуемого процесса, изучившим влияние основных параметров сварки на свойства получаемых соединений, построившим энергетический баланс сварки взрывом двух- и многослойных композиционных материалов, обобщившим граничные условия сварки взрывом и др.

Анализ природы образования сварного соединения металлов в твердой фазе, к числу которых относится сварка взрывом, показывает что высокоскоростные деформационные процессы, протекающие в металле околошовной зоны, играют решающую роль в образовании физического контакта, активации поверхностей и, в конечном счете, схватывании металлов, что соответствует фундаментальным основам общей теории сварки давлением, сформированной в работах [10 ... 13 и др.].

Многочисленными теоретическими и экспериментальными данными [14 ... 17 и др.] доказано, что решающую роль в формировании сварного соединения играет пластическая де-



**Рис. 1. Эпюры максимальных сдвиговых деформаций  $g_{max}$  металла ОШЗ сваренных взрывом алюминиевых образцов [18]:**  
 1 –  $V_k = 1300$  м/с,  $V_c = 200$  м/с; 2 –  $V_k = 1300$  м/с,  $V_c = 420$  м/с; 3 –  $V_k = 1500$  м/с,  $V_c = 700$  м/с; 4 – околошовные режимы;  $y$  – расстояние от линии соединения слоев в свариваемом композите



**Рис. 2. Зависимость толщины деформированного слоя  $y_{def}$  от тангенциальной составляющей скорости соударения  $V_c^{\tau}$  [18]**

формация металла в околошовной зоне (ОШЗ), распределяющаяся экспоненциально по толщине свариваемых заготовок и достигающая вблизи линии соединения сотен процентов (рис. 1), а степень вовлечения в процесс деформирования металла ОШЗ существенным образом зависит от параметров сварки – скоростей контакта и соударения ( $V_c$  и  $V_k$ ) и динамического угла со-

ударения  $\gamma$  (рис. 1).

Обобщением большого количества экспериментальных данных показано, что степень пластической деформации  $g_{max}$  в непосредственной близости от границы раздела слоев сваренного композита, а также толщина слоя пластически деформированного металла  $y_{def}$  прямо пропорциональны тангенциальной составляющей скорости соударения  $V_c^{\tau} = V_c \sin \gamma$ , которая зависит от соотношения скоростей соударения и точки контакта (рис. 2).

Установлено, что для околошовной зоны соединений с волновым профилем (в отличие от безволновых соединений) характерна существенная неоднородность поля остаточной сдвиговой деформации не только по толщине сваренных элементов, но и в направлении вектора скорости точки контакта. Это проявляется в периодическом чередовании зон металла с различным уровнем  $g_{max}$  (рис. 3).

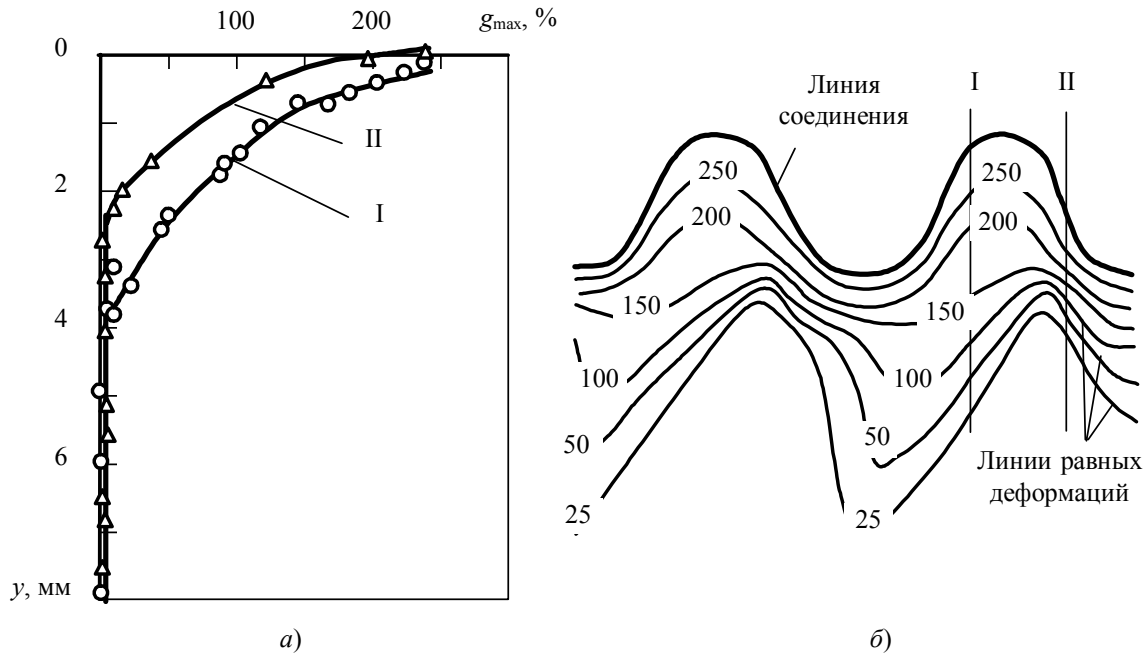


Рис. 3. Эпюры максимального сдвига (а) и линии равной деформации (б) в соединении алюминиевых пластин с волновым профилем границы соединения [16, 18]

Указанная особенность пластического течения металла обусловлена формированием бугра деформации за счет не только поверхностных, но и глубинных слоев металла перед точкой контакта, что приводит к более интенсивному деформированию последних под вершиной

волны. В зонах же, прилегающих к впадине, интенсивное пластическое течение металла затруднено [16, 18].

При сварке разнородных материалов характер пластического течения металла в ОШЗ соединения имеет некоторые особенности, связанные, в первую очередь, с различием их физико-механических свойств. При этом установлено, что степень локализации пластических сдвиговых деформаций в ОШЗ более прочной пластины существенно выше, чем в алюминиевой. Количественно это проявляется в различной толщине деформированных слоев разных металлов (рис. 4).

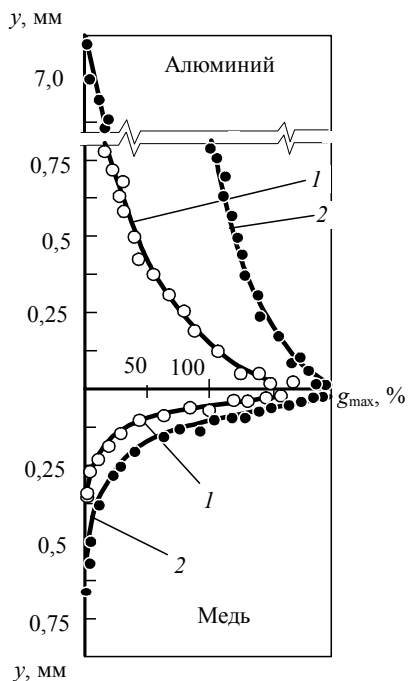


Рис. 4. Эпюры максимальных сдвигов в ОШЗ сваренных взрывом медно-алюминиевых композициях ( $V_k = 1600$  м/с) [17, 18]:  
1 –  $V_c = 200$  м/с; 2 –  $V_c = 350$  м/с

Полученная обширная экспериментальная информация о характере изменения пластических деформаций по толщине свариваемых пластин позволила оценить условия формирования соединения одно- и разнородных металлов, а также расчетным путем построить начальные температурные поля для произвольного сечения сваренных биметаллических образцов из разнородных металлов. Учитывая про-

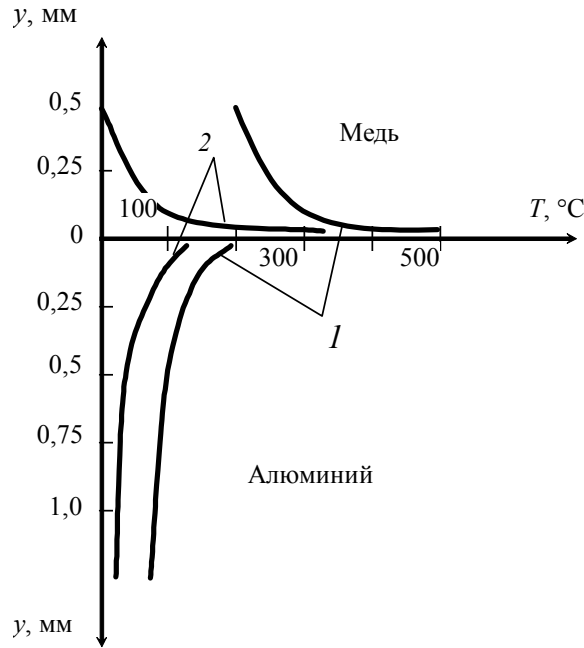


Рис. 5. Распределение температур в сечении сваренного взрывом медно-алюминиевого композита [18]:

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

порциональность выделившегося в некотором произвольном слое металла тепла элементарной работе деформирования, а также сделав допущение, что тепло во всех слоях выделяется одновременно, была оценена тепловая ситуация в ОШЗ сварных взрывом соединений разнородных металлов, с построением начальных температурных полей (рис. 5), анализ которых показывает, что сосредоточение пластической деформации в узкой околошовной зоне более прочного материала свариваемой пары приводит к нагреву его приконтактных слоев до более высоких температур и, как следствие, к возможному оплавлению (при интенсификации режимов соударения) преимущественно за счет этого тепла менее прочного и, как правило, менее тугоплавкого материала свариваемой пары.

Следует отметить, что подобные факты наблюдаются и при сварке взрывом других композиций с входящими в их состав различающимися по физико-механическим свойствам материалами, например, алюминия со ста-

лью [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  $T_m^{Al}$ , но ниже  $T_m^{ст}$ . 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 ~20% [18]), а микротвердость увеличивается до 4500 ... 5000 МПа, что свидетельствует о присутствии здесь низкопластичных твердых интерметаллидных фаз системы  $Al_nFe_m$ . Последнее указывает на то, что достигнут такой уровень сдвиговой деформации, при котором тепла, выделившегося в ста-

ли, становится достаточным для расплавления ее приконтактных слоев.

Полученные экспериментальные данные позволили оценить возможность реализации пластической деформации металла при сварке по обычному дислокационному механизму, основанному на работе источников типа Франка-Рида [19]. Критерием оценки может служить плотность подвижных дислокаций в продеформированном металле, которую дает совместное решение двух уравнений:

$$\frac{dx}{dy} = -x_0 \frac{B}{2\sqrt{y}} \exp(-B\sqrt{y}), \quad (1)$$

$$\frac{dx}{dy} = bNc_{\tau} t \exp\left(-\frac{\tau_0}{\tau}\right). \quad (2)$$

Первое из них связывает величину деформации на заданном расстоянии от границы раздела металлов с условиями сварки и свойствами свариваемых материалов (через эмпирический коэффициент  $B$ ). Оно в дифференциальной форме выражает уравнение, полученное путем обработки и аппроксимирования полученных экспериментальных данных по определению максимальных сдвиговых деформаций:

$$x = x_0 \exp(-B\sqrt{y}), \quad (3)$$

где  $y$  – расстояние от границы раздела металлов;  $x_0$  – перемещение металла в плоскости границы раздела;  $x$  – перемещение металла на расстоянии  $y$  от границы раздела;  $B$  – эмпирический коэффициент, зависящий от параметров сварки и свойств свариваемых материалов.

Уравнение (2) получено путем совместного решения известных выражений теории дислокаций, полученных в работах А. Х. Коттрела, Дж. Гилеманна, В. Джонстона и др.

$$\frac{dx}{dy} = bNl_d, \quad (4)$$

$$l_d = V_d t, \quad (5)$$

$$V_d = c_{\tau} \exp\left(-\frac{\tau_0}{\tau}\right). \quad (6)$$

Здесь  $b$  – вектор Бюргера для средней дислокации;  $N$  – плотность подвижных дислокаций;  $l_d$  и  $V_d$  – длина пробега и скорость перемещения отдельной (средней дислокации);  $c_{\tau}$  – скорость волны сдвига в плоскости скольжения;  $\tau_0$  – постоянная характеристика предистории материала и температуры окружающей среды;  $\tau$  – разрешающее касательное напряжение в направлении движения дислокации.

Совместное решение уравнений (1) и (2) позволило определить плотность подвижных дислокаций на заданном расстоянии от границы раздела металлов:

$$N = \frac{x_0 B}{2\sqrt{y} b c_{\tau} t} \exp\left(-B\sqrt{y} + \frac{\tau_0}{\tau}\right). \quad (7)$$

Из последнего уравнения следует, что минимальная величина  $y$  должна быть конечной, т. к. в противном случае  $N$  становится неопределенной. Физически  $y_{\min}$  может соответствовать расстоянию от границы раздела металлов сварного соединения до ближайшей плоскости скольжения и, в первом приближении, при заданной исходной плотности дислокаций ( $N_0 = 10^8 \text{ см}^{-2}$ ) и равномерном распределении дислокаций по площади (объему) определяться как среднее расстояние между ними

$$y_{\min} = \frac{1}{\sqrt{N_0}} = 10^{-4} \text{ см}. \quad (8)$$

Эта величина согласуется с приведенными в работе [20] экспериментальными данными о



расстояниях между полосами скольжения в обработанном взрывом металле.

Если принять, что при сварке взрывом стали со сталью при давлении  $p = 60 \dots 100$  кбар  $B \approx 1$  см<sup>-0,5</sup>,  $\tau_0 < \tau \leq p$  и  $y_{\min} = 10^{-4}$  см, то экспоненциальный член уравнения (7) будет равен 1:

$$\exp\left(-B\sqrt{y} + \frac{\tau_0}{\tau}\right) \approx 1, \quad (9)$$

а само уравнение примет вид

$$N_{\max} = \frac{x_0 B}{2\sqrt{ybc_\tau t}}. \quad (10)$$

Из уравнения (9) также следует, что

$$\sqrt{y} = \frac{\tau_0}{\tau B}. \quad (11)$$

После подстановки (11) в (10) получаем, что плотность подвижных дислокаций  $N$  пропорциональна разрешающему касательному напряжению  $\tau$ , что не противоречит известным положениям о пропорциональности сопротивления деформации плотности дислокаций.

Подставив в (10) известные численные значения, получим  $N_{\max} = 10^{10}$  см<sup>-2</sup>, что на два порядка выше исходной. Так как даже в отожженном металле плотность дислокаций может составлять  $5 \cdot 10^8$  см<sup>-2</sup>, полученные значения  $N_{\max}$  могут быть легко достигнуты при пластической деформации по обычному дислокационному механизму, что свидетельствует о том, что работа гетерогенных источников может обеспечить необходимую плотность подвижных дислокаций, а значит, и максимальные пластические сдвиги металла, наблюдающиеся при сварке металлов взрывом [19].

Многочисленными теоретическими и экспериментальными исследованиями показано, что

от степени пластической сдвиговой деформации  $g_{\max}$  зависят температура контактирующих слоев металла на второй стадии топокимической реакции (стадия активации)  $T_a$  и энергия, необходимая для реализации этой стадии  $U_c$ . Это в совокупности определяет температурно-энергетические условия сварки и, в конечном итоге, прочность сварного соединения. При этом величина максимальных сдвигов на границе раздела соударяющихся металлов должна превышать некоторую критическую  $g_{\max}^{\text{кр}}$ , чтобы затрачиваемая на деформацию энергия обеспечивала необходимую степень активации контактирующих поверхностей для создания равнопрочного соединения, и должна быть меньше некоторой предельной  $g_{\max}^{\text{пр}}$ , при которой нарастание энергозатрат вызовет чрезмерный рост количества оплавленного металла, появление усадочных раковин, пустот, хрупких фаз и др. дефектов.

Показано, что величина критических максимальных сдвигов  $g_{\max}^{\text{кр}}$ , соответствующая началу схватывания металлов, не является постоянной для конкретного материала, а зависит от скорости деформации  $\dot{\epsilon}$  или, в более простом понимании, интенсивности изменения  $g_{\max}$  по толщине свариваемых пластин  $g_{\max}^{\text{кр}}/dy$ . Последняя связана с  $g_{\max}^{\text{кр}}$  гиперболической зависимостью (рис. 6).

Очевидно, интенсификация пластической деформации, которая по сути характеризует скорость деформирования  $\dot{\epsilon}$  приводит к увеличению частоты выхода дислокаций  $\lambda$  к поверхности согласно [19, 21]

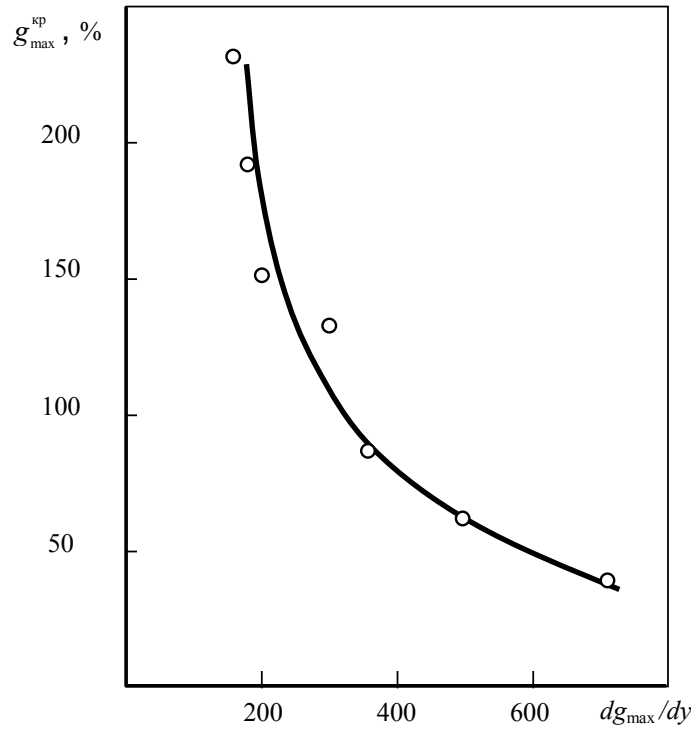


Рис. 6. Зависимость критической величины максимальных сдвигов  $g_{\max}^{\text{кр}}$  от интенсивности изменения деформации  $dg_{\max}/dy$  металла ОШЗ при сварке взрывом алюминия

$$\lambda = \frac{\dot{\varepsilon}}{bV_d t} = \frac{\varepsilon}{bV_d t^2}, \quad (12)$$

и появления активных центров, вследствие чего образование максимально возможного числа межатомных связей происходит при меньших значениях  $g_{\max}$ . И наоборот, «растяжка» во времени пластического течения уменьшает, с одной стороны,  $\lambda$ , с другой, – растет вероятность релаксации активных центров, что требует дополнительной энергетической подпитки процесса формирования межатомных химических связей путем увеличения  $g_{\max}$ .

Важнейшим научным результатом, позволившим связать параметры процесса высокоскоростного соударения металлов и их исходные физико-механические свойства с прочностными характеристиками получаемых соединений, явилось построение энергетического баланса сварки взрывом двух- и многослойных металлических композиционных материалов с

детальным описанием статей расходования энергии взрывчатого превращения и оценкой к.п.д. процесса [22 ... 24]. Показано, что энергетические параметры, определяя уровень и характер пластического течения, а следовательно, контролируя процессы активации и схватывания, позволяют на «макроуровне» управлять данным процессом. В укрупненном виде энергетический баланс системы соударяющихся пластин, связывающий параметры двух различных групп, выглядит следующим образом [22]:

$$W = W_1 + W_2 + W_3, \quad (13)$$

$$W = \frac{m_1 V_c^2}{2}, \quad (14)$$

$$W_1 = \frac{m_1^2 V_c^2}{2(m_1 + m_2)}, \quad (15)$$

$$W_2 = \frac{\tilde{m} V_c}{2} \left[ 1 - \left( \frac{V_k}{c_0} \right)^2 \right], \quad (16)$$



щихся пластин, авторы [21] представили его в полном виде (рис. 7):

$$W_{\text{ВВ}} = W_{\text{св}} + W_{\text{р}} = (W_{\text{н}} + W_{\text{и}} + W_{\text{д.ВВ}}) + W_1 + (W_{2\text{с}} + W_{2\text{п}} + W_{2\text{д}}) + (W_{3\text{к}} + W_{3\text{т}}) + W_{\text{р}}, \quad (18)$$

где  $W_{\text{св}}$  – потери энергии в сваренных пластинах;  $W_{\text{р}}$  – энергия разлета ПД ВВ;  $W_{\text{н}}$ ,  $W_{\text{и}}$ ,  $W_{\text{д.ВВ}}$  – энергии нагрева метаемой пластины ПД, ее двойного пластического изгиба и диссипативные потери в ней от воздействия ПД;  $W_1$  – кинетическая энергия системы сваренных пластин;  $W_{2\text{с}}$ ,  $W_{2\text{п}}$ ,  $W_{2\text{д}}$  – энергия смятия микрорельефа соударяющихся поверхностей, пластического течения в зоне соударения (сдвиг, волнообразование), диссипативные потери в ударной волне от соударения;  $W_{3\text{к}}$ ,  $W_{3\text{т}}$  – кинетическая и тепловая составляющие энергии кумулятивной струи.

Все это вместе взятое дало возможность определить и описать все основные границы существования данного процесса в энергетических координатах «усредненная масса свариваемых слоев  $\tilde{m}$  – относительная скорость точки контакта  $V_{\text{к}}/c_0$  – динамический угол соударения  $\gamma$ » (рис. 8).

Многочисленными экспериментальными данными большого числа авторов доказано, что для каждого произвольного сочетания соединяемых металлов существует некоторая постоянная критическая величина энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию  $W_{2\text{кр}}$ , при реализации которой в сварном соединении достигается равнопрочность, а ее количественное значение может быть определено через показатель технологической деформируемости металла (рис. 9) [23]:

Еще более сложен по характеру и крайне важен как в научном, так и практическом плане баланс энергии в многослойной системе. Показано, что в зависимости от геометрии, параметров соударения, соотношения массовых харак-

$$W_{2\text{кр}} = 0,606 + 0,184 \ln(\text{НВ}/\delta), \quad \text{МДж/м}^2. \quad (19)$$

теристик

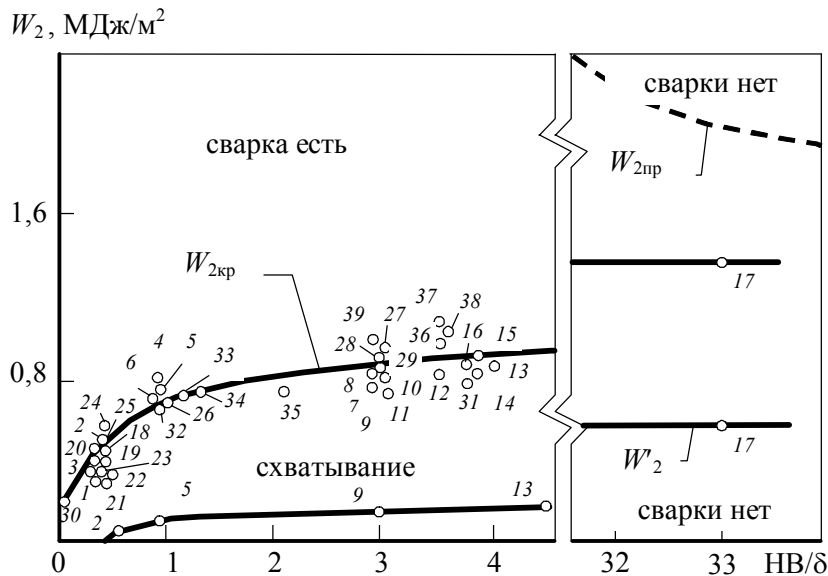


Рис. 9. Влияние показателя технологической деформируемости (критерия Астрова)  $\text{НВ}/\delta$  на величину критической энергии пластической деформации  $W_{2\text{кр}}$ :

1, 2 – Al + Al (О. А. Деняченко); 3 – Al + Al; 4 ... 6 – Cu + Cu (Ю. П. Трыков); 7 ... 9 – Ст.3 + Ст.3; 10, 11 – Ст.3 + Ст.3 (В. С. Седых); 12 – Ti + Ti; 13 ... 16 – сталь 12X18H10T + сталь 12X18H10T; 17 – титан BT20 + титан BT20; 18 ... 22 – алюминий АД1 + сталь 12X18H10T; 23 – алюминий АД1 + медь М1 (Ю. П. Трыков); 24 – Al + Ст.3 (А. А. Дерibas); 25 – алюминий АД1 + магний МА2-1 (А. В. Ерохин); 26 – медь М1 + сталь X18H10T (Ю. Н. Кусков); 27, 28 – Ст.3 + сталь 5ХВ2С, Ст.3 + сталь 25ХНМА (Е. П. Покатаев); 29 – сталь X18H10T + Ст.3 (А. П. Кофман); 30 – Pb + Ст.3 (А. И. Евсеев); 31 – Zr + сталь X18H10T (Э. С. Атрощенко); 32 ... 35 – Al-сплавы + сталь X18H10T (Е. Б. Сахновская); 36, 37 – сталь 10 + сталь X18H10T (Л. Е. Ватник); 38 – титан BT6 + сталь 10Г2СД (Н. Н. Казак); 39 – Ст.3 + Ст.3 (И. Д. Захаренко)

теристик слоев расхождение энергии в системе может претерпевать существенные изменения и протекать абсолютно по-разному (рис. 10).

Знание характера распределения энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию металла на межслойных границах открывает пути управления процессом формирования качественных сварных соединений в многослойных композитах. Так, например, в трехслойном СКМ применение тонких промежуточных слоев как правило обуславливает энергетический кризис I границы из-за малости толщин слоев, что и определяет низкую здесь прочность. Подобная ситуация, только уже на второй границе, реализуется при больших толщинах промежуточного слоя.

Накопленный к настоящему времени обширный теоретический и экспериментальный материал неопровержимо свидетельствует о том, что в процессе высокоскоростного соударения металлических пластин затрачиваемая на пластическую деформацию приконтактных объемов металла работа или энергия, обуславливающая, в конечном итоге, качество сварного соединения, определяется совокупностью давления (изменяющегося во времени) и времени, в течение которого оно способно пластически продеформировать металл. Экспериментально установлено, что время формирования соединения  $\tau_c$  (даже при сварке одной конкретной пары материалов) не является постоянным, а существенно зависит от скорости соударения  $V_c$ .

Для взаимоувязывания силового воздействия (давления) в зоне соударения и времени формирования соединения нами введен новый параметр – деформирующий импульс давления  $I_d$ , величину которого, в общем случае, можно ре-

гулировать либо путем варьирования толщин свариваемых пластин, влияющих на время, либо изменением пикового давления в зоне соединения за счет скорости соударения  $V_c$  согласно зависимости

$$I_d = \int_{\tau_0}^{\tau_c} p_{\max} e^{-\tau/\theta} d\tau = p_{\max} \theta (1 - e^{-\tau_c/\theta}), \quad (20)$$

где  $p_{\max}$  – максимальное (пиковое) давление в зоне контакта;  $\tau_c$  – время действия давления, превышающего динамический предел текучести свариваемых материалов;  $\theta$  – постоянная времени, зависящая от природы материалов, участвующих в соударении (для низкоуглеродистой стали  $\theta = 0,96$  мкс, для алюминия  $\theta = 0,565$  мкс).

С введением этого параметра появилась реальная возможность объяснения и количественного описания с новой точки зрения некоторых закономерностей, проявляющихся при сварке металлов взрывом, например, роста размеров волн или прочности соединения при увеличении толщин свариваемых пластин или скорости соударения. Кроме того, параметр  $I_d$  позволяет с другой стороны посмотреть на энергетику формирования соединения в условиях высокоскоростного соударения металлических пластин. Так давление  $p$ , действующее на приконтактные слои соединения в течение некоторого времени, совершает определенную работу по пластическому деформированию металла в них. При этом чем выше уровень давления и продолжительней его действие, тем большая часть кинетической энергии метаемого элемента  $W$  энергии затрачивается на пластическую деформацию металла ОШЗ  $W_2$ , определяя, в конечном счете, энергетический баланс в сис-

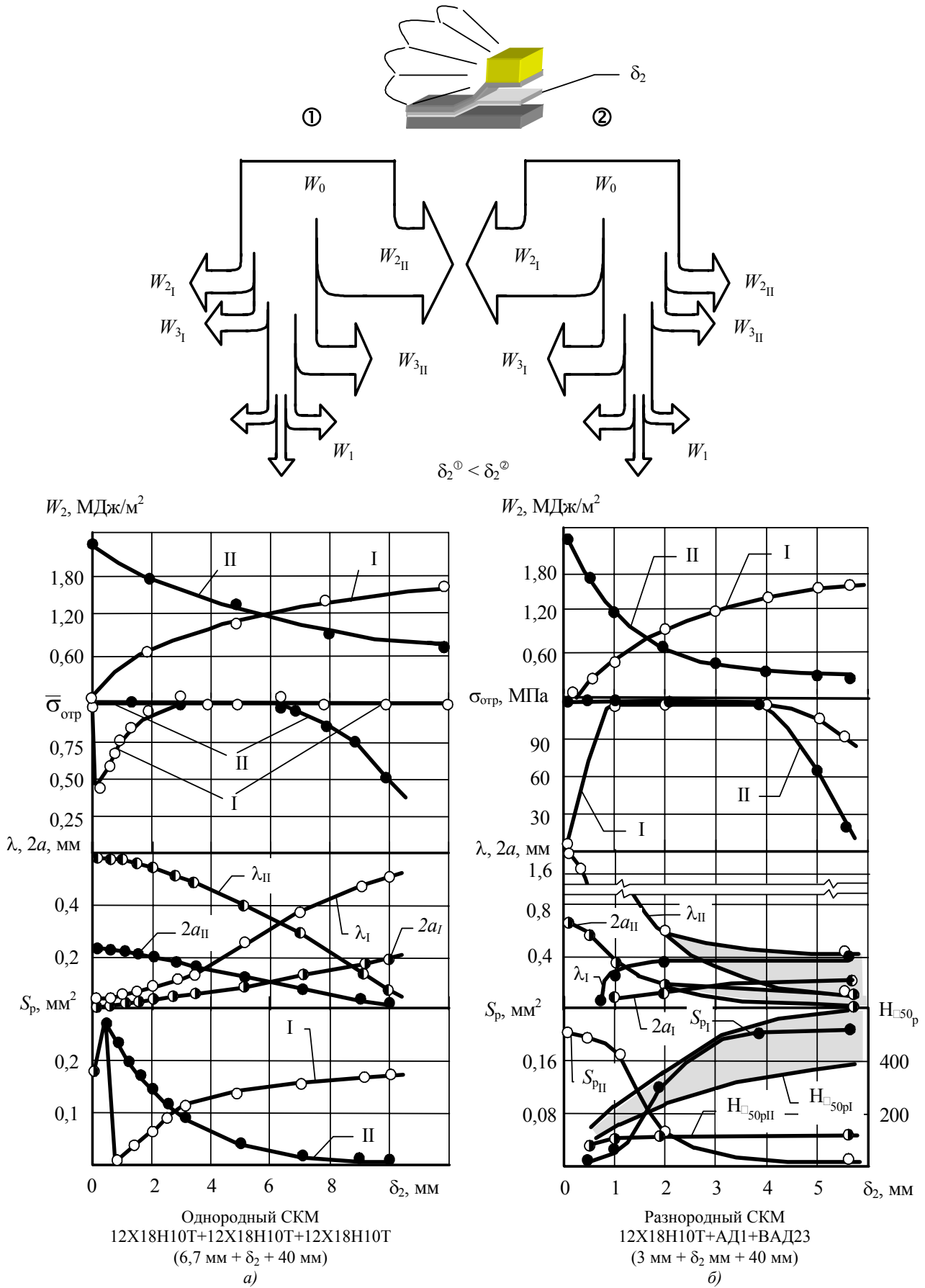


Рис. 10. Влияние толщины второго слоя  $\delta_2$  трехслойных стального (а) и сталеалюминиевого (б) композитов на распределение энергии между его границами (I и II)  $W_2$ , их прочность  $\sigma$ , длину  $\lambda$ , размах  $2a$  волн, площадь расплавленного металла  $S_p$  и его твердость  $H_{\square 50p}$  (индексами обозначены номера границ СКМ)

теме. Однако в отличие от весьма важного параметра энергетической группы  $W_2$ , который хоть формально и связан с условиями соударения и массовыми характеристиками (т. е. толщинами) свариваемых элементов, но

описывает лишь в обобщенном виде конечный результат высокоскоростного взаимодействия, величина деформирующего импульса  $I_d$  является некоторым «мостиком» к параметрам «микроровня», связывая воедино давление в зоне контакта и время его действия с кинематикой и энергетикой процесса, с одной стороны, и степенью пластической деформации, полнотой протекания активационных процессов в зоне контакта и, в конечном итоге, прочностью соединения слоев, – с другой.

### Заключение

Анализ накопленного к настоящему времени обширного теоретического и экспериментального материала свидетельствует о том, что сварка взрывом является высокоэнергетическим процессом, обеспечивающим твердофазное получение равнопрочных соединений одно- и разнородных металлов и сплавов. Выявленные функциональные взаимосвязи между параметрами исследуемого процесса позволяют целенаправленно управлять деформационно-энергетическими и температурно-временными условиями в зоне соединения, обуславливая формирование требуемых структуры и свойств слоистых двух- и многослойных композиционных материалов.

### Библиографический список

1. Седых, В. С. Сварка взрывом и свойства сварных соединений / В. С. Седых, Н. Н. Казак. – М.: Машиностроение, 1971. – 70 с.
2. Седых, В. С. Классификация, оценка и связь основных параметров сварки взрывом / В. С. Седых // Сварка

взрывом и свойства сварных соединений: межвуз. сб. науч. тр. / ВолгПИ. – Волгоград, 1985. – С. 3-30.

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

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

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

6. Плакирование стали взрывом / А. С. Гельман, А. Д. Чудновский, Б. Д. Цемахович, И. Л. Харина. – М.: Машиностроение, 1978. – 191 с.

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

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

9. Дерибас, А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерибас. – Новосибирск: Наука, 1980. – 220 с.

10. Красулин, Ю. Л. Дислокации как активные центры в топохимических реакциях / Ю. Л. Красулин // Теоретическая и экспериментальная химия. – 1967. – Т. III, вып. 1. – С. 58-65.

11. Рыкалин, Н. Н. Физические и химические проблемы соединения разнородных материалов / Н. Н. Рыкалин, М. Х. Шоршоров, Ю. Л. Красулин // Изв. АН СССР. Неорганические материалы. – 1965. – Т. 1, №1. – С. 29-36.

12. Красулин, Ю. Л. О механизме образования соединения разнородных материалов в твердом состоянии / Ю. Л. Красулин, М. Х. Шоршоров // Физика и химия обработки материалов. – 1967. - №1. – С. 89-97.

13. Шоршоров, М. Х. Особенности взаимодействия между соединяемыми металлами под влиянием повышенной температуры и давления / М. Х. Шоршоров, Э. С. Каракозов, Ю. В. Мякишев // Физика и химия обработки материалов. – 1971. – №6. – С. 68-74.

14. 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.

15. 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.

16. 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.

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

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

19. Седых, В. С. Сварка взрывом как разновидность процесса соединения металлов в твердой фазе / В. С. Седых // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: межвуз. сб. науч. трудов / ВолгПИ. – Волгоград, 1974. – Вып. 1. – С. 3-24.

20. Эпштейн, Г. Н. Высокоскоростная деформация и структура металлов / Г. Н. Эпштейн, О. А. Кайбышев. – М.: Металлургия, 1971. – 200 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*  
**К ВОПРОСУ О ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ МЕТАЛЛА ОШЗ ПРИ СВАРКЕ  
 ВЗРЫВОМ ПО СХЕМЕ ДВУСТОРОННЕГО СИММЕТРИЧНОГО ПЛАКИРОВАНИЯ**

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В работе приведены исследования влияния схемы сварки взрывом (плоскопараллельной и батарейной) на свойства полученных соединений. Изучены особенности пластического деформирования металла в приконтактных объемах двух- и трехслойных образцах при различных условиях взрывного нагружения.

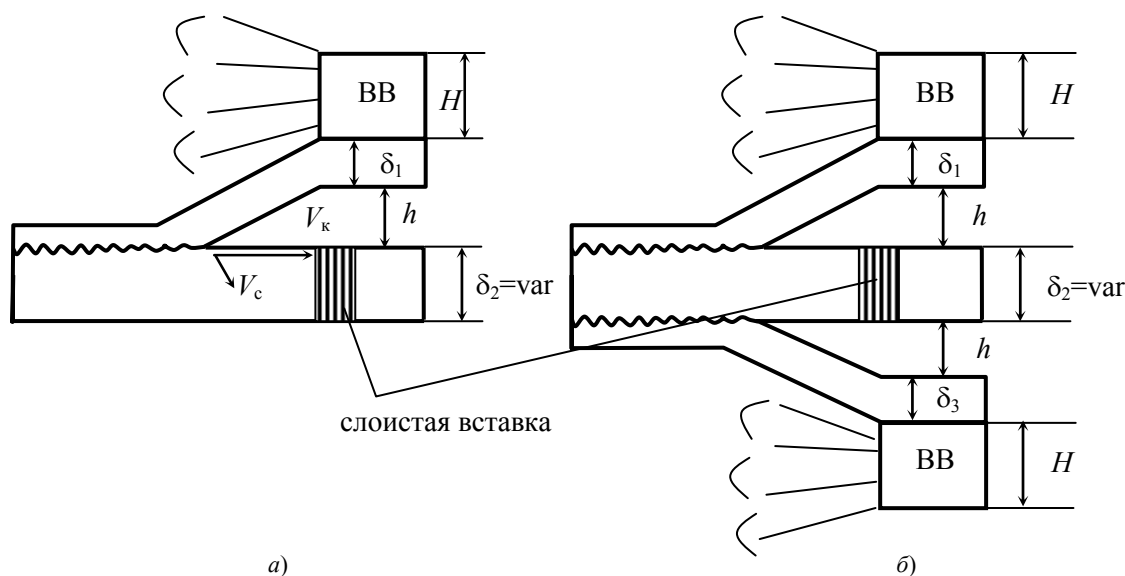
The results of investigation of influence of an explosion welding scheme (plane-parallel or battery) on the properties of the obtained joints are shown in the paper. The peculiarities of plastic deformation of a metal in the contacting volumes of two- and three-layered pieces under the different circumstances of explosive loading were studied.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, батарейная схема, пластическая деформация, импульс давления

**Keywords:** explosive welding, battery scheme, plastic deformation, pulse of pressure

Интенсивная совместная пластическая деформация металла соударяющихся пластин является одним из факторов, определяющих образование соединения при сварке взрывом. Исследования авторов работ [1...8 и др.] позволили выявить и обобщить основные закономерности пластического деформирования металла в околосшовной зоне (ОШЗ) при сварке одно- и разнородных материалов. При этом подавляющее большинство экспериментальных данных

получено при использовании несимметричной параллельной схемы соударения (рис. 1, а). Вместе с тем, с учетом полученных в последнее время экспериментальных результатов, свидетельствующих об увеличении объема вовлекаемого в пластическое деформирование металла при сварке по схеме двустороннего симметричного плакирования (далее – батарейная схема) за счет повышения величины деформирующего импульса давления в зоне



**Рис. 1. Соударение слоев двух- и трехслойном пакетах с использованием слоистых модельных вставок при сварке взрывом по плоскопараллельной (а) и батарейной (б) схемам:**  
 ВВ – взрывчатое вещество;  $H$  – высота заряда ВВ;  $\delta_1, \delta_3, \delta_2$  – толщины соответственно метаемых и неподвижной пластин ( $\delta_1 = \delta_3$ );  $h$  – величина сварочного зазора на границах пакета



соударения [8, 9], значительный научный и практический интерес представляет изучение особенностей пластического течения металла ОШЗ при такой схеме сварки.

Целью настоящей работы явилось исследование закономерностей и особенностей пластического деформирования приграничных объемов металла в условиях сварки взрывом по батарейной схеме.

Для достижения поставленной цели были проведены серии сравнительных экспериментов по сварке взрывом двух- и трехслойных модельных алюминиевых образцов соответственно по традиционной плоскопараллельной и батарейной схемам (рис. 1) с построением по результатам каждого опыта эпюр остаточных сдвиговых пластических деформаций  $g_{\max}$ , фиксируемых в неподвижных пластинах. Для этого в последних выфрезеровывали специальные окна-колодцы, в которые помещали слоистую модельную вставку (см. рис. 1), выполненную из предварительно подпрессованной рулонированной алюминиевой фольги толщиной 0,025 ... 0,03 мм. После сварки взрывом опытных образцов на режимах, представленных в табл. 1, изготавливали микрошлифы зоны со-

единения, включающей слоистую вставку. С полированных и протравленных поверхностей микрошлифов производили цифровую фотосъемку на микроскопе Carl Zeiss Axiovert 40 при увеличении 200 крат.

Для построения эпюр максимальных сдвиговых деформаций использовали специальную программу EWD 1.0 [2], позволяющую автоматизировать процесс построения зависимостей  $g_{\max} = f(y)$ .

Параметры сварки подбирались таким образом, чтобы остаточное давление продуктов детонации  $p_{п.д}$  ВВ было заведомо больше динамического предела текучести  $\sigma_{\tau}^d$  металла как в момент соударения пластин, так и по истечении времени некоторого времени, что обеспечивало при сварке двухслойных образцов приход в зону соединения волны разгрузки, в первую очередь, со стороны неподвижной пластины. Это условие выполнялось при малых, порядка 0,05 ... 0,07, величинах относительного сварочного зазора  $h/H$ . Анализ конфигурации околошовной зоны сваренных образцов, полученных по обеим схемам плакирования в двух сериях опытов, показал, что во всем диапазоне

Таблица 1

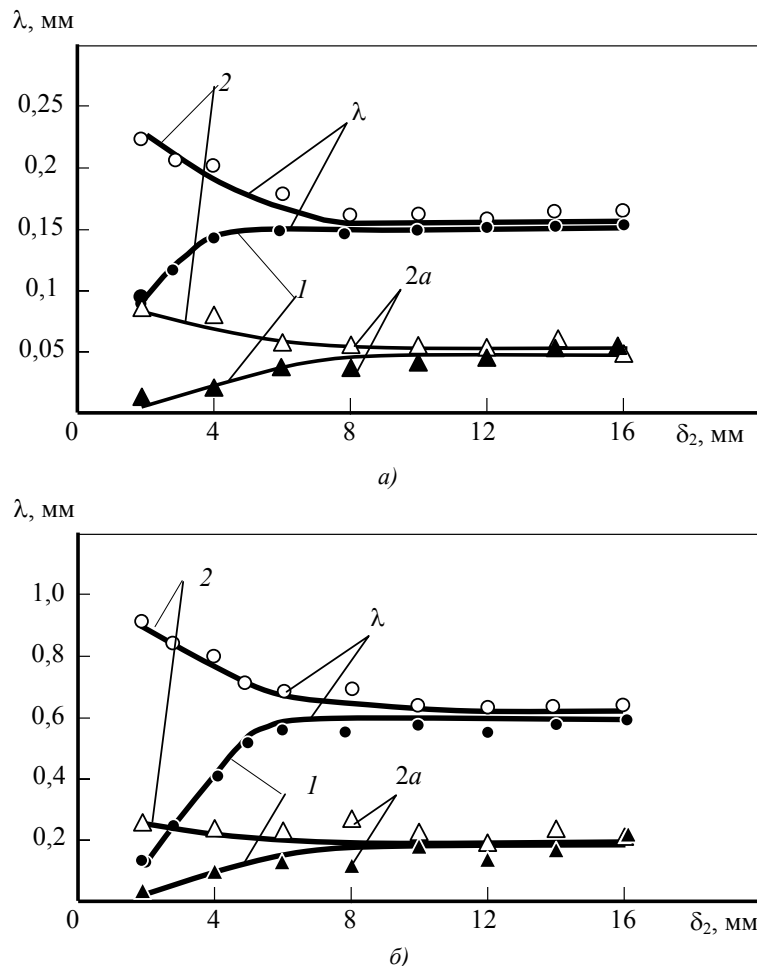
Условия сварки взрывом модельных алюминиевых пластин

№ серии	Схема сварки	Толщины слоев, мм	Скорость соударения $V_c$ , м/с	Скорость контакта $V_k$ , м/с
1	Плоскопараллельная (см. рис. 1, а)	4 + (2 ... 16)	220	2400
	Батарейная (см. рис. 1, б)	4 + (2 ... 16) + 4		
2	Плоскопараллельная (см. рис. 1, а)	4 + (2 ... 16)	370	
	Батарейная (см. рис. 1, б)	4 + (2 ... 16) + 4		

толщин неподвижной пластины линия соединения имеет волновой профиль. При этом, как было показано, например, в [9], при увеличении толщины неподвижной пластины  $\delta_2$  при сварке по плоскопараллельной и батарейной схемам характер изменения параметров волн в соединении различен (рис. 2, 3). В первом случае (сварка двухслойных образцов) размеры волн (длина  $\lambda$  и амплитуда  $2a$ ) сначала интенсивно растут, достигая при некотором значении  $\delta_2$  максимальной величины и практически не изменяясь при дальнейшем увеличении толщины неподвижной пластины. При батарейной схеме наблюдается противоположная картина – уменьшение  $\lambda$  и  $2a$  при увеличении  $\delta_2$ . Под-

робное объяснение этого факта также дано в [9].

Из анализа рис. 2 следует, что для выбранных условий сварки по батарейной схеме трехслойного пакета предельная толщина неподвижной пластины  $\delta_2^{\text{пр}}$ , начиная с которой параметры волн не изменяются и равны размерам волн в двухслойном соединении, полученном по плоскопараллельной схеме, равна соответственно для первой и второй серий 8 и 10 мм. В обоих случаях при  $\delta \geq \delta_2^{\text{пр}}$  наиболее интенсивно сдвиговая пластическая деформация протекает в узкой околошовной зоне толщиной не более 0,15 ... 0,3 мм. Значения мак-



**Рис. 2.** Зависимость длины  $\lambda$  и амплитуды  $2a$  волн на границах двух- и трехслойного соединения алюминиевых пластин от толщины средней пластины  $\delta_2$ : 1 – плоскопараллельная схема; 2 – схема с двусторонним симметричным плакированием (батарейная схема); а –  $V_c = 220$  м/с; б –  $V_c = 370$  м/с

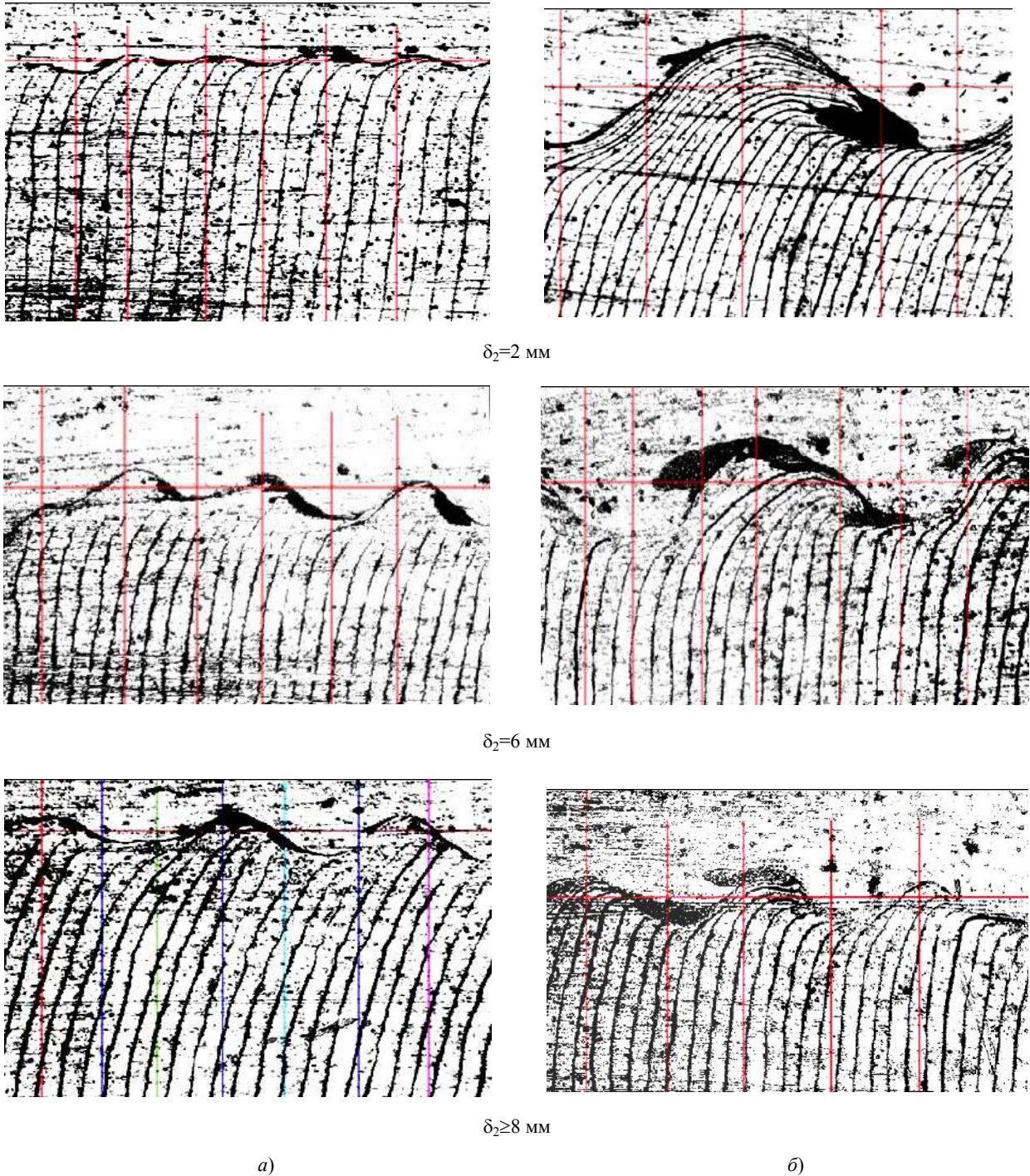


Рис. 3. Макроструктуры модельных образцов из алюминия, полученных при сварке взрывом по параллельной (а) и батарейной (б) схемам при  $V_c=220$  м/с,  $\times 200$

симальных сдвигов  $g_{\max}$  в непосредственной близости от линии соединения составляют 100 ... 120% и 130 ... 150% соответственно для первой и второй серии опытов.

При уменьшении толщины неподвижной пластины ( $\delta_2 < \delta_2^{\text{нр}}$ ) начинают проявляться ка-

чественные и количественные различия в пластическом деформировании металла ОШЗ в рассматриваемых схемах сварки (рис. 4).

Так, при уменьшении толщины  $\delta_2$  с 8 до 2 мм в двухслойных образцах, полученных по плоскопараллельной схеме, величина  $g_{\max}$ , измеренная в непосредственной близости от ли-

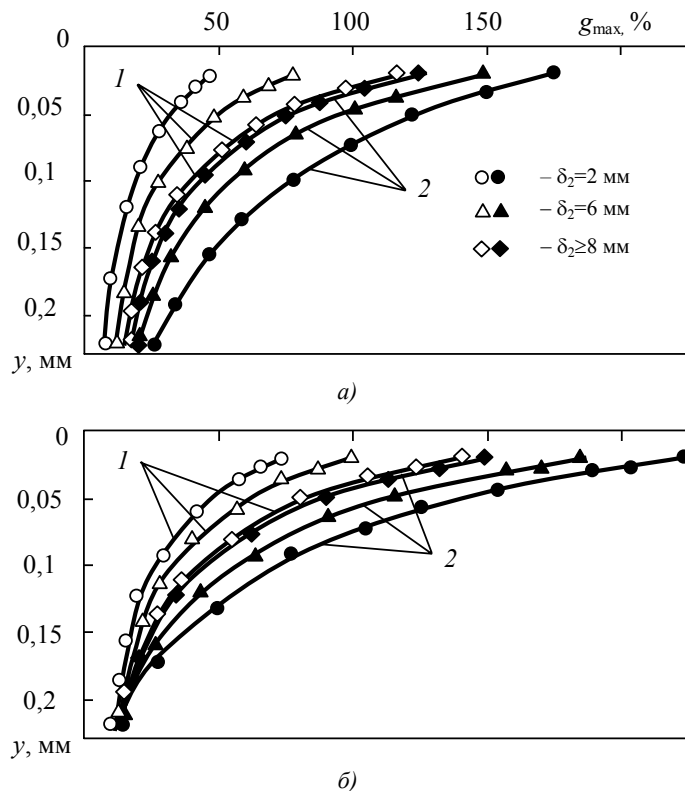


Рис. 4. Эпюры сдвиговых пластических деформаций, полученные на образцах, сваренных по плоскопараллельной (1) и батарейной (2) схем сварки ( $V_k = 2400$  м/с):  
а –  $V_c = 220$  м/с; б –  $V_c = 370$  м/с

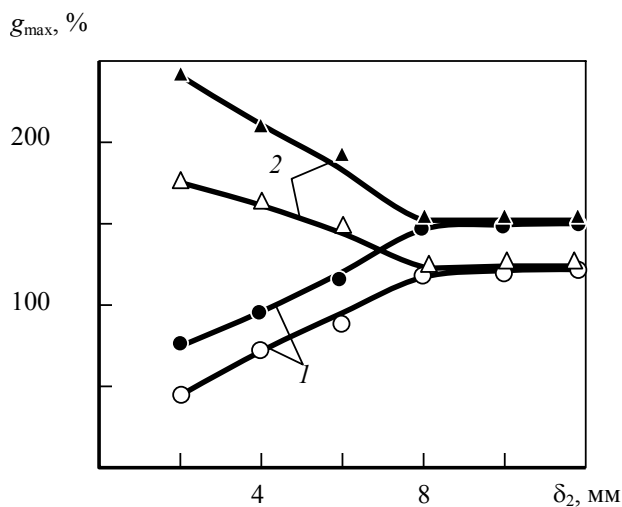


Рис. 5. Зависимость величины сдвиговой пластической деформации металла  $g_{max}$  в приконтактных слоях двух- (1) и трехслойных (2) сваренных взрывом образцах от толщины неподвижной пластины  $\delta_2$ :  
 $\circ, \triangle - V_c = 220$  м/с;  $\bullet, \blacktriangle - V_c = 370$  м/с

нии соединения, снижается примерно вдвое и составляет  $\sim 50$  и  $75$  % при  $V_c = 220$  и  $370$  м/с соответственно (см. рис. 4, 5), в то время как при батарейной схеме  $g_{max}$  приконтактных слоев наоборот увеличивается, достигая значений  $\sim 180$  и  $250$  % соответственно для первой и вто-

рой серий опытов (см. рис. 4, 5).

Объяснить обнаруженный факт изменения уровня максимальных сдвиговых деформаций в приконтактных слоях двух- и трехслойных образцов, сваренных соответственно по плоскопараллельной и батарейной схемам, при

варьировании толщины неподвижной пластины можно с позиции деформирующего импульса давления  $I_d$  как интегрального параметра, учитывающего величину давления в зоне соударения и время его действия [9, 10].

Рассмотрим сначала ситуацию, реализующуюся при изменении толщины неподвижной пластины в случае сварки двухслойной композиции. Как было показано ранее, с увеличением толщины неподвижной пластины  $\delta_2$  величина сдвиговой пластической деформации приконтактных слоев металла (подобно изменению

параметров волн в двухслойном соединении) сначала растет до максимума, затем, начиная с некоторого значения  $\delta_2$ , остается постоянной при неограниченном увеличении толщины неподвижной пластины (см. рис. 5, кривые 1). Величину деформирующего импульса давления  $I_d$  можно в соответствии с [9, 10] оценить по формулам в зависимости от соотношения времен  $\tau_p$  (время прихода волны разгрузки со свободной поверхности неподвижной пластины) и  $\tau_c$  (время деформирования металла ОШЗ за точкой контакта) (рис. 6):

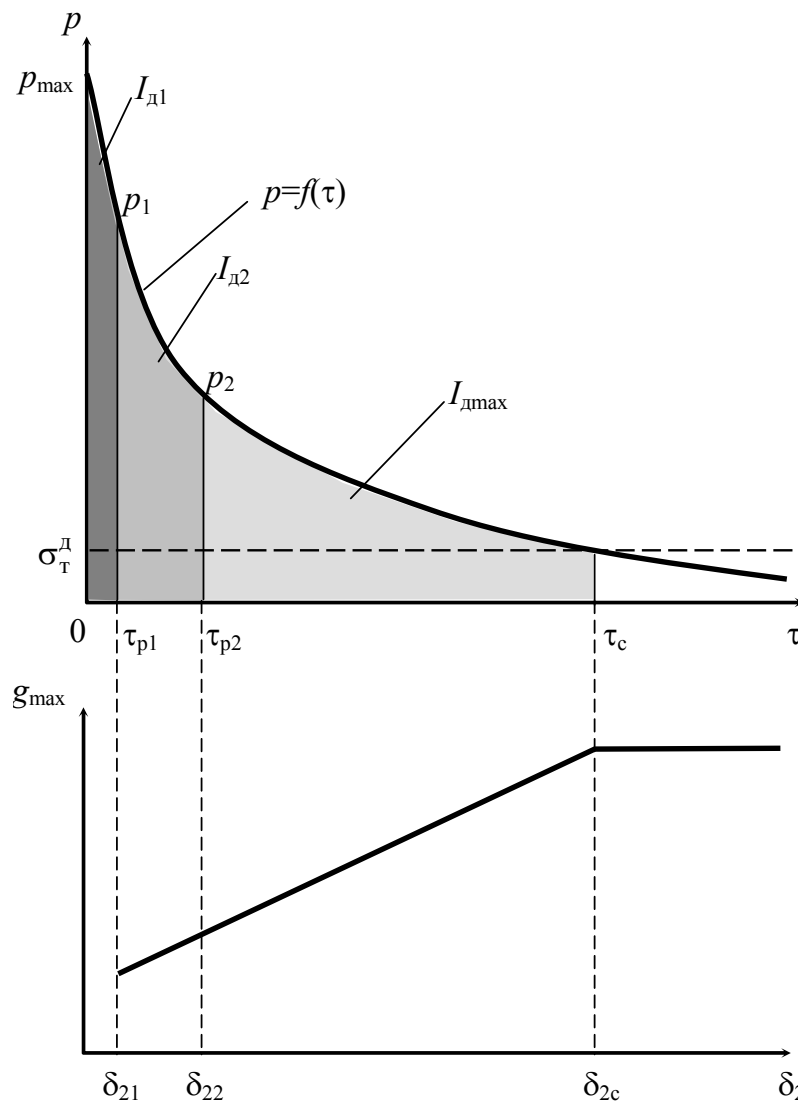


Рис. 6. Увеличение уровня сдвиговой пластической деформации в зоне соединения  $g_{max}$  при изменении величины деформирующего импульса  $I_d$  за счет времени действия давления  $\tau$

при  $\tau_p < \tau_c$

$$I_d = \int_{\tau_0}^{\tau_p} p_{\max} e^{-\tau/\theta} d\tau = p_{\max} \theta (1 - e^{-\tau_p/\theta}); \quad (1)$$

при  $\tau_p > \tau_c$

$$I_d = \int_{\tau_0}^{\tau_c} p_{\max} e^{-\tau/\theta} d\tau = p_{\max} \theta (1 - e^{-\tau_c/\theta}), \quad (2)$$

где  $p_{\max}$  – максимальное (пиковое) давление в импульсе, определяемое скоростью соударения;  $\theta$  – постоянная времени, зависящая от свойств свариваемых материалов.

При малых толщинах неподвижной пластины ( $\delta_{21}$  на рис. 6) время прихода волны разгрузки со стороны свободной поверхности нижней пластины равно  $\tau_{p1} = 2\delta_{21}/c_0$  (где  $c_0$  – скорость звука в металле), давление в зоне соединения за это время изменится с  $p_{\max}$  до  $p_1$ , а величина импульса  $I_{d1}$ , рассчитанная по (1), соответствует в этом случае площади, ограниченной фигурой  $0-p_{\max}-p_1-\tau_{p1}$  (см. рис. 6). Приход волны разгрузки не дает в полной мере развиваться дефор-

мационным процессам в приконтактных объемах металла за точкой контакта (в зоне соединения наблюдается «застывшая» картина пластического течения металла с соответствующим уровнем сдвиговых деформаций).

Увеличение  $\delta_2$  до значения  $\delta_{22}$  (см. рис. 6) или, что то же самое,  $\tau_p$  до  $\tau_{p2}$  ведет к соответствующему росту  $I_d$  с вовлечением в пластическую деформацию больших объемов металла и реализацией значительных сдвиговых деформаций приконтактных объемов металла. Наконец, при снижении  $p$  до величины динамического предела текучести металла  $\sigma_{\tau}^d$ , что соответствует времени  $\tau_c$  на рис. 6, деформационные процессы в ОШЗ протекают в полном объеме (для данных условий соударения), а степень пластической деформации  $g_{\max}$  достигает своего максимально возможного значения, которое не изменяется при неограниченном увеличении  $\delta_2$ .

Совершенно иные деформационно-

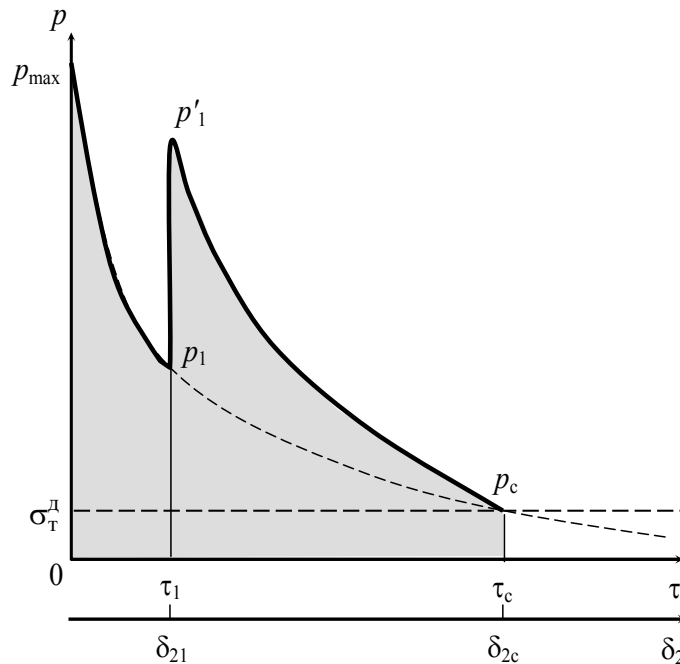


Рис. 7. Изменение давления в зоне соединения при сварке взрывом по батарейной схеме (толщина неподвижной пластины равна  $\delta_{21}$ )

временные условия реализуются в зоне соединения при сварке по батарейной схеме. Здесь при малых толщинах неподвижной пластины  $\delta_2$ , спустя время  $\tau_1 = \delta_{21}/c_0$ , импульс давления, возникающий при соударении на противоположной границе свариваемого пакета, начинает оказывать дополнительное силовое воздействие на приконтактные слои металла, пластически деформируемые импульсом давления, возникшим на рассматриваемой границе (рис. 7).

При этом суммарный деформирующий импульс соответствует площади, ограниченной геометрической фигурой (см. рис. 7)  $0-p_{\max}-p_1-p'_1-p_c-\tau_c$ , оказывается значительно больше, чем деформирующий импульс, действующий на приконтактные слои металла при сварке двухслойного композита по плоскопараллельной схеме (см. рис. 6). Это вызывает, в свою очередь, существенный рост уровня пластических сдвиговых деформаций металла ОШЗ.

Время прихода импульса давления с противоположной границы (в случае сварки по батарейной схеме) при увеличении  $\delta_2$  также увеличивается, а суммарный импульс давления, что очевидно, – уменьшается. В предельном случае, при  $\delta_2 \geq \delta_2^{np}$ , импульс давления с противоположной границы приходит после завершения деформационных процессов на рассматриваемой границе композита ( $\tau > \tau_c$ ) и не способен дополнительно продеформировать разгруженный металл ОШЗ.

### Выводы

1. Экспериментально показано, что при сварке взрывом по батарейной и плоскопараллельной схемам деформационно-временные условия формирования соединения и пластиче-

ского деформирования приконтактных слоев металла существенно различаются: при сварке по батарейной схеме значения максимальных сдвиговых деформаций  $g_{\max}$ , реализуемых вблизи линии соединения при  $\delta_2 < \delta_2^{np}$ , в несколько раз превышают соответствующие значения, характерные для плоскопараллельной, что связано с дополнительным силовым воздействием импульса давления, возникшего при соударении на противоположной границе соединения.

2. Полученные результаты необходимо учитывать при проектировании технологических процессов сварки взрывом с применением схемы двустороннего симметричного плакирования, поскольку при чрезмерных сдвиговых деформациях в металле ОШЗ (при малых толщинах неподвижной пластины  $\delta_2$ ) в зоне соединения будут образовываться участки оплавленного металла и другие дефекты, отрицательно сказывающиеся на качестве полученного композиционного материала.

### Библиографический список

1. Седых, В. С. Исследование характера течения металла при высокоскоростном плакировании взрывом на слоистых моделях / В. С. Седых, А. П. Соннов, В. Г. Шморгун // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: межвуз. сб. науч. трудов / ВолгПИ. – Волгоград, 1988. – С. 82-90.
2. 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.
3. 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.
4. 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.
5. Особенности пластического деформирования металла околошовной зоны при сварке взрывом меди с алюминием / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. А. Чугунов // Физика и химия обработки материалов. – 2003. – №1. – С. 71-76.

УДК 621.791.76: 621.7.044.2

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

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ СТАЛЕАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА С ПРОСЛОЙКОЙ ХРОМА

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

С помощью методики слоистых моделей со вставками исследованы особенности пластического течения металла околошовной зоны сваренного взрывом композита «алюминий+хром+сталь». Изучено влияние толщины прослойки хрома и кинематических параметров сварки взрывом на величину и характер распределения сдвиговой деформации.

The peculiarities of plastic flow of a metal in the weld zone of the explosion-welded “aluminum + chrome + steel” composite were investigated with the method of laminated models. Effects of chrome interlayer thickness as well as kinetic parameters of explosive welding on the values and distribution of shear strain were studied.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, пластическая деформация, слоистая модель, антидиффузионная прослойка

**Keywords:** explosive welding, plastic deformation, laminated model, antidiffusion layer

### Введение

В процессе сварки взрывом определяющим фактором для получения равнопрочного соединения, как и при других способах сварки давлением, является реализация совместной пластической деформации в околошовной зоне (ОШЗ) соединяемых металлов. При этом равнопрочное сварное соединение может быть получено при выполнении следующих условий [1]:

$$g_{\max}^{\text{кр}} \leq g_{\max} \leq g_{\max}^{\text{пр}} \quad (1)$$

где  $g_{\max}$  – максимальные сдвиговые деформации, реализуемые в приконтактной зоне соударения свариваемых металлов;  $g_{\max}^{\text{кр}}$  – критическое значение сдвиговых деформаций;  $g_{\max}^{\text{пр}}$  – предельное значение сдвиговых деформаций.

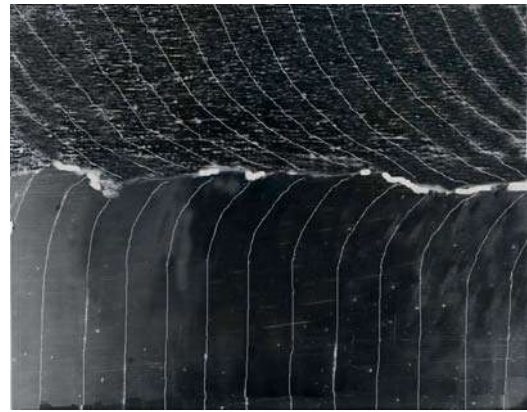
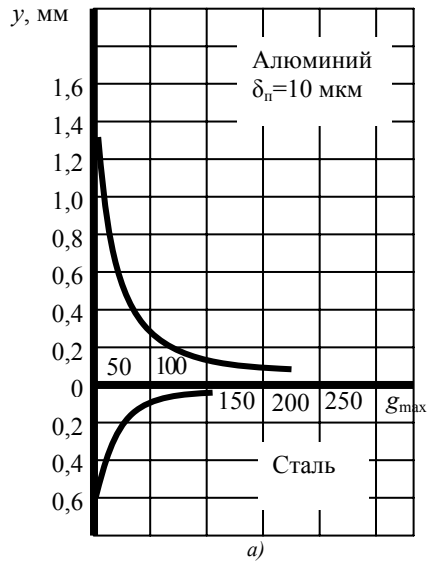
Скоротечность процесса сварки взрывом затрудняет его исследование во время образования соединения, поэтому анализ основных закономерностей деформирования металла в ОШЗ проводится по картинам (фотографиям) остаточных деформаций в сваренных металлах. Для определения остаточных сдвиговых деформаций в сваренных взрывом образцах применяют различные экспериментальные методики с использованием координатных сеток [2],

проволочных вставок [3], слоистых моделей [4] и других [5, 6]. В последнее время исследователи чаще используют различные варианты сочетания и расположения на свариваемых пластинах слоистых моделей со вставками, что позволяет более точно оценить величину и характер пластической деформации металлов в ОШЗ [7 ... 10]. При этом большинство публикаций посвящено исследованию закономерностей пластической деформации при сварке взрывом однородных пар металлов. Работ, посвященных изучению пластической деформации в ОШЗ разнородных металлов с резко отличающимися физико-механическими свойствами (например, алюминий-сталь, алюминий-медь, сталь-медь и др.) крайне мало, а именно такие сочетания материалов представляют наибольший как практический так и научный интерес в области получения с помощью сварки взрывом новых композиционных материалов.

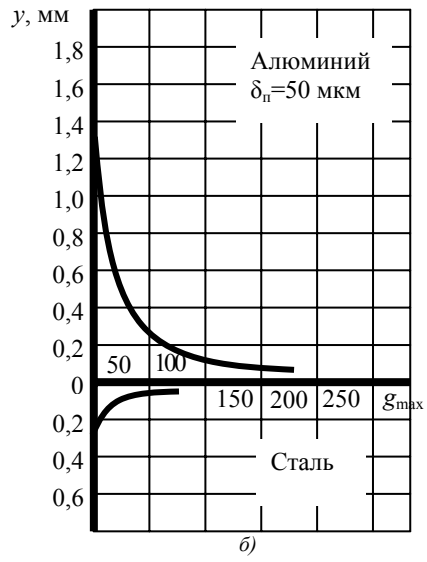
### Материалы и методы исследования

В качестве материалов исследования применяли алюминий А5 толщинами 6 и 8 мм и сталь Ст. 3 толщиной 10 мм. Перед хромированием стальные образцы полировались, после чего погружались в электролизную ванну. Хромиро-

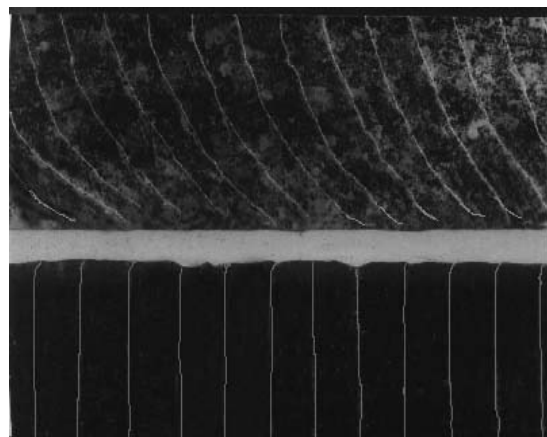
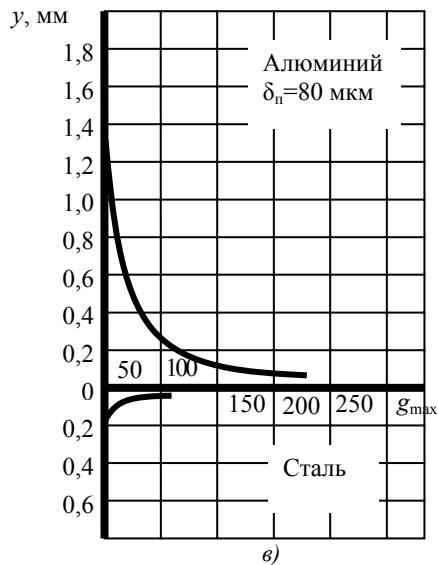




а)



б)



в)

Рис. 1. Эпюры максимальных сдвиговых деформаций  $g_{max}$  металла в ОШЗ и продеформированные слои сваренного взрывом сталеалюминиевого композита при разной толщине прослойки хрома

вание стальных образцов проводили в заводских условиях методом гальваники до получения по всей поверхности слоя хрома толщиной 0,01...0,1 мм. В качестве электролита для хромирования стали использовали хромовый ангидрид и серную кислоту. Сварку взрывом осуществляли на оптимальных для данной пары режимах, обеспечивающих получение высокой прочности соединения слоев.

Для исследования пластического деформирования металла ОШЗ применялась плоскопараллельная схема сварки взрывом с использованием методики слоистых моделей со вставками, реализация которой осуществлялась следующим образом. В неподвижной стальной и алюминиевой пластинах выфрезеровывали специальное окно-колодец со стенками, строго перпендикулярными её поверхностям, в которое без зазоров с помощью запрессовки устанавливали поперечную (перпендикулярно расположенную) слоистую модельную вставку.

Для определения максимальной сдвиговой деформации  $g_{\max}$  по методу [11] применяли специально разработанную программу «EWD 1.0», функционирующую в среде MS Windows. Металлографические исследования выполняли на микроскопе OLYMPUS BX61.

### Обсуждение результатов

Полученные результаты исследований показали, что толщина прослойки хрома оказывает существенное влияние на величину остаточной пластической деформации стального слоя при сварке взрывом сталеалюминиевого композита. Так при толщине прослойки хрома 10 мкм максимальная остаточная сдвиговая деформация  $g_{\max}$ , измеренная в непосредственной близости от границы раздела слоев, в алюминии составляет около 170 %, а в стали – около 110 %. Граница соединения ОШЗ имеет слабо выраженный волнообразный профиль с отдельными участками без слоя хрома, частичный вынос которого обусловлен кумулятивным эффектом

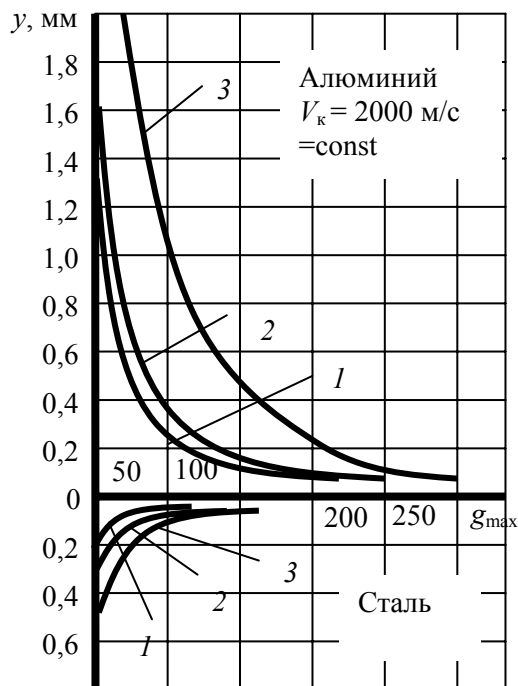


Рис. 2. Влияние скорости соударения  $V_c$  на эпюры максимального сдвига  $g_{\max}$  металла ОШЗ сваренного взрывом сталеалюминиевого композита с прослойкой хрома

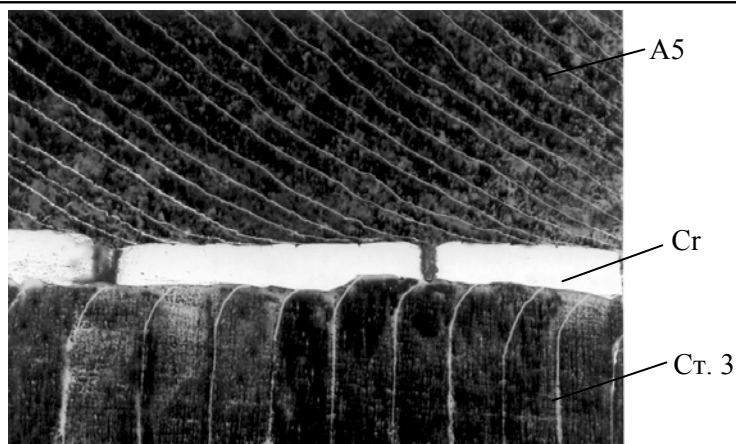


Рис. 3. Деформация поперечной слоистой модели сваренного взрывом сталеалюминиевого композита с частичным разрушением прослойки хрома при  $V_c = 500$  м/с

(рис. 1, а). При этом следует отметить, что толщина деформированного слоя со стороны алюминия составляет 1,3 мм, а со стороны стали она в два раза меньше и составляет 0,6 мм.

С увеличением толщины прослойки хрома до 40 ... 50 мкм (при тех же постоянных значениях параметров сварки взрывом  $V_c = 300$  м/с,  $V_k = 2000$  м/с) максимальная остаточная сдвиговая деформация стального слоя уменьшается и составляет  $g_{max} = 70 \dots 80$  %. Максимальная остаточная сдвиговая деформация алюминиевого слоя остается неизменной, равной 170 %. Зона соединения имеет прямолинейный безволновой профиль без хрупких оплавов с равномерной толщиной прослойки хрома по всей границе контакта слоев (рис. 1, б). Толщина деформированного металла со стороны стали уменьшается и составляет 0,25...0,30 мм.

При дальнейшем увеличении толщины прослойки хрома до 80 мкм вид границы соединения ОШЗ остается неизменным (с прямолинейный безволновым профилем), наблюдается только изменение максимальной остаточной сдвиговой деформации в стальном слое, в котором  $g_{max}$  уменьшается до 60 %, а толщина деформированного металла уменьшается до

0,15 мм (рис. 1, в).

Изучение влияния кинематических параметров процесса сварки взрывом на величину максимальной остаточной сдвиговой деформации в ОШЗ сталеалюминиевого композита с прослойкой хрома показало, что наибольшее влияние на  $g_{max}$  оказывает скорость соударения  $V_c$ . Экспериментально установлено, что с увеличением скорости соударения  $V_c$  при постоянной величине скорости контакта  $V_k$  наблюдается существенный рост значений  $g_{max}$  и толщины деформированного металла  $y$  как со стороны алюминия, так и со стороны стали. Так, при скорости соударения  $V_c = 300$  м/с значения  $g_{max}$ , измеренные на удалении от границы раздела слоев  $y = 0,05$  мм, со стороны алюминия составляли 170 %, а со стороны стали – 70 %.

С увеличением расстояния до  $y = 0,1$  мм максимальная остаточная сдвиговая деформация уменьшается как со стороны стали, так и со стороны алюминия и составляет 30 и 100 % соответственно. При этом толщина деформированного металла для алюминия составляет 1,3 мм, для стали – 0,2 мм (рис. 2). С увеличением скорости соударения до 500 м/с значения максимальных сдвиговых деформаций  $g_{max}$ ,

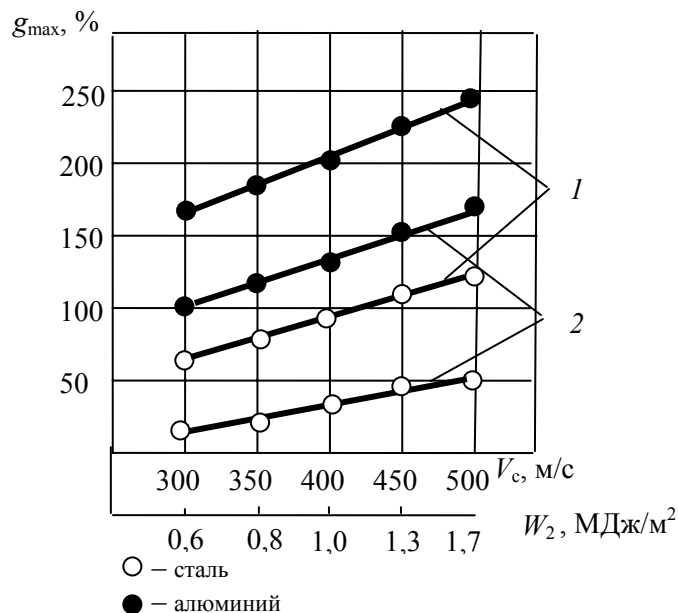


Рис. 4. Влияние скорости соударения  $V_c$  и энергии  $W_2$  на величину максимальных сдвигов  $g_{max}$  по толщине модельных образцов:  
1 –  $y = 0,05$  мм; 2 –  $y = 0,1$  мм

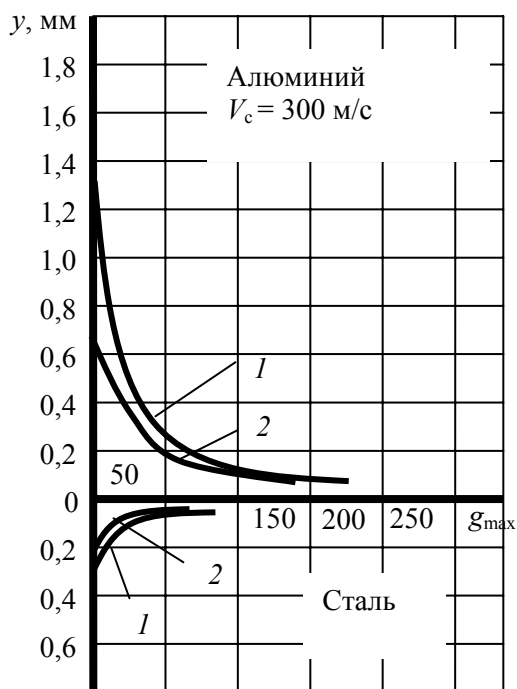


Рис. 5. Влияние скорости контакта  $V_k$  на величину максимальных сдвигов  $g_{max}$  металла ОШЗ сваренного взрывом сталеалюминиевого композита с прослойкой хрома:  
1 –  $V_k = 1800$  м/с; 2 –  $V_k = 2500$  м/с

измеренные на удалении от границы раздела слоев  $y = 0,05$  мм, со стороны алюминия возрастают до 250 %, а со стороны стали – до 120 %. При этом, если толщина прореформированного слоя со стороны алюминия составляла

2,8 мм, то со стороны стали она увеличилась более чем в 6 раз и составляла 0,45 мм (рис. 2).

Следует отметить, что создание таких больших пластических деформаций приводит к появлению трещин и даже разрушению анти-

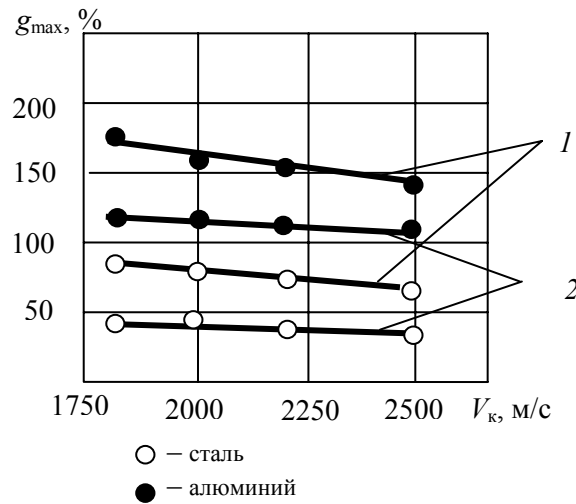


Рис. 6. Влияние скорости контакта  $V_k$  на величину максимальных сдвигов  $g_{max}$  по толщине модельных образцов:  
 1 –  $y = 0,05$  мм; 2 –  $y = 0,1$  мм

диффузионной прослойки (рис. 3), а, следовательно, снижается термостойкость сваренного взрывом сталеалюминиевого композита. Это объясняется тем, что с увеличением скорости соударения с 300 до 500 м/с происходит увеличение более чем в 3 раза энергии  $W_2$ , затрачиваемой на пластическую деформацию (т. к.  $W_2$  прямопропорциональна  $V_c^2$ ), в результате этого в ОШЗ реализуются значительные сдвиговые деформации, приводящие к разрушению слоя хрома (рис. 4).

Исследование влияния скорости контакта  $V_k$  на величину максимальной остаточной сдвиговой деформации в ОШЗ показало, что с увеличением  $V_k$  (при постоянной величине скорости соударения  $V_c$ ) контакта наблюдается уменьшение  $g_{max}$  как со стороны алюминия, так и со стороны стали. Установлено, что при  $V_k = 1800$  м/с значение максимальных сдвигов, зафиксированных в непосредственной близости от линии соединения, составляют 170 % со стороны алюминия и около 80 % – со стороны стали. При этом толщина профдеформированного металла для алюминия составляет 1,4 мм, для ста-

ли – 0,25 мм (рис. 5).

С увеличением  $V_k$  контакта до 2500 м/с максимальная остаточная сдвиговая деформация со стороны алюминия уменьшается до 140 %, а со стороны стали  $g_{max}$  – до 70 % (рис. 6).

### Выводы

1. Анализ проведенных исследований показал, что введение между алюминием и сталью тонкой прослойки хрома в процессе сварки взрывом не препятствует пластическому деформированию стали в ОШЗ, тем самым создавая благоприятные условия для получения равнопрочного соединения за счет создания антидиффузионного барьера, который препятствует образованию хрупких оплавок. С увеличением толщины прослойки хрома с 10 до 80 мкм при постоянных параметрах режима сварки взрывом максимальная статочная сдвиговая деформация  $g_{max}$  алюминиевого слоя остается неизменной, равной 170%, в то время как  $g_{max}$  стального слоя уменьшается почти в два раза, составляя около 60%.

2. Экспериментально установлено, что наибольшее влияние на величину сдвиговых де-

формаций сваренного взрывом сталеалюминиевого композита с прослойкой хрома оказывает скорость соударения  $V_c$ , увеличение которой (при  $V_k = \text{const}$ ) приводит к вовлечению в пластическое течение более глубоко расположенных слоев и существенному росту реализуемых в ОШЗ сдвиговых деформаций  $g_{\text{max}}$ , при больших значениях которой происходит разрушение антидиффузионной прослойки хрома.

#### Библиографический список

1. Краснокутская, И. П. О механизме пластической деформации при сварке взрывом / И.П. Краснокутская, А. Н. Кривенцов, В. С. Седых, Соннов А. П. // Физика и химия обработки материалов. – 1969. – №6. – С. 99-102.
2. 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.
3. Захаренко, И. Д. Сварка металлов взрывом / И. Д. Захаренко – Минск: Наука и техника, 1990. – 205 с.
4. Седых, В. С. Исследование характера течения металла при высокоскоростном плакировании взрывом на слоистых моделях / В. С. Седых, А. П. Соннов, В. Г. Шморгун // В межвуз. сб. науч. статей: Сварка взрывом и свойства сварных соединений / Волгоград: ВПИ, 1988. – С. 82-92.
5. Бондарь, М. П., Оголихин В.М. О пластической деформации в зоне соединения при плакировании взрывом / М. П. Бондарь, В. М. Оголихин // Физика горения и взрыва. – 1985. – Т.21. – С.147-157.
6. Гульбин, В. Н. Использование экспериментальных методов исследования процессов ОМД применительно к сварке взрывом / В. Н. Гульбин // В сб. науч. статей: Сварка, резка и обработка сварных соединений взрывом / Киев: ИЭС им. Е.О.Патона, 1987. – С.28-33.
7. Шморгун, В. Г. Исследование основных закономерностей процесса пластической деформации при сварке взрывом / В. Г. Шморгун // Сварочное производство. – 2000. – №3. – С. 23-25.
8. Кузьмин, С. В. Новая методика исследования пластической деформации металла в околошовной зоне свариваемых взрывом соединений / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. А. Чугунов, А. П. Пеев // Физика и химия обработки материалов. – 2000. – №2. – С.54-60.
9. Чугунов, Е. А. 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. Пеев, А. П. Особенности пластического деформирования металла околошовной зоны при сварке взрывом меди с алюминием / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. А. Чугунов // Физика и химия обработки материалов. – 2003. – №1. – С. 71-76.
11. Кузьмин, С. В. Разработка методики исследования пластической деформации металла в ОШЗ свариваемых взрывом соединений / С. В. Кузьмин, Е. А. Чугунов, В. И. Лысак, А. П. Пеев // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: межвуз. сб. науч. трудов.- ВолгГТУ. – Волгоград, 1998. – С. 65-74.

УДК621.791.76:621.7.044.2

*Т. Ш. Сильченко, инженер, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, д-р техн. наук,  
А. С. Горобцов, д-р техн. наук, Ю. Г. Долгий, инженер*  
АНАЛИЗ ПРИЧИН ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЗОНЫ СОЕДИНЕНИЯ ПО ДЛИНЕ  
СВАРЕННЫХ ВЗРЫВОМ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЗАГОТОВОК

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Работа посвящена анализу и экспериментальному исследованию причин нестабильности структуры и свойств зоны соединения при сварке взрывом крупногабаритных биметаллических заготовок. Установлены основные причины изменения профиля и нарушения геометрии взаимного расположения свариваемых взрывом элементов перед фронтом детонации.

The paper is devoted to the analysis and the field research of the origins of structure instability and joint zone properties at explosion welding of large-sized bimetallic pieces. Determined were the basic origins of the profile change and geometric disarrangement of configuration of the welded elements in front of the detonation front.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, фронт детонации, осциллограмма, датчик, волны

**Keywords:** explosive welding, detonation front, oscillogram, sensor, waves

Сварка взрывом теоретически не накладывает каких-либо ограничений на конечные размеры заготовок, поскольку поддержание на постоянном уровне в пределах всей площади свариваемых заготовок установочных параметров (сварочного зазора  $h$ , высоты заряда  $H$ , скорости детонации  $D$ ) должно автоматически вести к постоянству кинематических и энергетических параметров и обеспечению стабильности свойств сваренного взрывом соединения. Тем не менее, многолетняя практика показывает [1 ... 10], что при плакировании взрывом крупногабаритных пластин наблюдается изменение свойств соединения по длине сваренных заготовок, проявляющееся в увеличении размеров волн и количества оплавленного металла, что в ряде случаев приводит к существенному снижению прочностных свойств биметалла.

Целью настоящей работы является анализ и экспериментальное исследование причин нестабильности структуры и свойств зоны соединения при сварке взрывом крупногабаритных заготовок.

Анализ литературных источников позволяет выделить, по крайней мере, три наиболее вероятные причины, приводящие к «раскачке» вол-

нового профиля и возрастанию количества оплавленного металла по длине сваренного биметалла [1 ... 8].

Увеличение параметров волн в концевой части сваренных заготовок в принципе могло бы быть связано с форсированием параметров высокоскоростного соударения пластин, происходящим вследствие увеличения скорости детонации  $D$  ВВ по длине заряда. Однако эта гипотеза, высказанная еще в 1974 году исследователями [4], не нашла экспериментального подтверждения.

В частности, авторы [11], выполнявшие измерения скорости детонации  $D$  зарядов ВВ длиной 4 м методом Дотриша [12] через каждые 200 мм, показали, что абсолютные отклонения от среднего значения  $D$  не превышают  $\pm 3\%$ , что, согласно [12], соответствует точности применяемого метода измерения и, следовательно, свидетельствует о высокой стабильности детонационных свойств длинномерных зарядов ВВ.

Более убедительным выглядит предположение, высказанное рядом исследователей [1 ... 3, 9, 13, 14 и др.], согласно которому изменение свойств соединения по длине сваренных круп-

ногабаритных заготовок является следствием предварительного подогрева соударяющихся поверхностей за счет воздействия высокотемпературного потока частиц ударно-сжатого газа кумулятивного происхождения, движущегося перед точкой контакта.

Если согласно [1] для упрощения полагать, что сжатие воздуха в зазоре между пластинами производится плоским поршнем, движущимся вдоль фронта детонации со скоростью контакта  $V_k$ , то состояние ударно-сжатого воздуха перед точкой контакта можно записать в виде системы [15]:

$$\left. \begin{aligned} p_b &= \frac{2\rho_0 V_b^2}{k+1} \\ u_b &= \frac{2V_b}{k+1} \\ T_b &= \frac{T_0 p_b (k-1)}{p_0 (k+1)} \end{aligned} \right\}, \quad (1)$$

где  $V_b$  – скорость фронта ударной волны;  $p_b$  и  $T_b$  – соответственно давление и температура воздуха за фронтом ударной волны;  $k$  – показатель политропы;  $\rho_0$ ,  $T_0$  и  $p_0$  – соответственно начальные плотность, температура и давление воздуха;  $u_b = V_k$  – массовая скорость за фронтом ударной волны.

Как показывают расчеты по (1), температура ударно-сжатого воздуха при  $V_k = 1800 \dots 4000$  м/с достигает  $2300 \dots 6300^\circ\text{C}$  [13] при давлении  $5 \dots 20$  МПа, что согласуется с экспериментальными данными [14].

По мере продвижения вдоль свариваемой заготовки точки контакта из-за отставания последней от фронта ударной волны время воздействия нагретого воздуха на свариваемые поверхности возрастает по зависимости [13]

$$t = L \frac{V_b - V_k}{V_b V_k}, \quad (2)$$

где  $L$  – расстояние от места начала сварки.

По оценке авторов [13] на расстоянии  $L = 1 \dots 2$  м это время может превышать 100 мкс, увеличиваясь при снижении  $V_k$ .

Для расчета теплового потока  $q$  из ударно-сжатого воздуха вглубь поверхностей свариваемых пластин в [14] предлагается использовать зависимость

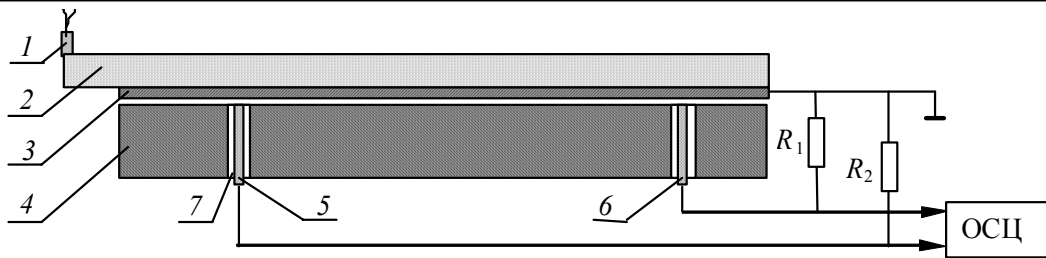
$$q = St \cdot \rho u c_p (T^* - T_c), \quad (3)$$

где  $T^* = T \left( 1 + \frac{k+1}{2} M^2 \right)$  – температура торможения [14];  $St$  и  $M$  – соответственно числа Стентона и Маха;  $T$ ,  $c_p$  и  $\rho$  – соответственно температура, теплоемкость и плотность газа;  $u$  – массовая скорость;  $k$  – показатель адиабаты.

Из оценки (в грубом приближении для модели мгновенного плоского источника тепла) процесса нагрева приконтактных объемов свариваемых пластин за время  $t$  (2), сделанной авторами [13], следует, что при  $L = 1$  м толщина прогретого до нескольких сотен градусов металла составляет  $10 \dots 20$  мкм, что, по их мнению, безусловно влияет на общую тепловую ситуацию в ОШЗ и, в конечном итоге, на образование соединения.

В работе [3], согласно расчетам, мощность теплового потока из газа в металл при  $V_k = 4 \dots 4,5$  км/с достигает  $\sim 10^3 \dots 10^4$  МДж/м<sup>2</sup>·с, что при времени его действия  $t$  (2)  $\sim 100$  мкс дает прибавку по энерговложению в зону соединения (в виде тепла) порядка  $0,1 \dots 1$  МДж/м<sup>2</sup>. Подобные энерговложения становятся соизмеримыми с энергозатратами на пластическую деформацию металла в ОШЗ, однако локализо-





**Рис. 1. Схема проведения экспериментов по исследованию изменения температуры поверхностей свариваемых взрывом металлических пластин в начальном и конечном сечениях пакета:**

1 – электродетонатор; 2 – заряд ВВ; 3 – метаемая медная пластина; 4 – неподвижная пластина; 5, 6 – константановые стержни; 7 – изолятор; ОСЦ – цифровой запоминающий осциллограф С9-8

ваны в еще более узкой зоне и способны, по мнению [3], привести к оплавлению металла приконтактных слоев металла толщиной до 100 мкм.

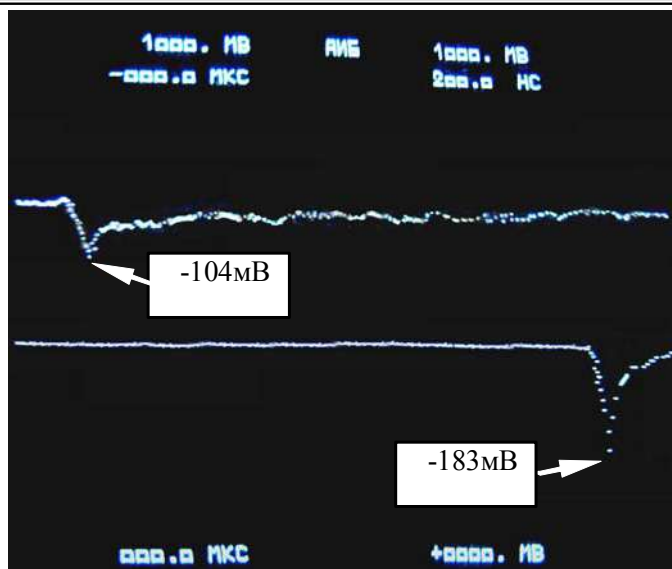
К настоящему времени известно достаточно много методов измерения температуры в объеме металла при импульсном нагружении [16], наиболее перспективным из которых является метод естественных термопар образующихся в процессе сварки взрывом при соударении двух разноименных элементов (например, меди и константана). В качестве основных недостатков метода следует выделить наличие баро-ЭДС, вносящей существенную погрешность в эксперимент. Вместе с тем полагая, что величина баро-ЭДС конкретной термопары для идентичных экспериментальных сборок является постоянной, исследование изменения тепловой ситуации в зоне соединения по мере удаления от начала свариваемого пакета может быть сведено к качественному сравнению температур в различных сечениях по амплитуде фиксируемого осциллографом (в момент касания элементов термопары) импульсного сигнала (в виде скачка напряжения), характеризующего практически мгновенный рост температуры.

Для качественной оценки изменения температуры свариваемых поверхностей по мере удаления от точки инициирования заряда ВВ была проведена серия экспериментов, основанная на

методе естественной локальной термопары [16...18]. Суть экспериментов заключалась в следующем (рис. 1). Длинномерная медная пластина 3, метаемая зарядом ВВ 2, последовательно соударялась с константановыми стержнями 5 и 6 которые располагались в неподвижной стальной пластине 4 на различном удалении от начала сварки. Для исключения электрического контакта константанового стержня со стальной пластиной между ними помещали изолятор 7. Регистрация сигнала термо-ЭДС осуществлялась с помощью цифровых осциллографов С9-8 и GDS-820С. Скорость точки контакта при проведении экспериментов выдерживалась в диапазоне 2100 ... 2200 м/с.

В результате было обнаружено существенное различие амплитуд электрических сигналов, отражающих максимальную мгновенную термо-ЭДС + баро-ЭДС в соединении медь-константан на расстоянии 100 и 550 мм от начала сварки. Типичная осциллограмма, зафиксированная в одном из экспериментов, представлена на рис. 2.

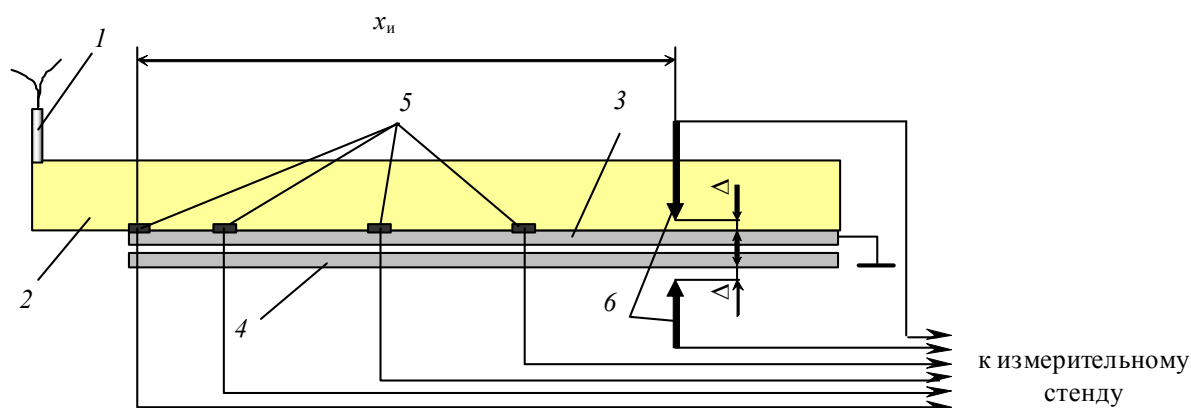
Следовательно, эффект предварительного подогрева поверхностей свариваемых взрывом пластин, проявляясь при плакировании крупногабаритных заготовок, однозначно будет способствовать «раскачке» волнового профиля и увеличению количества оплавленного металла по длине сваренного биметалла.



**Рис. 2. Осциллограмма температурного режима, зафиксированная в одном из экспериментов:**  
 верхний луч – датчик, находящийся в начальном сечении свариваемых пластин (100 мм от начала сварки);  
 нижний луч – датчик, находящийся в конечном сечении свариваемых пластин (550 мм от начала сварки)

Наиболее значимым фактором, способствующим возникновению нестабильности структуры и свойств зоны соединения длинномерных пластин при сварке взрывом, на наш взгляд, являются вертикальные перемещения сечений метаемой пластины, находящихся впереди точки контакта под еще непродетонировавшим зарядом ВВ, в результате чего в процессе сварки изменяется исходная величина установочного зазора  $h$ , вызывая, в свою очередь, отклонения величин угла соударения  $\gamma$  и скорости соударения  $V_c$  от расчетных значений. Такое нарушение геометрии взаимного расположения длинно-

мерных элементов, экспериментально доказанное в работе [19], может происходить как за счет давления ударно-сжатого воздуха, находящегося между свариваемыми пластинами [1], так и в результате действия инерционных сил ударно-волнового происхождения [8, 20]. По нашему мнению, исследование особенностей нарушения геометрии взаимного расположения свариваемых взрывом длинномерных элементов представляет наибольший научный и практический интерес, так как это явление, во-первых, позволяет объяснить помимо «раскачки» волн и увеличения количества оплавов по



**Рис. 3. Схема исследования вертикальных перемещений пластин при сварке взрывом:**  
 1 – электродетонатор; 2 – заряд ВВ; 3 и 4 – соответственно метаемая и неподвижная пластины; 5 – электроконтактные датчики; 6 – контактные датчики перемещения

Таблица 1

Условия взрывного нагружения пластин при экспериментальном исследовании характера нарушения геометрии взаимного расположения длинномерных элементов перед точкой контакта

№ опыта	Материалы свариваемых пластин, <u>метаема</u> неподвижная	Размеры пластин, <u>метаема</u> неподвижная	Скорость детонации $D$	Установочные параметры			Результаты экспериментов		
				Сварочный зазор $h$	Координата установки датчиков-игл (координата исследуемого сечения) $x_n$	Зазор между датчиком-иглой и поверхностью пластины $\Delta$	Расстояние $S$ между сечением и фронтом детонации в момент срабатывания датчика-иглы	Период времени $T$ между замыканием верхнего и нижнего датчиков-игл	
		мм	м/с	мм			мкс		
1	Сталь Ст. 3	2×800×200	1510	3	650/750		4	386	—
2			2560		750			91	—
3			2940		750			24	—
4			3730		650/750			0	—
5	Сталь Ст. 3	2×800×200	1550	—	650/750		4	454/304	—
6			2560		750			153	—
7			2850		750			97	—
8			3700		650/750			0/0	—
9		3×800×200	1530		750		4	348	—
10		5×800×200	1520				4	220	—
11		9×800×200	1510				4	201	—
12		6×900×200	2150		верхний	880	1	26	8
	—		нижний	880	1	8			
13	9×900×200	2160	верхний	880	1	21	6		
	—		нижний	880	1	9			
14	5×900×200	1490	верхний	450/600/750	2	0/0/0	—		
	—		нижний	450/600/750	2	0/0/0			

длине крупногабаритных пластин их неравномерную деформацию удлинения [10], а, во-вторых, предоставляет возможность наметить новые научно обоснованные пути стабилизации их свойств, что является актуальной задачей, поскольку известные к настоящему времени технологические приемы являются низкотехнологичными и малоэффективными.

Для исследования характера вертикальных перемещений сечений метаемой металлической пластины согласно специально разработанной методике [19, 21] было проведено несколько серий экспериментов, схема и условия которых

представлены соответственно на рис. 3 и в табл. 1.

В качестве взрывчатого вещества использовали смесь аммонита БЖВ с кварцевым песком. Эксперименты проводили как по параллельной схеме сварки взрывом (опыты 1 ... 4), так и при отсутствии неподвижного элемента (опыты 5 ... 11). Целью каждого эксперимента являлось определение расстояния  $S$  между фронтом детонации и сечением метаемой пластины, переместившимся вертикально как минимум на расстояние установочного зазора  $\Delta$  между поверхностью пластины и датчиком пе-

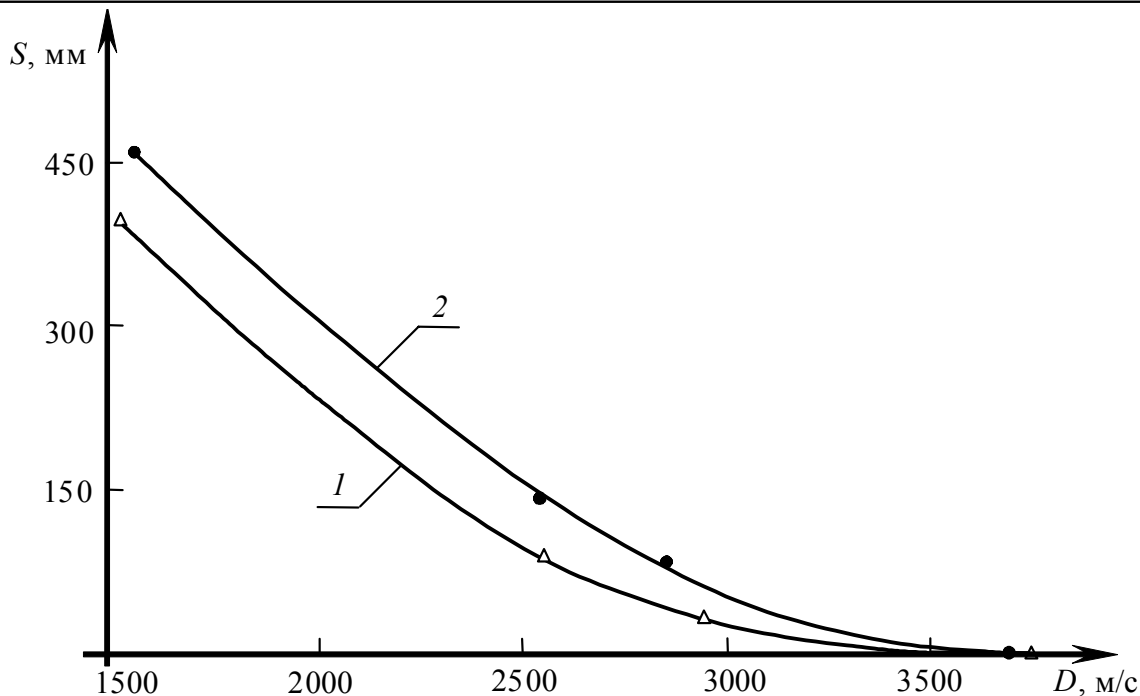


Рис. 4. Зависимость расстояния  $S$  между исследуемым сечением μεταемой двухмиллиметровой пластины и фронтом детонации от скорости детонации заряда ВВ в условиях сварки взрывом (1) и при отсутствии неподвижного элемента (2):

расстояние от начала сварки до исследуемого сечения  $x_{и}=750$  мм, минимальная величина вертикального перемещения исследуемого сечения  $\Delta=4$  мм

ремещения по формуле

$$S = x_{и} - x_{D}, \quad (4)$$

где  $x_{и}$  – координата исследуемого сечения (см. рис. 3), мм;  $x_{D}$  – координата, определяющая положение фронта детонации относительно нача-

ла μεταемой пластины в момент срабатывания контактного датчика перемещения в исследуемом сечении, мм.

В опытах 12 ... 14 неподвижная пластина также отсутствовала, но датчики вертикальных

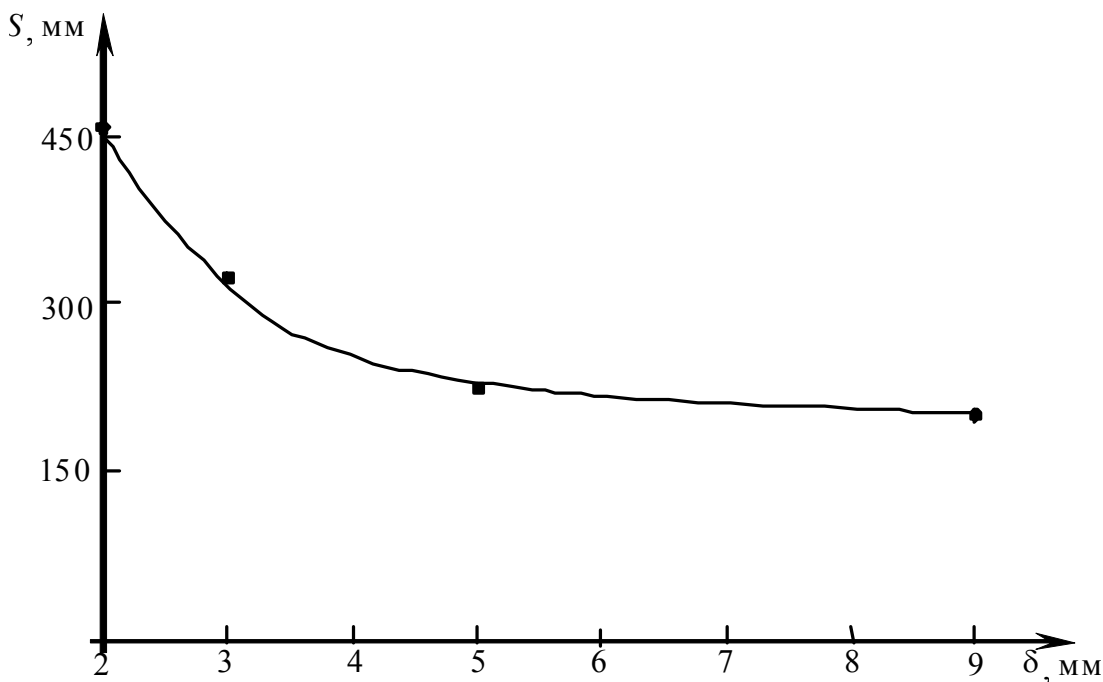


Рис. 5. Графическая зависимость величины  $S$  от толщины пластины  $\delta$  при отсутствии нижней пластины: расстояние от начала сварки до исследуемого сечения  $x_{и}=750$  мм, минимальная величина вертикального перемещения исследуемого сечения  $\Delta=4$  мм, скорость детонации заряда ВВ  $D=1500 \dots 1550$  м/с

перемещений устанавливали как над метаемой пластиной, так и под ней, что позволяло фиксировать время возможного перемещения ее фиксированного сечения не только вертикально вверх, но и вниз. Кроме того, в опытах 5, 9 и 14 устанавливали соответственно две и три линии датчиков на удалениях 450, 600 и 750 мм от начала метаемой пластины. Величину установочного зазора  $\Delta$  для каждого опыта задавали исходя из результатов предыдущих экспериментов, проведенных на начальном этапе при экспериментальной отработке методики [19, 21]. Аналогичные изменения величины  $S$  отмечаются и в серии опытов 5 ... 7 при метании пластины скользящей детонационной волной (рис. 4, кривая 2). При этом следует отметить факт практически одновременного перемещения в вертикальном направлении на величину установочного зазора  $\Delta = 4$  мм сечений пластин, удаленных друг от друга на 150 мм (контактные датчики перемещения обеих линий сработали одновременно в опытах 1 и 5 соответственно спустя  $\sim 202$  и  $\sim 168$  мкс от запуска развертки осциллографа, синхронизированной с процессом перемещения по метаемой пластине фронта детонации).

При увеличении толщины метаемой пластины  $\delta$  (опыты 5, 9 ... 11) при постоянных параметрах ( $H$ ,  $\rho_{ВВ}$ ) заряда ВВ с относительно низкой скоростью детонации ( $D=1500 \dots 1550$  м/с) величина  $S$  также снижается (рис. 5) с  $\sim 450$  мм в случае двухмиллиметровой пластины (опыт 5) до  $\sim 200$  мм при толщине пластины  $\delta=9$  мм (опыт 11).

Серия опытов 12 ... 14 ставила перед собой задачу оценить в первом приближении период колебания сечений нагружаемой детонацион-

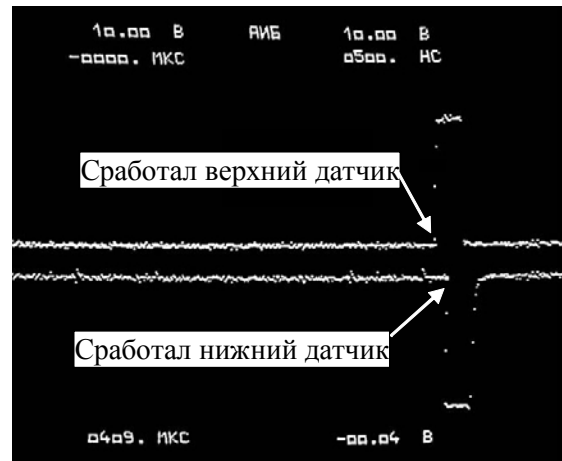


Рис. 6. Осциллограмма, зафиксированная в опыте 12

ной волной пластины при помощи расположенных по обе ее стороны соосно друг другу датчиков. В опытах 12 и 13 разница во времени срабатывания датчиков (период колебания пластины) составила 6 ... 8 мкс (рис. 6).

Увеличение установочного зазора  $\Delta$  до 2 мм в опыте 14 позволило зарегистрировать только «верхние» вертикальные перемещения сечений пластины перед фронтом детонации. Контактные датчики, находящиеся под метаемой пластиной, срабатывали спустя  $\sim 15$  мкс после прохождения плоскости их размещения фронтом детонации (закорачивание нижнего датчика происходило уже за фронтом детонации в результате изгиба пластины под воздействием продуктов детонации).

### Выводы

1. На основе анализа литературных источников и результатов опытов установлено, что нарушение геометрии взаимного расположения свариваемых взрывом элементов перед фронтом детонации и эффект предварительного подгрева соударяющихся поверхностей являются основными причинами, приводящими к изменению свойств соединения по длине свариваемых заготовок, проявляющемуся в увеличении размеров волн и количества оплавленного

металла.

2. Экспериментально определено, что при сварке взрывом сечения нагружаемых пластин совершают «опережающие» фронт детонации вертикальные перемещения на расстояние, сопоставимое со сварочным зазором  $h$ ; величина «опережения»  $S$  снижается (вплоть до полного отсутствия вертикальных перемещений сечений метаемого листа) при увеличении скорости детонации накладного заряда ВВ и толщины метаемого элемента, а при метании скользящей детонационной волной металлической длинномерной пластины в последней возбуждаются упругие вертикальные колебания с амплитудой порядка 1 ... 1,5 мм.

#### Библиографический список

1. Кудинов, В. М. Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, А. Я. Коротеев. – М.: Металлургия, 1978. – 165 с.
2. Конон, Ю. А. Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л. Б. Певухин, А. Д. Чудновский; под ред. Кудинова В.М. – М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.
3. Захаренко, И. Д. Сварка металлов взрывом / Захаренко И. Д. – Минск: Наука і тэхніка, 1990. – 205 с.
4. Ватник, Л. Е. Некоторые особенности образования соединения при сварке взрывом листового биметалла / Л. Е. Ватник, А. Н. Кривенцов, В. С. Седых // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: межвуз. сб. науч. трудов / ВолгПИ. – Волгоград, 1974. – Вып. 1. – С. 35-45.
5. Гельман, А. С. Плакирование стали взрывом / А. С. Гельман, А. Д. Чудновский, Б. Д. Цемахович, И. Л. Харина. – М.: Машиностроение, 1978. – 191 с.
6. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 544 с.
7. Кузьмин, С. В. Формирование соединений при сварке взрывом крупногабаритных металлических слоистых композитов / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Ю. Г. Долгий // Сварочное производство. – 2002. – №5. – С. 48-53.
8. Тарабрин, Г. Т. Влияние упругих волн на характер движения пластины под действием продуктов взрыва / Г. Т. Тарабрин, Ю. П. Трыков // Металловедение и прочность материалов: межвуз. сб. науч. трудов / ВолгГТУ. – Волгоград. – 1997. – С. 5-13.
9. Бердыченко, А.А. Закономерности изменения структуры сварного соединения, полученного сваркой взрывом, с увеличением его габаритов на примере титана / А.А. Бердыченко, Л.Б. Первухин // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: межвуз. сб. науч. трудов / ВолгГТУ. – Волгоград. – 2000. – С. 102-114.
10. Берсенева, П. В. Закономерности деформирования пластин при сварке взрывом / П. В. Берсенева, Ю. П. Трыков, С. В. Кузьмин и др. // Сварка взрывом и свойства сварных соединений / межвуз. сб. науч. трудов / ВолгПИ. – Волгоград. – 1985. – С. 84-93.
11. Лысак, В. И. Детонационные характеристики смесевых ВВ для сварки на основе аммонит №6ЖВ+наполнитель / В. И. Лысак, В. Г. Шморгунов // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: межвуз. сб. науч. тр. / ВолгПИ. – Волгоград, 1987. – С. 105-114.
12. Физика взрыва / под ред. К. П. Станюковича. Изд. 2-е. – М.: Наука, 1975. – 704 с.
13. 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 / ВолгГТУ. – Волгоград. – 2002. – С. 134-151.
14. 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.
15. Зельдович, Я. Б. Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений / Я. Б. Зельдович, Ю. П. Райзер. – М.: Наука, 1966. – 686 с.
16. 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.
17. Бешапошников, Ю. П. О роли остаточного давления продуктов детонации при сварке взрывом титана со сталью / Ю. П. Бешапошников // Обработка материалов импульсными нагрузками: тематич. сб. науч. трудов / СО АН СССР. – Новосибирск. – 1990. – С. 275-281.
18. 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.
19. Sil'chenko T.Sh. Infringement of collision geometry during explosive cladding of long-sized plates / T.Sh. Sil'chenko, S.V. Kuz'min, V.I. Lysak, and Yu.G. Dolgii // Shok-Assisted Synthesis and Modification of Materials / Edited by A.A. Deribas and Yu.B. Scheck – Moscow. – 2006. – P. 116-117.
20. Горобцов, А. С. Математическая модель взаимодействия метаемой пластины с импульсной нагрузкой в условиях сварки металлов взрывом / А. С. Горобцов, Т. Ш. Сильченко, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, С. В. Хаустов // Известия Волгоградского технического университета. Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений». – 2006. – №9(24). – вып. 2.
21. Методика экспериментального исследования вертикального перемещения длинномерных металлических пластин перед точкой контакта в процессе сварки взрывом / Т.Ш. Сильченко, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак и др. // НПСМ-2007: сб. науч. тр. междунар. конф. – Волгоград. – 2007. – С. 204-207.

УДК 621.791.76:621.7.044.2

*И. В. Денисов, к-т техн. наук, Л. Б. Первухин, д-р техн. наук,  
О. Л. Первухина, к-т техн. наук, А. Е. Розен, д-р техн. наук\**

### ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения АН, bitrub@mail.ru  
\*Пензенский государственный университет, metal@pnzgu.ru

Приведены исследования характера распределения остаточных деформаций по длине сваренных взрывом листов. Исследовано влияние основных технологических параметров сварки взрывом и конечных размеров листов на их величину. Предложен механизм деформации и изменения размеров свариваемых листов в процессе их взрывного нагружения.

The investigations of the distribution manner of residual deformations along the length of the explosion-welded plates are presented. Effects of the basic technological parameters of explosion welding and the sizes of plates on the values of residual deformations were investigated. The mechanism of deformation and dimensional change of the plates being welded in the process of their explosive loading is set forward.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, ударная волна, деформация растяжения, структура, метка

**Keywords:** explosive welding, impact wave, tension deformation, structure, marker

Качество двухслойных крупногабаритных листов при их промышленном производстве оценивается по нормативным документам ГОСТ 10885-85 «Сталь листовая горячекатаная двухслойная коррозионно-стойкая» и др. Основные показатели качества:

1. Сплошность соединения слоев – 100 % контроль методом ультразвуковой дефектоскопии;
2. Прочность соединения слоев – оценивается при испытаниях на отрыв и срез плакирующего слоя и изгиба;
3. Деформация листов – оценивается путем измерения отклонения от плоскостности, а также измерения изменений габаритных размеров.

Вопросам сплошности и прочности соединения посвящено достаточно много исследований. Деформации изгиба могут быть устранены последующей правкой листов. Деформации растяжения приводят к неисправимым изменениям габаритных размеров листов, а также образованию откольных трещин. В частности, в работе [1] выявлено три типа деформаций: изгиба, растяжения и деформация узких граней. При этом утверждается, что удлиняется основной и пла-

кирующий листы [2].

Настоящая работа посвящена исследованию характера распределения продольных остаточных деформаций по длине сваренных взрывом листов, а также влияния основных технологических параметров сварки взрывом и конечных размеров свариваемых листов на их величину. Методом меток исследовали деформацию растяжения крупногабаритных листов промышленных размеров при производстве двухслойного листа с основой марки 09Г2С, 12ХМ и плакирующим листом марки Тр321, Тр316Тi ASTM A240.

Для решения данной задачи были поставлены эксперименты, методика которых заключалась в следующем.

На верхнюю плоскость металла и боковые поверхности неподвижных пластин до сварки наносили метки в собранном пакете с шагом 50 мм на расстоянии 1800 мм, в зоне окончания сварки на длине 300 мм шаг уменьшали до 25 мм, а также в месте окончания основного листа на плакирующем листе ставили насечку 1 (рис. 1). На оставшейся длине листа метки наносили с шагом 500 мм. Метки на торец нано-

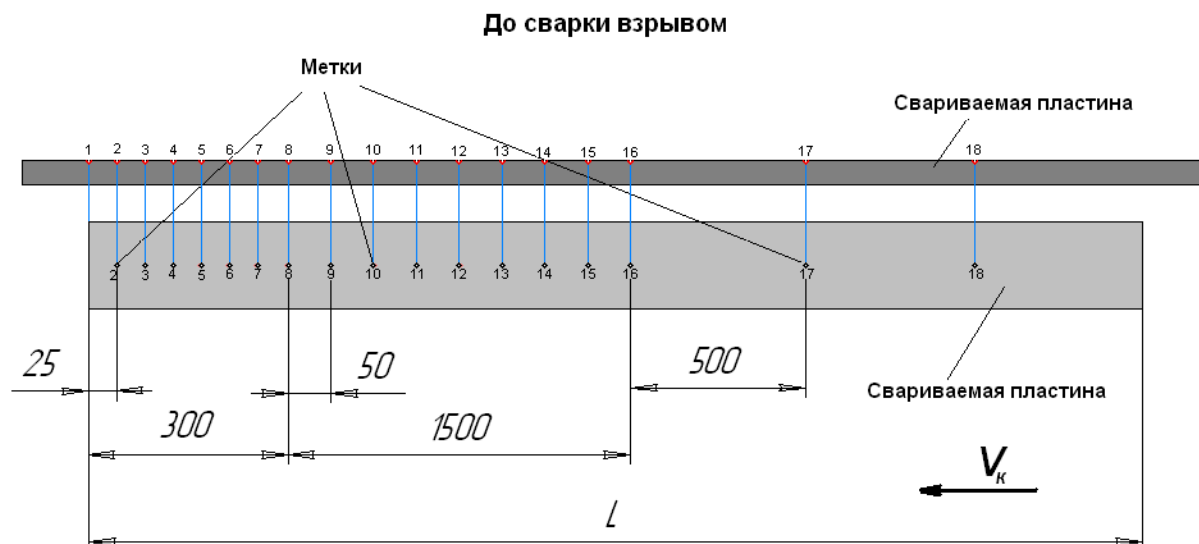


Рис. 1. Схема выявления деформации листов после сварки взрывом

сили ударным методом, на поверхность лакирующего листа методом царапания и несываемой краской (рис. 1). Используемая в экспериментах длина листов находилась в пределах от 4000 мм до 5900 мм, ширина от 1400 мм до 2000 мм. Соотношение толщины основного и лакирующего слоя от 3:1 до 10:1. В качестве заряда использовали смесь микропористой аммиачной селитры с дизельным топливом в соотношении 96:4. Иницирование заряда проводили из одной точки с центра листа или со середины узкой грани листа. Замер полученных баз производили с точностью 0,1 мм дважды: до и после сварки взрывом. Величину продольных остаточных деформаций оценивали по зависи-

мости

$$\delta = \frac{l'_i - l_i}{l_i} 100\%, \quad (1)$$

где  $\delta$  – величина продольной остаточной деформации;  $l_i$  и  $l'_i$  – размеры  $i$ -базы соответственно до и после сварки.

Для выявления особенностей деформации листов в процессе сварки взрывом совместили окончание лакирующего листа с окончанием основного листа, иницирование заряда ВВ происходило с противоположной стороны (рис. 2).

Эксперимент проводился на листах: метаемый лист толщиной 4 мм, материал листа сталь 08X18H10T, толщина листа основания состав-

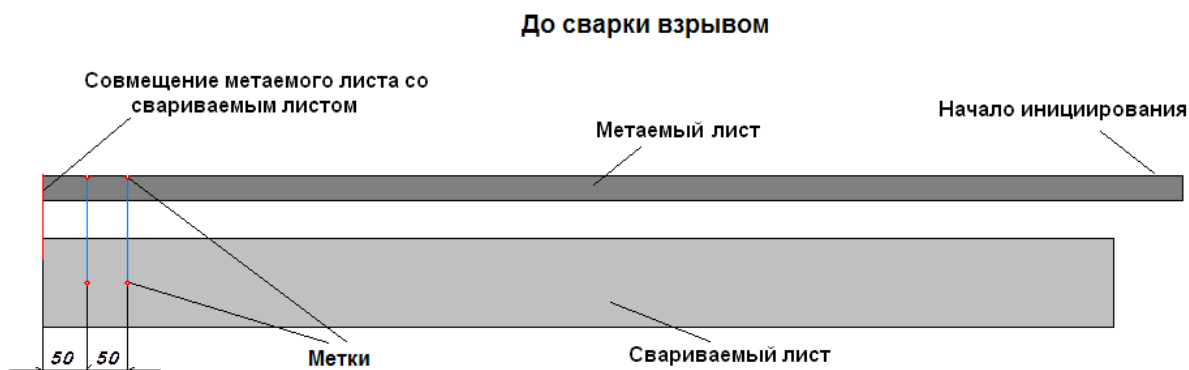


Рис. 2. Схема выявления особенностей деформации листов после сварки взрывом



ляла 26 мм, длина листа 5900 мм, материал листа основы – сталь 09Г2С.

На торцах основного листа были нанесены метки на расстоянии 50 и 100 мм от края листа, а на поверхности плакирующего листа были сделаны насечки на таком же расстоянии. В процессе сварки взрывом произошло удлинение основного листа на 25 мм, а метаемый лист остался той же длины, что и до сварки взрывом (рис. 3, б, в). Это хорошо видно на фотографии, где на рис. 3, а положение листов до сварки, торцы листов совмещены. После сварки на фотографии (рис. 3, б) видим, что плакируемый лист стал длиннее плакирующего на 25 мм.

Результаты этих опытов (рис. 3) подтвердили правомерность определения продольных остаточных деформаций по изменению расстояния между метками. Таким образом, деформация растяжения (сдвига) основного слоя идет по

всей толщине основного листа, а плакирующий лист в изученном диапазоне толщин не претерпевает деформации удлинения. При этом следует отметить, что торец основного листа удлиняется по всей ширине одинаково (рис. 3, з). В дальнейших экспериментах торцы листов не совмещали, данные снимали по схеме, приведенной на рис. 4.

Указанная деформация приводит к удлинению листов и уменьшению их толщины, что необходимо учитывать при промышленном производстве двухслойных листов, а именно заказывать листы с заранее увеличенными размерами толщины приблизительно от 1 мм.

Вдоль и поперек листа от края листа, где было окончание сварки, на расстоянии 25 мм проводили измерение толщины листа. Затем с шагом 50 мм на расстоянии 1500 мм от края листа проводили замеры толщины, а на ос-

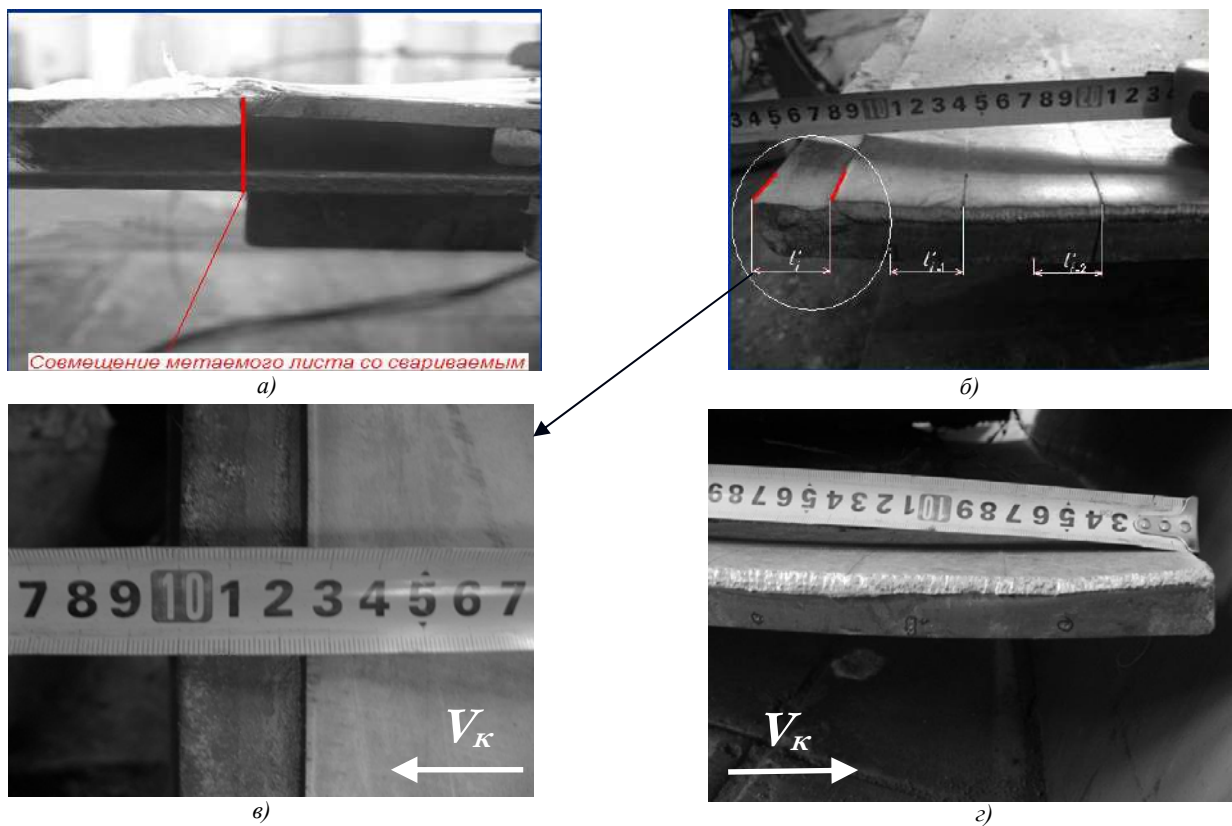
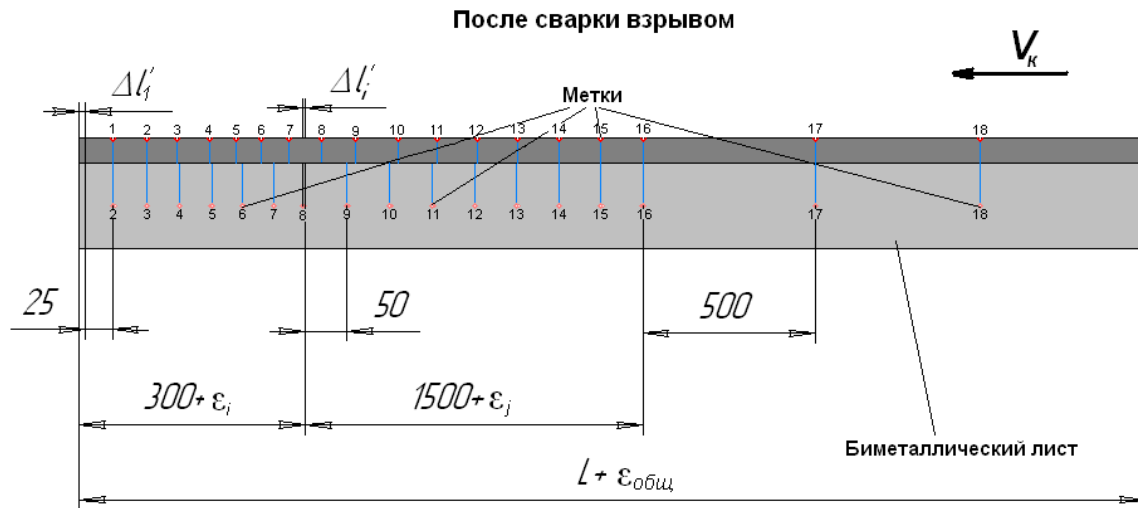


Рис. 3. Фотографии эксперимента со совмещенными торцами плакирующего и основного слоя до и после сварки взрывом:

а – до сварки взрывом; б – после сварки взрывом; в – вид сверху полученного удлинения; з – торец основания



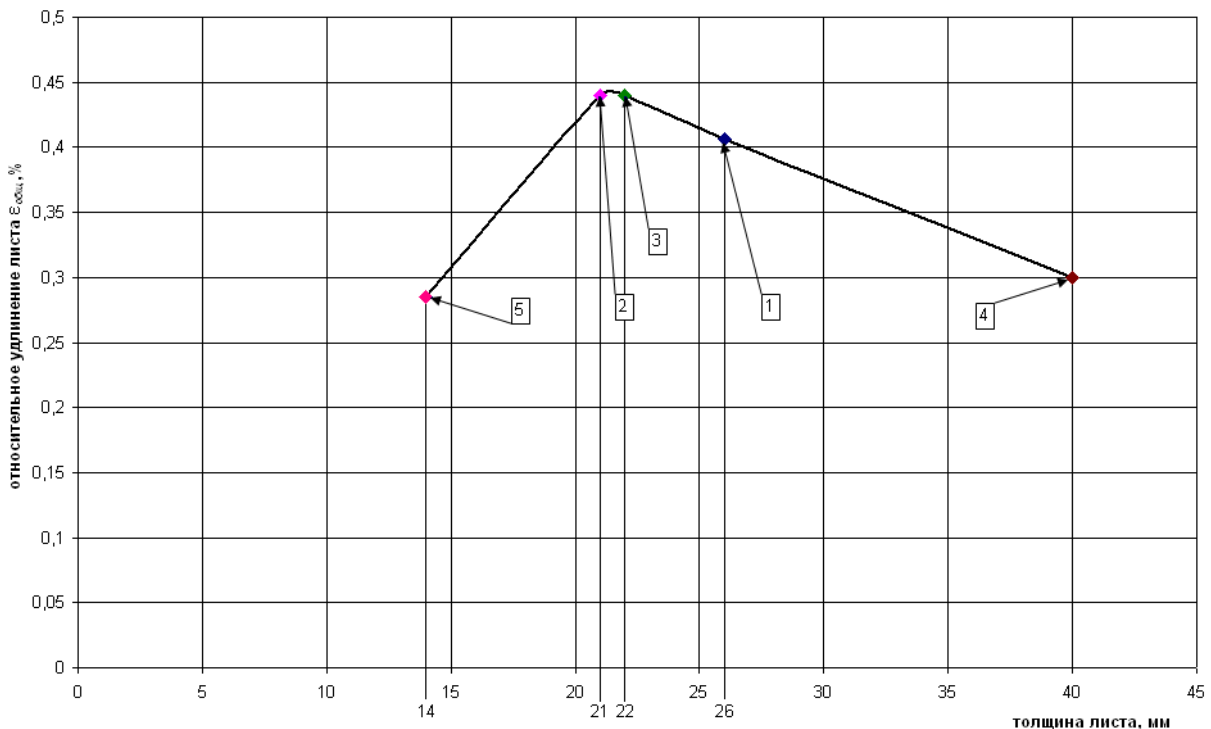
**Рис. 4. Схема расположения меток после сварки взрывом**

тавшей длине листа с шагом до 500 мм. Толщину основного листа до сварки взрывом и двухслойного листа после измеряли ультразвуковым толщиномером марки УТ-301 с точностью до 0,01 мм. Кроме того, исследовали структуру металла в различных зонах основного листа.

Результаты исследований показали, что в зависимости от толщины листа имеется различное относительное удлинение  $\epsilon_{\text{общ}}$  этого листа после сварки взрывом (рис. 5).

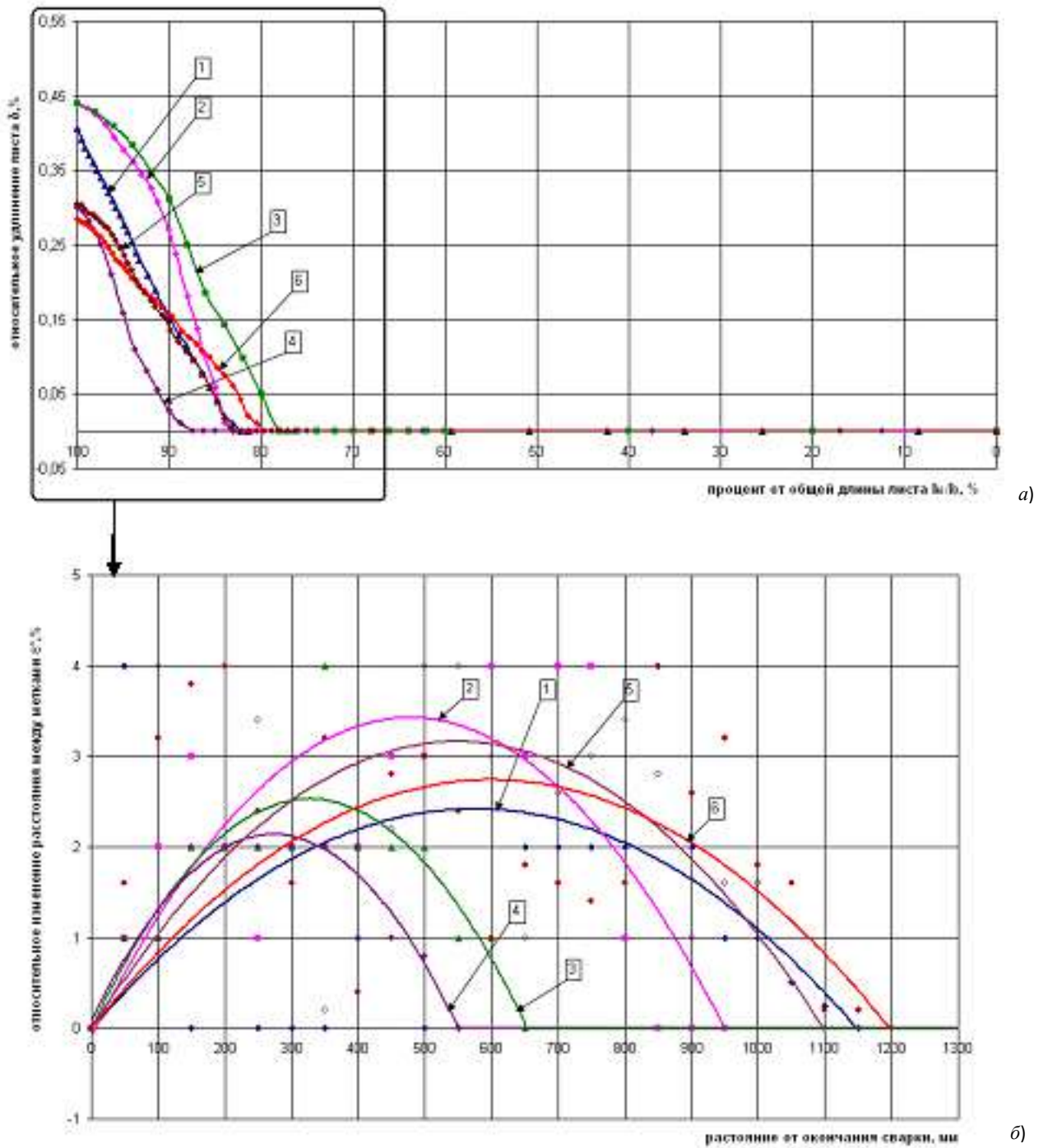
$$\epsilon_{\text{общ}} = \frac{L_{\text{общ}} - L'_{\text{общ}}}{L_{\text{общ}}} \cdot 100\%, \quad (2)$$

где  $L_{\text{общ}}$ ,  $L'_{\text{общ}}$  – длина листа до и после сварки



**Рис. 5. График зависимости толщины от удлинения:**

1 – 09Г2С+08Х18Н10Т, длина 5900 мм,  $\delta_{\text{осн}}=26$  мм,  $\delta_{\text{пл}}=4$  мм; 2 – 12ХМ+08Х18Н10Т, длина 5000 мм,  $\delta_{\text{осн}}=21$  мм,  $\delta_{\text{пл}}=4$  мм; 3 – 12ХМ+08Х18Н10Т, длина 5000 мм,  $\delta_{\text{осн}}=22$  мм,  $\delta_{\text{пл}}=3$  мм; 4 – 09Г2С+08Х18Н10Т, длина 4000 мм,  $\delta_{\text{осн}}=40$  мм,  $\delta_{\text{пл}}=4$  мм



**Рис. 6. Распределение удлинения на листах:**

*a* – суммарное относительное удлинение листов от начала инициирования после сварки взрывом; *б* – относительное изменение расстояния между одноименными метками после сварки взрывом; 1 – 09Г2С+08Х18Н10Т, длина 5900 мм,  $\delta_{осн}=26$  мм,  $\delta_{пл}=4$  мм; 2 – 12ХМ+08Х18Н10Т, длина 5000 мм,  $\delta_{осн}=21$  мм,  $\delta_{пл}=4$  мм; 3 – 12ХМ+08Х18Н10Т, длина 5000 мм,  $\delta_{осн}=22$  мм,  $\delta_{пл}=3$  мм; 4 – 09Г2С+08Х18Н10Т, длина 4000 мм,  $\delta_{осн}=40$  мм,  $\delta_{пл}=4$  мм; 5 – 09Г2С+08Х18Н10Т, длина 5900 мм,  $\delta_{осн}=14$  мм,  $\delta_{пл}=3$  мм

взрывом.

Из рисунка также видно что величина деформации растяжения зависит от длины плакируемого листа.

При этом максимальное относительное удлинение  $\epsilon_{общ}^{max}$  наблюдается при толщинах 20...22 мм, а при толщинах меньше или больше данной толщины наблюдается умень-

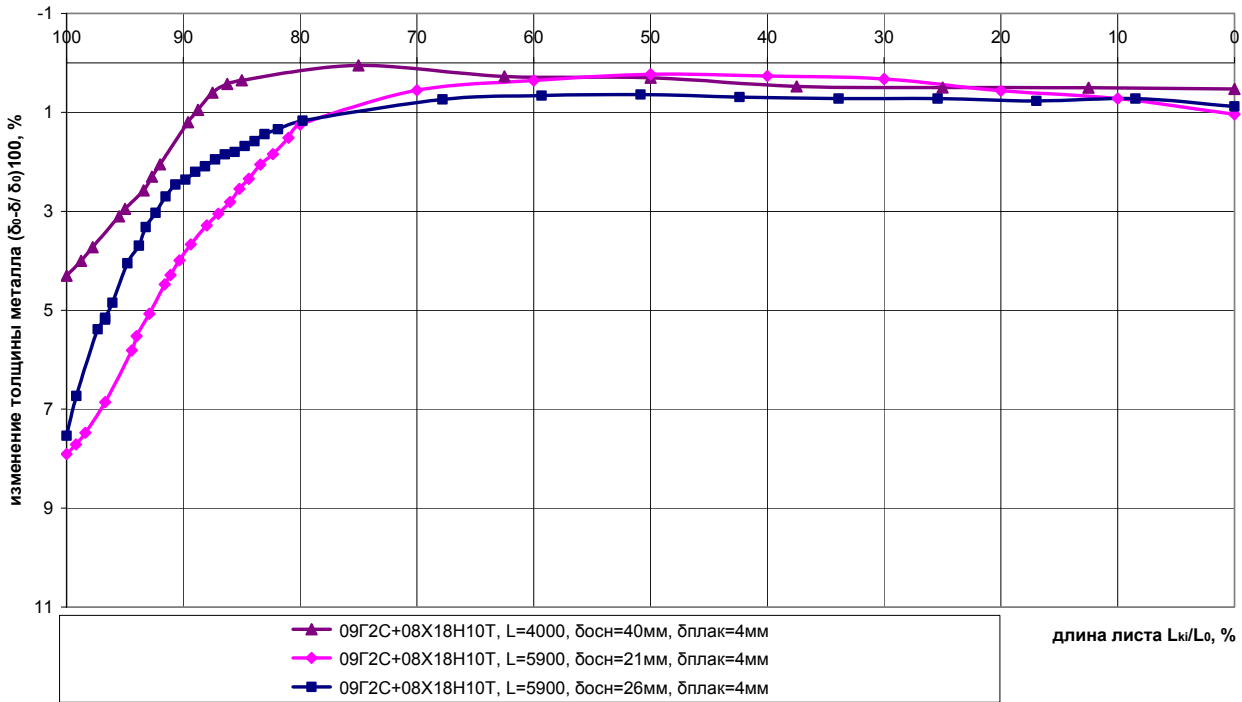


Рис. 7. Утонение листов в зависимости от первоначальной толщины листа

шение относительного удлинения. Анализ зависимостей показывает, что удлинения начинаются не сразу после начала сварки взрывом (рис. 6, а), а только с 78 ... 82 % от начала инициирования. Заметная деформация растяжения основного слоя по длине наблюдается в зоне окончания сварки на расстоянии 500 ... 1150 мм от торца листа. При этом величина деформации возрастает по мере приближения к месту окончания сварки. Расстояние между метками на

плакирующем слое не изменялось, то есть заметной деформации растяжения на плакирующем слое не выявлено. После сварки взрывом длина листов увеличилась на 15 ... 25 мм в зависимости от соотношения толщины основного и плакирующего слоя и расположения точки инициирования.

Характер изменения удлинения конечного участка выглядит (рис. 6, б) так: в начальный момент идет увеличение изменения расстояния

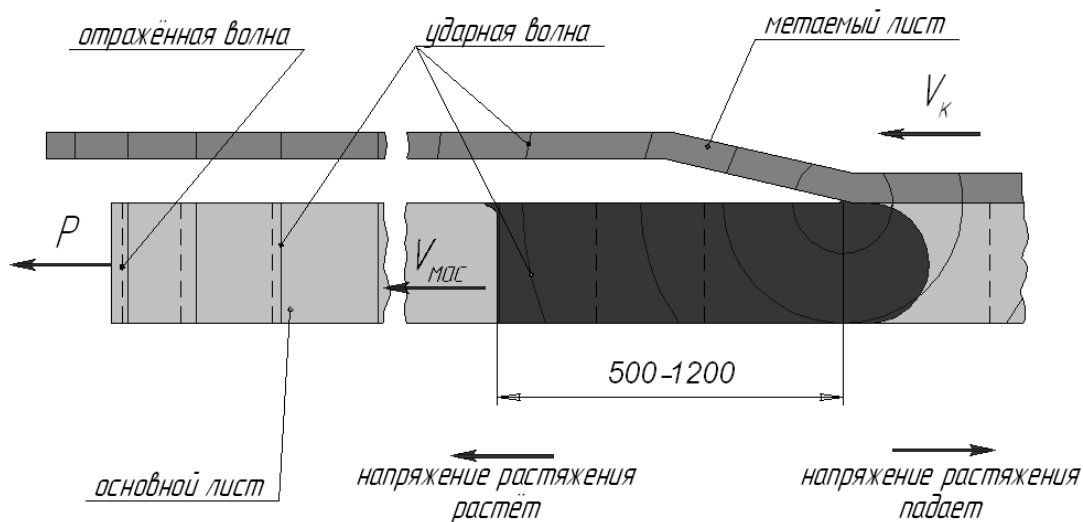


Рис. 8. Предполагаемый механизм деформации при косом соударении плакирующего листа о поверхность основного листа

между метками  $l'_{i-1} < l'_i$ , до середины полного участка удлинения.

$$\Delta l'_i = l'_i - l'_{i-1} > 0. \quad (3)$$

Затем изменение расстояния между метками начинает уменьшаться и последние изменения между метками становится практически равными друг другу  $l'_{i-1} \leq l'_i$ .

$$\Delta l'_i = l'_i - l'_{i-1} \leq 0. \quad (4)$$

Относительное изменение расстояния между одноименными метками рассчитывалось по формуле

$$\varepsilon' = \frac{l'_i - l'_{i-1}}{l'_i} \cdot 100\%. \quad (5)$$

Изменение толщины в начале сварки, по-видимому, связано с деформацией сдвига и сжатия околосшовной зоны. Резкое уменьшение толщины листа совпадает с началом интенсивного удлинения основного листа. Уменьшение толщины листа на конечных участках шириной 100 мм достигало 1 ... 1,6 мм.

Структура металла основного листа на глубине 2 мм от шва в начале сварки взрывом не имеет изменений по сравнению с первоначальной структурой металла. Структура основного листа в месте окончания сварки взрывом указывает на наличие направленной деформации удлинения в направлении сварки.

Анализ результатов экспериментов позволил сделать следующие выводы:

1. Деформация растяжения основного листа под действием удара плакирующего листа идет впереди точки контакта по всей толщине до образования соединения. Следовательно, сварка взрывом на конечных участках идет по движу-

щейся поверхности основания. На конечных участках на расстоянии 500 ... 1200 мм от торца деформация растяжения в сторону свободной поверхности идет лавинообразно, и размеры этого участка зависят от длины листа и растут с увеличением длины плакируемого листа.

2. Величина деформации растяжения и изменение толщины листа зависит от соотношения основного и плакирующего листов, то есть от величины ударного импульса, приходящегося на единицу массы основного листа.

3. Предложен следующий механизм деформации листов: при косом соударении плакирующего листа в основном слое генерируется волна сжатия, которая охватывает всю его толщину и распространяется в направлении сварки со скоростью приблизительно равной скорости звука в металле (рис. 8). По мере продвижения точки контакта интенсивность волны сжатия возрастает. В направлении противоположном движению точки контакта также распространяется волна сжатия, интенсивность которой снижается.

Это приводит к тому, что в зоне соударения в металле возникают напряжения растяжения, величина которых растет по мере продвижения точки контакта. При подходе интенсивной волны сжатия к торцу на расстоянии 500 ... 1200 мм происходит лавинообразное течение металла в сторону свободной поверхности.

#### Библиографический список

1. Конон, Ю. А. Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л. Б. Первухин, А. Д. Чудновский – М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.
2. Трыков, Ю. П. Деформация слоистых композитов: Монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич // ВолгГТУ. Волгоград, 2001. – С 20-27.

УДК 621.791.76:621.7.044.2

*А. И. Дегтярев, к-т техн. наук\*, А. М. Ханов д-р техн. наук\*, И. В. Яковлев д-р техн. наук\*\**

## ДЕФОРМАЦИИ И ВРЕМЯ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ ВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

\* Пермский политехнический университет, Пермь, mtf@pstu.ru

\*\* Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск, yakovlev@hydro\_nsc.ru

В работе рассмотрены вопросы определения энергии динамического пластического деформирования матричных пластин и время формирования волокнистых композиционных материалов. Приведены исследования, позволяющие прогнозировать характер пластического течения металла на границе волокон-матрица.

Problems of evaluation of the energy of dynamic plastic deformation of matrix plates and fibrous composite materials forming time are considered in the paper. Presented are the researches allowing for predicting a pattern of plastic flow of a metal at the fiber-matrix boundary.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, волокнистый композиционный материал, пластическое течение, матрица

**Keywords:** explosive welding, fibrous composite material, plastic flow, matrix

Процесс сварки взрывом волокнистых композиционных материалов (ВКМ) сопровождается диссипацией механической энергии за время взаимодействия матричных пластин и армирующих волокон. Известно [1], что большая часть подводимой к многослойному пакету энергии затрачивается на необратимую деформацию матричных пластин и рассеивается в ВКМ в виде тепла. В динамике жестко-пластического несжимаемого твердого тела доказаны теоремы об энергии пластического деформирования [2] и времени релаксации [3], позволяющие дать количественную оценку данным характеристикам.

В работе рассматриваются вопросы определения энергии динамического пластического деформирования матричных пластин и время деформации в процессе формирования ВКМ.

Для решения поставленных вопросов будем использовать энергетический вариационный принцип в случае разрывного поля скоростей, основанный на неравенстве Лагранжа-Даламбера [2]

$$\int P_i^s [u_i]' dl + \int P_i^d [u_i]' dl \leq \int F_i u_i^* dS_u, \quad (1)$$

где  $[u_i]'$  – кинетически допустимый разрыв скоростей;  $P_i^s, P_i^d$  – соответственно усилия на линии разрыва скоростей, отнесенные к статическому и динамическому состояниям;  $u_i^*$  – заданные скорости на части поверхности тела  $S_u$ ;  $F_i$  – усилия на части поверхности  $S_u$ .

Рассмотрим плоскую схему динамического деформирования, представленную на рис. 1.

Предполагается, что блоки 1, 2, 3 движутся как жесткое целое, и линии  $l_1, l_2$  являются линиями разрыва скоростей. Полулуна недеформируемого волокна заменена участком прямой линии  $AB$ .

Мощность пластической деформации от действия импульсной нагрузки на линиях разрыва  $l_1, l_2$  определяется выражением из [2]:

$$W = \int \left\{ K + \frac{\bar{\gamma}}{g} v_n [v_\tau] \right\} [v_\tau] dl, \quad (2)$$

где  $K$  – предел текучести на сдвиг;  $\gamma$  – объем-

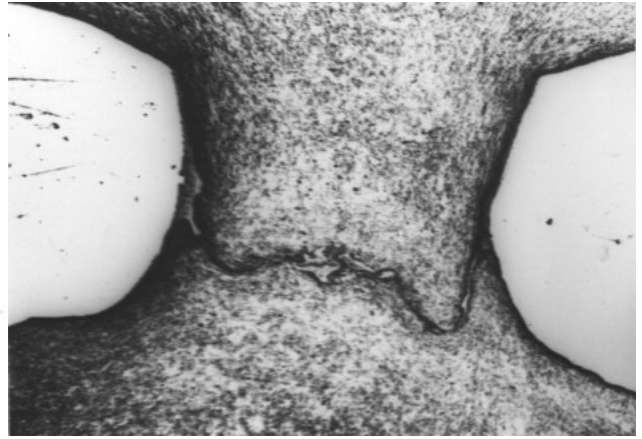
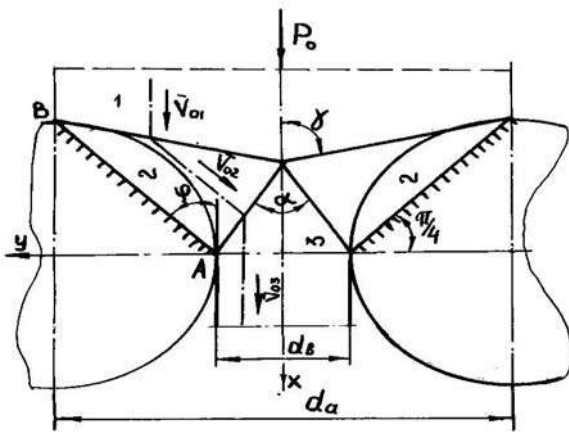


Рис. 1. Схема деформирования

ный вес;  $g$  – ускорение силы тяжести;  $v_n$  – нормальная составляющая скорости на линии разрыва;  $v_\tau$  – разрыв тангенциальной составляющей вектора скорости.

Используя (1), (2), а также схему плоской деформации, представленную на рис. 1 ( $\alpha$  – варьируемый параметр), диссипацию механической энергии, затраченную на пластическое течение на четырех линиях разрыва, запишем в виде:

$$2 \sum_{i=1}^2 w_i = 2 \sum_{i=1}^2 \int \left\{ K + \frac{\gamma}{g} v_n^{(i)} [v_\tau]^{(i)} \right\} [v_\tau]^{(i)} dl \quad (3)$$

Мощность пластической деформации, затраченной на трение на прямолинейной части волокна  $AB$ , представим выражением:

$$w_T = 4\mu K \cdot \cos j \cdot AB \cdot v_{02}, \quad (4)$$

где  $\mu$  – коэффициент пластического трения;  $\varphi$  – угол наклона образующей волокна.

Составляя баланс мощностей, с учетом (3) и (4), будем иметь:

$$P_0 \cdot d_a \cdot v_{01} = 2 \sum w_i + w_T, \quad (5)$$

где  $P_0$  – динамическое усилие;  $d_a$  – геометрический параметр.

Правая часть в (5) есть искомая мощность

пластической деформации. Из условия неразрывности  $[v_n] = 0$  на линиях  $l_1$  и  $l_2$  имеем связь для кинематически допустимого поля скоростей в областях 1, 2, 3 в соответствии с работой [2]:

$$\begin{aligned} v_{01} &= v_x, v_y = 0; \\ v_{02} \cdot \cos \varphi &= v_x, -v_{02} \sin \varphi = v_y; \\ v_{03} &= v_x, 0 = v_y, \end{aligned}$$

где скорость  $v_{01}$  задана.

Из условия  $[v_n]_{(1)(2)} = 0$  имеем:

$$\begin{aligned} v_{03} &= \frac{d_a}{d_b} v_{01}; \\ v_{02} &= \frac{d_a / d_b \cdot v_{01}}{\sin \varphi \cdot \operatorname{ctg} \alpha + \cos \varphi}. \end{aligned} \quad (6)$$

Зависимость (5) после подстановки всех величин, в нее входящих, принимает вид:

$$\begin{aligned} P_0 \cdot d_a \cdot v_{01} &= \frac{d_a}{\sin \gamma} \left\{ K + \frac{\gamma}{g} \cdot v_{01}^2 \cdot \sin \gamma \cdot A \right\} v_{01} \cdot A + \\ &+ \frac{d_b}{\sin \gamma} \left\{ K + \frac{\bar{\gamma}}{g} \left( \frac{d_a}{d_b} \right)^2 v_{01}^2 \cdot \sin \alpha \cdot B \right\} B \frac{d_a}{d_b} v_{01} + \\ &+ 2\mu K \frac{d_a}{d_b} \frac{d_a - d_b}{\sin \varphi} v_{01} \frac{1}{(\operatorname{ctg} \varphi \cdot \operatorname{ctg} \alpha + 1)}, \end{aligned} \quad (7)$$

где

$$A = \left( \frac{d_a}{d_b \operatorname{tg}\varphi \operatorname{ctg}\alpha + 1} - 1 \right) \operatorname{ctg}\gamma \sin \varphi + \frac{d_a}{d_b} \frac{\sin \varphi}{\operatorname{ctg}\alpha + \operatorname{ctg}\varphi};$$

$$B = \left( 1 - \frac{1}{\sin \varphi \cdot \operatorname{ctg}\alpha + \cos \varphi} \right) \cos \alpha + \frac{\sin \alpha}{\operatorname{ctg}\alpha + \operatorname{ctg}\varphi},$$

где  $P_0$  – динамическое усилие.

Из геометрии очага деформации имеем:

$$\operatorname{ctg}\gamma = 1 - \left( 1 + \frac{d_a}{d_b} \right) \operatorname{ctg}\alpha \quad \text{при} \quad \varphi = \frac{\pi}{4}. \quad (8)$$

Учитывая (8) для определения  $P_0 \cdot d_a \cdot v_{01}$ , т.е. энергии деформации, имеем функционал с варьируемым параметром  $\alpha$ .

Оценка времени релаксации  $\bar{t}$  для непрерывного поля скоростей в случае импульсных процессов дается формулой Дж. Мартина [3]:

$$\bar{t} \geq \int \rho v_i^0 v_i' d\omega / \int \sigma_{ij} \varepsilon_{ij} d\omega, \quad (9)$$

где  $\bar{t}$  – время;  $v_i^0$  – заданная скорость при  $t=0$ ;  $v_i'$  – кинематически возможное поле скоростей;  $\sigma_{ij}$  – тензор напряжений;  $\varepsilon_{ij}$  – кинематически возможные скорости деформации;  $\omega$  – объем тела;  $\rho$  – плотность.

В случае схемы деформирования, указанной на рис. 1, соответствующей разрывному полю скоростей, выражение (9) может быть записано с учетом (5) в виде:

$$\bar{t} \geq \frac{\rho \delta \left\{ l_1 v_{01} \begin{bmatrix} v_x^{(1)} \\ v_y^{(1)} \end{bmatrix} + l_2 v_{02} \begin{bmatrix} v_x^{(2)} \\ v_y^{(2)} \end{bmatrix} \cos \varphi + l_2 v_{02} \begin{bmatrix} v_x^{(2)} \\ v_y^{(2)} \end{bmatrix} \sin \varphi \right\}}{2 \sum_{i=1}^2 w_i + w_T}, \quad (10)$$

где

$$\begin{bmatrix} v_x^{(1)} \\ v_y^{(1)} \end{bmatrix} = -v_{01} + v_{02} \cos \varphi, \quad \begin{bmatrix} v_x^{(2)} \\ v_y^{(2)} \end{bmatrix} = v_{03} - v_{02} \cos \varphi, \quad \begin{bmatrix} v_x^{(2)} \\ v_y^{(2)} \end{bmatrix} = v_{02} \sin \varphi.$$

Численно производился поиск экстремума

Таблица 1

Значения величин энергии и времени пластической деформации при получении ВКМ медная матрица – стальные волокна при заданной величине скорости полета матричных пластин 700 м/с и толщины пластины

$$\delta = d_a - d_b$$

$d_a$ , м	0,0015	0,002	0,003	0,004
$d_b$ , м	0,00085	0,001	0,0015	0,001
$\mu$	0,1	0,1	0,1	0,1
$K$ , МПа	15,107	15,107	15,107	15,107
$v_{01}$ , м/с	700	700	700	700
$\bar{\gamma}$ , кг/м <sup>3</sup>	8960	8960	8960	8960
$\varphi$ , рад	$\frac{\pi}{4}$	$\frac{\pi}{4}$	$\frac{\pi}{4}$	$\frac{\pi}{4}$
$P_0 \cdot d_a \cdot v_{01}$	69963,103	11346,104	17019,104	76299,104
$\alpha_{\min}$ , рад	0,7853	0,7504	0,7504	0,6283
$\bar{t}$ , с · 10 <sup>-6</sup>	0,97	0,9	1,27	2,3



(минимума) функционала для модельного композита медная матрица – стальные волокна [4], результаты представлены в табл. 1.

Приведенные в табл. 1 значения  $P_0 \cdot d_a \cdot v_{01}$ ,  $\bar{t}$  соответствуют значениям минимально необходимой энергии и времени пластической деформации при получении ВКМ медная матрица – стальные волокна при заданной величине скорости полета матричных пластин, равной 700 м/с (см. рис. 1).

Приведенные результаты позволяют не только определять необходимые условия для образования соединения по границе волокно –

матричная пластина, но и прогнозировать характер пластического течения вдоль этой границы.

#### Библиографический список

1. Седых, В.С. Оценка теплового эффекта при сварке взрывом / В. С. Седых и др. // В сб. Технология сварки взрывом различных материалов и свойства полученных соединений. – М.: Металлургия, 1970. – 72 с.
2. Томленов, А. Д. Определение удельных усилий процессов плоского и осесимметричного скоростного прессования / А. Д. Томленов // Исследование пластического течения металлов. – М.: Наука, 1970. – С. 5-15.
3. Мартин, Дж. Теоремы для импульсного нагружения жесткопластической среды / Дж. Мартин // Сб. переводов «Механика» – 1966. – №3.
4. Ханов, А. М. Условия образования соединения волокнутого композиционного материала сваркой взрывом / А. М. Ханов, И. В. Яковлев // Физика горения и взрыва. – 1979. – №6 – С. 114-118.

УДК 621.791.76: 621.7.044.2

*С. В. Хаустов, инженер, С. В. Кузьмин д-р техн. наук,  
В. И. Лысак, д-р техн. наук, Е. А. Федянов, д-р техн. наук*

## РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ В ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЕ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Разработана методика расчета температурных полей при сварке взрывом, основанная на определении сдвиговых деформаций и локальном калориметрировании заданного объема околошовной зоны.

Methods of calculation of temperature fields at explosion welding based on shear strain evaluation and local calorimetric measurement of the given volume of the weld zone were developed.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, околошовная зона, температурное поле, термический цикл, осциллограмма

**Keywords:** explosive welding, weld zone, temperature fields, thermal cycle, oscillogram

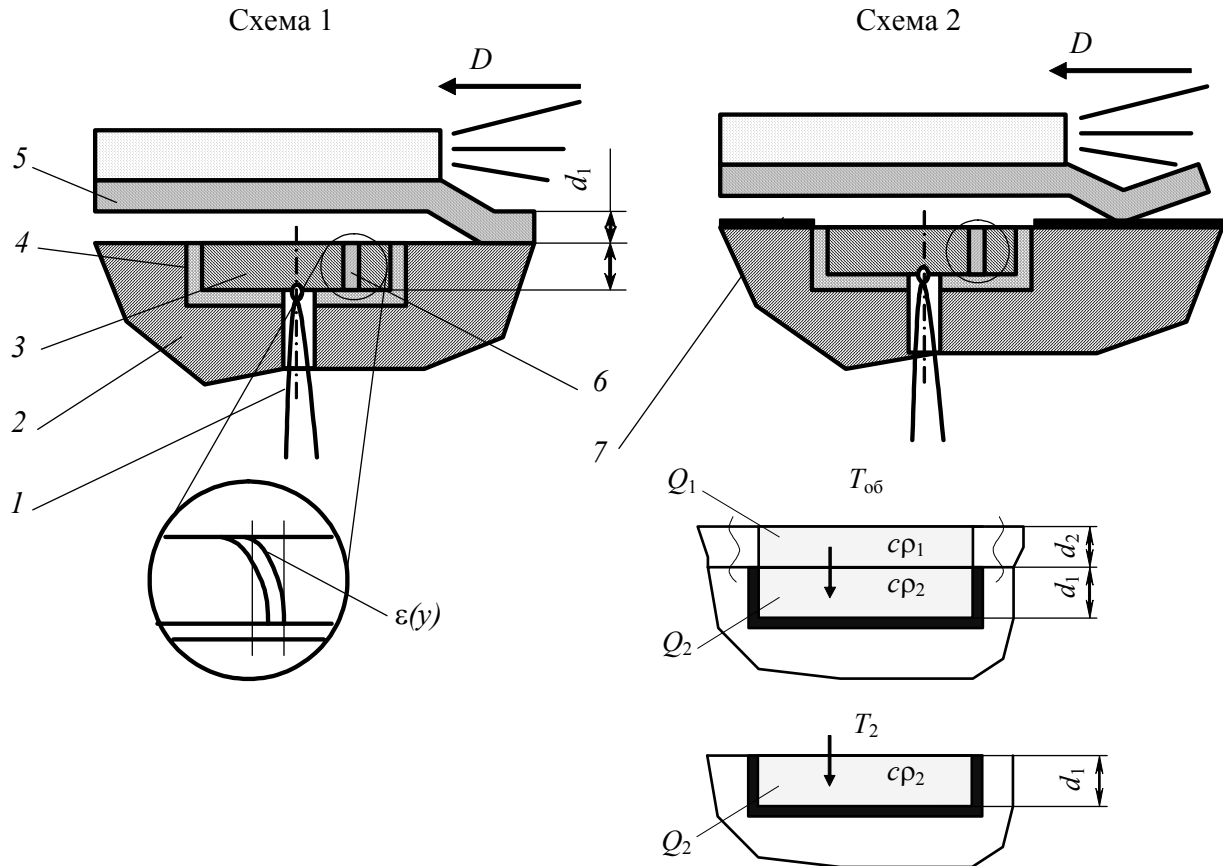
Большое влияние на структуру и свойства соединений при сварке взрывом, как и при любом другом способе сварки, оказывают тепловые процессы, протекающие в околошовной зоне (ОШЗ). Тепловые процессы при сварке взрывом имеют ряд особенностей: выделение тепла происходит в узкой приконтактной зоне, ограниченной глубиной пластического деформирования металла; время, в течение которого происходит выделение тепла, составляет доли микросекунд, и в первом приближении его можно полагать равным нулю; распределение мощности внутренних источников теплоты в приконтактной зоне пропорционально сдвиговой деформации (градиент температуры плавно возрастает по мере приближения к границе соединения). В зависимости от режима сварки, толщины, механических и теплофизических свойств свариваемых металлов, энергия распределяется по их сечению неравномерно и затраты на образование соединения и деформацию околошовной зоны различаются [1]. Существующие методики исследования тепловых процессов позволяют измерить 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.

Целью настоящей работы явилось создание расчетно-экспериментальной методики определения температурных полей в околошовной зоне свариваемых взрывом композиционных материалов.

Методика основана на измерении средней (остаточной) температуры некоторого заданного объема исследуемого материала и экспериментальном определении в этом объеме сдвиговых пластических деформаций. Значение средней температуры позволяет оценить общее количество выделившейся теплоты, а величина сдвиговых пластических деформаций – распределение мощности внутренних источников, а, следовательно, и распределение температур по толщине околошовной зоны.

Измерения проводились методом локальных термопар по двум схемам (рис. 1). По схеме 1 в



**Рис. 1. Схема эксперимента:**

1 – термопара типа К; 2 – неподвижная пластина (основа); 3 – вставка из исследуемого материала (АМгб) заданной толщины  $d_2$ ; 4 – термоизолятор; 5 – μεταемая пластина Ст. 3; 6 – реперная вставка (алюминиевый стержень); 7 – противосварочное покрытие

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. При сварке взрывом в начальный момент времени распределение температуры внутри вставки неравномерное с монотонным возрастанием к границе соединения. Наличие перепада температур приводит к появлению тепловых потоков, выравнивающих распределение температур. При этом температура внутренней поверхности вставки повышается. Достаточно очевидно, что примерно равномерному распределению температуры по

толщине вставки будет соответствовать максимальная фиксируемая температура ее внутренней поверхности. Как показали наши измерения, выравнивание температурного поля внутри вставки происходит в течение отрезка времени порядка сотен миллисекунд. Наблюдаемое после выравнивания температуры ее дальнейшее понижение обусловлено теплоотдачей в окружающую среду и прилегающие слои изолятора.

Размеры горячего спая термопар ( $\approx 0,5$  мм) обеспечивают некоторую погрешность измерения, обусловленную инерционностью термопары. Разница между реальной и фиксируемой термопарой температурой:

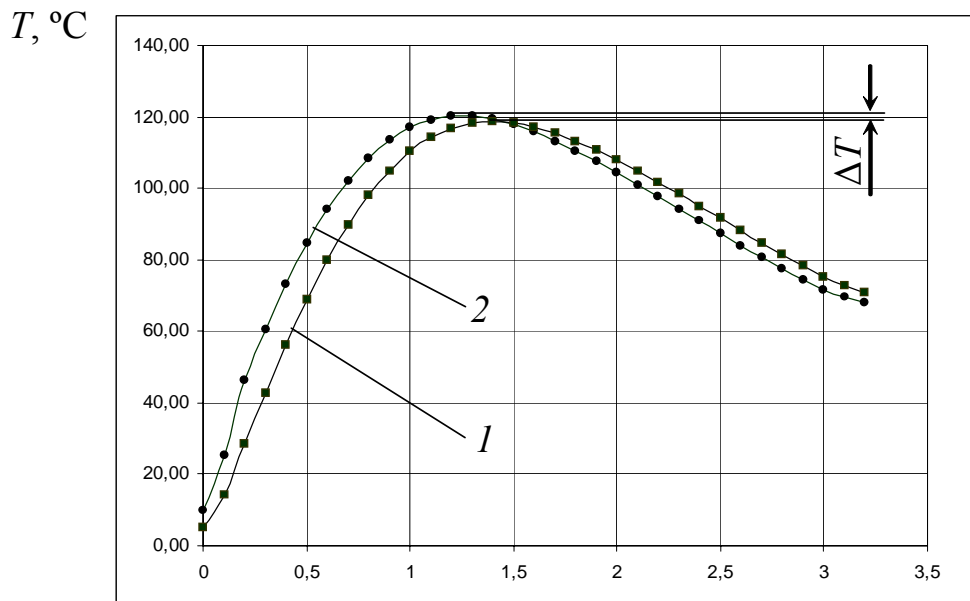


Рис. 2. Термический цикл:

1 – измеренный локальной термопарой, 2 – реальный термический цикл

$$\varepsilon = \frac{T_{\text{экс}} - T_{\text{ист}}}{T_{\text{ист}}},$$

где  $T_{\text{экс}}$  – значения снятые термопарой,  $T_{\text{ист}}$  – реальная температура, рассчитанная на основе известного теоретического решения задачи о нагреве шара [2, 3].

$$T_{\text{ист}}(t) = \frac{1}{m} \frac{\Delta T_{\text{экс}}(t)}{\Delta t} + T_{\text{экс}}(t),$$

где  $m = \frac{3\lambda}{cpr^2}$  – темп охлаждения,  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности материала термопары,  $c$  – объемная теплоемкость материала термопары,  $r$  – радиус термопары.

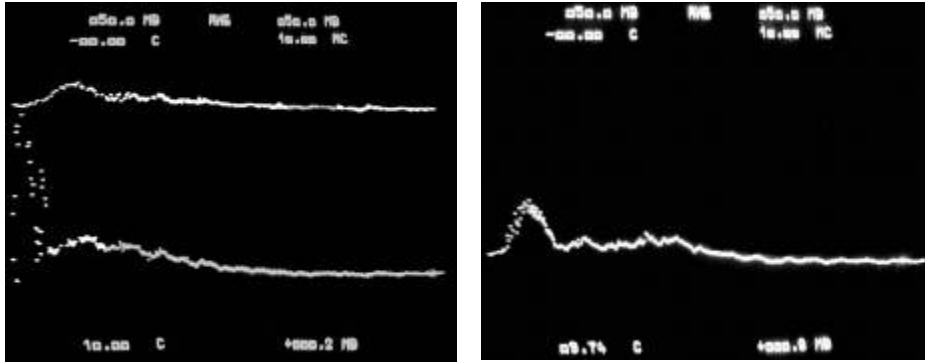
Анализ полученных в опытах кривых изменения во времени термо-ЭДС термопары показывает, что темп  $\Delta T_{\text{экс}}(t)/\Delta t$  изменения температуры на тыльной стороне вставки не превышает 100  $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . При этом условии погрешность измерения  $\Delta T$  не превышает 1% на любом участке термического цикла а сам реальный цикл незначительно смещается по времени почти без

изменения амплитуды сигнала (рис. 2). Таким образом, инерционностью термопары можно пренебречь.

Схема 2 (рис. 1) 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 точкой контакта поверхности последней. После завершения 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  $T_{\text{об}}$  метаемой пластины и вставки (пакета) и 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 для получе-

Таблица 1

Измеренные остаточные температуры, °С		Рассчитанные значения тепловыделения в пластинах, МДж/м <sup>2</sup>		
$T_2$	$T_{об}$	$Q_{об}$	$Q_1$	$Q_2$
175	152	1,48	0,57	0,91



а) б)

Рис. 3. Осциллограммы термо-ЭДС по схеме 1 (а) и схеме 2 (б)

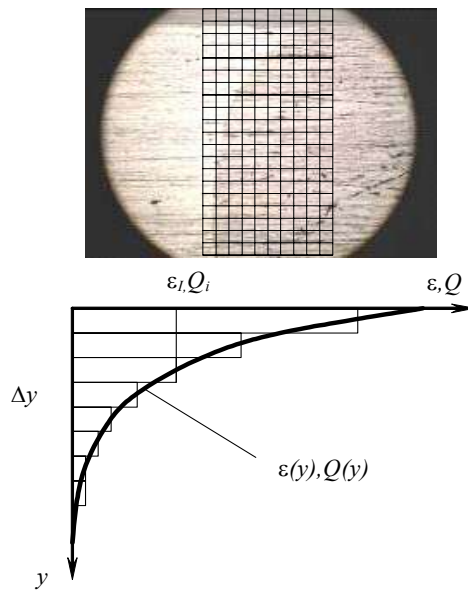


Рис. 4. Определение количества тепла в ОШЗ пропорционально остаточным пластическим деформациям [4]

ния распределения максимальных сдвигов в неподвижном образце (вставке). Если принять, что выделение теплоты по толщине металла пропорционально работе, затраченной на деформирование металла околошовной зоны, и происходит мгновенно, то, зная общее количество выделившейся теплоты, можно построить

начальные температурные поля пропорционально эпюрам сдвиговых пластических деформаций.

Типичные осциллограммы термо-ЭДС, зафиксированных локальными термопарами на обратной стороне вставок из АМгб, показаны на рис. 3. Из всего термического цикла интерес

представляет только максимальная зафиксированная термо-ЭДС, характеризующая среднюю температуру вставки. Результаты измерений представлены в табл. 1.

Значение после сварки средней температуры вставки, выполненной по схеме 1 (см. рис. 1),

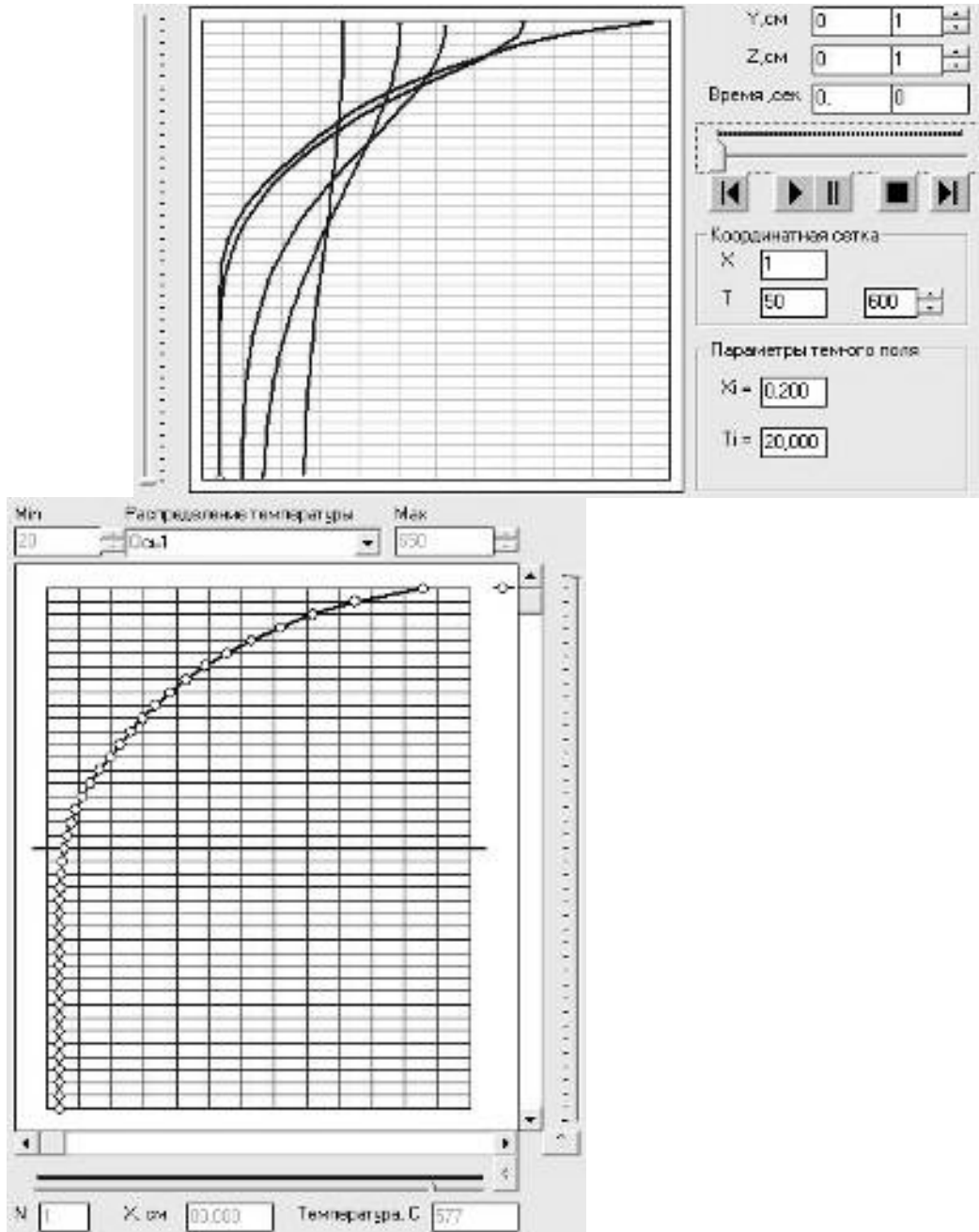
позволяет определить общее удельное количество теплоты  $Q_{об}$ , выделенной в пакете (сваренные вместе вставка и метаемая пластина):

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

и неподвижной вставке  $Q_2$ :

$$Q_2 = T_2 \cdot c_{p2}d_2.$$

б)



а)

Рис. 5. Начальное температурное поле в неподвижной пластине (а), и выравнивание его с течением времени (б)

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

Исходя из того, что  $Q_{об} = Q_1 + Q_2 = W_2$  (где  $W_2$  – энергия, затраченная на пластическую деформацию металла), было рассчитано количества теплоты  $Q_1$ , выделенной в метаемой пластине:

$$Q_1 = Q_{об} - Q_2.$$

Значения  $Q_1$  и  $Q_2$  показывают, каким образом энергия распределяется между метаемой и неподвижной пластиной, большие значения  $Q_2$  очевидно связаны с большей глубиной деформирования более пластичного по сравнению со сталью алюминиевого сплава.

Зная характер распределения остаточных пластических деформаций  $\varepsilon(y)$ , общее количество теплоты, выделившейся в неподвижной пластине, и тот факт, что  $\varepsilon \sim Q$  или  $k\varepsilon_i = Q_i$  (где  $k$  – коэффициент пропорциональности;  $\varepsilon_i$ ,  $Q_i$  – относительное значение деформации) и количество выделившейся в  $i$ -том слое толщиной  $\Delta u$  теплоты, можно определить распределение тепла по толщине вставки и, соответственно, перейти к значениям температуры каждого  $i$ -того слоя, т.е. построить начальное температурное поле в околосварной зоне.

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

$$Q_i = k \cdot \varepsilon_i,$$

$$k(\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 + \dots + \varepsilon_n) = Q_2,$$

$$k = \frac{Q_2}{\sum_{i=1}^n \varepsilon_i},$$

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

Полученные эпюры остаточных сдвиговых пластических деформаций (рис. 4) и значения  $Q_2$  в неподвижной пластине позволили путем несложных расчетов определить начальное распределение температуры в неподвижной пластине (рис. 5, а, б).

Расчет энергии, запасенной в приконтактном слое толщиной 50 мкм неподвижной вставки из АМГ6, составил  $Q_1 = 0,075$  МДж/м<sup>2</sup>, что соответствует температуре на границе  $T_1 = 577$  °С, меньшей чем  $T_{пл} = 630$  °С, что и подтверждается металлографическим исследованием зоны сварного соединения, в которой участков оплавленного металла не выявлено. Расчет выравнивания полученного температурного поля дал значение расчетной остаточной температуры 168 °С, что хорошо согласуется с экспериментальной  $T_2 = 175$  °С.

Таким образом полученные данные позво-

ляют достоверно оценить тепловую ситуацию в приконтактных слоях соединяемых пластин при сварке взрывом одно- и разнородных компози- тов, что даст возможность целенаправленного регулирования их конечными свойствами и структурой. Помимо этого данная методика по- зволяет выявить долю энергии выделяющейся в метаемой и неподвижной пластинах и является более надежным способом определения общего количества запасенного в пластинах тепла по сравнению с традиционным калориметрирова-

нием, так как практически исключаются потери в окружающую среду.

#### Библиографический список

1. Пеев, А. П. Особенности пластического деформирования металла околошовной зоны при сварке взрывом меди с алюминием / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. А. Чугунов // Физика и химия обработки материалов. – 2003. – №1. – С.71-76.
2. Лыков, А. В. Теория теплопроводности – М.: Высшая школа, 1967.– 599 с.
3. Хаустов, С. В. Расчетно-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.
4. Пеев А. П. Математическое моделирование тепловых процессов при сварке металлов взрывом / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, С. В. Хаустов // НПС—2004. Сборник тез. докл. науч. конф. – Волгоград, 2004. – С. 172-173.



УДК 621.791.76:621.7.044.2

*А. А. Бердыченко, к-т техн. наук***СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ТИТАНА ПРИ ОБРАЗОВАНИИ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ**Алтайский государственный технический университет им. И. И. Ползунова, [berd50@mail.ru](mailto:berd50@mail.ru)

Исследованы свойства и структура соединений титана, полученных сваркой взрывом. Даны практические рекомендации, направленные на повышение служебных свойств и устранение структурной неоднородности соединений титана.

Properties and structure of titanium compounds obtained through explosion welding were investigated. Given are the practical guidelines leading to improvement of the operational properties and clearing of structural imperfection of titanium compounds.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, микроструктура, граница раздела, вихревая зона, рекристаллизация

**Keywords:** explosive welding, microstructure, interlayer boundary, vortex zone, recrystallization

Биметалл сталь+титан один из наиболее востребованных в современном машиностроении биметаллов. Перспективной технологией его производства является сварка взрывом. Первые эксперименты по плакированию взрывом стали титаном дали хорошие результаты. Однако производство крупногабаритных листов этого биметалла до сих пор сопряжено со значительными трудностями, связанными, по мнению некоторых исследователей, с малой взаимной растворимостью железа и титана и образованием интерметаллида TiFe или TiFe<sub>2</sub> [1]. В то же время сварка взрывом соединения титан+титан также сопряжена с образованием в сварном шве структурной неоднородности, не наблюдаемой при сварке взрывом сталей [2]. В связи с этим для разработки технологии производства сваркой взрывом крупногабаритных листов биметалла сталь+титан высокого качества необходимо исследовать особенности поведения титана при сварке взрывом.

Исследование процессов, проходящих при образовании сварного соединения титана сваркой взрывом, проводили посредством изучения особенностей структуры металла в зоне сварного соединения титан+титан. Исследовали зави-

симось структуры сварного соединения от режимов сварки в широком диапазоне изменения параметров ( $V_k = 1750 \dots 3950$  м/с;  $\gamma = 8 \dots 18^\circ$ ). Эксперименты проводили на образцах размером 300×400 мм, сваренных по параллельной схеме сварки. Метаемая и неподвижная пластины имели толщину по 5 мм. Для экспериментов использовали титан марки ВТ1-0.

Исследования показали, что применение различных режимов сварки дает возможность изменять вид сварного соединения от плоского, имеющего плоскую границу раздела свариваемых поверхностей, до волнообразного.

Сварное соединение с плоской границей раздела характерно для режимов сварки, близких к нижней границе области сварки. С ростом параметров сварки соединение приобретает волнообразный характер. Соединения со сплошной прослойкой оплавленного металла, соединение третьего типа по классификации авторов работы [1], характерного для верхней границы сварки, в исследованном диапазоне режимов обнаружено не было.

Более детальное рассмотрение структуры плоского соединения показало, что в зависимо-

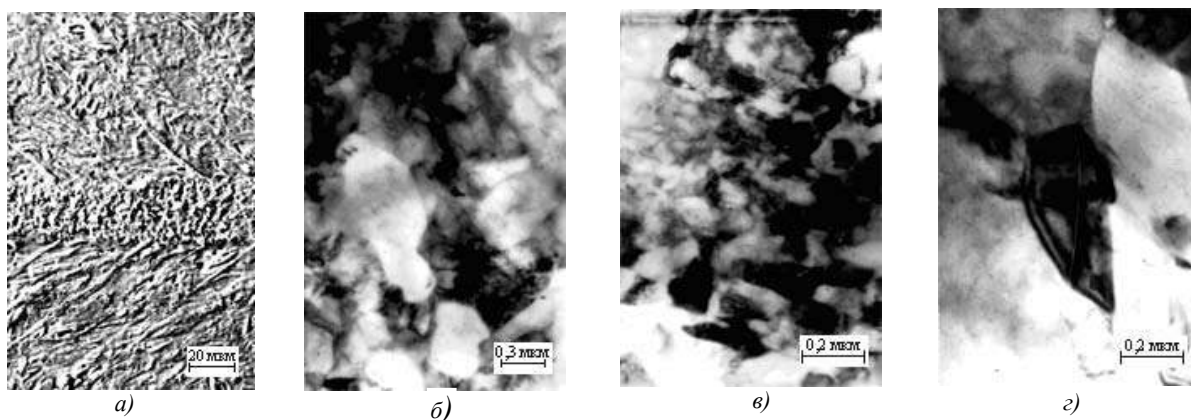
сти от режима сварки изменяется структура границы раздела. Характерной особенностью такого соединения, представленного на рис. 1, является отсутствие резкой границы раздела между свариваемыми поверхностями. Зона соединения представляет собой полосу металла шириной 0,010 ... 0,025 мм, которая состоит из мелкого зерна диаметром порядка 1 ... 2 мкм. Внутри зерен наблюдается плотное сплетение дислокаций (рис. 1, б). Часть зерен имеет ячеистую структуру. На стыках зерен наблюдаются зародыши новых зерен (рис. 1, в). Микротвердость материала в этой зоне составляет 1800 ... 2200 МПа. Рентгеноструктурный анализ материала полосы, проведенный на дифрактометре ДРОН-6, показал, что она состоит из  $\alpha$ -титана. Толщина полосы мелкозернистой структуры растет с ростом энергии пластической деформации.

Полоса металла с мелкозернистой структурой окружена металлом со следами пластической деформации, пересекаемым полосами адиабатического сдвига, расположенными под углом 30 ... 40° к границе соединения (см. рис. 1, а). Структура металла в полосах адиабатиче-

ского сдвига представлена на рис. 1, г. Микротвердость титана в этой зоне составляет 1700 ... 2000 МПа. С удалением от полосы мелкозернистой структуры микротвердость понижается и на расстоянии 0,3 ... 0,5 мм от нее становится равной микротвердости основного металла.

Прочность сварного соединения такого типа на отрыв несколько выше прочности основного металла. Поверхность разрушения представляет собой вязкий излом, состоящий из ямок и гребней отрыва.

Отсутствие границы раздела между свариваемыми поверхностями говорит об образовании общих для обеих поверхностей зерен. Такой процесс мог произойти при кристаллизации из расплава металла обеих поверхностей или в результате рекристаллизации очищенных и сведенных до образования металлической связи участков металла. Структура плоского соединения не дает оснований говорить о расплавлении металла в процессе сварки. Наличие в зоне соединения полосы металла с мелкозернистой структурой, состоящей из зерен с плотным сплетением дислокаций и ячеистой структурой, свидетельствует о прохождении в ней



**Рис. 1. Микроструктура сварного соединения титан+титан, полученного сваркой взрывом, с плоской границей раздела:**

а – граница раздела; б – мелкозернистая структура границы раздела; в – зародыш рекристаллизации в зоне мелкозернистой структуры; г – структура полосы адиабатического сдвига; (а – растровый, в, г, д – просвечивающий микроскопы)

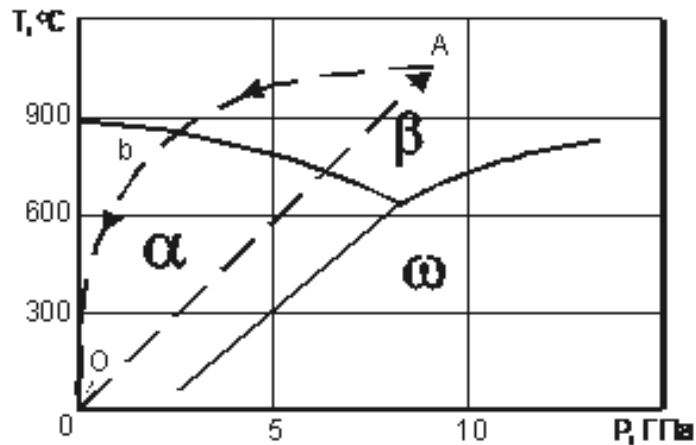


Рис. 2. Оценка фазового состояния титана вблизи точки контакта во время образования сварного соединения с плоской границей раздела при сварке взрывом

процесса динамической рекристаллизации.

Аналогичную структуру металла в зоне, непосредственно приближенной к соединяемым поверхностям, но несколько меньшей толщины, наблюдали М. Хаммершмидт и Г. Крейг [4] при сварке однородных пластин из сплава алюминия с тремя процентами меди и вольфрама и И. Дор-Рам, Б. Вейс, И. Комем [5] при сварке пластин из меди. На основании исследования на просвет фольг, отобранных из этой зоны, ими сделан вывод о том, что наблюдаемая зона состоит из равноосного, мелкого, рекристаллизованного зерна, а процесс рекристаллизации в этой зоне ответственен за образование металлической связи между свариваемыми металлическими поверхностями. Авторы работы [4] доказывают, что получение такой структуры за столь короткий промежуток времени возможно только вследствие расплавления металла в зоне соударения, в то время как авторы работы [5] считают, что хотя температура в точке соударения приближается к точке плавления, но высокая скорость рекристаллизации определяется не только высокой температурой, но и повышенным коэффициентом диффузии за счет значительного нарастания концентрации вакансий, обусловленного процессом деформации при соуда-

рении.

Оценка термического цикла при сварке на режимах, позволяющих получить плоское соединение, говорит о том, что во время соударения температура в поверхностных слоях соединяемых титановых пластин достигает 1050 ... 1150°C. Максимальное давление в точке соударения можно оценить из закона Бернулли как  $P = \rho V^2 / 2$ . В диапазоне скоростей точки контакта, обеспечивающих получение безволнового соединения, оно равно 7 ... 10 ГПа. Титан в таких условиях должен претерпеть  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращение и находиться в  $\beta$ -фазе (рис. 5, точка A). Время существования высоких давлений при соударении пластин оценивается как  $\tau = 2S/c$ , где  $S$  и  $c$  – соответственно толщина метаемой пластины и скорость звука в металле [6]. В условиях рассматриваемого нами эксперимента это время порядка 1,6 мкс. В течение того же времени действует и источник тепла, разогревший металл в области точки соударения. Спад давления происходит со значительно большей скоростью, чем спад температуры. Поэтому путь возврата титана к нормальным условиям из условий образования соединения скорее всего лежит через  $\beta \rightarrow \alpha$ -

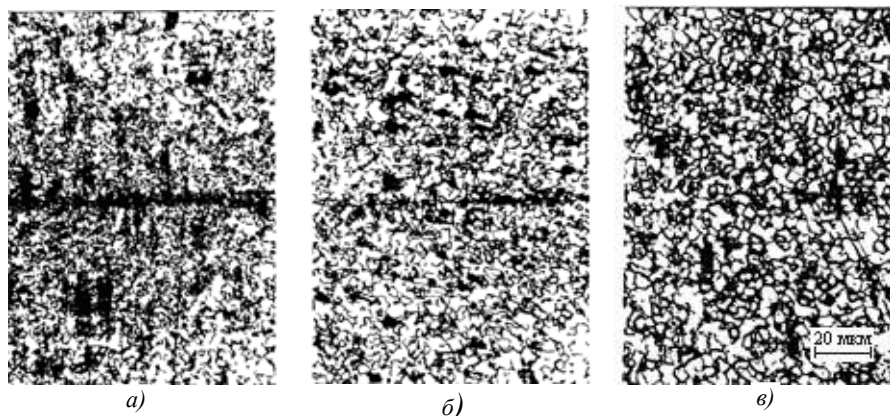


Рис. 3. Микроструктура зоны сварного соединения титан-титан с плоской границей раздела после отжига:

*a* – 550° С; *б* – 600° С; *в* – 700° С

переход (рис. 2, кривая  $AbO$ ) и происходит при сравнительно небольших давлениях. Однако, при всесторонней деформации в  $\beta$ -области и высокоскоростном охлаждении с любой скоростью в  $\alpha$ -область в титане образуется мелкопластинчатая структура [7], что не наблюдается в рассматриваемом соединении (см. рис. 1). Поэтому титан не претерпевает  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -перехода в процессе образования соединения. Причиной тому служит, по-видимому, высокая теплота  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения, которая у титана составляет 4,2 КДж/моль, что более чем в четыре раза превосходит теплоту превращения  $\alpha \leftrightarrow \gamma$  у железа [7, 8], и малое время пребывания его при температурах  $\beta$ -области.

Таким образом, оценка фазового состояния титана вблизи границы раздела в плоском соединении по результатам рентгеноструктурных исследований и диаграмме фазового состояния в  $P, T$ -координатах не дает оснований говорить о расплавлении титана в области образования сварного соединения и подтверждает вывод о том, что соединение образуется в  $\alpha$ -области при прохождении процесса динамической рекристаллизации.

Подтверждением сказанному служат также

результаты термической обработки безволнового соединения. Отжиг соединения при температуре 550 ... 750° С приводит к рекристаллизации металла шва и околошовной зоны и измельчению зерна в ней (рис. 3).

Измельчение зерна после отжига в титане возможно лишь в том случае, когда отжигаемый металл предварительно деформировался в  $\alpha$ -области [7]. Таким образом, измельчение зерна в плоском сварном соединении после отжига дает основание считать, что титан, деформированный в процессе образования соединения, находился в  $\alpha$ -фазе и не подвергался  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращению или расплавлению. Это еще раз подтверждает вывод об образовании соединения при сварке взрывом в твердой фазе с участием процесса динамической рекристаллизации.

Протеканием процесса динамической рекристаллизации в зоне образования соединения легко объяснить большую по сравнению с отмеченной в работах [4, 5] ширину зоны металла, подвергнутого рекристаллизации, наблюдаемую в проведенных экспериментах. Как известно, процесс динамической рекристаллизации проходит легче и быстрее в металлах, обладающих низкой энергией дефекта упаковки

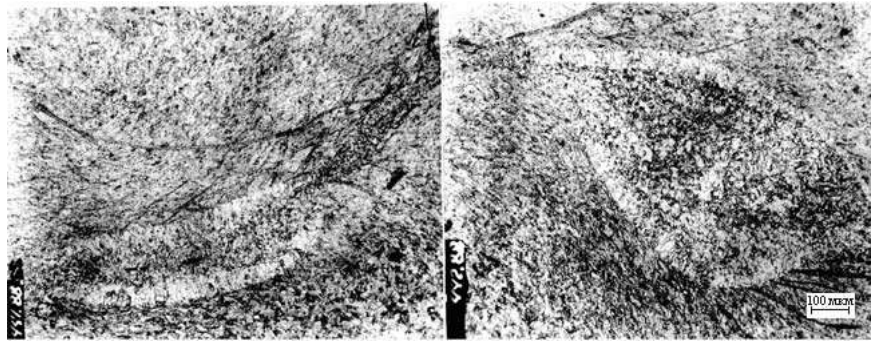


Рис. 4. Структура волнообразного сварного соединения титан+титан

[9]. Используемые авторами исследований [4, 5] материалы имеют несравненно большую энергию дефекта упаковки, чем титан. Так для алюминия эта величина составляет 0,20 ... 0,28 Дж/м<sup>2</sup>, для молибдена – 0,30 ... 0,43 Дж/м<sup>2</sup>, для меди – 0,04 ... 0,08 Дж/м<sup>2</sup>, а для титана – 0,01 Дж/м<sup>2</sup> [10].

На основании сходства структур пограничных слоев металла при волнообразном соединении, наблюдаемых авторами работ [4, 5], и плоского соединения, наблюдаемых в проведенных в настоящей работе экспериментах, можно сделать вывод о том, что волнообразование при сварке взрывом не является фактором, обеспечивающим образование сварного соединения, а есть сопутствующее явление, вызываемое деформированием макрообъемов поверхностных слоев свариваемых металлов.

Для волнообразного соединения (рис. 4) характерно образование вихревых зон, которые состоят из зерна, вытянутого от периферии вихревой зоны к центру, с пластинчатым характером внутризеренной структуры (рис. 5). Ориентация зерна указывает на направление тепловода в сторону более холодных слоев металла. Микротвердость металла в этих участках составляет 2000 ... 2500 МПа, и редко достигает 2800 МПа. Рентгеноструктурный анализ не зарегистрировал присутствия в нем каких-либо фаз кроме  $\alpha$ -фазы титана. Такой характер структуры говорит о том, что она оформилась в результате  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения. Малый размер зерна и пластин в титане, прошедшем  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение, обычно связывают с высокими скоростями охлаждения и степенью деформации в  $\beta$ -области. Следовательно

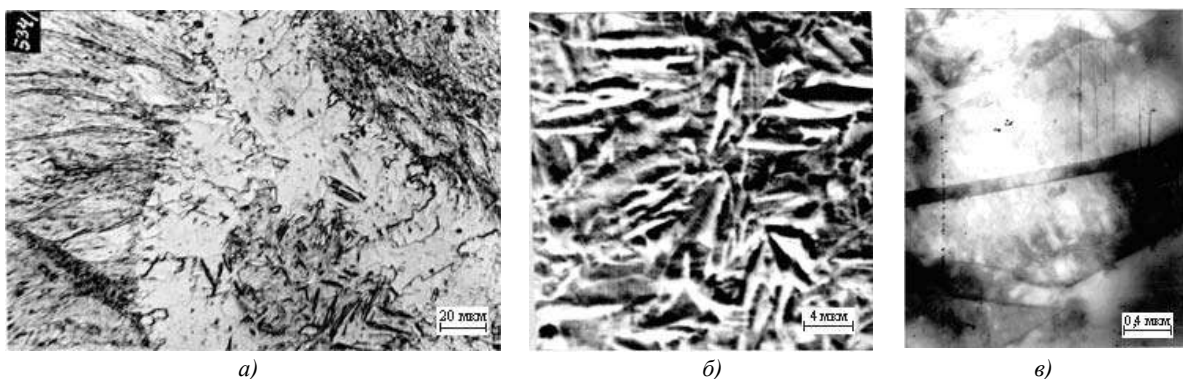
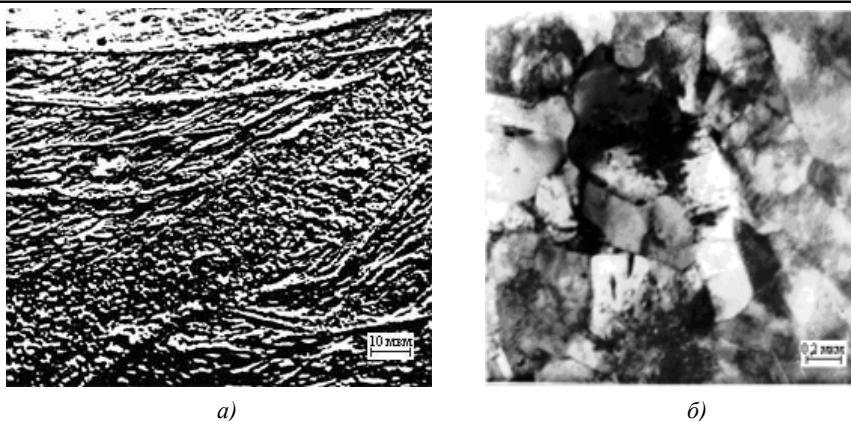


Рис. 5. Характерная микроструктура вихревой зоны и окружающего ее металла волнообразного сварного соединения титан+титан:

*а* – участок вихревой зоны, окруженный зонами рекристаллизованного металла и металла со следами пластической деформаций (оптический микроскоп); *б* – участок металла вихревой зоны, (растровый электронный микроскоп); *в* – участок металла вихревой зоны, (просвечивающий электронный микроскоп)



**Рис. 6. Микроструктура мелкозернистой полосы металла в зоне вершин гребней волн:**  
*a* – растровый электронный микроскоп; *б* – просвечивающий электронный микроскоп

металл внутренней области вихревого участка был нагрет до температуры выше температуры полиморфного превращения.

Максимальную температуру, до которой прогревается металл ядра вихревой зоны, не удастся оценить из структурных изменений. Однако возникновение встречающихся в вихревых зонах пор округлой формы трудно объяснить, исключив возможность расплавления металла.

Вихревую зону обрамляет металл, который всегда выглядит более светлым по сравнению с окружающей его структурой (рис. 4, 5, *a*). Эта зона состоит из относительно крупного, вытянутого от вихревой зоны в направлении окружающего металла зерна  $\alpha$ -фазы титана размером 10...30 мкм, что, однако, меньше размеров зерна исходного металла (40...60 мкм). Средняя ширина ее зависит от размера вихревой зоны и достигает в области исследованных режимов сварки 180 мкм. Микротвердость металла в этой зоне составляет 1400 ... 1600 МПа. Отсутствие следов пластического течения металла, его низкая микротвердость и форма зерна  $\alpha$ -фазы в этой зоне свидетельствуют о прошедшем в ней процессе рекристаллизации, а малый относительно основного металла размер зерна –

о предшествующей рекристаллизации пластической деформации металла в  $\alpha$ -области, [7, 11]. Причем необходимо отметить, что рекристаллизация проходит уже после снятия давления и прохождения деформации. По-видимому, в момент образования соединения свариваемые поверхности подвергались деформации в  $\alpha$ -области, а затем источник локально выделившегося в области вихревой зоны тепла, остывая, привел к рекристаллизации окружающей ее деформированный металл.

Отсутствие столь ярко выраженного эффекта при сварке других пар металлов связано, видимо, с тем, что титан, обладая малой энергией дефекта упаковки, в большей мере склонен к протеканию процесса рекристаллизации [9, 11]. Низкая теплопроводность титана также способствует этому, так как высокая температура в локально нагретых областях вихревых зон сохраняется дольше, а пограничные с ними слои металла нагреваются до более высоких температур.

Граница между вихревой зоной и зоной рекристаллизованного зерна, по-видимому, является границей фазовой переориентации. Зона рекристаллизованного металла окружена, в свою очередь, зоной металла со сле-

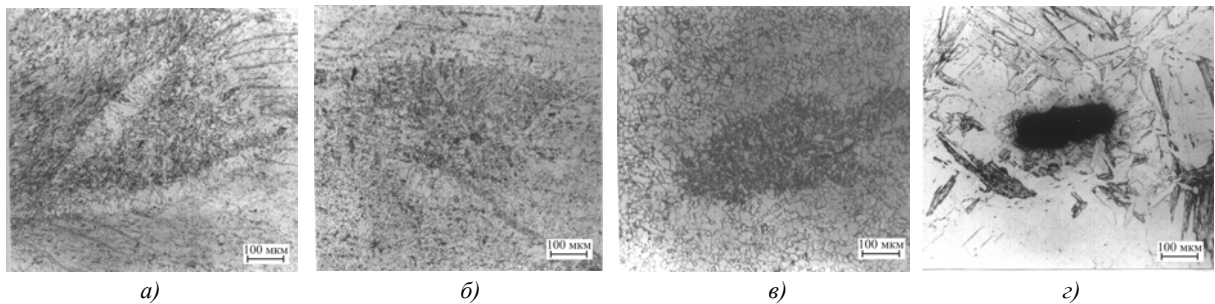
дами пластической деформации, в которой располагается густая сеть полос адиабатического сдвига, расходящихся от границы рекристаллизованной зоны металла под углом  $30...60^\circ$  к ней (рис. 4, 5, а). Микротвердость металла в этой зоне у границы с рекристаллизованным металлом составляет  $1800 \dots 2200$  МПа.

Следует отметить, что ширина зоны рекристаллизованного металла значительно колеблется при обходе какого-либо одного вихревого участка. Причем, не всегда сечению с большим количеством металла вихревого участка, являющегося источником тепла, соответствует максимальная толщина рекристаллизованной зоны. Это указывает на анизотропию свойств окружающего упрочненного металла. Так как динамику рекристаллизации определяет температура нагрева и степень деформации металла, подвергаемого рекристаллизации [7, 9, 11], то, по-видимому, существует прямая зависимость между шириной рекристаллизованной зоны, окружающей вихревой участок, и степенью деформации металла в этой зоне в процессе сварки.

Характерной для волнообразного соединения является полоса структуры шириной  $0,02 \dots 0,08$  мм (в зависимости от режима сварки), которая расположена на гребнях волн и соединяет рекристаллизованные зоны, окружаю-

щие вихревые зоны, и сами вихревые зоны (см. рис. 4). Структура этой полосы (рис. 6) схожа с мелкозернистой структурой, наблюдаемой в плоском соединении (см. рис. 1). Вдоль поверхности соединения она плавно переходит в зону рекристаллизации, а в перпендикулярном направлении соприкасается с зоной пластической деформации. Факт образования одинаковой структуры в зоне сварного соединения при плоском соединении и на гребнях волн волнообразного соединения свидетельствует об одинаковом механизме образования соединения в этих местах в результате динамической рекристаллизации.

Термообработка волнообразного соединения (см. рис. 4) в интервале температур  $400 \dots 800^\circ\text{C}$  (выдержка 30 минут) не приводит к значительным изменениям структуры материала вихревых зон и окружающего их рекристаллизованного металла (рис. 7), в то время как в зоне металла со следами пластической деформации и мелкозернистой структуре гребней волн примерно с  $550 \dots 600^\circ\text{C}$  начинаются рекристаллизационные процессы (рис. 7, б). На месте деформированного зерна возникает мелкое, порядка  $8...10$  мкм в диаметре, полиэдрическое зерно. Микротвердость металла в местах наблюдаемой ранее мелкозернистой структуры и структуры со следами пластической



**Рис. 7. Влияние термической обработки на структуру вихревых зон и окружающего их металла в волнообразном сварном соединении титан+титан:**

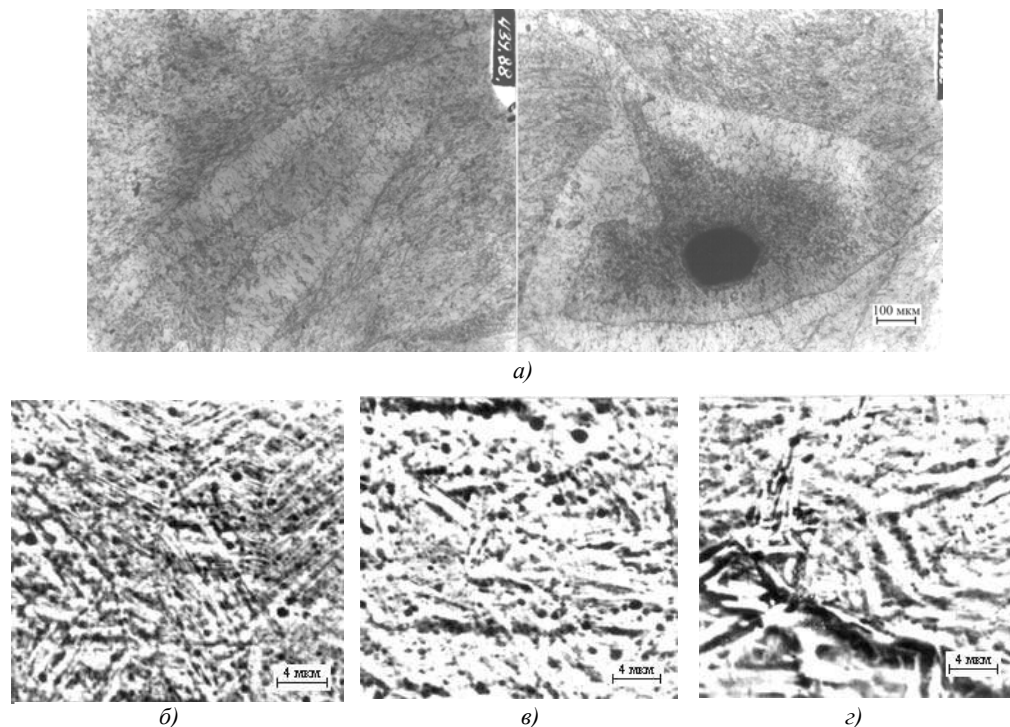
*a* – отжиг при температуре  $400^\circ\text{C}$ ; *б* –  $600^\circ\text{C}$ ; *в* –  $800^\circ\text{C}$ , *з* –  $900^\circ\text{C}$

деформации снижается до 1400 ... 1600 МПа. Повышение температуры отжига до 800° С приводит к дальнейшему росту зерна в этих зонах (рис. 7, в). Здесь его диаметр достигает 15 ... 30 мкм, причем опережающими темпами растет зерно в областях, наиболее приближенных к зоне рекристаллизованного металла, и в областях наблюдаемой ранее мелкозернистой структуры. Измельчение зерна деформированной зоны в результате отжига при температуре  $\alpha$ -области относительно исходного еще раз свидетельствует о том, что деформация этой зоны металла проходила при температурах  $\alpha$ -области (ниже 882° С).

Перегрев соединения выше температуры полиморфного превращения приводит к обычному для титана в этих условиях образованию крупного (100 мкм и более) зерна  $\alpha$ -фазы с пластинчатой внутризеренной структурой [7, 11].

Зона соединения при такой термообработке становится неразличимой. Отыскать ее удается только по порам, иногда наблюдаемым внутри вихревых зон (рис. 7, з). Окружающий эти поры металл состоит из зерна несколько меньшего диаметра (50 ... 100 мкм).

Дальнейший рост параметров режима сварки приводит наряду с ростом размеров волн и вихревых зон к изменению структуры металла вихревых зон и появлению более четкой границы между вихревой зоной и зоной рекристаллизации (рис. 8). Вместе с ростом вихревых зон растет размер возникающих в них пор округлой формы и вероятность их возникновения. С появлением четкой границы между рекристаллизованной и вихревой зонами микротвердость материала вихревых зон возрастает до 2200 ... 3500 МПа, причем наибольшую микротвердость имеют их центральные участки.



**Рис. 8. Микроструктура волнообразного сварного соединения, характерного для повышенных режимов сварки:**

*a* – общий вид; *б* – средняя часть вихревой зоны, приближенная к поре; *в* – участок вихревой зоны, находящийся между порой и границей с рекристаллизованным металлом; *з* – граница раздела металла вихревой зоны и окружающим ее рекристаллизованным металлом

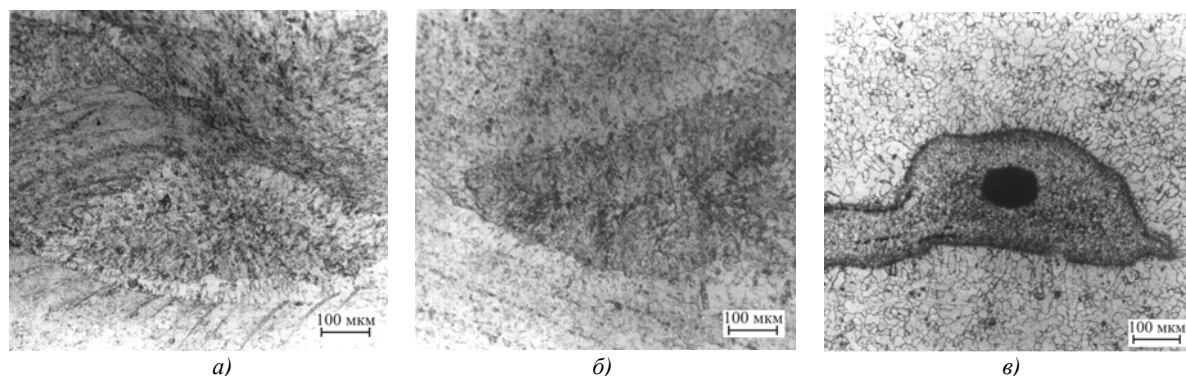


Структура металла вихревой зоны плавно изменяется от периферии к центру. Пограничная с рекристаллизованной зоной область металла вихревой зоны имеет четкую границу раздела (рис. 8, *а, з*). Вихревые зоны состоят из довольно крупного зерна с пластинчатым характером внутризеренной структуры, вытянутого от периферии к центру. Структура их наиболее близка к структуре металла вихревых зон, наблюдаемой при более низких параметрах режимах сварки (см. рис. 5, *б*). Отличие состоит лишь в том, что материал вихревых зон сварного соединения, полученного при повышенных режимах сварки, содержит большое количества темных округлых включений диаметром 0,3 ... 0,7 мкм. Эти включения декорируют границы зерен и беспорядочно располагаются по объему всего зерна. По мере продвижения к центру вихревой зоны пропадает ориентация расположения кристаллов от периферии к центру, а границы их становятся трудно различимыми из-за округлых включений, концентрация и размеры которых заметно растут (рис. 8, *в*). Так диаметр включений в этой зоне достигает 1,5 мкм. Структура участков металла, наиболее приближенных к порам, так же как и наружные области вихревых участков состоит из относительно крупных вытянутых кристаллов (рис 8, *б*), од-

нако пластины внутризеренной структуры имеют значительно меньшую толщину.

Увеличение параметров соударения приводит к изменению структуры соединения в области гребня волн (рис. 8, *а*). Здесь отмечается рост зерна, что свидетельствует о существовании в этой зоне более длительного промежутка времени для прохождения процесса рекристаллизации. Кроме того, в этой области появляются участки металла с ярко выраженной границей, вытянутые вдоль профиля гребня волны и как бы соединяющие между собой вихревые зоны. Структура этих участков сходна со структурой наружных участков вихревых зон (рис. 8, *з*).

Изменение структуры окружающего вихревую зону металла при термообработке в интервале температур 400 ... 800° С (рис. 9) идентично изменению структуры тех же зон в соединении с вихревыми зонами без резкой границы между ними и окружающей их зоной рекристаллизованного металла (см. рис. 7). Здесь также при температуре отжига 550 ... 600° С в металле со следами пластической деформации и в мелкозернистой структуре гребней волн начинается процесс рекристаллизации (рис. 7, *а, б*).



**Рис. 9. Влияние термической обработки на структуру металла вихревых зон с ярко выраженной границей раздела между ними и окружающим металлом:**  
*а* – температура отжига 400 °С; *б* – 600° С; *в* – 800° С

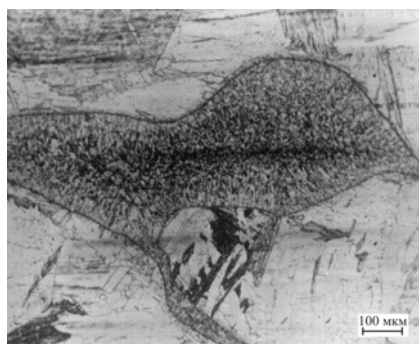
Отжиг соединения при температуре ниже  $700^{\circ}\text{C}$  не вызывает изменения структуры вихревых зон (рис. 9, а, б). Однако повышение температуры отжига до  $750 \dots 800^{\circ}\text{C}$  приводит к появлению еще более четкой границы между вихревой зоной и окружающим металлом (рис. 9, в). В середине вихревой зоны зерно приобретает полиэдрическую форму. Пропадает внутризеренная мелкопластинчатая структура. Микротвердость окружающего металла повышается до  $1700 \dots 2200$  МПа.

Еще бóльшие перемены наступают при перегреве соединения выше температуры полиморфного превращения (рис. 10). При такой термообработке по границам  $\alpha$ -зерна в вихревых зонах, особенно в их центральных областях, выделяются зерна диаметром  $3 \dots 5$  мкм, приобретающие при травлении более темный оттенок. Наружные области вихревых зон имеют меньшую концентрацию таких зерен, а зерна  $\alpha$ -фазы сохраняют в них вытянутую форму. Микротвердость металла вихревых зон несколько возрастает по сравнению с нетермообработанным состоянием и термообработанным при температурах до  $800^{\circ}\text{C}$ . В центральных областях она достигает  $3500 \dots 4500$  МПа, а на периферии –  $2500 \dots 3500$  МПа.

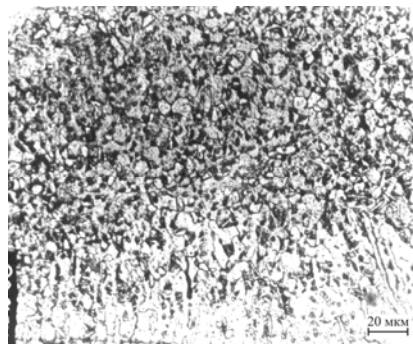
Структура металла, окружающего вихревые

зоны, представлена крупным зерном  $\alpha$ -фазы. Микротвердость металла в областях, непосредственно приближенных к вихревым участкам, возрастает до  $1700 \dots 2300$  МПа. Столь значительное повышение твердости титана нельзя объяснить фазовой перекристаллизацией при  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -переходе. Фазовый наклеп в титане мал вследствие сравнительно небольшой величины упругой энергии роста зародыша новой фазы при полиморфном превращении, обусловленной относительно малой разностью удельных объемов кристаллических решеток  $\alpha$  и  $\beta$ -модификаций  $0,17\%$  (в 20 раз меньше, чем у железа) и малой величиной модуля упругости (при всех температурах в 2 раза меньше, чем у железа) [7, 11].  $\alpha \leftrightarrow \omega$ -переход (см. рис. 2) также не может приводить к наблюдаемым результатам, так как сохраняющаяся при быстром охлаждении в  $\alpha$ -область метастабильная  $\omega$ -фаза уже при низкотемпературной термообработке (отжиг при  $200^{\circ}\text{C}$ ) переходит в  $\alpha$ -фазу титана [8].

Значительное повышение твердости титана обычно является следствием насыщения его газами как на уровне образования твердых растворов внедрения, так и при образовании новых фаз, являющихся оксидами, нитридами, гидридами и карбидами титана [7, 11]. При



а)



б)

Рис. 10. Структура вихревой зоны, характерной для повышенных режимов сварки, после отжига при температуре  $900^{\circ}\text{C}$

температуре выше температуры полиморфного превращения резко повышается коэффициент диффузии газов в титане. Например, коэффициент диффузии кислорода растёт с  $5,08 \cdot 10^{-3} \text{ см}^2/\text{с}$  до  $3,14 \cdot 10^4 \text{ см}^2/\text{с}$  [11]. Поэтому упрочнение окружающего вихревые зоны металла, зарегистрированное после нагрева соединения до температуры выше  $882^\circ \text{C}$ , по-видимому, связано с диффузией газа из металла вихревых зон. Этот факт служит косвенным подтверждением повышенной концентрации газов в вихревых зонах, имеющих ярко выраженную границу с окружающим металлом.

Исследование тонких фольг, изготовленных из участков вихревых зон, и экстрагированных в угольных репликах, снятых с этих зон, частиц на просвечивающем электронном микроскопе BS-540 методом микродифракции электронов позволило выявить присутствие в вихревых зонах оксидов и нитридов титана, в то время как подобные исследования металла рекристаллизованной зоны и зоны металла со следами пластической деформации не выявили присутствия в них этих соединений. Однако этот метод не позволяет количественно оценить фазовый состав металл вихревых зон.

Таким образом, увеличение параметров соударения при сварке взрывом титана приводит к насыщению металла вихревых зон газами атмосферы.

В результате проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

1. Сварное соединение при сварке взрывом титана образуется с участием процесса динамической рекристаллизации.

2. Прочность сварного соединения титан+титан, полученного сваркой взрывом, не

зависит от того имеет ли граница раздела волнообразный или плоский характер.

3. Процесс сварки взрывом вносит в металл сварного соединения структурную неоднородность, связанную со значительной деформацией титана в  $\alpha$ -области, которая устраняется последующим рекристаллизационным отжигом. Материал вихревых зон волнообразного сварного соединения претерпевает  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращение. Наличие округлых пор в крупных вихревых зонах свидетельствует о частичном их расплавлении в процессе сварки.

4. Применение повышенных режимов сварки приводит к образованию химической неоднородности в вихревых зонах, связанной с насыщением их кислородом и азотом вплоть до образования оксидов и нитридов титана. Возникающая химическая неоднородность не устраняется термической обработкой и приводит к повышению твердости металла вихревых зон и снижению пластических свойств сварного соединения.

#### Библиографический список

1. Кудинов, В. М. Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, А. Я. Коротеев – М.: Машиностроение, 1978. – 168 с.
2. Бердыченко, А. А. Особенности структуры сварного соединения титан+титан, полученного сваркой взрывом в среде воздуха и защитных газов / А. А. Бердыченко // Вестник Томского государственного университета. Бюллетень оперативной научной информации. Композиционные материалы специального назначения. Томск: ТГУ. – 2006. – № 86. – С. 33–40.
3. Беляев, В. И. Высокоскоростная деформация металлов / В. И. Беляев, В. Н. Ковальский, Г. Н. Смирнов, В. А. Чекан. – Минск: Наука и техника, 1976. – 224 с.
4. 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, Л. Е. Мурра. – М.: Металлургия, 1974. – С. 447-456.
5. Dor-Ram, Y. Explosive cladding of Cu/Cu an Electron microscopy Study and a Termomechanical Model / Y. Dor-Ram, B. Weiss, Y. Kommem // Acta Metallurgical. – 1979. – vol. 27. – P. 1417-1429.
6. Захаренко, И. Д. Сварка металлов взрывом / И. Д. Захаренко – Мн.: Наука и техника, 1990. – 215 с.

УДК 621.791.76:621.7.044.2

*В. М. Оголихин, к-т техн. наук, И. В. Яковлев, к-т техн. наук***СВАРКА ВЗРЫВОМ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С ПАКЕТНЫМ РАСПОЛОЖЕНИЕМ СВАРИВАЕМЫХ ЗАГОТОВОК****Конструкторско-технологический филиал Института гидродинамики им. М. А. Лаврентьева****СО РАН, Новосибирск, kti@kti-git.nsc.ru**

Предложен способ получения с помощью сварки взрывом металлических слоистых композитов при пакетном расположении свариваемых заготовок для изготовления гибких токоподводов.

Methods for obtaining metal layered composites for production of flexible conductors through explosion welding at packet configuration of the materials welded are presented.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, слоистый композиционный материал, пакет, угол соударения

**Keywords:** explosive welding, layered composite material, packet, impact angle

Перспективное развитие различных областей современной техники в значительной степени зависит от создания и широкого применения новых материалов с комплексом заданных физико-механических свойств, разработка которых в последнее десятилетие получила мощный импульс, благодаря постановке новых технических задач [1]. В целом ряде конструкций оптимальные эксплуатационные свойства можно получить лишь при условии применения составных или комбинированных узлов из металлических слоистых композиционных материалов. Сварка взрывом в силу присущих ей особенностей является одним из эффективных путей создания высококачественных металлических слоистых композиционных материалов.

Получение высокопрочного соединения свариваемых между собой заготовок при пакетном способе сварки взрывом [2], как и при всех «одновременных» схемах сварки с использованием энергии одного заряда взрывчатого вещества (ВВ) для соединения нескольких слоев металлов или сплавов, требует строгой и точной дозировки энерговложений на всех его межслой-

ных границах. Это может быть достигнуто за счет создания при каждом акте соударения в пакете определенных условий, зависящих от свойств соединяемых металлов и кинематических параметров процессов метания и соударения [3], таких как скорость соударения  $v_0$ , скорость точки контакта  $v_k$  и угол соударения  $\gamma$ .

Значения  $\gamma$  и  $v_0$  при пакетном способе сварки последовательно, для каждого слоя, уменьшаются от максимальных значений в первом слое до минимальных в последнем (рис. 1). Расчет режимов сварки взрывом сводится к определению послойных значений  $v_{0i}$ ,  $v_{ki}$  и  $\gamma_i$ , при которых на каждой  $i$ -ой межслойной границе пакета их значения были бы не ниже некоторых минимально допустимых уровней с учетом обеспечения прочности образующегося соединения и не выше некоторых максимально допустимых, приводящих к появлению расплавов и связанных с ними дефектов.

Условия получения качественного соединения между слоями при пакетном способе сварки взрывом состоят в следующем:

$$v_{0\max} > v_{01} > v_{0i-1} > \dots > v_{0\min}, \gamma_{\max} > \gamma_1 > \dots > \gamma_{\min}.$$

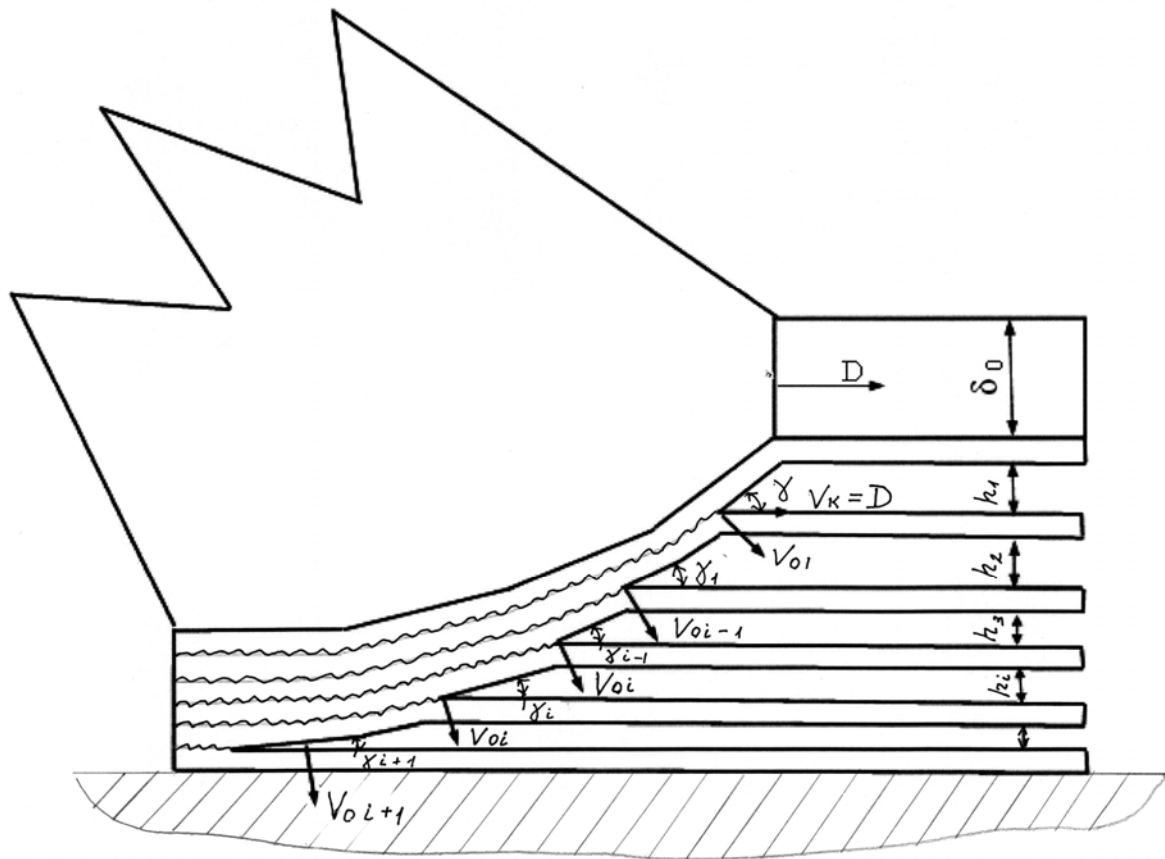


Рис. 1. Схема соударения при пакетном способе сварки взрывом

Максимальные и минимальные значения  $v_0$ ,  $v_k$  и  $\gamma$  для пакетного способа сварки взрывом можно определить с достаточной точностью из областей сварки, экспериментально построенных для каждой конкретной пары металлов в координатах  $(v_k, \gamma)$ . Для пакетного способа сварки взрывом очень важен интервал значений  $v_0$  и  $\gamma$  от максимального до минимального, так как данный интервал одновременно и определяет и ограничивает то возможное количество слоев, которое можно сварить энергией одного заряда ВВ. При этом следует учитывать, что большой заряд может привести к разрушению свариваемого пакета.

Нами было разработано технологическое решение [4], позволяющее сваривать взрывом между собой на ограниченной площади по торцам сборки неограниченное количество листо-

вых заготовок энергией одного заряда ВВ.

Данное технологическое решение имеет отношение к способу изготовления сваркой взрывом гибкого токоподвода. Оно обеспечивает сварку пакета, собранного из гибких металлических полос, по его концам с образованием качественного соединения метаемой пластины с неограниченным количеством гибких металлических полос. При этом обеспечивается сварка по концам каждой предшествующей полосы с последующей и метаемой пластиной по площадям, превышающим площади поперечного сечения полос, а также сохраняется целостность всего пакета и гибкость пакета в его центральной части.

Пакет для последующей сварки взрывом собирают из полос одного размера (рис. 2) путем укладки с последовательным смещением по

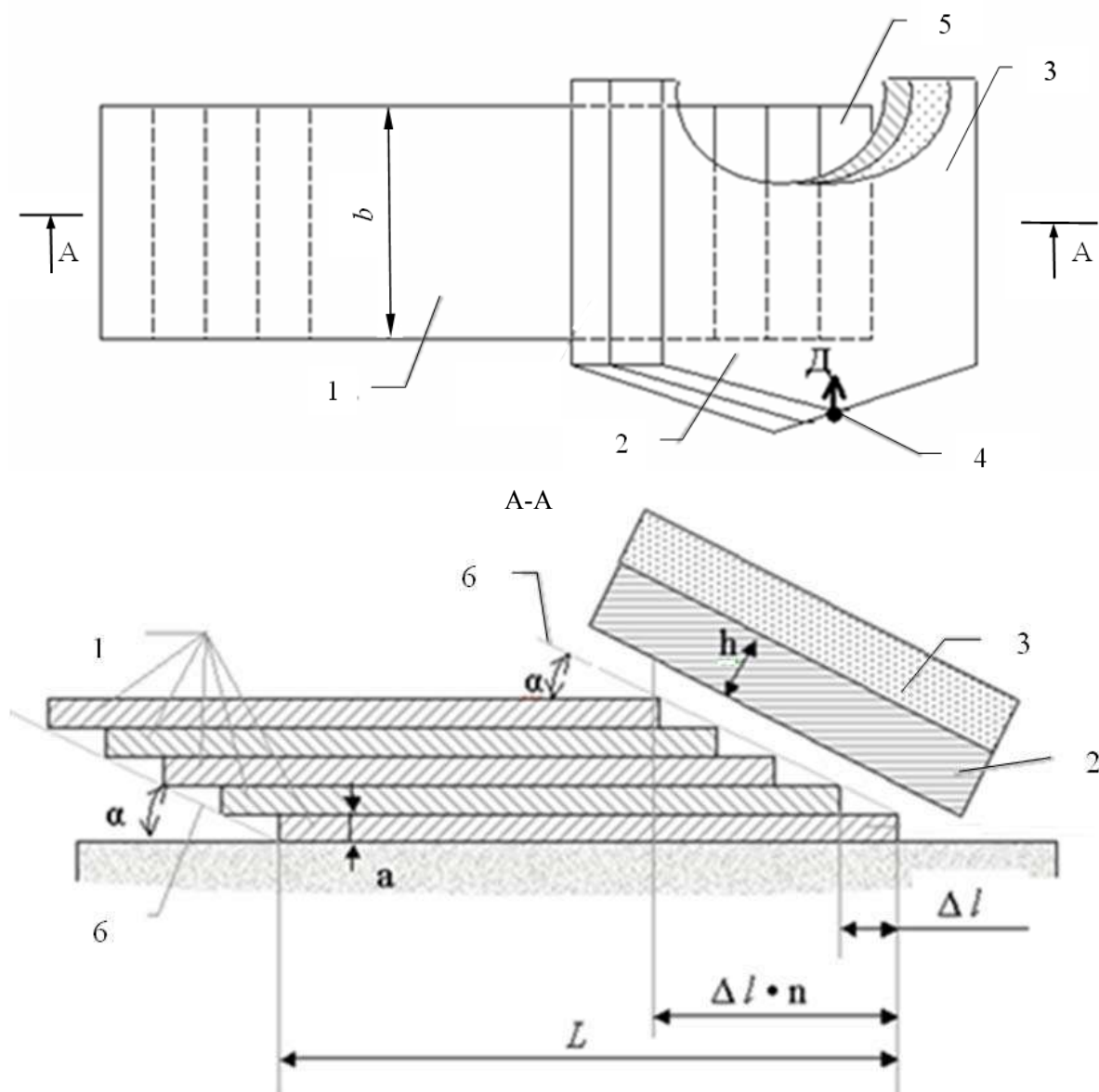


Рис. 2. – Схема сварки по торцам пакета:

1 – полосы; 2 – метаемая пластина; 3 – заряд ВВ; 4 – детонатор; 5 – плоскость выступа; 6 – скос;  $a$ ,  $b$ ,  $L$  – соответственно, толщина, ширина и длина полосы;  $\Delta l$  – смещение;  $n$  – количество полос

длине каждой последующей полосы относительно предшествующей на величину  $\Delta l \geq 2a$ , (где  $a$  – толщина полосы) с образованием на каждой предшествующей полосе плоскости выступа с площадью  $F' \geq \Delta l \cdot b \geq 2a \cdot b$  (где  $b$  – ширина полосы), и по концам пакета двух параллельных скосов под углом  $\alpha \leq 45^\circ$  к длине пакета из последовательных выступов с общей площадью всех выступов в каждом скосе  $F'' \geq 2a \cdot b \cdot n$  (где  $n$  – количество полос).

Метаемую пластину с зарядом ВВ устанавливают с зазором параллельно скосу, заряд взрывчатого вещества инициируют в направлении поперек пакета. Причем метаемую пластину выбирают толщиной  $h > a$ .

При  $h \leq a$  пакет после сварки взрывом будет разрушаться на исходные полосы за счет обрезаия метаемой пластиной торцов металлических полос.

По вышеописанной схеме сварки по торцам



**Рис. 3. Фото фрагмента алюминиевой ошинки, сваренной взрывом (количество гибких полос – 74 шт.)**

пакета сваривали алюминиевую ошинку для алюминиевого электролизера. Алюминиевые полосы размером  $1500 \times 180 \times 1,2$  мм в количестве 74 шт. собирали путем укладки с последовательным смещением по длине каждой последующей полосы относительно предшествующей на величину 4 мм с образованием на каждой предшествующей полосе плоскости выступа площадью  $720 \text{ мм}^2$  и образованием по концам пакета двух параллельных скосов под углом  $\approx 16^\circ$  к длине пакета из последовательных выступов с общей площадью всех выступов в каждом скосе  $53200 \text{ мм}^2$ .

Пакет в центральной части стягивали четырьмя струбцинами для ликвидации зазоров между полосами в центральной части пакета и

образования гарантированного зазора между полосами на скосах по краям пакета.

Метаемую медную пластину размером  $600 \times 200 \times 4$  мм с зарядом взрывчатого вещества (смесь аммонита № 6ЖВ с аммиачной селитрой) размером  $600 \times 200 \times 20$  мм устанавливали параллельно скосу с определенным зазором. Заряд ВВ инициировали электродетонатором в направлении поперек пакета. После подрыва каждая из 74 алюминиевых полос соединялась по площади выступа с медной пластиной. Алюминиевые полосы, в свою очередь, на торцевых участках длиной от 3 до 15 мм сваривались каждая последующая с предшествующей. Аналогично проводили сварку по второму скосу. На рис. 3 представлено фото

фрагмента сваренной взрывом алюминиевой  
ошиновки, отрезанной поперек и разрезанной  
на элементы вдоль концевой части пакета.

При сварке пакет устанавливали на жесткую  
металлическую опору.

В предлагаемом техническом решении коли-  
чество свариваемых между собой полос и ме-  
таемой пластины не зависит от интервала зна-  
чений  $v_0$ ,  $\gamma$ . За образование качественного свар-  
ного соединения по слоям полос отвечают  
вполне определенные для данных металлов или  
сплавов кинематические параметры соударения

метаемой пластины с полосами, не изменяю-  
щиеся при использовании энергии одного и  
того же заряда ВВ при переходе от одной по-  
лосы к другой.

#### Библиографический список

- 1 Анциферов, В. Н. Композиционные материалы и конструкции на основе титана и его соединений/ В. Н. Анциферов, Л. Д. Сиротенок, И. В. Яковлев/ Монография. – Новосибирск.: Изд-во Ин-та гидродинамики СО РАН, 2001. – 370 с.
- 2 Оголихин, В. М. Сварка взрывом тонколистовых заготовок с пакетным и рулонным расположением свариваемых элементов/ Оголихин В. М., Шемелин С. Д. // Сварочное производство. – 2007 – № 12. – С. 41-65.
- 3 Лысак В. И., Кузьмин С. В. Сварка взрывом: Научная монография. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 544 с.
- 4 Патент РФ (Положительное решение от 21.11.2007, заявка № 2006136955/ 09/040228). Гибкий токоподвод и способ его изготовления сваркой взрывом/ Оголихин В. М. ИГиЛ СО РАН – 2006.



УДК 534.22.2:621.7.044.2

*В. В. Пай, д-р техн. наук, Г. Е. Кузьмин, д-р ф.-м. наук, М. А. Гулевич, к-т техн. наук,  
Я. Л. Лукьянов, к-т техн. наук, И. В. Яковлев, д-р техн. наук*

## МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, [rai@hydro.nsc.ru](mailto:rai@hydro.nsc.ru)

Работа посвящена развитию современного электромагнитного метода исследования ударно-волнового нагружения материалов.

The work is devoted to the development of the up-to-date electromagnetic method of investigation of impact-wave loading of materials.

**Ключевые слова:** ударно-волновое нагружение, массовая скорость, осциллограмма, индукция, датчик

**Keywords:** impact-wave loading, mass velocity, oscillogram, induction, sensor

Решение практических задач в области взрывной обработки материалов должно базироваться на надежном научном фундаменте. Основную исходную информацию при этом предоставляют результаты экспериментального исследования динамического нагружения материалов. Работа посвящена развитию современного электромагнитного метода измерения массовой скорости вещества за ударной волной. Он отличается тем, что не требует размещения внутри материала датчиков, которые неизбежно неконтролируемым образом нарушают картину исследуемого течения. В данной статье рассматривается применение метода при ударно-волновом нагружении непроводящих конденсированных сред. Представляется перспективным его применение для изучения процессов детонации взрывчатых веществ, используемых в промышленности, в частности, при обработке материалов взрывом.

Предлагаемый метод измерения массовой скорости при ударно-волновом нагружении основан на решении [1] задачи о вихревых токах в плоских пластинках. Имеется плоский лист проводящей фольги толщиной  $\delta$  и неограниченных поперечных размеров из материала с проводимостью  $\sigma$ . Магнитное поле создается током, протекающим в кольцевом источнике

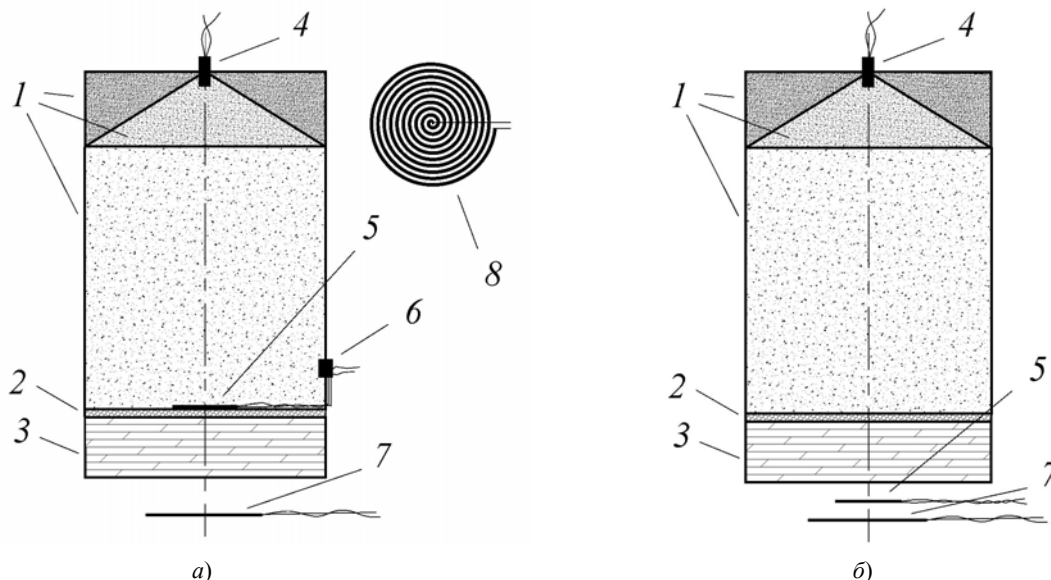
(витке), находящимся на некотором расстоянии от листа. В момент времени, принимаемый за начало отсчета  $t = 0$ , магнитное поле получает определенное возмущение. Найти распределение магнитного поля при  $t > 0$ .

Как показано в [2], при условии, что толщина фольги много меньше расстояния от нее до источника поля и размера источника, магнитное поле вихревых токов, возникающих в фольге, аналогично полю, создаваемому источником, удаляющимся со скоростью  $V = 2/(\mu_0\sigma\delta)$  от фольги. При этом задача определения величины векторного потенциала поля на поверхности фольги сводится к решению уравнения

$$\frac{2}{\mu_0\sigma\delta} \frac{\partial A}{\partial z} + \frac{\partial A}{\partial t} = 0 \quad (1)$$

с надлежащими граничными и начальными условиями [2]. Возмущение магнитного поля можно создать различными способами. Разработано два варианта экспериментальной конфигурации для определения массовой скорости за ударной волной, схематическое изображение которых приведено на рис. 1.

В обоих вариантах на цилиндрическом образце 3 из исследуемого материала расположено алюминиевая фольга 2. Ударная волна в об-



**Рис. 1. Схема экспериментальной сборки:**

1 – составной заряд взрывчатого вещества; 2 – алюминиевая фольга; 3 – образец исследуемого материала, 4 – детонатор; 5 – катушка-источник магнитного поля; 6 – размыкатель; 7 – измерительная катушка (приемник); 8 – форма катушек 5, 7. Источник и приемник размещаются либо по разные стороны образца (а), либо по одну сторону (б)

разце исследуемого материала формируется при взрыве составного заряда  $I$  ВВ, включающего, как обычно, генератор плоской волны.

В первом варианте экспериментальной конфигурации на поверхности фольги размещена плоская спиральная катушка 5, по которой пропускается ток, задающий исходное магнитное поле. При достижении детонационной волной размыкателя 6 цепь, задающая ток (и исходное магнитное поле), разрывается, и в фольге возникают вихревые токи, которые наводят ЭДС индукции в датчике 7, размещенном соосно с источником поля ниже образца 3 и представляющем собой плоский спиральный проводник, подключенный к осциллографу через согласующие цепи.

Примем за начало отсчета времени  $t=0$  момент разрыва задающей цепи, когда ток источника поля обращается в нуль. При этом возникает изображение источника, в начальный момент совпадающее с последним и удаляющееся

от него со скоростью  $V$ , определенной выражением (2). Пусть в момент  $t = t_1 > 0$  фольга приобретает скорость  $U(t)$ , направленную к датчику, тогда при любом  $t > t_1$ , пока фольга не достигнет датчика, скорость движения изображения источника будет равна  $U(t) - V$ . Таким образом, при  $t \leq 0 \leq t_1$  расстояние между изображением и датчиком составляет  $z = z_0 + Vt$ , где  $z_0$  – начальное расстояние между ними, а при  $t > t_1$  это расстояние составляет

$$z = z_0 + Vt_1 - \int_{t_1}^t (U(t) - V) dt. \quad (3)$$

ЭДС индукции в датчике представляется в виде  $E = -\frac{d\Phi}{dt} = \frac{dIM}{dz} \frac{dz}{dt}$ , где  $\Phi$  – магнитный поток,  $I$  – ток,  $M$  – коэффициент взаимной индукции источника и датчика. Поскольку скорость движения источника относительно дат-

чика составляет  $\frac{dz(t)}{dt} = U(t) - V$  и ток постоянный, для определения массовой скорости за ударной волной получаем

$$E = I \frac{dM}{dz} (U(t) - V), \quad (4)$$

причем  $z$  определено соотношением (3).

Коэффициент взаимной индукции  $M(z)$  источника и датчика легко вычисляется на основании известных методов расчета этого коэффициента для двух соосных круговых витков.

Второй вариант экспериментальной сборки отличается тем, что и источник, и приемник магнитного поля находятся снизу от фольги на расстоянии  $h$ . В этом случае вихревые токи в фольге возникают в тот момент, когда фольга начинает двигаться со скоростью  $U$  после прохождения через нее фронта ударной волны. Примем этот момент времени за  $t=0$ . Магнитное поле в нижнем от фольги полупространстве при  $t>0$  эквивалентно магнитному полю двух источников, движущихся относительно фольги в разные стороны. Эти источники находятся над фольгой на расстоянии  $h$ , а токи в них одинаковы по модулю, но противоположно направлены:

$$I_1 = I_0 \frac{U}{U + V} = -I_2.$$

Источник с током  $I_1$  имеет скорость  $U$ , источник с током  $I_2$  имеет скорость  $-V$ . Поскольку в этой схеме источник и приемник находятся на близком расстоянии друг от друга, то они имеют большой коэффициент взаимной индукции. ЭДС самоиндукции, составляющая в наших экспериментах десятки и сотни милливольт, наводится как в приемнике, так и в ис-

точнике. При сопротивлении катушки источника 1 Ом, изменения тока составляют десятки-сотни миллиампер. Если требуется разрешать фронты в десятки наносекунд, то вклад ЭДС, наведенной в источнике, в величину ЭДС в приемнике составляет  $\Delta E = MdI / dt \approx 25$  мВ, что сравнимо по величине с самим сигналом. Для исключения тако-

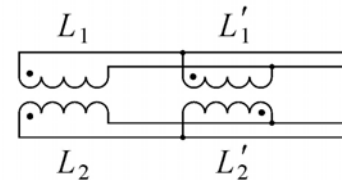


Рис. 2. Компенсационная схема включения катушек

го влияния использовалась компенсационная схема размещения источника и приемника (рис. 2).

Катушки  $L_1$  и  $L_2$  находятся под фольгой и воспринимают изменения магнитного поля вихревых токов в фольге, а катушки  $L_1'$  и  $L_2'$  находятся на удалении и не восприимчивы к этим изменениям. Таким образом, изменения тока в цепи источника компенсируются противофазным включением  $L_1'$  и  $L_2'$ . Измерения показали, что применение данной схемы решает указанную проблему, поскольку позволяет снизить коэффициент взаимной индукции в 100 ... 200 раз.

Обе вышеописанные схемы имеют как преимущества, так и недостатки. В случае расположения источника и приемника магнитного поля по разные стороны от фольги и нагружаемого образца на осциллограмме в момент разрыва задающей цепи возникает калибровочный сигнал, соответствующий изображению источника, удаляющегося со скоростью

$V = 2/(\mu_0 \sigma \delta)$ . Таким образом, значительно упрощается процедура восстановления профиля массовой скорости. Основной недостаток схемы состоит в том, что требуется мгновенное размыкание задающей цепи в определенный момент времени. В схеме с расположением источника магнитного поля и приемника снизу от фольги и нагружаемого образца размыкание задающей цепи не требуется. Однако восстановление профиля массовой скорости из осциллограммы требует более громоздкой процедуры, так как при этом нужно учитывать два изображения источника, движущихся с разными скоростями.

Поскольку в реальном эксперименте размер

фольги ограничен (в нашем случае использовался круг диаметром 80 мм) в отличие от случая, описанного в теории [1], необходимо оценить влияние этого размера на точность расчетов. В работе [2] показано, что погрешность, вносимая в ЭДС из-за пренебрежения конечностью поперечного размера фольги составляет величину порядка 1 %. Временное разрешение измерительной цепи определяется как  $\tau \sim L/\rho$ , где  $L$  – коэффициент самоиндукции датчика,  $\rho$  – волновое сопротивление кабеля. В наших экспериментах  $L \sim 2$  мкГн,  $\rho = 50$  Ом, следовательно,  $\tau \sim 40$  нс.

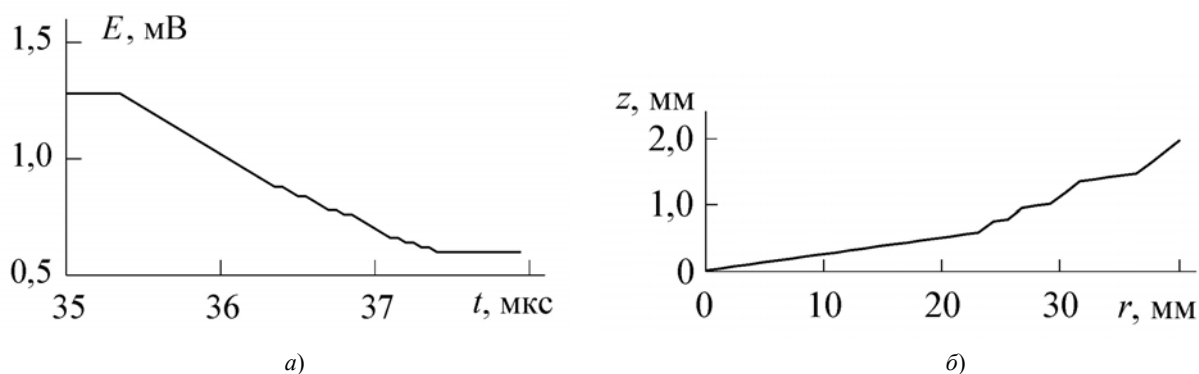


Рис. 3. Измерение формы фронта ударной волны:

$a$  – напряжение на реостатном датчике в зависимости от времени;  $b$  – кривизна фронта ударной волны

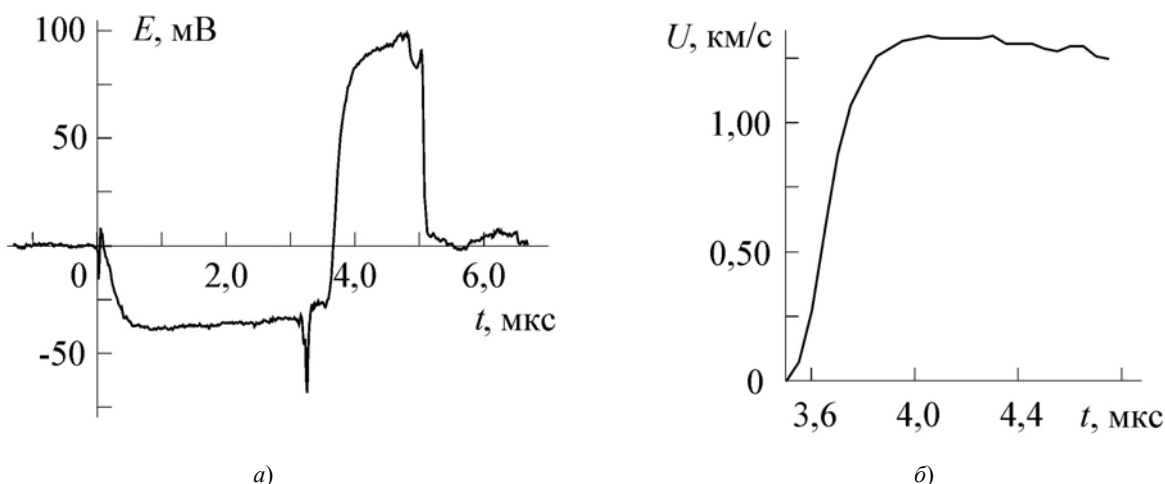


Рис. 4. Нагружение фторопласта зарядом гексогена (первая схема измерения).

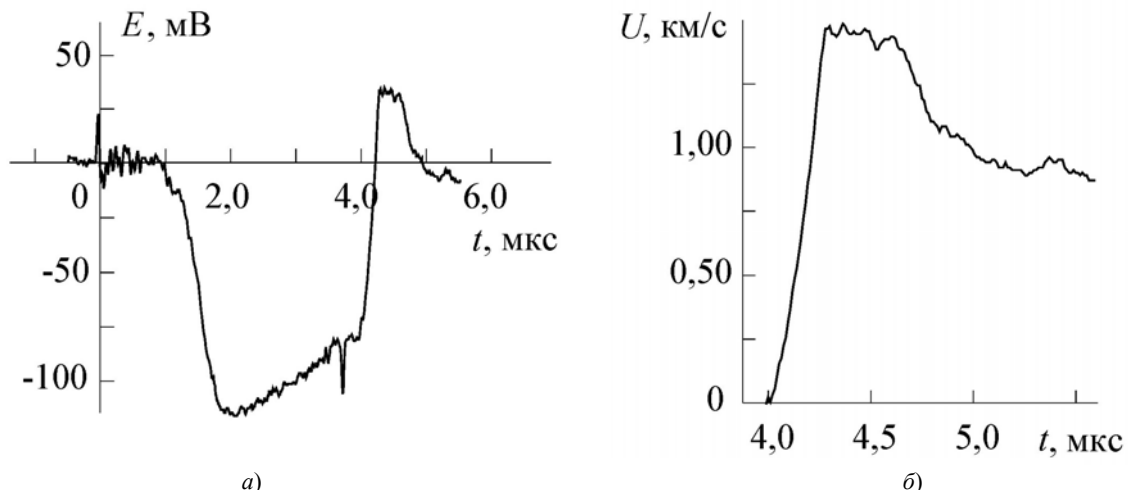


Рис. 5. Нагружение парафина зарядом гексогена (первая схема измерения)

Регистрация параметров ударной волны в образце должна производиться в течение промежутка времени, пока искажение формы волны из-за боковой разгрузки еще слабо влияет на результаты измерений. Кривизна фронта определялась в специальных экспериментах с применением реостатной методики, которая детально описана, например, в [3]. Согласно этой методике на реостатный датчик, натянутый под углом к поверхности заряда, с генератора тока подается импульс постоянного тока, и экспериментально регистрируется напряжение на датчике (рис. 3, а), позволяющее рассчитать зависимость его сопротивления от времени.

Считая движение фронта ударной волны в

материале квазистационарным в течение времени регистрации, можно определить стрелку прогиба фронта. На рис. 3, б показана форма фронта ударной волны. На диаметре 60 мм стрелка прогиба оказалась порядка 1 мм, так что разновременность прихода центрального и периферийного участков ударной волны составила менее 0,25 мкс, а для центральной зоны диаметром 30 мм разновременность на порядок меньше. Таким образом, экспериментально установлено, что диаметр плоского участка ударной волны, обеспечиваемый генератором плоской детонационной волны составляет ~ 60 мм по диаметру, что позволяет обеспечить амплитудную погрешность, не превышающую 2 %.

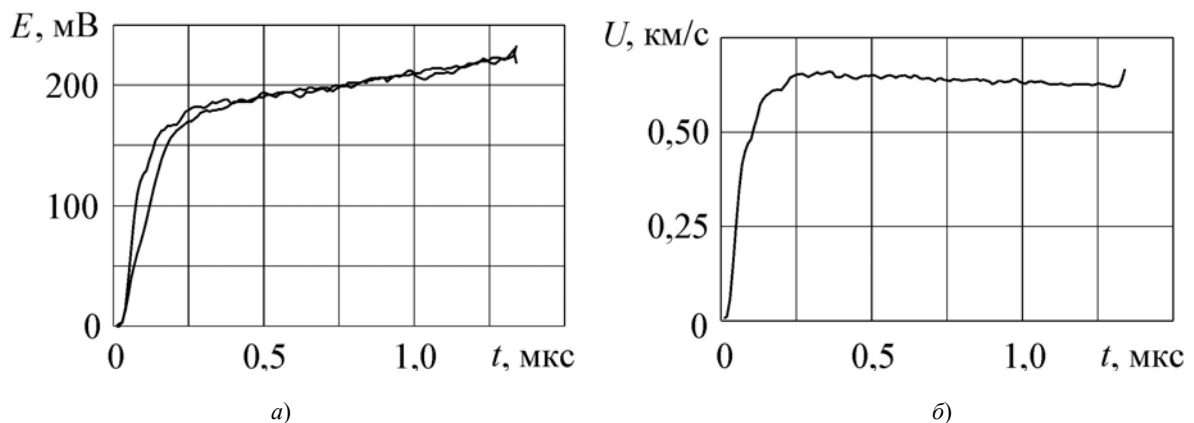


Рис. 6. Нагружение фторопласта зарядом аммонита (вторая схема измерения).

По вышеописанной методике были проведены эксперименты по плоскому ударно-волновому нагружению фторопласта и парафина различными контактными зарядами ВВ. Характерные осциллограммы сигнала с индукционного датчика для случая расположения источника и приемника по разные стороны фольги приведены на рис. 4, а и 5, а.

До момента выхода ударной волны на фольгу сигнал обусловлен движением изображения источника со скоростью  $V = 2/(\mu_0 \sigma \delta)$ , а в дальнейшем он обусловлен движением изображения источника со скоростью  $U - 2/(\mu_0 \sigma \delta)$ .

На рис. 4, б и 5, б приведены графики зависимости массовой скорости от времени, рассчитанные по осциллограммам рис. 4, а и 5, а.

На рис. 6, а представлены осциллограммы для случая расположения источника и приемника с одной стороны фольги под исследуемым образцом. В отличие от рис. 4, 5 показаны только рабочие части сигналов. Эти две осциллограммы соответствуют двум одинаковым экспериментам по нагружению фторопласта зарядом аммонита 6ЖВ.

Совпадение экспериментальных кривых показывает хорошую повторяемость метода. На рис. 6, б показан соответствующий профиль массовой скорости.

Таким образом, разработаны и реализованы две модификации современного метода исследования ударных волн в непроводящих материалах. Погрешность измерений зависит только от исходных установочных геометрических параметров экспериментальной конфигурации. Этот метод не накладывает никаких ограничений на размеры заряда ВВ, а время регистрации в принципе не ограничено.

#### Библиографический список

1. Смайт, В. Электростатика и электродинамика / В. Смайт. – М.: Изд-во иностр. лит., 1954. – 606 с.
2. Лукьянов, Я. Л. Невозмущающий электромагнитный метод определения массовой скорости за фронтом ударной волны в непроводящих конденсированных средах / Я. Л. Лукьянов, В. В. Пай, М. А. Гулевич, Г. Е. Кузьмин, И. В. Яковлев // Экстремальные состояния вещества. Детонация. Ударные волны: Труды международной конференции «IX Харитоновские тематические научные чтения». Саров: РФЯЦ-ВНИИЭФ, 2007. – С. 670-675.
3. Кузьмин, Г. Е. Экспериментально-аналитические методы в задачах динамического нагружения материалов / Г. Е. Кузьмин, В. В. Пай, И. В. Яковлев. – Новосибирск: СО РАН, 2002. – 312 с.

УДК 621.791.76:621.7.044.2

С. Н. Буравова, к-т техн. наук, Ю. А. Гордолов, д-р ф.-м. наук,  
И. В. Денисов, к-т техн. наук, О. Л. Первухина, к-т техн. наук

## ВЛИЯНИЕ ВНУТРЕННЕЙ ВОЛНЫ РАЗГРУЗКИ НА ПРОЦЕССЫ, СОПУТСТВУЮЩИЕ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, gordop@isman.ac.ru

Исследованы причины образования дефектов в виде выступов на боковой поверхности мишени при сварке взрывом длинномерных пластин.

The origins of formation of projection defects on the side of a target plate when explosion welding of long plates were investigated.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, мишень, волна разгрузки, давление, массовая скорость, время

**Keywords:** explosive welding, target, depression wave, pressure, mass velocity, time

В экспериментах по сварке взрывом длинномерных пластин на боковой поверхности мишени, с противоположной стороны от инициирования детонации, образуется выступ в непосредственной близости от плакирующей пластины. Целью работы является выяснение причин, приводящих к образованию такого выступа.

Задача решается с позиций волновой механики. При этом лицевая поверхность плакирующей пластины рассматривается ступенчатой. Считается, что удар ступеньки приводит к микровзрыву, аналогично взрыву цилиндрического заряда взрывчатого вещества. Иными словами, столкновение пластин при сварке взрывом моделируется нагружением твердого тела системой последовательных микровзрывов.

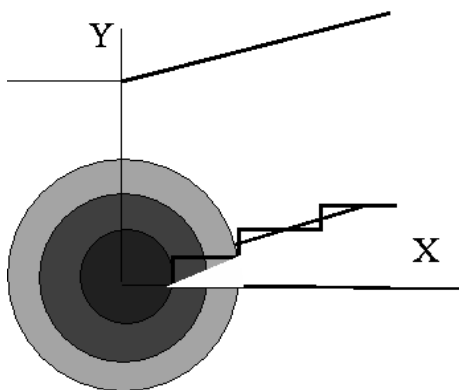


Рис. 1. Положение фронта ударной волны в разные моменты времени

Волновая картина одиночного микровзрыва приведена на рис. 1. Скорость точки контакта, равная скорости детонации накладного заряда взрывчатого вещества  $D$ , определяет период между соударениями ступенек,  $T = \frac{2r_0}{D}$ , где

$r_0$  – полуширина ступеньки. Нормальная составляющая скорости соударения

$V_0 = D \sin \gamma \cos \gamma$  ответственна за начальное давление микровзрыва и зависит от угла соударения  $\gamma$ . Ударные волны, возникающие при ударе ступеньки, обгоняют точку контакта, которая движется со скоростью, меньшей скорости звука в металле. Затухание фронта ударной волны обусловлено увеличением его поверхности и

подчиняется закону,  $\frac{u}{u_0} = \sqrt{\frac{r_0}{r}} = \frac{1}{\sqrt{R}}$ , ( $R$  – без-

размерный радиус фронта ударной волны) [1].

Когда интенсивность ударной волны становится ниже динамического предела упругости, затухание прекращается, и далее распространяется упругая волна. Дифференциальное уравнение траектории фронта ударной волны

$$\frac{dR}{dt} = 1 + \frac{n+1}{4} \frac{u_0}{c_0 \sqrt{R}} = 1 + \frac{a}{\sqrt{R}}$$

при начальных условиях  $\tau = 0$ ,  $R = 1$ , ( $n$  – показатель политропы

в зависимости давления от плотности,  $\tau$  – безразмерное время) позволяет найти зависимость пройденного пути от времени

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

Микровзрыв возникает на границе с клиновидной полостью, которая является источником внутренней волны разгрузки. Отражение ударных волн на свободных поверхностях мишени и ударной пластины идет в нерегулярном режиме. Это означает, что имеют место две волны разгрузки. Первая искривляет фронт волны, снижает ее интенсивность. Угол наклона ударной волны на свободной поверхности становится

равным критическому  $\alpha^* = \sqrt{\frac{n+1}{2} \frac{u_0}{\sqrt{R}}}$ . Фазовая

скорость фронта вдоль поверхности  $\frac{W}{\cos \alpha^*}$ ,

где  $\alpha$  – угол наклона (угол между фронтом ударной волны и перпендикуляром к поверхности твердого тела) равна скорости распространения звука в ударно сжатом веществе,

$$c = c_0 + \frac{n-1}{2} \frac{P_0}{\rho_0 c_0} + u_0 \quad (P_0 - \text{давление, } u_0 - \text{массовая}$$

скорость в начальный момент ударного нагружения;  $\rho_0, c_0$  – соответственно плотность и скорость звука невозмущенного материала).

Поэтому никакие возмущения не могут догнать фронт ударной волны, и он будет двигаться стационарно с постоянной скоростью. Давление стационарной ударной волны на свободной поверхности составляет  $0,32 \cdot P_0$  в начальный момент. Этот результат получен в работе [2] при рассмотрении отражения цилиндрических волн.

На рис. 2 приведена волновая картина нерегулярного отражения ударной волны от свободной поверхности мишени.  $OC$  – траектория точ-

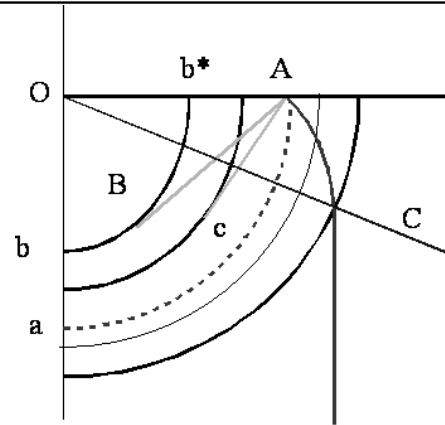


Рис. 2. Волновая картина нерегулярного режима взаимодействия внутренней волны разгрузки с фронтом ударной волны

ки пересечения головной характеристики волны разгрузки с фронтом ударной волны,  $Aa$  – хвостовая характеристика первой волны разгрузки, которая несет давление  $0,32 \frac{P_0}{\sqrt{R}}$ . В ка-

ждой точке свободной поверхности в момент прихода ударной волны возникает новая волна разгрузки (вторая). Огибающие всех возникающих волн разгрузки ( $Ab, Ac$ ) будут сопрягаться с соответствующими характеристиками волны разгрузки, возникшей в начальный момент времени. Угол отражения  $\beta$ , который огибающая составляет с перпендикуляром к свободной поверхности, зависит от давления на

характеристике,  $\beta = \sqrt{\alpha^2 + \alpha^{*2} \left(1 - 2 \frac{P}{P_0}\right)}$  [2] ( $\alpha$  –

начальный угол наклона фронта ударной волны к свободной поверхности и в данном случае равен нулю). В таблице приведены координаты траектории точки пересечения головной характеристики волны разгрузки с фронтом ударной волны  $X_C, Y_C$ , которые характеризуют область влияния первой волны разгрузки на фронт ударной волны. Траектория точки сопряжения хвостовых характеристик с цилиндрической хвостовой характеристикой волны разгрузки,



Таблица

Координаты точки сопряжения огибающей к хвостовым характеристикам

$\tau = r$	$R$	$\frac{u_0}{c_0 \sqrt{R}}$	$\beta^0$	$X_C$	$Y_C$	$Y_B$	$X_B$
0	1	0,0528		1	0	0	1
1	2,06	0,0368	24,6	1,995	0,502	0,416	1,099
2	3,10	0,03	22,2	2,885	1,137	0,755	2,852
3	4,14	0,026	20,7	3,699	1,851	1,059	3,807
4	5,17	0,0232	19,8	4,453	2,623	1,352	4,764
5	6,20	0,0212	18,7	5,156	3,434	1,599	5,537
6	7,22	0,0196	18,2	5,812	4,289	1,878	5,698
7	8,25	0,0184	17,6	6,426	5,169	2,123	6,670
8	9,27	0,0173	17,1	7,001	6,075	2,353	7,645
9	10,30	0,0165	16,7	7,541	7,004	2,585	8,621
10	11,31	0,0157	16,3	8,046	7,951	2,8,2	9,599

возникшей в начальный момент ударного нагружения  $X_B$ ,  $Y_B$ , целиком находится в области влияния внутренней волны. Как следует из рассмотрения волнового процесса отражения ударной волны от свободной поверхности и приведенной таблицы, область полной разгрузки  $OAB\delta O$  ( $P = 0$ ) локализуется вблизи поверхности преграды. Выход такой конструкции на торцевую поверхность мишени не приведет к образованию выступа. Тем не менее, экспериментально выступ наблюдается. В чем причина?

Здесь мы сталкиваемся с явлением, которое не описано в литературе.

В момент удара скорость перемещения границы контакта, как и в случае плоской симметрии, равна половине скорости удара  $V_0$  для случая, когда ударная пластина и мишень выполнены из одинакового материала. Если для плоского случая такая ситуация сохраняется в процессе распространения ударной волны, то для цилиндрической симметрии это имеет место

только в начальный момент времени. Вследствие того, что фронт ударной волны затухает из-за увеличения поверхности фронта, массовая скорость за ударной волной в мишени падает. Затухающая ударная волна в лакирующей пластине теряет способность тормозить набегающий поток, и поток за ней разгоняется. При соударении пластин имеет место образование двух потоков, один низкоскоростной, затухающий, другой – высокоскоростной, разгоняющийся. На рис. 3 приведена  $Y - \tau$  диаграмма образования потока волн сжатия. 1 – траек-

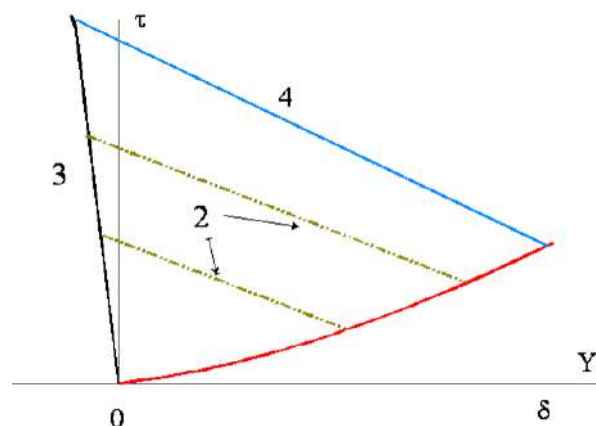


Рис 3. Образование потока волн сжатия

тория затухающей ударной волны в ударной пластине, 2 – поток волн сжатия, 3 – траектория контактной поверхности, 4 – торцевая волна разгрузки. По мере затухания ударной волны в плакирующей пластине от нее отходит поток волн сжатия, который перемещается к мишени. Рассогласование потоков снимается за счет торможения потока на границе раздела с мишенью. Высокоскоростной поток, встречаясь с низкоскоростным, тормозится, а низкоскоростной разгоняется. В результате чего (это особенно наглядно можно видеть на  $P - u$  диаграмме), давление в обоих потоках восстанавливается до начальной величины  $P_0$ . Поток волн сжатия прижимает ударную пластину к основе и поддерживает достаточно долго постоянной скорость внедрения ступеньки в преграду. Такая дополнительная поддержка давлением длится, по крайней мере,  $\frac{2\delta}{c_0}$ . Выход ударной волны на торцевую поверхность не может полностью затормозить движение пластины, и она сохраняет остаточную скорость, равную  $V_0 \left(1 - \frac{1}{\sqrt{\delta}}\right)$  ( $\delta$  – толщина ударной пластины). Однако поток волн сжатия соседствует с клинообразной полостью и подвержен затуханию под действием внутренней волны разгрузки.

Несложный расчет взаимодействия потока волн сжатия с внутренней волной разгрузки показывает, что имеет место снижение давления до одной трети начальной величины. Одновременно возрастает давление и во внутренней волне разгрузки. В области  $O\delta^*O$  за хвостовой характеристикой давление возрастает до той же величины одной трети начального давления. Снижение давления в поддерживающем потоке

определяет его быстрое затухание. Несмотря на достаточную длительность действия, влияние

поддерживающего потока распространяется на глубину на порядок меньшую, чем у основной ударной волны. Поскольку радиусы затухания волны пропорциональны квадрату отношения

давлений  $L^* = \left(\frac{P_0}{P_{\text{дин}}}\right)^2$ , ( $P_{\text{дин}}$  – динамический

предел упругости Гюгонио), влияние поддерживающего потока будет распространяться на небольшую глубину  $Y = 0,09L^*$ .

Таким образом, возникновение выступа на боковой поверхности основной пластины непосредственно под плакирующей пластиной можно объяснить действием поддерживающего потока волн сжатия.

Следует заметить, что явление образования потока волн сжатия в ударной пластине, который поддерживает достаточно долго постоянство давления на границе контакта, связано с особенностью процесса сварки, а именно с опережением ударной волной точки контакта и, как следствие, ее затуханием. Образование потоков волн сжатия не является уникальным, присущим только процессу сварки взрывом. Аналогичное явление сопровождает проникание снаряда в преграду [3], где также способствует более длительному процессу внедрения в преграду.

#### Библиографический список

1. Забабахин, Е. И. Кумуляция и неустойчивость, РФЯЦ / Е. И. Забабахин – ВНИИТФ, Снежинск, 1998. – 110 с.
2. 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.
3. Буравова, С. Н. Природа образования полос адиабатического сдвига / С. Н. Буравова, Ю. А. Гордолов // ДАН. – 2007. – Т. 417. – № 6. – С.1-4.

УДК 621.791.76:621.7.044.2

Ю. П. Мещеряков, к-т техн. наук, О. И. Стояновский, к-т техн. наук

## РАСЧЕТ МАКСИМАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ДИСКАХ, ВОЗНИКАЮЩИХ В РЕЗУЛЬТАТЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ИМПУЛЬСНЫХ НАГРУЗОК

Конструкторско-технологический филиал института гидродинамики им. М.А. Лаврентьева

СО РАН, Новосибирск, ura@kti-git.nsc.ru

Приведены результаты исследования максимальных напряжений в металлических дисках с шарнирными опорами и заделанными краями при воздействии на них импульсных нагрузок.

The results of investigation of maximum stress in metal discs with hinged bearings and fixed edges under the effect of impulse load are shown.

**Ключевые слова:** импульсное нагружение, максимальные напряжения, давление, металлические диски

**Keywords:** impulse loading, maximum stress, pressure, metal discs

**Введение.** При разработке технологий с использованием энергии взрыва часто возникает необходимость оценить максимальные напряжения, возникающие в результате импульсного воздействия в различных технологических элементах или элементах конструкции. В настоящей работе предлагается простая формула для оценки максимальных напряжений, возникающих в круглых пластинах или дисках под воздействием импульсных нагрузок, которые часто используются в качестве технологических элементов при сварке взрывом и как элементы защитных конструкций, таких как локализаторы и взрывные камеры. Необходимость работы вызвана недостаточной разработанностью данного вопроса. В литературе имеются формулы для оценки максимальных напряжений в круглых

пластинах как для случая динамических нагрузок [1], так и для статических [2]. Однако известные методы оценки напряжений в случае импульсных нагрузок не во всех практически интересных случаях дают удовлетворительные результаты, а применение более сложных численных процедур не всегда оправдано ввиду значительных затрат на проведение расчетов.

С практической точки зрения наиболее интересными случаями для рассмотрения являются круглые пластины с шарнирным опиранием и заделанные по краям. Постановка задачи, граничные условия и схемы нагрузки круглых пластин импульсным воздействием проиллюстрированы на рис. 1.

В случае статического нагружения давлением  $P$ , формула для определения  $\sigma_{\max}$  в центре

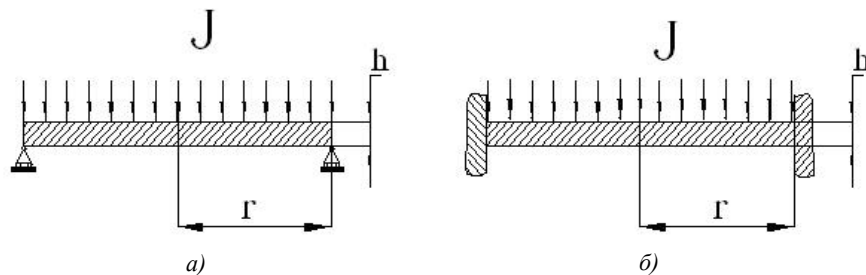


Рис. 1. Иллюстрация постановки задачи, граничных условий и схемы нагрузки круглых пластин импульсным воздействием

шарнирно опертой круглой пластины (рис. 1, а) имеет вид [2]:

$$(\sigma_{r, u})_{\max} = [3(3 + \mu)/8] Pr^2/h^2 \quad (1)$$

или применительно к стали при  $\mu=0,3$ :

$$(\sigma_{r, u})_{\max} = 1,24 Pr^2/h^2. \quad (2)$$

Здесь  $r$  – радиус пластины,  $h$  – толщина пластины,  $\mu$  – коэффициент Пуассона.

Для получения формулы, пригодной для оценки максимальных напряжений в случае импульсного нагружения, необходимо определить интервал времени, в течение которого пластина под воздействием импульса способна эффективно прогибаться в центре. Величину такого интервала естественно определить как  $\Delta t = 2r/a_0$ , где  $a_0$  – скорость звука. В течение выделенного промежутка времени обеспечивается независимость движения центра пластины от влияния граничных условий. Тогда эффективное значение давления  $P$  при импульсном нагружении можно определить как  $P = J/\Delta t$ . Подставляя полученные значения для давления  $P$  в (1), получим формулу для оценки максимальных напряжений при импульсном нагружении в круглой пластине

$$(\sigma_{r, u})_{\max} = [3(3 + \mu)/8] Ja_0 r/2h^2 \quad (3)$$

или применительно к стали при  $\mu=0,3$ :

$$(\sigma_{r, u})_{\max} = 1,24 Ja_0 r/2h^2. \quad (4)$$

Для шарнирно опертой круглой пластины (рис. 1, а) также известна формула

$$\sigma_{\text{д}} = (6(1 + \mu)/(1 - \mu))^{0,5} JE r/\rho h^2 a_0, \quad (5)$$

приведенная в работе [1] и предназначенная для определения максимальных напряжений в центре пластины, возникающих в результате воздействия короткого импульса  $J$  за время значительно меньшее периода собственных колебаний. Здесь  $E$  – модуль упругости;  $\mu$  – коэффициент Пуассона;  $\rho$  – плотность;  $a_0$  – скорость звука;  $r$  – радиус пластины;  $h$  – толщина пластины. Применительно к стали, при  $\mu=0,3$ , формула (5) имеет вид

$$\sigma_{\text{д}} = 3,34 JE r/\rho h^2 a_0, \quad (6)$$

Для сравнения результатов оценки максимальных напряжений в круглых пластинах формулы (4) и (6) были подставлены следующие значения, соответствующие реальным условиям взрывного нагружения крышек взрывных камер:  $J=402$  Па·сек, геометрические размеры  $h=0,05$  м,  $r=0,35$  м и механические параметры:  $E=2 \cdot 10^{11}$  Па,  $\rho=7,8 \cdot 10^3$  кг/м<sup>3</sup>,  $a_0=5 \cdot 10^3$  м/сек, соответствующие стали. Подстановка значений в формулу (4) дает оценку максимальных напряжений в центре круглой пластины  $(\sigma_{r, u})_{\max} = 174$  МПа. Подстановка значений в формулу (6) дает оценку максимальных напряжений в центре круглой пластины  $\sigma_{\text{д}}=957$  МПа. Ввиду существенной разницы в оценке максимальных напряжений были про-

ведены численные расчеты поставленной задачи методом конечных элементов [3, 4]. Результаты численных расчетов:  $\sigma_{\text{эквIV}}=190$  МПа для шарнирно опертой круглой пластины (рис. 1, а) и  $\sigma_{\text{эквIV}}=165$  МПа для круглой пластины, заделанной по краям (рис. 1, б). Из сравнений полученных оценок с численным решением следует, что результат, полученный по формулам (3), (4) лучше согласуется с численными расчетами при реальных условиях взрывного нагружения. При этом разница в полученных решениях и определенных по формуле (4) составила не более 5 % для круглой пластины, заделанной по краям и около 9 % для шарнирно опертой пластины.

В заключение следует отметить, что как показывают численные расчеты при динамическом нагружении пластины как заделанной по краям, так и шарнирно опертой максимальное напряжение достигается в центре, в то время как при статическом нагружении круглых пластин, заделанных по краям, максимальные значения напряжений возникают вблизи заделки.

Последнее обстоятельство не позволяет воспользоваться формулой для статических напряжений и пластин с заделанными краями приведенной в [1] для вывода формулы пригодной для получения оценок максимальных напряжений при импульсном нагружении.

#### Библиографический список

1. Демчук, А. Ф. Металлические взрывные камеры. Монография. / А. Ф. Демчук, В. П. Исаков – Красноярск: РИО КрасГУ, 2006. – 297 с.
2. Прочность, устойчивость, колебания. Справочник в трех томах. Том 1. Под ред. д-ра тех. наук, проф. И.А. Биргера и чл.-кор. АН Латвийской ССР Я. Г. Пановко. – М.: Машиностроение, 1968. – 831с.
3. Мешеряков, Ю. П. Численное моделирование процесса резки облученных тепловыделяющих сборок. ПМТФ / Ю. П. Мешеряков. – 2006, – Т. 47. – №3. – С.134-140.
4. Meshcheryakov, Y. P. Thermoelastic modeling of microbump and nanojet formation on nanosize gold films under femtosecond laser irradiation. / Y. P. Meshcheryakov, N. M. Bulgakova // Appl. Phys. A. – 2006. – V.82. – P. 363-368.

УДК 621.791.76:621.7.044.2

*В. Н. Гульбин, к-т техн. наук, В. В. Чердынцев, к-т техн. наук,  
Б. В. Жалнин, к-т техн. наук, С. Д. Калошкин, к-т техн. наук*

### ДИНАМИЧЕСКИ КОМПАКТИРОВАННЫЕ КОМПОЗИТЫ АЛЮМИНИЙ + КВАЗИКРИСТАЛЛ

Филиал ФГУП «ИСК «Росатомстрой» - Научно-исследовательский и конструкторский институт монтажной технологии», [nikimt@nikimt.ru](mailto:nikimt@nikimt.ru)

Методом динамического компактирования получены объемные композиты на основе алюминий матричного сплава и керамического уплотнителя, содержащие в том числе наноразмерные фазы.

Bulk composites based on aluminum alloy matrix and ceramic filling particularly containing nanoscale phases were obtained by the method of dynamic compaction.

**Ключевые слова:** динамическое компактирование, металломатричный композит, рентгеноструктурный анализ

**Keywords:** dynamic compaction, matrix-metal composite, X-ray structure analysis

#### Введение

Метод механоактивации является наиболее эффективным способом низкотемпературного деформационного воздействия на металлические материалы. Одной из задач, которая успешно решается с применением механоактивации, является формирование металломатричных композитов. Исследования последних лет показывают, что механоактивация позволяет получать равномерное распределение частиц наполнителя, в том числе наноразмерных, по объему матричного материала [1 ... 7].

Квазикристаллические фазы благодаря сочетанию высокой твердости и низкого коэффициента трения являются весьма перспективными для использования в композитах в качестве упрочняющей фазы. Структура и механические свойства композитов, содержащих квазикристаллы, исследованы в работах [8 ... 18]. В частности, была исследована возможность получения композитов на основе алюминия с квазикристаллическими наполнителями методом механохимического сплавления, исследована структура порошковых композитов [13, 14]. Методами холодного и горячего прессования были получены объемные образцы композитов алюминий+квазикристалл (Al-Cu-Fe), исследо-

ваны их физико-механические и трибологические характеристики [15 ... 18]. За счет упрочнения квазикристаллами достигнуто существенное увеличение износостойкости пар трения, изготовленных из новых композитов [17, 18].

Следует отметить, что статическое компактирование порошков, содержащих интерметаллиды высокой твердости, сопровождается рядом трудностей. Холодное прессование не всегда позволяет получать плотные образцы, даже при отсутствии в образцах обнаруживаемой микроскопическими методами пористости, физико-механические свойства этих образцов невысоки [16 ... 18]. Горячее прессование позволяет получать плотные заготовки, но протекающие при этом фазовые превращения и укрупнение структуры препятствуют реализации полезных свойств наполнителя.

Одним из эффективных способов получения объемных образцов из металлических порошков является динамическое компактирование. Этот способ применяют для получения объемных материалов из порошковых заготовок, в том числе и металломатричных материалов на основе алюминия [19 ... 22]. В работе [23] на основе экспериментальных данных был сделан

вывод о том, что оптимальное качество соединения между частицами керамического упрочнителя и алюминий матричного сплава может быть достигнуто совмещением механического сплавления и динамического компактирования.

В настоящей работе представлены результаты анализа макро- и микроструктуры образцов, полученных динамическим компактированием и приготовленного механоактивацией компози-та алюминий + квазикристалл (Al-Cu-Fe).

#### Методика эксперимента

В качестве исходных материалов использовали порошки алюминия, меди и железа чистотой 99,9 %. Для приготовления образцов использовали планетарную шаровую мельницу МПФ-1. Порошки в атомном соотношении  $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$  загружали вместе с мелющими шарами в герметично закрывающиеся барабаны мельницы, где вели обработку в аргоне. Длительность обработки составляла 1 час. Полученный в результате механического сплавления порошок отжигали в инертной среде для получения однофазной квазикристаллической структуры состава QC( $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$ ).

Приготовленный QC( $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$ ) обрабаты-

вали в той же мельнице совместно с порошком чистого Al в атмосфере аргона. Продолжительность механоактивации выбирали на основе данных предыдущих исследований [17 ... 19].

Динамическое компактирование образцов осуществляли во взрывной камере цилиндрического типа. Экспериментальные работы с использованием генераторов плоских ударных волн осуществляли по специальной методике, разработанной применительно к настоящему эксперименту. Расчет давления в материале при плоском ударно-волновом нагружении осуществляли по методу Зельдовича. В настоящих опытах использовали ампулы сохранения плоской геометрии (рис. 1). Исследуемые образцы размещали в ампуле сохранения. Поскольку динамическая жесткость образца была меньше динамической жесткости материала ампулы сохранения, то сжатие образца носило ступенчатый характер, а максимальное давление в образце достигалось в течение нескольких циркуляций ударной волны между стальными стенками массивной ампулы и определялось давлением, генерируемым в стальной стенке ампулы, что составляло ~ 14 ГПа.

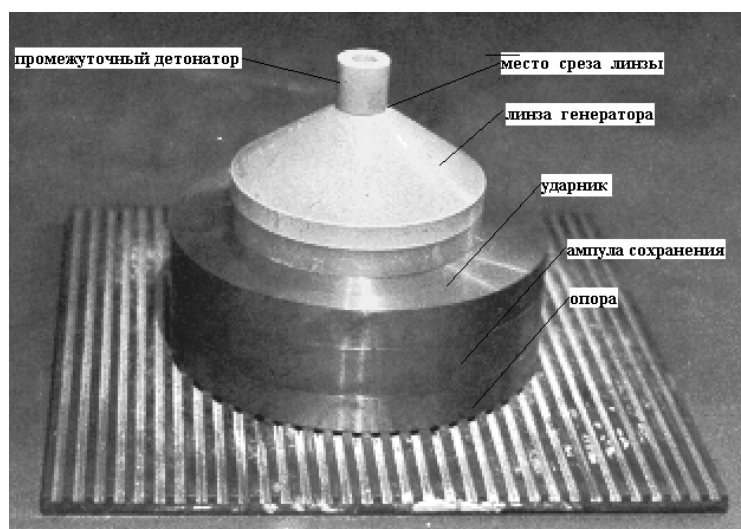


Рис. 1. Фотография сборки для ударно-волнового компактирования.

Рентгеноструктурный анализ образцов осуществляли на автоматизированном дифрактометре ДРОН-3 на  $\text{CoK}_\alpha$ -излучении. Количественный фазовый анализ проводили методом аппроксимации экспериментальной дифрактограммы модельным спектром. Исследования формы и размера частиц порошков, а также анализ их химического состава проводили на сканирующем электронном микроскопе CamScan, а также на сканирующем электронном микроскопе JEOL. Морфологию частиц изучали при ускоряющем напряжении 20 кВ и токах электронного пучка  $10^{-9}$  А. Определение химического состава также проводили при ускоряющем напряжении 20 кВ, расчет химического состава проводили по программе ZAF-16FLS фирмы Link Analytical. Просвечивающая электронная микроскопия выполнялась на микроскопе JEM-2000 EX при ускоряющем напряжении 160 кВ. Образцы для электронной микроскопии готовили методом электронной полировки на установке GATAN 100 С.

### Результаты и их обсуждение

Образцы после динамического компактирования представляют собой сплошные металлические полусферы диаметром 20 мм без видимых трещин и полостей. Плотность этих образцов составляла  $2,91 \dots 2,93 \text{ г/см}^3$ . На шлифах

образцов в процессе их приготовления выявлены зоны с различной истираемостью и полируемостью. Представленные на рис. 2 обзорные SEM-изображения (сканирующий электронный микроскоп) шлифов показали наличие каверн на поверхности шлифа, отвечающих либо полостям, либо зонам пониженной сплошности.

Для более детального анализа и выяснения причин нарушения сплошности компактированных образцов были изучены поверхности изломов компактированных образцов. На рис. 3 видно, что поверхность имеет как хрупкий, так и вязкий излом. Такая структура может быть обусловлена наличием в образцах минимум две структурных составляющих. Первой из них являются довольно крупные (до 200 мкм) зерна, которые разрушаются с образованием скола, то есть «бестрещинного» разрушения, с довольно гладкой поверхностью. Поверхность таких сколов не является плоской, она ближе к цилиндрической, при этом радиус кривизны соизмерим с размерами зерна. При увеличении изображения в 8 раз на поверхности таких сколов обнаруживаются частицы более светлой фазы размерами до 2 мкм. Второй составляющей является окружающая зерна первого типа матрицы, для которой наблюда-

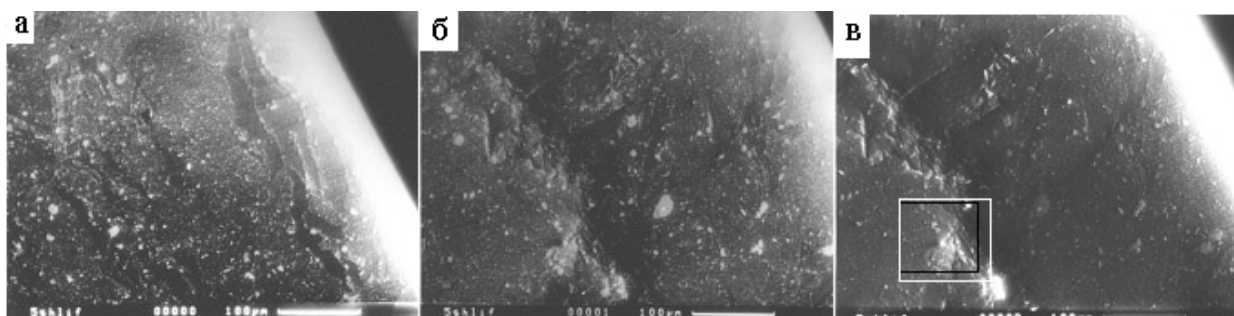
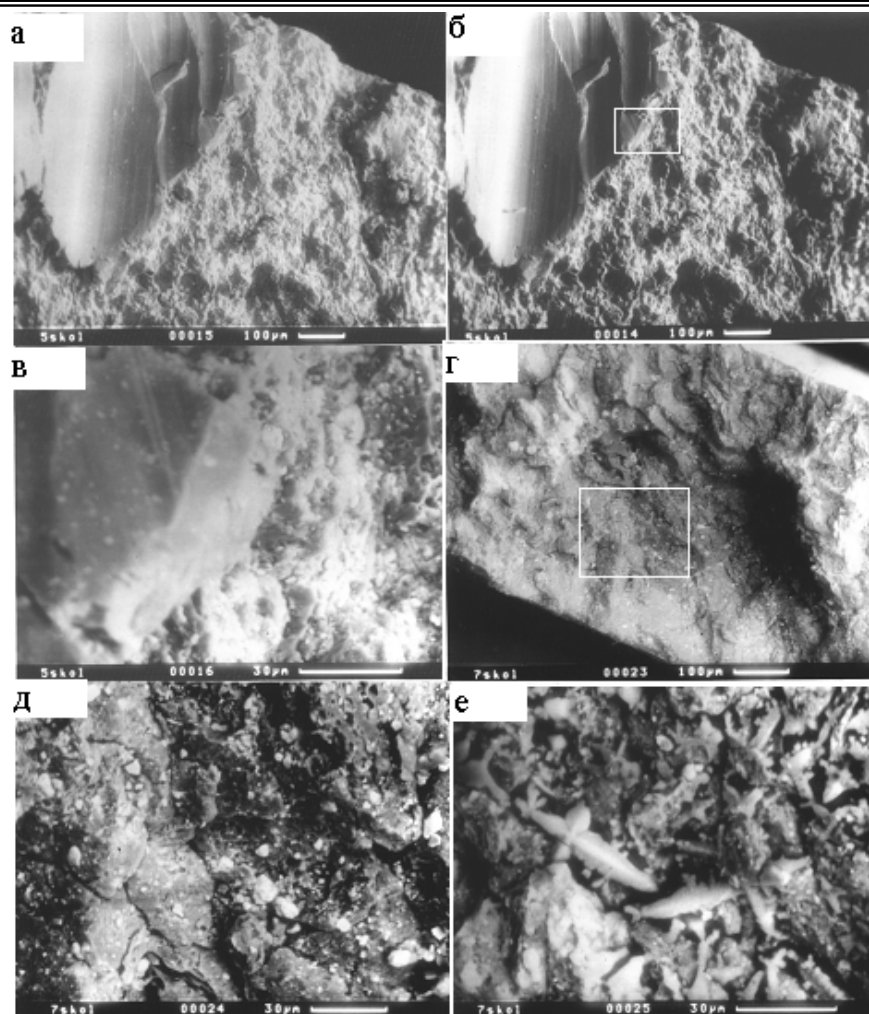


Рис. 2. SEM-фотографии образцов  $[\text{Al} + 10 \text{ вес. \% QC}(\text{Al}_{65}\text{Cu}_{23}\text{Fe}_{12})]$  после взрывного компактирования: *a* – изображение края шлифа в режиме отраженных электронов; *б* – каверна вблизи края образца, в режиме отраженных электронов; *в* – то же, в режиме вторичных электронов





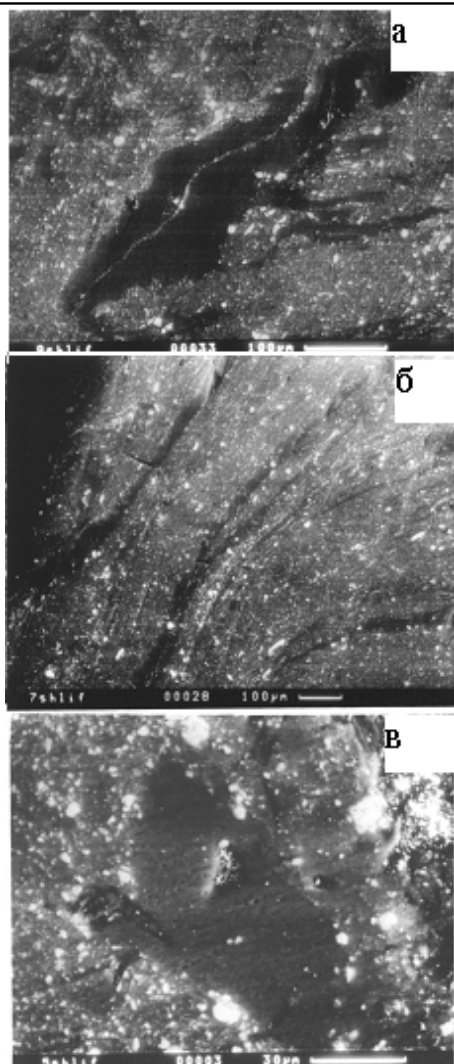
**Рис. 3. SEM-изображения излома в образцах после взрывного компактирования:**  
*а* и *б* – изображения скола в зерне и вязкого излома вокруг него в режиме отраженных и вторичных электронов, соответственно; *в* – светлые частицы на ровной поверхности скола; *г* и *д* – светлые частицы на вязком изломе; *е* – дендриты на вязком изломе вблизи сферического края образца

ется излом вязкого типа с явно неоднородной и относительно мелкодисперсной (до 10 мкм) зеренной структурой. Во второй структурной составляющей легко различаются светлые и темные частицы. Некоторые области излома демонстрируют структуру как бы унаследованную от порошка, то есть наличие такой структуры связано с недостаточной степенью компактирования и частичным сохранением не только пор, но и полостей (рис. 3, *г*, *д*). С другой стороны, в некоторых местах излома обнаруживаются зерна дендритного типа (до 30 мкм, рис. 3, *е*) с наличием пустот и полостей размера, соизмеримого с размером зерен.

Очевидно, что процесс динамического компактирования протекает неодинаково в разных областях образца. В связи с этим можно выделить три типа реакций при компактировании:

1. Реакция синтеза (возможно с проплавлением, то есть с появлением жидкой фазы) в момент удара, при котором происходит диффузионное смешивание исходных веществ с образованием и ростом крупных и совершенных зерен. Одновременно с этим или в момент послееударной релаксации в этих зернах происходит выделение частиц новой фазы.

2. Рост зерен дендритного типа в условиях сохранения полостей и пор, то есть в условиях



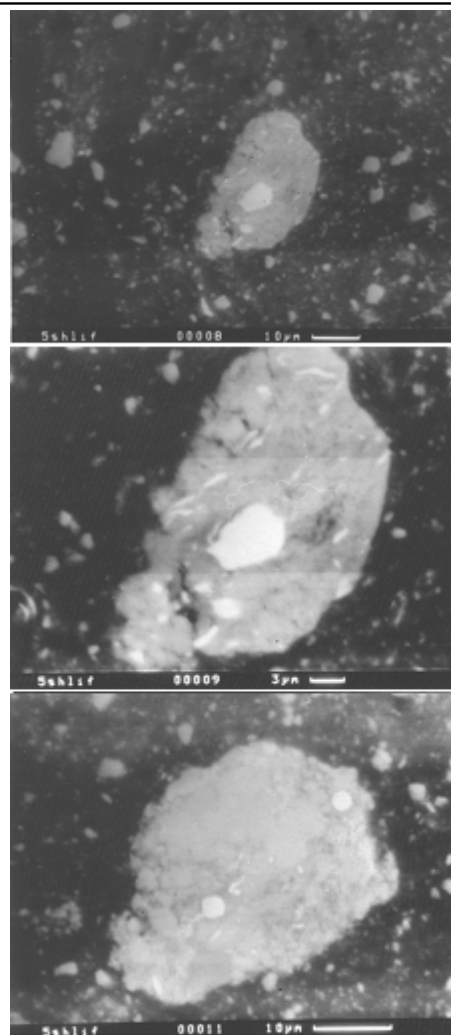
**Рис. 4. Темные зоны в образцах после взрывного компактирования, SEM-изображения в отраженных электронах:**

*а* – вблизи полюса полусферического образца;  
*б* – вблизи стыка плоской и сферической поверхности;  
*в* – в центре плоского шлифа образца

контакта твердой, жидкой и газовой фаз.

3. Реакция неполного синтеза (возможно с поверхностным подплавлением частиц порошка) с ограниченным диффузионным перемешиванием и/или спеканием частиц порошков в присутствии газовой фазы в порах.

SEM-изображения на рис. 3 показывают наиболее типичную микроструктуру шлифа образца после компактирования. Значительная часть поверхности шлифа представляет собой серую в первичных лучах поверхность с «россыпью» частиц белого цвета. В данном случае



**Рис. 5. Крупные светлые частицы с белыми образованиями в центре и темно-серым окружением, SEM-изображения в отраженных электронах**

более светлые области отвечают более тяжелым химическим элементам, поэтому можно заключить, что в основной фазе на основе алюминия распределены частицы фазы или фаз с несколько большим содержанием меди и/или железа. Видимые размеры светлых частиц колеблются от 1 до 30 мкм. Кроме того, на шлифах, особенно вблизи поверхностей образца, обнаруживаются относительно более темные области без видимых включений светлых частиц, но часто с «прожилками» из цепочек светлых частиц, как это видно на рис. 2, *а* и на

Таблица 1

## Химический состав структурных составляющих образцов после динамического компактирования

Структурная составляющая	Фаза	Fe		Cu		Al	
		вес. %	ат. %	вес. %	ат. %	вес. %	ат. %
Темные области	Al	0,618	0,301	1,037	0,445	98,345	99,254
	Al	0,353	0,172	0,585	0,25	99,061	99,579
Темные частицы	Al	0,242	0,118	1,152	0,493	98,606	99,389
	Al	0,585	0,285	0,95	0,407	98,466	99,308
Белые частицы внутри светлых	Fe	98,066	97,5	1,251	1,093	0,684	1,407
	Fe	97,686	97,234	1,836	1,607	0,563	1,16
	Fe	90,086	85,495	4,397	3,668	5,516	10,837
Крупные светлые частицы		4,354	2,612	29,958	15,799	65,692	81,589
	Квазикр	17,94	12,431	36,532	22,25	45,538	65,319
	Квазикр.	18,283	12,631	35,868	21,782	45,859	65,587
	Квазикр.	16,894	11,486	35,141	21	47,972	67,514
	Al <sub>3</sub> Cu	6,375	4,245	41,988	24,576	51,637	71,179
	Al <sub>3</sub> Cu	33,028	20,759	10,519	5,812	56,437	73,43
	Al <sub>3</sub> Cu	4,985	3,238	40,045	22,862	54,962	73,9
		13,199	8,037	23,99	12,84	62,774	79,123
		9,83	5,662	19,205	9,723	70,971	84,616
Средний состав (эксперимент)		4,065	2,111	8,486	3,874	87,437	94,014
Средний состав (номинальный)		3,5	1,7	7,5	3,4	89,0	94,8

рис. 4, а и 4, б. Эти зоны имеют, как правило, вытянутую форму, а иногда располагаются в виде пучков (кустов), как это видно из рис. 4, б, где изображен «пучок» таких вытянутых зон, выходящих из угла шлифа образца между плоской и сферической поверхностями полусферического образца.

Кроме того, на шлифах присутствуют темные или темно-серые области на первый взгляд похожие на вышеописанные. Вместе с тем, эти области отличаются прежде всего равноосностью, видимой «россыпью» дисперсных светлых частиц размером менее 1 мкм, а также присутствием в центре крупной частицы, как правило светлой (рис. 5, б и 5, в). Крупные (до 20 мкм) светлые частицы, встречаются на шли-

фах довольно часто. В центре таких частиц часто выявляются еще более светлые (белые) образования с размерами в несколько раз меньше основной частицы. В окружении крупных светлых зерен регистрируется более темное поле с «россыпью» дисперсных светлых частиц размером менее 1 мкм.

Результаты определения химического состава элементов структуры представлены в табл. 1. На основании полученных данных о химическом составе сделаны выводы о соответствии структурных составляющих конкретным фазам тройной системы Al-Cu-Fe.

Средний химический состав исследуемых образцов близок к составу исходной шихты, вместе с тем, наблюдается незначительное

снижение содержания Al относительно номинального состава. Это может быть связано с преимущественной адгезией алюминия, как более пластичного материала, к стенкам барабанов и мелющим телам при механоактивации.

Крупные светлые частицы показывают состав близкий к таковому для квазикристаллической фазы либо обедненной железом, но с сохранением соотношения алюминия и меди. В первом случае светлые серые частицы – это частицы квазикристаллической фазы, во втором случае они могут представлять собой результат химических реакций квазикристалла с алюминиевой матрицей в процессе механоактивации или компактирования. Белые частицы внутри крупных светлых зерен представляют собой области, практически полностью состоящие из атомов железа или сильно им обогащенные. Форма, размеры и взаимное расположение светлых и белых частиц позволяют предположить, что реакция распада квазикристаллической фазы протекает в условиях ускоренной диффузии железа, возможно даже через частичное плавление квазикристаллической фазы, которым можно объяснить наблюдаемый перенос части атомов железа на большие расстояния (десятки микрон). С другой стороны, нельзя

исключить и того, что в некоторых случаях появление обогащенных железом областей может быть связано с загрязнением композиционного порошка материалом мелющих тел и стенок барабанов при механоактивации.

Что касается темных областей, то их состав отвечает практически чистому Al, либо твердому раствору на основе Al, либо небольшому количеству частиц высокодисперсной (менее 1 мкм) фазы в алюминиевой матрице. Это хорошо видно на рис. 6, где однородная темная область при высоком увеличении имеет дисперсные равноосные частицы размерами менее 1 мкм, а в большинстве случаев – менее 300 нм. Анализируя эти данные совместно с описанными выше можно предположить тенденцию к образованию пересыщенного твердого раствора на основе алюминия в процессе ударного компактирования смеси порошков алюминия и квазикристалла с последующим старением. В период послеударной релаксации происходит выделение и рост субмикронных частиц некоторой фазы внутри крупных зерен твердого раствора на основе алюминия. Процесс старения в разных областях образца происходит с различной скоростью, поэтому мы наблюдаем различные уровни дисперсности

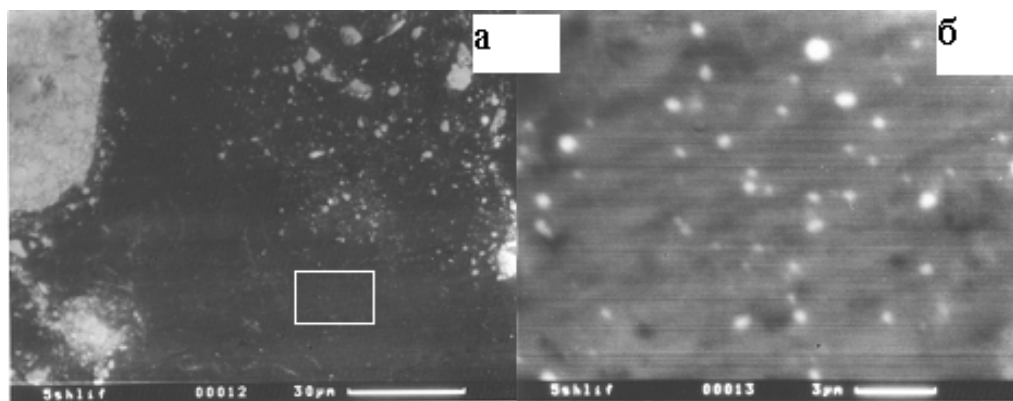


Рис. 6. SEM-изображения в отраженных электронах темной области (а) и демонстрация ее неоднородности с точки зрения субмикронных дисперсных выделений (б)

выделений, отвечающие разным стадиям старения. На рис. 6, *a* эти разные стадии видны достаточно наглядно: из центра по направлению в правый верхний угол размеры светлых частиц увеличиваются от 300 нм до 6000 нм.

Рентгеноструктурный анализ образцов показал, что основной фазой композита является твердый раствор на основе алюминия с гранцентрированной кубической решеткой. Количество квазикристаллической фазы в образце после ударного компактирования снижено по сравнению с ее количеством в исходной смеси порошков. Появляется значительное количество фазы с объемно-центрированной решеткой и параметром, соответствующим железу, а также фазы типа  $\text{CuAl}_2$ , что указывает на частичный распад квазикристаллической фазы при динамическом компактировании. Результатом взаимодействия квазикристалла с алюминиевой матрицей является также и появление тройной фазы  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ .

Просвечивающая электронная микроскопия образца после ударного компактирования показывает три типичные микроструктуры: а) нано- и субмикродисперсные смеси фаз с размерами элементов структуры от 50 нм до 500 нм и выше; б) крупные зерна алюминия часто с нано-

дисперсными частицами внутри тела зерна; в) крупные зерна квазикристаллической фазы.

Первый тип структуры, которая представляет собой смесь частиц неправильной формы, представлен на рис. 7. При этом в структуре можно выделить светлые частицы размерами 5 ... 100 нм, окруженные более темной фазой. Такой тип структуры возможен при выделении фазы из пересыщенного твердого раствора. Выделения появляются и растут как внутри наноразмерных зерен твердого раствора, так и их границам зерен. Светлый контраст зерен на негативном изображении в данном случае обусловлен несколько большим поглощением электронов в фазах, содержащих железо и/или медь по сравнению с алюминиевой матрицей. Поэтому структуру из светлых частиц на темном фоне можно интерпретировать как фазовый контраст от выделений более плотной железо- и медесодержащей фазы в окружающей обедненной этими элементами матрице на основе алюминия. Как видно из электронномикроскопических дифракции и спектра, рассчитанных при математической обработке кольцевой дифракции основной фазой действительно является фаза с гранцентрированной кубической решеткой с параметром, близким к алю-

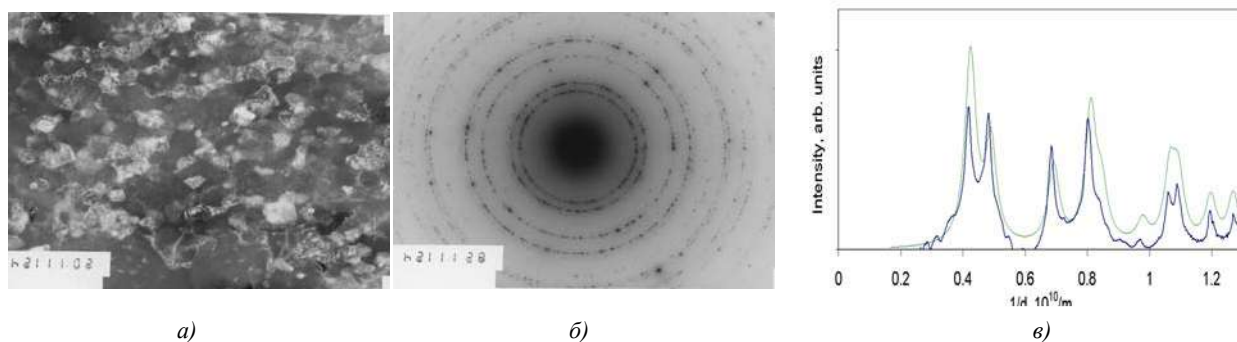


Рис. 7. Типичное ПЭМ-изображение для структуры образца после динамического компактирования порошков Al и квазикристалла (*a*); электронномикроскопическая дифракция с утроенной диафрагмой (*b*); дифракционный электронно-микроскопический спектр, полученный круговым (циклотомическим) интегрированием интенсивности электронномикроскопической дифракции в сравнении с расчетным эталонным спектром ГЦК алюминия (*c*)

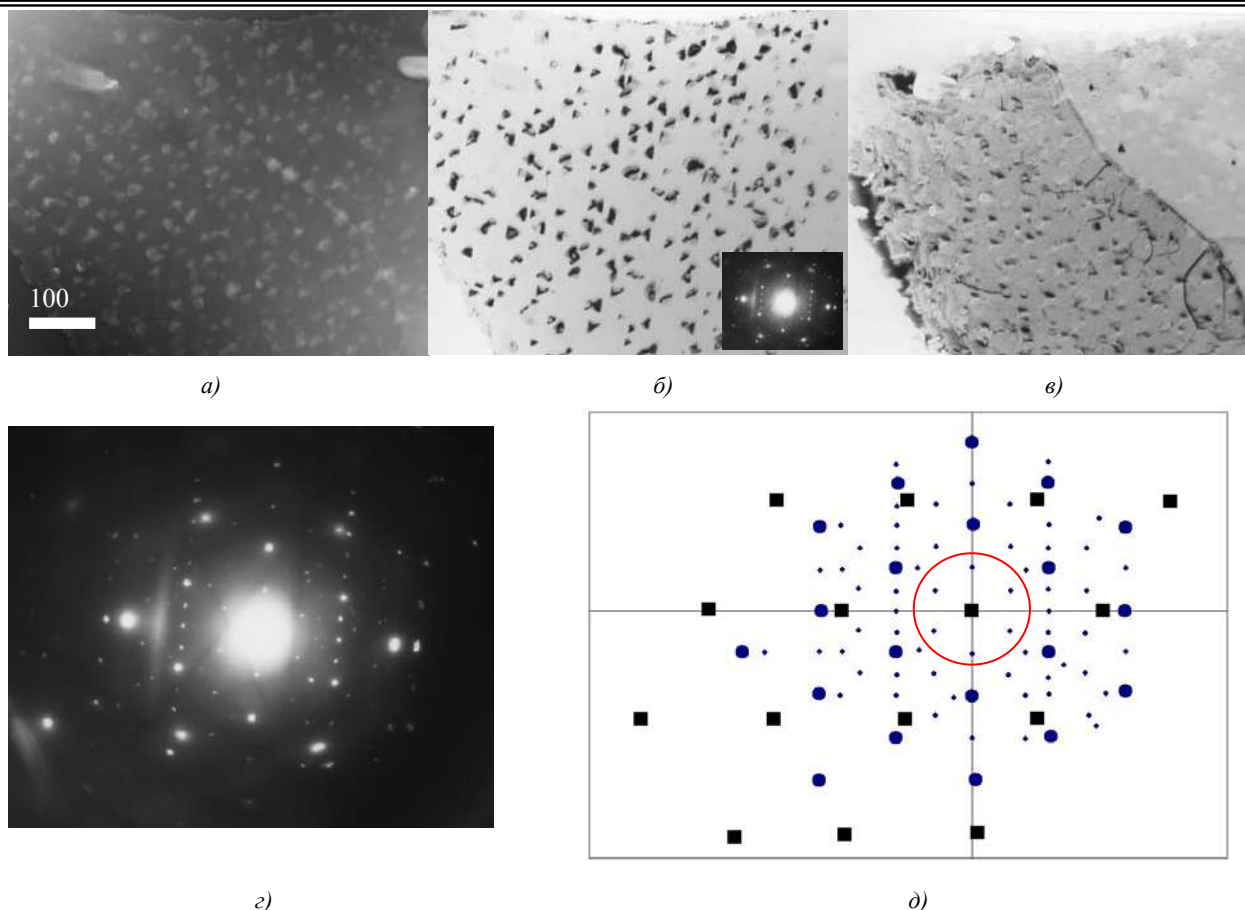


Рис. 8. Электронномикроскопические изображения выделений в зерне алюминиевой матрицы (пояснения в тексте):

*a* – светлое поле; *б* – темное поле в дополнительном рефлексе; *в* – темное поле в основном рефлексе; *г* – дифракционная картина; *д* – схема дифракции.

минию 0,41 нм.

Рис. 8 иллюстрирует второй тип структуры. В зернах алюминия обнаруживаются светлые выделения более плотной фазы размерами 10 ... 20 нм, форма которых меняется от сферической для мелких частиц до ограниченной (в виде треугольников) для более крупных. Ограниченность этих частиц хорошо просматривается в темнопольном изображении в дополнительных рефлексах. Кроме того, эти треугольники в большинстве своем ориентированы одинаково, а дополнительные рефлексы образуют систему,

сопряженную с дифракционной картиной из основных рефлексов. Таким образом, в зерне алюминия обнаруживаются когерентно сопряженные наномасштабные выделения второй фазы.

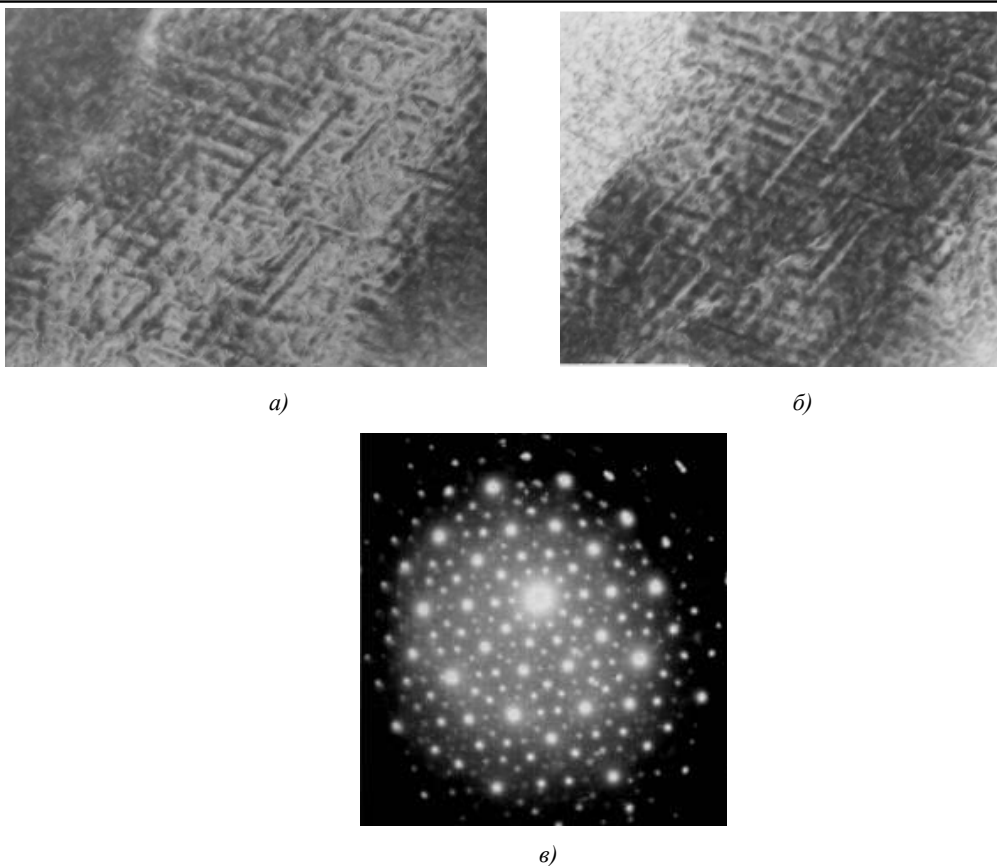
При расчете дифракционной картины (рис. 8, *г*) получены усредненные значения межплоскостных расстояний (в нанометрах), рассчитанные для систем рефлексов, отмеченных на рис. 10, *д* (а) квадратами; (б) кружками. Эти значения приведены в табл. 2.

Для рефлексов внутри окружности с волно-

Таблица 2

Межплоскостные расстояния, рассчитанные по электронограмме

Индексы плоскостей ГЦК решетки	(220)	(224)	(440)	(444)
а) Al, Fm3m, 0,409 нм	0,145	0,082	0,072	0,057
б) ГЦК решетка 0,610 нм	0,214	0,124	0,108	0,081



**Рис. 9. ПЭМ-изображения светлопольное (а) и темнопольное (б) зерна квазикристаллической фазы с контрастом от субзеренной структуры и дифракция (в) от квазикристалла с осью 10-го порядка в образце после взрывного компактирования**

выми векторами вдвое меньшими, чем для рефлексов (б) параметр ГЦК решетки составляет 1,22 нм и соответствует параметру модельной кубической ячейки квазикристаллической фазы. Таким образом, частицы в зернах алюминия с достаточной уверенностью можно считать выделениями кубической фазы, элементарная ячейка которой имеет параметры близкие к таковой для квазикристаллической фазы.

В микроструктурах обоих типов (1 и 2) прослеживается тенденция выделения и роста субмикронных и даже наноразмерных частиц фазы внутри крупных зерен твердого раствора на основе алюминия. Такое выделение возможно в случае образования пересыщенного твердого раствора на основе алюминия, что возможно только за счет массопереноса на значительные расстояния. Сопоставляя этот результат с опи-

санными выше данными об образовании крупных зерен алюминия с субмикронными выделениями и об образовании зерен с огранкой или дендритным строением, можно заключить, что процессы инициации диффузии и массопереноса при ударном компактировании сравнимы с таковыми для жидкого состояния. В неравновесном пересыщенном твердом растворе на основе алюминия происходит перераспределение элементов с образованием в кристалле наномасштабных зон с повышенным содержанием железа и меди. Эти зоны в момент образования имеют кубическую решетку, сопряженную с матрицей.

Третий тип микроструктуры, обнаруживаемый при электронно-микроскопических исследованиях образцов после ударного компактирования порошков, в точности соответствует

таковому, полученному для чистого компактированного квазикристалла [24]. Эта структура, как видно на рис. 9, представляет собой крупные зерна квазикристалла с субзеренной структурой, которая проявляется в виде пакетов линейных цепей или длинных частиц. Вероятнее всего эти крупные квазикристаллы сохранились в неизменном виде при динамическом компактировании. От таких крупных зерен удается получить характерное только для квазикристаллической фазы дифракционное изображение с осью десятого порядка (рис. 9, в).

### Выводы

Динамическое компактирование механоактивированных металломатричных композитов Al/к квазикристалл Al-Cu-Fe сопровождается процессами фазовых превращений за счет взаимодействия матричного материала и наполнителя. В результате динамического компактирования в частицах квазикристаллического наполнителя образуются включения, представляющие собой сложный набор субмикронных и наноразмерных фаз; кроме того, в матрице алюминия обнаружены наноразмерные включения неясного происхождения. Для исследованных образцов характерна значительная структурная неоднородность. Ряд особенностей структуры позволяет предположить, что процесс динамического компактирования сопровождается плавлением отдельных областей образца; при этом, тем не менее, частицы квазикристаллической фазы сохраняют исходную структуру, характерную для механосплавленных образцов.

### Библиографический список

1. Du, Y. BN/Al Composite Formation by High-Energy Ball Milling / Y. Du., S. Li., K. Zhang., K. Lu. // *Scr. Mater.* – 1997. – V. 36.
2. Lu, L. Improvement of Microstructure and Mechanical Properties of AZ91/SiC Composite by Mechanical Alloying / L. Lu, M.O. Lai, etc. // *J. Mater. Sci.* – 2000. – V. 35.
3. Gu, W. L. Al/SiC Nanocomposite Prepared by Ball Milling and Hot Pressing Method / W. L. Gu, Bulk // *Trans. Nonferr. Met. Soc. Chi.* – 2006. – V. 16.
4. Woo, K. D. Fabrication of Al-7wt%Si-0.4wt%Mg/SiC Nanocomposite Powders and Bulk Nanocomposites by High Energy Ball Milling and Powder Metallurgy / K. D. Woo., D. L. Zhang // *Curr. Appl. Phys.* – 2004. V. – 4.
5. Chattopadhyay P. P. On the Formation of V-Phase in Mechanically Alloyed AlSiMg-SiCp Metal Matrix Composites with Trace Scandium Additions / P. P. Chattopadhyay, S. Datta, M. K. Banerjee // *Mater. Sci. Eng. A.*, – 2002. – V. 333.
6. Tang, F. Microstructure and Tensile Properties of Bulk Nanostructured Al-5083/SiCp Composites Prepared by Cryomilling / F. Tang, M. Hagiwara, J. M. Schoenung // *Mater. Sci. Eng. A.*, – 2005. – V. 407.
7. Самошина, М. Е., Структура и свойства дисперсно-упрочненных механически легированных композиционных материалов из алюминиевого смешанного вторичного сырья / М. Е. Самошина, А. А. Аксенов, В. В. Истомин-Кастровский, Ю. В. Гостев // *Известия ВУЗов. Цветная металлургия.* – 2006. – № 1.
8. Tsai, A.P. Synthesis of Stable Quasicrystalline Particle-Dispersed Al Base Composite Alloys / A. P. Tsai, K. Aoki, A. Inoue, T. Masumoto // *J. Mater. Res.* – 1993. – V. 8.
9. Liu, P. Quasicrystalline and Crystalline Precipitation During Isothermal Tempering in a 12Cr-9Ni-4Mo Maraging Stainless Steel / P. Liu, A. H. Stigenberg, J. O. Nilson // *Acta Metal. Mater.* – 1995. – V. 43.
10. Bloom, P. D. Development of Novel Polymer/ Quasicrystal Composite Materials / P. D. Bloom, K. G. Baikerikar, J. U. Otaigbe, V. V. Sheares // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2000. – V. 294-296.
11. Tang, F. Microstructures and Mechanical Properties of Pure Al Matrix Composites Reinforced by Al-Cu-Fe Alloy Particles / F. Tang, I. E. Anderson, S. B. Biner // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2003. – V. 363.
12. Miyazaki, S. Plastic Deformation of Al-Cu-Fe Quasicrystals Embedded in Al<sub>2</sub>Cu at Low Temperatures / S. Miyazaki, S. Kumai, A. Sato // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2005. – V. 400-401.
13. Чердынцев, В. В. Термическая стабильность механоактивированных композиционных материалов Al / квазикристалл Al-Cu-Fe / В. В. Чердынцев, С. Д. Калоскин, И. А. Томилиן // *ФММ.* – 2004. – Т. 97, № 5.
14. Tcherdyntsev, V. V. Thermal Stability of Ball Milled Al / Al-Cu-Fe Quasicrystal Metal Matrix Composites / V. V. Tcherdyntsev, S. D. Kaloshkin, E.V. Shelekhov, etc. // *J. Metast. Nanocryst. Mater.* – 2004. – V. 20-21.
15. Kaloshkin, S. D. Mechanical Alloying of Metal Matrix Composites Reinforced by Quasicrystals / S. D. Kaloshkin, V. V. Tcherdyntsev, A. A. Stepashkin, V. N. Gulbin, etc. // *J. Metast. Nanocryst. Mater.* – 2005. – V. 24-25.
16. Kaloshkin, S.D. Structure and Mechanical Properties of Mechanically Alloyed Al / Al-Cu-Fe Composites / S. D. Kaloshkin, V. V. Tcherdyntsev, A. A. Stepashkin // *J. Mater. Sci.* – 2004. – V. 39.
17. Калоскин, С. Д. Механоактивационное получение



квазикристаллических порошковых сплавов системы Al-Cu-Fe и материалов на их основе / С. Д. Калошкин, В. В. Чердынцев, В. Д. Данилов // Кристаллография. – 2007. – Т. 52.

18. Чердынцев, В. В. Структура и свойства механоактивированных композиционных материалов Al / квазикристалл Al-Cu-Fe / В. В. Чердынцев, С. Д. Калошкин, И. А. Томилин, и др. // ФММ. – 2007. – Т. 104.

19. Sivakumar, K. Dynamic Consolidation of Aluminum and Al-20 V/o SiCp Composite Powders / Sivakumar K., Balakrishna B.T., Ramakrishnan P. // J. Mater. Proc. Tech. – 1996. – V. 62.

20. Szewczaka, E. Explosive Consolidation of Mechanically Alloyed Ti-Al Alloys / E. Szewczaka, J. Paszula, A. V. Leonov, H. Matyja. // Mater. Sci. Eng. A. – 1997. – V. 226-228.

21. Varin, R. A. Fracture Toughness of Intermetallic Compacts Consolidated from Nanocrystalline Powders / R. A. Varin, L. Zbroniec, T. Czujko, Y. K. Song // Mater. Sci. Eng. A. – 2001. – V. 300.

22. Raghukandan, K. An Investigation on Underwater Shock Consolidated Carbon Fiber Reinforced Al Composites / K. Raghukandan, K. Hokamoto, B. C. Pai etc. // J. Mater. Proc. Tech. – 2003. – V. 134.

23. Popov, V.A. MMC Production Method Using Dynamic Consolidation of Mechanically Alloyed Aluminum and Silicon Carbide Powders / V. A. Popov, D. R. Lesuer, V. N. Gulbin, etc. // Mater. Sci. Forum. – 2002. – V. 396-402.

24. Чердынцев, В.В. Электронно-микроскопические исследования структуры квазикристаллического сплава Al<sub>65</sub>Cu<sub>23</sub>Fe<sub>12</sub>, приготовленного механоактивацией с последующим отжигом / В. В. Чердынцев, Б. В. Жалнин, С. Д. Калошкин // ФММ. – 2008. 24. Чердынцев, В.В. Электронно-микроскопические исследования структуры квазикристаллического сплава Al<sub>65</sub>Cu<sub>23</sub>Fe<sub>12</sub>, приготовленного механоактивацией с последующим отжигом / В. В. Чердынцев, Б. В. Жалнин, С. Д. Калошкин // ФММ. 2008.

УДК 621.791.76:621.7.044.2

*Д. Б. Крюков, к-т техн. наук, В. А. Соловьев, к-т техн. наук,  
А. Е. Розен, к-т техн. наук, И. С. Лось, к-т техн. наук, А. В. Хорин, к-т техн. наук*

## ГОЛОГРАФИЧЕСКАЯ ИНТЕРФЕРЕНЦИОННАЯ ДЕФЕКТОСКОПИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Пензенский государственный университет, [metal@pnzgu.ru](mailto:metal@pnzgu.ru)

Приведены результаты экспериментальных исследований метода двухэкспозиционной голографической интерферометрии для выявления дефектов в монометаллических пластинах, полученных сваркой взрывом.

The results of experimental research of double-exposure holometry method for defects detection in explosion-welded monometallic plates are shown.

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

**Keywords:** explosive welding, holographics interferometry, composite material

В связи с повышением требований к качеству и надежности конструкций, применяемых в современных отраслях промышленности, все более актуальна проблема их контроля. Среди неразрушающих методов контроля наиболее распространенными являются ультразвуковой, рентгеновский, радиографический, магнитный, люминесцентный и др. Однако их применение для оценки качества многослойных металлических материалов, полученных сваркой взрывом, не всегда является эффективным.

Голографическая интерферометрия представляет широкие возможности для разработки новых способов неразрушающего контроля. С этой целью могут быть использованы все разновидности голографической интерферометрии: метод двойного экспонирования, стробоскопический метод, интерферометрия в реальном масштабе времени и с усреднением во времени. При решении задач по выявлению дефектов в изделиях достаточно воспользоваться только качественной частью информации, содержащейся в голографических интерферограммах - формой и характером расположения интерференционных полос. Анализ особенно-

стей в картинах интерференционных полос позволяет во многих случаях определять наличие дефектов в исследуемых изделиях [1].

В основу голографической интерференционной дефектоскопии положена возможность сравнения двух или нескольких состояний объекта, подвергаемого различным воздействиям. Информация о реакции объекта на воздействие содержится в картине интерференционных полос, характеризующей пространственные перемещения точек поверхности объекта. Дефекты влияют на поля перемещений, поэтому их наличие создает особенности (нерегулярности, изломы, области локализации и т. п.) в картине интерференционных полос. Процесс выявления дефектов упрощается при сопоставлении интерференционных картин, полученных для исследуемого изделия, и заведомо бездефектного (эталонного) изделия.

Голографическая интерференционная дефектоскопия позволяет выявлять различные типы дефектов – трещины, пустоты, несовершенства сварных и клееных соединений и т. п. Она дает возможность также оценивать конструктивную прочность изделий, определять на

ранних стадиях нагружения зоны пониженной прочности и области потери несущей способности. К ее преимуществам следует отнести возможность контроля малых и больших объектов, высокую чувствительность, отсутствие необходимости предварительной подготовки поверхности испытуемого изделия, возможность исследования объекта в реальном времени.

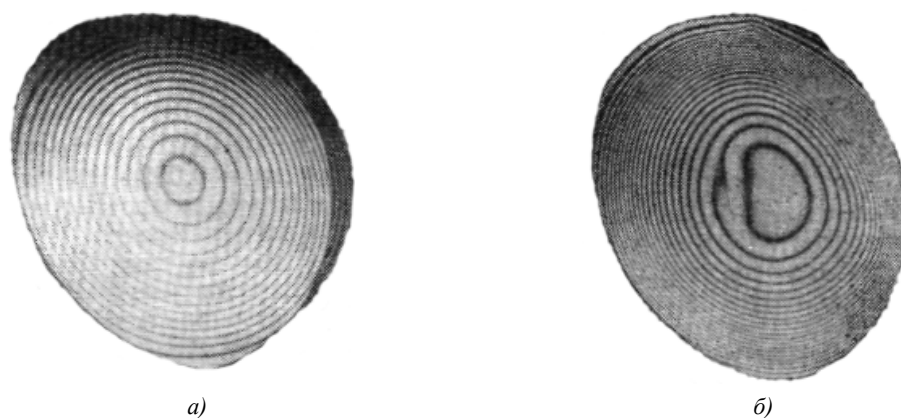
Дефекты по-разному проявляются на голографических интерферограммах [2]. Эффективность и однозначность их выявления в значительной мере зависят от правильного выбора типа и зоны приложения нагрузки, ее значения и продолжительности воздействия на объект. Оптимальные условия нагружения для каждого конкретного случая ожидаемых дефектов различны. Можно считать, что они в достаточной степени выполнены, если нагружение объекта обеспечивает образование ярко выраженных и четко локализованных особенностей интерференционной картины в области дефекта. При этом целесообразно использовать такие виды нагрузки для бездефектного образца, которые приводят к появлению простых картин интерференционных полос (система параллельных линий, набор концентрических окружностей и

т. п.).

Выделяют следующие типы нагрузок, применяемых для воздействия на исследуемый объект: механические, при которых объект подвергается растяжению, сжатию, изгибу, кручению или комбинации этих воздействий; локальные тепловые и вибрационные на различных частотах.

Наличие в деталях и конструкциях зон пониженной прочности обуславливает отличие в них полей перемещений по сравнению со всей голографируемой поверхностью при воздействии какой-либо нагрузки. Эти зоны значительно более восприимчивы к различным воздействиям, и поэтому в них возникают повышенные перемещения, что приводит к увеличению частоты интерференционных полос, наблюдаемых на поверхности объекта в таких местах [3]. В зависимости от характера нагрузки и типа изделия возможно также проявление указанных дефектов в виде излома, потери непрерывности или исчезновения интерференционных полос [4].

Об этом свидетельствуют результаты экспериментальных исследований применения метода двухэкспозиционной голографической



**Рис. 1. Картины интерференционных полос при изгибе пластин давлением, равномерно распределенным по поверхности:**  
*a* – бездефектная пластина; *б* – пластина с прорезью длиной 0,040 и глубиной 0,001 м

интерферометрии для выявления дефектов в монометаллических пластинах. В исследуемых образцах (круглые диски из стали Ст. 3 с рабочей зоной диаметром 0,15 м и толщиной 0,003 м) имитировались дефекты в виде прорезей различных длины и глубины. Прорези шириной 0,001 м располагались на внутренней стороне образцов. Последние крепились по контуру к массивной станине с полостью, в которую под давлением закачивался воздух. Они подвергались деформациям изгиба, значение которых регулировалось давлением воздуха.

На рис. 1 представлены характерные интерферограммы исследуемых образцов. Сплошная пластина без прорезей имеет однородную картину интерференционных полос, характеризующую изгибные деформации. В пластине с прорезью видна локализация полос в зоне прорези. При уменьшении длины и глубины прорезей искажения в картинах полос также уменьшаются.

Полученные параметры выявляемых дефек-

тов характерны для используемых образцов и вида нагружения. Применяя другие варианты приспособлений для нагружения, изменяя типы образцов и значения нагрузок, можно расширить область параметров выявляемых дефектов. На основании выше изложенного можно говорить о высокой эффективности голографической интерференционной дефектоскопии композиционных материалов, полученных сваркой взрывом.

#### Библиографический список

1. Кольер, Р. Оптическая голография / Р. Кольер, К. Беркхарт, Л. М. Лин. – Мир, 1973.
2. Соловьев, В.А. Метод фотоэлектронной корреляционной спекл-интерферометрии для неразрушающего контроля биметаллов, полученных сваркой взрывом / В. А. Соловьев, А. Е. Розен, Д. Б. Крюков // Химическая технология Контроль и Управление – Изд. Ташкентский государственный технический университет (ISSN 1815-4840). – 2006. – №2. – С 86-91.
3. Островский, Ю. И. Голографическая интерферометрия / Ю. И. Островский, М. М. Бутусов, Г.В. Островская. – М.: Наука, 1977.
4. Крюков, Д. Б. Метод электронной спекл-интерферометрии для контроля качества биметаллов, полученных сваркой взрывом» / Д. Б. Крюков, В. А. Соловьев, А. Е. Розен, И. С. Лось // Ударно-волновой синтез и модификация материалов / под. ред. А. А. Дерибаса и Ю. В. Шека. – М.: Тоурс Пресс. – 2006. – 71 с.

УДК 621.791.76:621.7.044.2

*Ю. П. Мещеряков, к-т техн. наук***ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕМПИРУЮЩИХ СВОЙСТВ СТЕРЖНЕВЫХ СТРУКТУР ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ****Конструкторско-технологический филиал Института гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск, ura@kti-git.nsc.ru**

Проведено численное исследование демпфирующих свойств стержневых структур в условиях взрывного нагружения.

The numerical investigation of damping behavior of rod structures at explosive loading was conducted.

**Ключевые слова:** импульсное нагружение, демпфирующие свойства, стержневые структуры

**Keywords:** impulse loading, damping behaviors, rod structures

При промышленном использовании технологий с применением взрывчатых веществ – при сварке взрывом, упрочнении, получении наноматериалов, утилизации боеприпасов все более широкое применение находят металлические взрывные камеры. Для ослабления и оптимизации распределения ударно-волнового воздействия на элементы конструкции и оболочки камер широко используются различные неоднородно – структурированные среды. Для численного исследования демпфирующих свойств неоднородно-структурированных сред построена конечно-элементная модель на основе динамических двумерных уравнений линейной упругости, описывающих напряженно-деформированное состояние в плоском случае. В рамках двумерной, плоской постановки рассмотрена структура представленная прутками или стержнями с круглым сечением. Демпфирующие свойства стержневой структуры численно исследовались в условиях метания плиты в контейнер, заполненный металлическими прутками.

**Постановка задачи и метод решения.** В рамках теории линейной упругости плоское напряженно-деформированное состояние описы-

вается системой уравнений [1]

$$\rho_0 \frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} = \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j}$$

$$\sigma_{ij} = \lambda \delta_{ij} \operatorname{div} u + 2\mu \frac{\partial u_i}{\partial x_j}$$

Здесь  $\rho_0$  – плотность;  $\lambda$ ,  $\mu$  – постоянные Ламе;  $\sigma_{ij}$  ( $i, j = 1, 2$ ) компоненты тензора напряжений;  $u_i$  – компоненты вектора смещения;  $u$  – вектор смещения;  $\delta_{ij}$  – символ Кронекера. Постоянные Ламе связаны с модулем Юнга и коэффициентом Пуассона соотношениями

$$\lambda = \frac{E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)}, \mu = \frac{E}{2(1+\nu)}.$$

Для исследования демпфирующих свойств прутки помещались в металлический контейнер, как показано на рис. 1.

Задавались следующие начальные данные: вектор смещения  $u|_{t=0} = 0$ , компоненты тензора напряжений  $\sigma_{ij}|_{t=0} = 0$  ( $i = 1, 2, j = 1, 2$ ). Полагалось, что метание плиты осуществляется импульсной нагрузкой, что позволяет считать разгон плиты мгновенным. Скорость  $V_0$  плиты метаемой с помощью импульсной нагрузки в заполненный прутками контейнер задавалась равной 2 м/с, толщина плиты – 6мм.

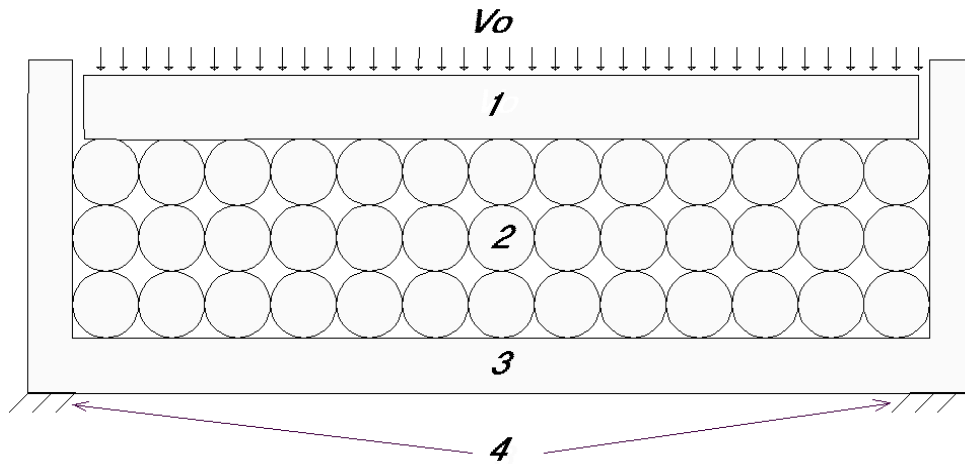


Рис. 1. Схема метания плиты в контейнер, заполненный прутками:  
1 – плита; 2 – прутки; 3 – контейнер; 4 – заделанные участки границ

Упругие константы задавались величинами, принятыми для сталей:  $E = 2,1 \cdot 10^6$  МПа,  $\rho = 7,8 \cdot 10^3$  кг/м<sup>3</sup>,  $\nu = 0,3$ .

Заделанные участки границ основания указаны на рис. 1. Остальные участки границ в начальный момент времени были заданы свободными. Контактные границы определялись в процессе расчета.

На границах ставились условия:

1) на контактных границах

$$u^n \Big|_{\Gamma^+} = u^n \Big|_{\Gamma^-}, \quad \sigma^n \Big|_{\Gamma^+} = \sigma^n \Big|_{\Gamma^-};$$

2) на заделанных участках границ  $u = 0$ ;

3) на свободных границах  $P = 0$ .

Рассматривались и сравнивались демпфирующие свойства стержневых структур при двух различных способах укладки. На рис. 2 проиллюстрированы варианты укладки в сече-

нии нормальном по отношению к осям прутков.

Прутки в обоих вариантах укладывались в три ряда. Диаметр каждого прутка задавался равным 6 миллиметрам. Результирующая толщина регулярной укладки составила 18 мм, а толщина компактной укладки приблизительно 16 мм. Демпфирующие свойства сред оценивались по уровню и скорости нарастания напряжений, возникающих в центре дна контейнера. Для оценки преимуществ использования стержневых структур для демпфирования импульсных нагрузок, рассматривалась задача метания плиты в контейнер, с расположенным внутри однородным металлическим массивом толщиной 18 мм.

Поставленная задача решалась численно одной из модификаций метода конечных эле-

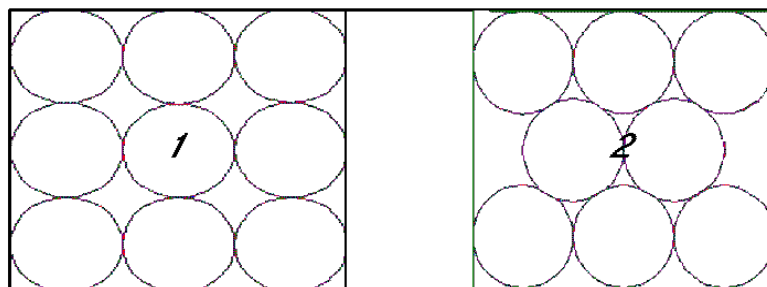


Рис. 2. Варианты укладки прутков в контейнер  
1 – регулярная укладка; 2 – компактная укладка

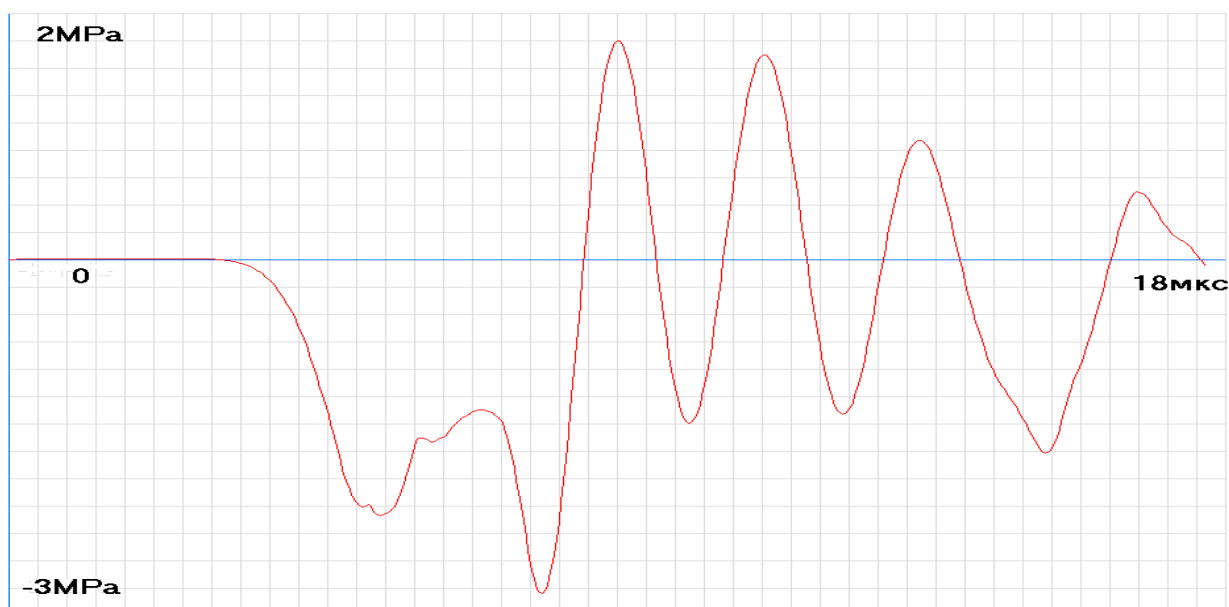


Рис. 3. График значений  $\sigma_y$  как функции от времени при метании плиты в контейнер на регулярно уложенные прутки

ментов, описанной в работах [2, 3]. Сечение каждого стержня разбивалось на 1000 элементов. Для повышения точности расчетов осуществлялось сгущение узлов сетки вблизи участков контактных границ.

**Результаты численного моделирования.** На рис. 3 представлен график значений  $\sigma_y$  как функции от времени при метании плиты в контейнер на регулярно уложенные прутки. График построен в точке, расположенной в центре дна.

Полное время, в течение которого дно контейнера совершило четыре полных колебания, составило 18 мкс. Из графика на рис. 3 следует, что напряжения в дне возникают с задержкой в 3,5 мкс. Максимальное напряжение от сжатия, которое испытывает дно контейнера в направлении действия нагрузки, соответствует минимальному, отрицательному значению компоненты  $\sigma_y$ , и составляет около -3 МПа. Положительные значения  $\sigma_y$  не превосходят 2 МПа.

Для получения ответа на вопрос, как влияет

укладка на демпфирующие свойства дробно-стержневой среды, был выполнен аналогичный расчет, но в котором укладка прутков отличалась большей компактностью. Точка, в которой строился график значений компоненты тензора напряжений  $\sigma_y$  как функции от времени, также располагалась в центре дна.

В случае компактной укладки прутков время, в течение которого дно контейнера совершило четыре полных колебания, немного уменьшилось и составило 16 мкс, а время задержки практически не изменилось. Максимальное напряжение от сжатия, которое испытывает дно контейнера в направлении действия импульса как следует из графика, представленного на рис. 4, существенно возросло и составило около -14 МПа. Положительные значения  $\sigma_y$  также возросли и достигли 5,1 МПа.

Полученные результаты позволяют сделать вывод, что регулярная упаковка ослабляет действие импульса примерно в два раза эффективнее, что коррелирует с вдвое меньшим количе-

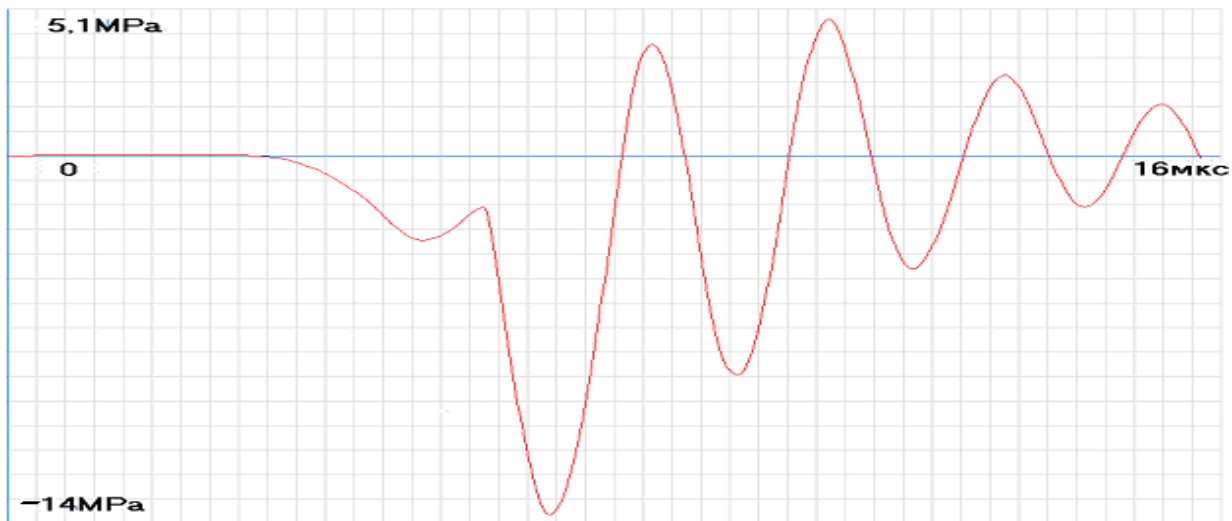


Рис. 4. График значений  $\sigma_y$  как функции от времени при метании плиты в контейнер на компактно уложенные прутки

ством контактирующих площадок между прутками, участвующих в передаче импульсной нагрузки, действующей в вертикальном направлении.

Для оценки эффективности применения стержневых структур в целях ослабления воздействия импульсных нагрузок на конструкции проведен численный расчет, в котором слои прутков были замещены на эквивалентную по толщине однородную стальную плиту. Из расчетов следует, что задержка во времени от момента возникновения импульсной нагрузки в результате соударения плит до возникновения напряжений в днище контейнера почти вдвое меньше, чем при метании плиты на стержневые структуры и составляет приблизительно 1,9 мкс. Время, в течение которого днище контейнера совершило четыре полных колебания, также существенно сократилось и составило 11 мкс. Максимальное напряжение от сжатия, которое испытывает днище контейнера в направлении действия импульса, существенно выше чем при метании плиты на стержневые структуры и достигает приблизительно – 60 МПа, а положительные значения  $\sigma_y$  возрас-

тают до 30 МПа.

**Выводы.** Полученные результаты позволяют сделать вывод, что применение стержневых структур по сравнению с однородными средами позволяет многократно снизить максимальные напряжения и растянуть действие импульса во времени. В условиях поставленной задачи, где скорость метания пластины составляла 2 м/с при толщине метаемой пластинки 6 мм и толщине укладки 16 ... 18 мм, наблюдается приблизительно 5-кратное преимущество стержневых сред в ослаблении максимальных напряжений в днище контейнера по сравнению с однородной средой.

#### Библиографический список

1. Тимошенко, С. П. Курс теории упругости / С. П. Тимошенко – Киев: Наукова думка, 1972.
2. Мещеряков Ю. П. Численное моделирование процесса резки облученных тепловыделяющих сборок. / Ю. П. Мещеряков // ПМТФ. – 2006. – Т.47, №3. – С.134-140.
3. Meshcheryakov, Y. P. Thermoelastic modeling of microbump and nanojet formation on nanosize gold films under femtosecond laser irradiation / Y. P. Meshcheryakov, N. M. Bulgakova.// Appl. Phys. A. – 2006. – V.82, P.363-368.



УДК621.791.76:621.7.044.2

*В. М. Оголихин, к-т техн. наук, И. В. Яковлев, д-р техн. наук*

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ИГДАНИТА ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ ВО ВЗРЫВНЫХ КАМЕРАХ

Конструкторско-технологический филиал Института гидродинамики им. М.А. Лаврентьева  
СО РАН, Новосибирск, kti@kti-dit.nsc.ru

Работа посвящена исследованию возможности использования игданита для сварки во взрывных камерах.

The paper is dedicated to the investigation of possibilities of using igdanit for welding in explosion chambers.

**Ключевые слова:** сварка взрывом, взрывная камера, игданит, скорость детонации, высота заряда

**Keywords:** explosive welding, igdanit, detonation velocity, height of charge

Для сварки металлов взрывом в отечественной и зарубежной практике используются низкоскоростные аммиачно-селитренные взрывчатые вещества (ВВ) в виде смесей на основе аммиачной селитры [1, 2]. Одним из представителей данного класса ВВ является игданит.

Игданит – простейшее, сравнительно безопасное и разрешенное к изготовлению потребителями ВВ, представляющее собой сбалансированную по кислороду смесь крупнозернистой (гранулированной или чешуйчатой) аммиачной селитры с дизельным топливом. Отличается от смесевых ВВ заводского производства простотой изготовления и низкой стоимостью. Для получения хорошо сбалансированной по кислороду смеси в ней должно содержаться 5,5% дизельного топлива, однако допускается изготовление игданита и с 2% дизельного топлива [3, 4].

Применительно к использованию этого ВВ при сварке взрывом наиболее изучена особенность детонации игданита на основе смесей гранулированной, чешуйчатой и пористой аммиачной селитры с содержанием дизельного топлива от 2 до 12 % для больших плоских зарядов с высотой слоя ВВ  $\delta_0$  от 40 до 120 мм и весом от десятка до сотен килограмм [5, 6]. Как правило, такие большие заряды, слабо ограни-

ченные по высоте, площади и весу, используются на открытых полигонах при производстве крупногабаритных биметаллических заготовок с площадью сварки более 1 м<sup>2</sup> при толщине плакирующего слоя, превышающего 5 ... 8 мм. В отличие от полигонов при ведении взрывных работ во взрывных камерах максимальные размеры плоских зарядов ограничиваются по весу и форме конструктивными особенностями камер.

Таким образом, основные технологические параметры процесса сварки взрывом, определяющие данный плоский заряд, его высоту, вес и площадь, зависящие друг от друга, при сварке взрывом во взрывных камерах дополнительно ограничены площадью стола-основания и величиной веса допустимого заряда. Для плоских зарядов при названном выше ограничении допустимые изменения в площади сварки взрывом напрямую зависят от высоты заряда  $\delta_0$ . С увеличением  $\delta_0$  при ограниченном весе заряда площадь свариваемых образцов уменьшается, а при уменьшении  $\delta_0$  площадь свариваемых образцов увеличивается до предельного размера, равного площади стола-основания.

Для сварки взрывом изучение детонационных характеристик любых ВВ актуально, так как величина критического диаметра определя-

ет минимально допустимую величину технологического параметра сварки взрывом – высоту заряда  $\delta_0$ . Особенно это важно для сбалансированных по кислороду, слабых и не бризантных ВВ – типа игданит.

Цель данной работы – исследования возможности использования игданита самостоятельного приготовления для сварки взрывом во взрывных камерах.

Экспериментальные исследования по определению скорости детонации зарядов на основе аммиачной селитры и дизельного топлива для плоских зарядов с высотой  $\delta_0 < 40$  мм проводились на гранулированной аммиачной селитре марки Б (ГОСТ 2-85) и дизельном топливе марки ДТЛ-02-40 (ГОСТ 305-85). Для уменьшения влияния влажности и гранулометрического состава селитры на критическую и предельную высоты  $\delta_0$  плоского заряда, определяющую в данном случае чувствительность ВВ к детонации, селитра проходила предварительную обработку.

Вся селитра, имеющая размер гранул диаметром от 1 до 3 мм, сушилась в сушильном шкафу 4 часа при  $T = 95 \dots 100^\circ \text{C}$ , остывала вместе с сушильным шкафом до  $T = 20^\circ \text{C}$ , сразу же мололась (давилась) на специально изготовленной установке типа двухвалкового прокатного стана до частиц размером не более 0,5 мм и просеивалась через сито с ячейкой 0,4 мм. В подготовленную мелкодисперсную селитру добавлялось 2 ... 5,5 % дизельного топлива от веса селитры, и состав тщательно перемешивался. Плоские заряды изготавливались высотой от 10 до 40 мм и размером в плане 100 ... 160 × 250 ... 300 мм в специальных контейнерах с жестким основанием и стенками для

более точной фиксации плотности заряда. Изготовление велось сериями с зарядами одинаковой высоты в количестве от 4 до 5 зарядов. Помол, просеивание, смешивание, формирование и подрыв зарядов осуществлялся в течение одной смены (5 часов). Инициирование зарядов осуществлялось высоковольтным детонатором, из угла, в который подсыпалось 5 грамм аммонита марки № 6ЖВ. Скорость детонации определялась электроконтактным методом с помощью проволочных контактных датчиков.

Результаты измерения скорости детонации  $D$  зарядов игданита с содержанием дизельного топлива 2% и 5,5% в зависимости от  $\delta_0$  и размеров зарядов представлены в табл. 1. Как видно из табл. 1, заряды начинают детонировать при  $\delta_0 = 12$  мм. Заряды с  $\delta_0 = 10$  мм практически все не детонировали независимо от содержания ДТ и установки картона. Заряды с содержанием дизельного топлива 2 % по сравнению с зарядами, содержащими дизельное топливо до 5,5 %, детонируют при  $\delta_0 = 12$  более устойчиво. С увеличением  $\delta_0$  скорость детонации увеличивается независимо от процентного содержания дизельного топлива в заряде. При  $\delta_0 < 20$  мм, особенно для зарядов с содержанием дизельного топлива 5,5 %, детонация неустойчивая, имеет место затухание детонации. Наиболее стабильно детонируют заряды при  $\delta_0 \geq 20$  мм. Скорость детонации игданита при  $\delta_0$ , находящемся в интервале от 20 до 40 мм, изменяется в интервале 2150 ... 2550 м/с. Нестабильность детонации зарядов игданита при  $\delta_0 < 20$  мм можно объяснить разлетом со свободной поверхности в процессе детонации.

Таблица 1

Размер заряда		Вес заряда	Диз. топливо	Плотность заряда	Фикс. время, база 100 мм	Скорость детонации		Примечание	
Высота	Ширина х длина					Факт.	Ср. зн.		
$\delta_0$	$a \times b$	$Q_{ВВ}$	ДТ	$\rho$	$\Delta t$	$D$	$D_{ср}$		
мм	мм	г	%	г/см <sup>3</sup>	мкс	м/сек	м/сек		
12	100×250	250	2	0,83	62,9	1590	1240		
					60,7	1640			
					58,1	1720			
					Неполная детон.				
			5,5		71,9	1390	747		
					62,5	1600			
						Неполная детонация			
			2		61,7	1620	1620		
					59,9	1670			
63,3	1580								
16	100×250	340	2	0,85	56,2	1780	1840		
					59,9	1850			
					63,3	1900			
			5,5		54,6	1850	1270		
					57,8	1730			
					58,8	1700			
			2		60,6	1650	1820		
						Неполная детон.			
					526	1800			
50,8	1870	1820							
	49,5		1780						
	46,5		2150	2210					
2	44,1	2270							
	5,5	47,8	2090						
		46,1	2170	2070					
51,6		1940							
24	140×280	765	2		0,81	45,2	2210	2200	
				45,9		2180			
			5,5	47,6		2100	2110		
				47,2		2120			
				47,4		2110			
32	160×320	1400	2	0,85	43,1	2320	2360		
					41,7	2400			
			5,5		42,2	2370	2300		
					43,3	2310			
					45,4	2200			
40	160×320	1760	2	0,85	39,2	2550	2580		
					38,5	2600			
			5,5		40,5	2470	2550		
					37,4	2670			
					39,8				

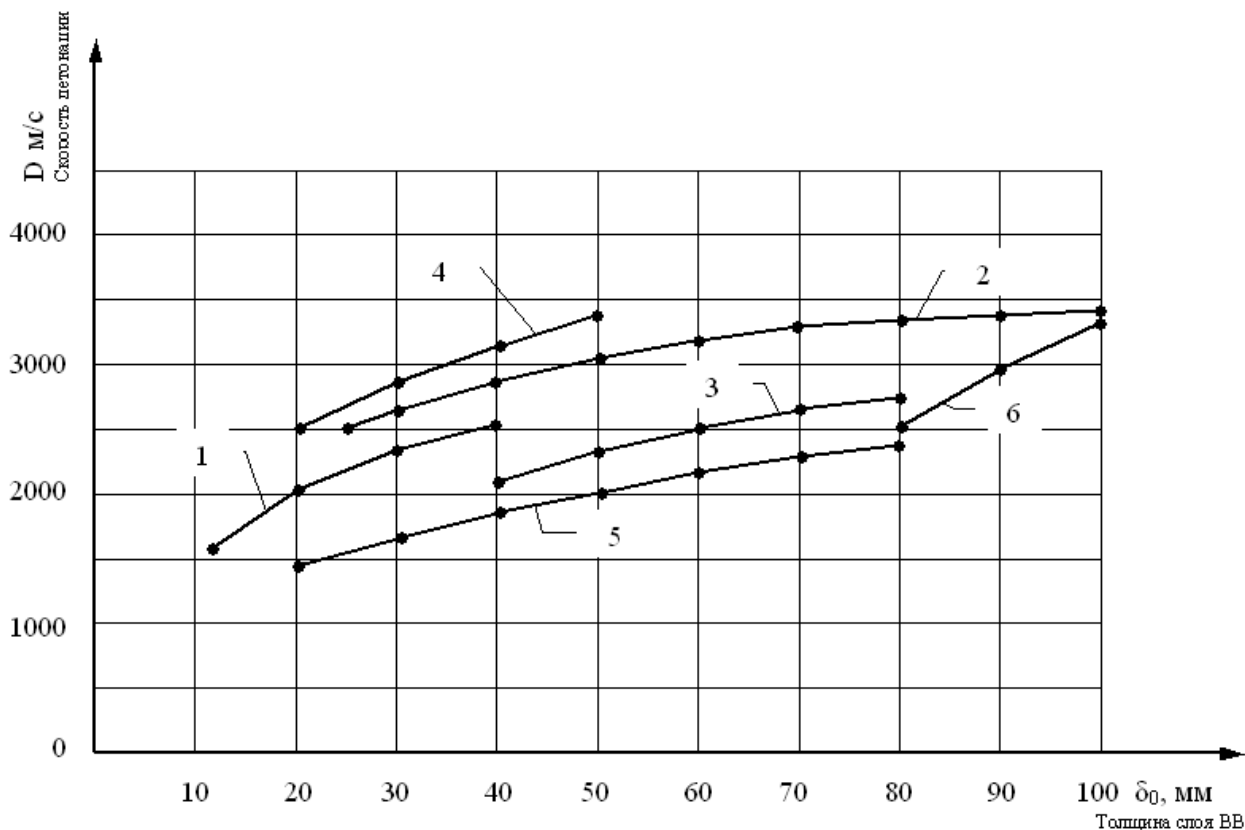


Рис. 1. Данные по зависимости скорости детонации игданита от толщины слоя в плоских зарядах:

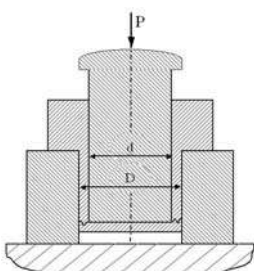
1 – построено по экспериментальным данным (см. табл. 1); 2 – данные работы [5]; 3 ... 6 – построено по данным работы [6]

Во второй серии экспериментов в заряды игданита с  $\delta_0 = 12$  мм и  $\delta_0 = 16$  мм на всю свободную поверхность заряда сверху укладывались картонные прокладки толщиной 1 мм, так называемые псевдозабойки, для снижения влияния разлета ВВ со свободной поверхности на скорость детонации. На данных зарядах детонация при всех прочих равных условиях была более устойчивой и для  $\delta_0 = 12$  мм составила  $D_{cp} = 1830$  м/с, а для  $\delta_0 = 16$  мм –  $D_{cp} = 1960$  м/с (см. табл. 1).

Полученные результаты были использованы при изготовлении сваркой взрывом опытно-промышленной партии биметалла медь-сталь. Работы проводились во взрывной камере КВ-2, при этом медная заготовка устанавливалась на предметный стол, стальная заготовка устанавливалась над ней с зазором 3 мм. Заряд игданита располагался на стальной заготовке и по всей

площади сверху закрывался картоном толщиной 2 мм. Иницирование заряда производилось электродетонатором из центра с подсыпкой 5 г аммонита марки 6ЖВ. Размеры плакируемых медных и плакирующих стальных заготовок, высота, вес заряда и скорость детонации представлены в табл. 2. Было сварено двенадцать биметаллических (медь-сталь) заготовок, одновременно проводился замер скорости детонации. Из полученных биметаллических заготовок вырезалось по два образца для испытания на отрыв плакирующего слоя, конструкция образцов, схема испытания на отрыв плакирующего слоя и результаты испытания образцов также представлены в табл. 2. Экспериментальные данные по замерам скорости детонации графически представлены в виде зависимости скорости детонации от толщины зарядов игданита на рис.1 – кривая 1.

Таблица № 2

	Плакируемая медная заготовка $a \times b \times h$	Плакируемая стальная заготовка $a \times b \times h$	Высота заряда	Вес Q заряда	Скорость детонации	Сила P	Усилие разрушения $\sigma$	Вид отрыва	Образец и схема испытаний на отрыв
	мм	мм	мм	г	м/с	кгс	кгс/мм <sup>2</sup>		
1	350×350×14	360×360×1	12	1300	1950	840	17,83	По ме- ди и шву	 <p><math>D = 16 \text{ мм}</math> <math>d = 14,0 \text{ мм}</math> <math>S = 47,1 \text{ мм}^2</math></p>
						790	16,77		
2		360×360×1,5	16	1800	1900	600	12,74		
						650	13,8		
3					2000	1250	26,52	По ме- ди	
						1200	25,46		
4					2050	1300	27,58		
						1290	27,38		

Для сравнения на рис.1 приведены данные гранулированной аммиачной селитры с ди- работ [5, 6], которые также изображены графиче- зельным топливом 2 ... 6% [6].

Как видно из обобщенных данных (см. рис.1 и табл. 1), для игданита критической толщи- ной, при которой не происходит его детонация в плоских зарядах, можно считать  $\delta_0 = 10 \text{ мм}$ , а предельной толщиной с использованием забой- ек, при которой происходит детонация анало- гичных зарядов –  $\delta_0 = 12 \text{ мм}$ .

Существующие незначительные отличия в данных по цитируемым работам объяснимы

разными марками аммиачной селитры, процентом дизельного топлива, плотностью и использованием забоек.

По результатам проведенных исследований можно сделать вывод о том, что во взрывных камерах при толщине метаемых заготовок от 0,5 до 2 мм при получении биметаллических заготовок с максимальной площадью сварки, ограниченной площадью предметного стола взрывной камеры, наиболее подходят заряды игданита с  $\delta_0 = 12 \dots 16$  мм, приготовленные из измельченной аммиачной селитры марки Б с содержанием дизельного топлива от 2 до 5,5 % и закрытые псевдозабойками из картона.

#### Библиографический список

1. Дерибас, А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерибас – Новосибирск: Наука, 1980. – 219 с.

ная монография / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин – М.: Машиностроение – 1, 2005 – 544 с.

3. Позняков, З. Г. Справочник по промышленным взрывчатым материалам и средствам взрывания / З. Г. Позняков, Б. Д. Росси – М.: Недра, 1977.

4. Инструкция по безопасному изготовлению и применению игданита на открытых и подземных работах. М.: ИФЗ АН СССР, 1973 – 14 с.

5. Веретенев, Е. Г. Применение игданита при производстве крупногабаритных заготовок сваркой взрывом. / Е. Г. Веретенев, Е. Б. Цыбочкин, В. П. Бартенев // 9-я Междунар. конфер. по высокоскоростному воздействию на материалы. С.б. доклад Новосибирск, 1986. – С. 330-331.

6. Первухин, Л. Б. Особенности детонации смеси аммиачной селитры с дизельным топливом в условиях сварки взрывом. / Л. Б. Первухин, Ю. А. Гордополов, Д. В. Олейников, К. К. Шведов // I Международная конференция НИИМ, 2004. – Сб. докладов. – С. 176 – 178.

2. Лысак, В. И., Кузьмин С. В. Сварка взрывом: науч-

УДК 621.791.76:621.7.044.2

*А. Е. Розен, д-р техн. наук, С. Г. Усатый, к-т техн. наук, А. В. Прыщак, к-т техн. наук,  
И. Б. Мурадов, к-т техн. наук, Д. В. Каракозов, к-т техн. наук*

## РЕОЛОГИЧЕСКАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ СЕГНЕТОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ СПЕКАНИИ

Пензенский государственный университет, metal@pnzgu.ru

Работа направлена на изучение вопроса реологической наследственности сегнетокерамических материалов, полученных разными способами (взрывным прессованием, статическим прессованием и ударно-волновой активацией).

The work refers to the study of problem of rheological heredity of ferroelectric ceramic materials obtained through a number of ways (explosive compacting, static compacting and shock activation).

**Ключевые слова:** ударно-волновая активация, взрывное прессование, спекание, температура

**Keywords:** shock activation, explosive compacting, sintering, temperature

Формирование механических и эксплуатационных свойств порошковых заготовок во многом определяется условиями усадки и формирования структуры материала при спекании. Существенным в данном вопросе является знание закономерностей, которые определяют ход уплотнения и его конечный результат. Это особенно актуально для структурно-чувствительных материалов, к числу которых относится, в частности, сегнетоэлектрическая керамика. Из двадцати шести основных и двенадцати дополнительных эксплуатационных характеристик данных материалов 80% являются структурно чувствительными. Вопросу формирования соответствующей структуры сегнетокерамики уделяют повышенное внимание, используя при этом различные технологические приемы прессования и спекания [1-4]. В данной работе исследуется вопрос реологической наследственности сегнетокерамических материалов после взрывного прессования (ВП), ударно-волновой активации (УВА) и статического прессования (СП).

Накопившаяся в материале энергия в виде дефектов атомно-кристаллического строения

непосредственно связана с энергией активации процесса спекания, величина которой может быть определена по скорости усадки материала в процессе изотермического спекания [5]. Подобный подход основан на принципе активирующего действия несовершенств атомно-кристаллического строения вещества, согласно которому общий ход уплотнения порошков при спекании определяется наличием несовершенств атомно-кристаллического строения и их устранением при нагревании спекаемого тела. В начале спекания большая концентрация несовершенств обуславливает высокую скорость уплотнения, которая снижается вследствие одновременно развивающегося процесса их устранения.

Феноменологический подход в решении вопроса усадки материала при спекании, предложенный В. А. Ивенсенем [5], позволил автору в форме трансцендентного уравнения выразить связь между уменьшением объема пор при изотермическом спекании и временем изотермической выдержки. В общем виде уравнение может быть представлено в форме следующей зависимости:

$$V = V_n \cdot (q \cdot m \cdot \tau + 1)^{\frac{1}{m}}, \quad (1)$$

где  $V$  – величина, характеризующая объем пор в момент времени изотермической выдержки  $\tau$ ;  $V_n$  – величина, характеризующая объем пор в начале изотермической выдержки ( $\tau = 0$ );  $q$  – коэффициент, соответствующий значению скорости сокращения  $1 \text{ см}^3$  объема пор в начале изотермического спекания (при  $\tau = 0$ ), т.е. начальная относительная скорость сокращения объема пор;  $m$  – показатель интенсивности торможения усадки в процессе спекания (безразмерная константа материала);  $\tau$  – продолжительность изотермического спекания, мин.

Данная зависимость позволяет определить кинетические константы порошкового материала, среди которых особый интерес имеют энергия активации процесса устранения несовершенств атомно-кристаллического строения ( $E_a$ ) и энергия активации течения, обусловленная наличием несовершенств ( $E_s$ ). Для чистоты проведения эксперимента исследования по определению  $E_a$  и  $E_s$  проводили на сегнетокерамическом материале состава титанат висмута (ТВ-3), имеющим устойчивое химическое соединение и однофазную структуру.

На первом этапе исследований изучали поведение только образцов после статического прессования и ударно-волновой активации. В соответствии с условиями опыта величины от-

носительной начальной плотности образцов должны быть идентичными. В этой связи образцы взрывного прессования ввиду высокой начальной плотности не могли быть сопоставлены с образцами статического прессования. В условиях проводимой первой серии экспериментов эта величина составляла  $58 \pm 2 \%$ .

Для выявления степени и характера влияния гранулометрии на процесс спекания, эксперимент был расширен за счет образцов статического прессования из порошкового материала, прошедшего дополнительный помол с получением среднего размера частиц  $1,6 \text{ мкм}$ , что почти вдвое меньше исходного.

Вместе с тем, были исследованы образцы ударно-волновой активации, отжиг которых при температуре  $750 \text{ }^\circ\text{C}$  в течении 2-х часов позволил привести тонкую структуру материала в состояние аналогичное исходному порошку, о чем свидетельствуют данные по физическому уширению линий (0 0 10) и (1 1 21), снятых на больших и малых углах отражения (табл. 1). Это дало возможность определить роль дефектности тонкой структуры в процессах усадки материала. Температуру изотермической выдержки варьировали в пределах от  $910$  до  $1120 \text{ }^\circ\text{C}$  с шагом  $30 \text{ }^\circ\text{C}$ . Нижнее пороговое значение температуры определяли исходя из минимальной чувствительности к процессу усадки; верхнее – из условия сохранения стехиометрического состава материала.

Таблица 1

**Ширина рентгеновских дифракционных линий керамики ТВ-3  
различных технологических схем обработки**

Технологическая схема обработки	Физическая ширина линий $\beta$ , град	
	(0 0 10)	(1 1 21)
Исходный порошок	0,05	2,10
Материал после ударно-волновой активации и отжига при температуре $750 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 2-х часов	0,04	2,12



Важным при проведении эксперимента являлся вопрос о выборе времени изотермической выдержки, особенно для начального значения, которое должно соответствовать моменту полного прогрева образца на заданную температуру. С целью определения данного значения были проведены предварительные исследования теплопроводности материала ( $\lambda$ ) по методу динамического калориметрирования с применением установки «ИТ- $\lambda$ -400». Величина  $\lambda$  составила 1,2 Вт/м·К при погрешности измерений  $\pm 10\%$ .

Это позволило определить, что при толщине заготовки 4 мм время необходимое для ее прогрева на всю толщину составляет 5 мин. Данное значение было принято в качестве начального времени изотермического спекания ( $\tau_0$ ). В этой связи время изотермической выдержки образцов составило 5, 30 и 120 минут [6]. Температуру изотермического спекания образцов варьировали в пределах от 910 до 1120 °С с дискретным шагом, равным 30 °С. Нижнее пороговое значение температуры определяли, исходя из минимальной чувствительности к процессу усадки; верхнее – из условия сохранения стехиометрического состава материала.

Величину плотности порошковых заготовок после различных температурных и временных режимов спекания определяли гидростатическим методом [7] на аналитических весах марки ВЛА-200. На основании полученных значений производили расчет объемов пор до и после спекания ( $V_n$  и  $V_c$ , соответственно), а также их соотношение ( $V_c/V_n$ ). Данные использовали для решения трансцендентного уравнения (1) и рас-

чета величины разности энергий активации ( $\Delta E$ ). Величину  $m$  кинетического уравнения (1) определяли путем компьютерного перебора значений, удовлетворяющих равенству:

$$\frac{(V_0/V_2)^m - 1}{(V_0/V_1)^m - 1} = 4, \quad (2)$$

где  $V_0$ ,  $V_1$ ,  $V_2$  - отношение объемов пор ( $V_c/V_n$ ) при изотермической выдержке образцов в течение 5, 30 и 120 минут соответственно.

Достоверность расчета была подтверждена вычислениями значения  $q$ :

$$q = \frac{(V_0/V_1)^m - 1}{0,5m}. \quad (3)$$

Полученные значения  $m$  и  $q$  позволили произвести расчет разности энергии активации ( $\Delta E$ ):

$$\Delta E = \frac{\lg m_1 - \lg m_2}{1/T_1 - 1/T_2} \cdot 4,58, \quad (4)$$

где  $m_1$  и  $m_2$  – порошковые константы, определенные для первого и второго изотермических спеканий;  $T_1$  и  $T_2$  – температура первого и второго спекания, К.

В соответствии с указанной методикой [5] эксперименты были дополнены данными дилатометрического анализа. Исследование проводили на установке «Netzsch-402E» с разрешающей способностью  $10^{-7} \pm 2\%$ . С целью снижения интенсивности улетучивания висмута нагрев осуществляли при избыточном давлении аргона. Скорость подъема температуры составляла 50 град/мин. Изотермическая выдержка образцов на каждой температурной ступени составляла 120 минут. Общий вид дилатометрической кривой процесса усадки представлен на рис. 1.

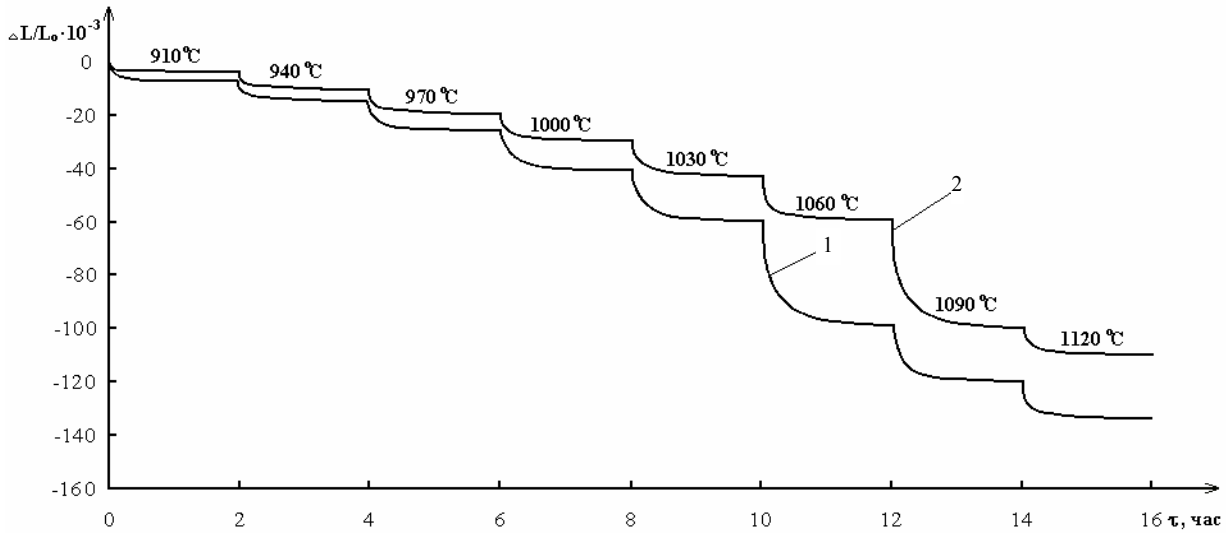


Рис. 1. Дилатометрические кривые по режиму ступенчатого повышения температуры:  
1 – статическое прессование с дополнительным помолом порошка; 2 – статическое прессование

Кривые уплотнения пьезокерамических образцов указывают на наличие единого механизма процесса для начала спекания при малой усадке (на первой ступени) и при более высоких температурах со значительным уменьшением пористости к концу спекания.

Графики свидетельствуют, что выдержка образцов при каждой температуре изотермического спекания приводит к снижению скорости усадки. Можно предположить, что повышение температуры ускоряет не только течение вещества, но и увеличивает скорость устранения несовершенств атомно-кристаллического строения, что вызывает уменьшение их концентрации. Каждой температурной ступени соответствует свой термодинамический баланс между скоростью течения вещества и скоростью устранения несовершенств кристаллической структуры. Повышение температуры приводит к активации новых компонентов тонкой структуры материала (дислокаций, вакансий) и интенсификации процессов диффузии [8]. С течением времени происходит аннигиляция дефектов

(дислокаций, вакансий) и связанное с этим уменьшение их концентрации. Это приводит к новому снижению скорости усадки. При переходе на следующую ступень нагрева описанные процессы повторяются.

Полученные точки перегиба на кривых позволяют определить величины  $V_{н(1)}, V_{н(2)}$  и  $V_{к(1)}, V_{к(2)}$ , характеризующие относительные объемы пор для начала и конца первого и второго периода спеканий для температуры  $T_1$  и  $T_2$ , соответственно. Указанные данные использовали для последующих расчетов.

Значение энергии активации  $E_a$  определяли в соответствии с выражением:

$$E_a = 4,58 \cdot \frac{\lg M}{\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}}, \quad (5)$$

где  $M$  – безразмерная величина, расчет которой производили по формуле:

$$M = \frac{\left[ \left( \frac{V_{н(2)}}{V_{к(2)}} \right)^{m_2} - 1 \right] \cdot \tau_1}{\left[ 1 - \left( \frac{V_{к(1)}}{V_{н(1)}} \right)^{m_1} \right] \cdot \tau_2}. \quad (6)$$

Таблица № 2

Способ получения образцов	Зависимость энергии активации от способа получения керамики						
	Значение энергии активации $E_a/E_b$ , кДж/г·атом						
	Интервалы температур $T$ , °С						
	910...940	940...970	970...1000	1000...1030	1030...1060	1060...1090	1090...1120
первая серия экспериментов							
Статическое прессование	$\frac{377,2}{502,8}$	$\frac{345,4}{460,5}$	$\frac{306,5}{408,6}$	$\frac{272,6}{363,4}$	$\frac{231,1}{308,1}$	$\frac{199,7}{266,3}$	$\frac{173,3}{231,1}$
Статическое прессование + помол	$\frac{350,0}{456,4}$	$\frac{318,4}{413,8}$	$\frac{280,2}{363,9}$	$\frac{247,8}{321,1}$	$\frac{208,4}{269,5}$	$\frac{182,3}{236,7}$	$\frac{163,7}{212,3}$
Ударно-волновая активация +отжиг	$\frac{329,5}{418,7}$	$\frac{299,6}{375,8}$	$\frac{264,2}{331,6}$	$\frac{233,1}{292,1}$	$\frac{199,7}{251,7}$	$\frac{173,6}{220,1}$	$\frac{158,3}{199,8}$
Ударно-волновая активация	$\frac{237,4}{316,5}$	$\frac{207,2}{276,3}$	$\frac{178,4}{237,8}$	$\frac{151,6}{201,8}$	$\frac{126,9}{169,1}$	$\frac{105,5}{140,7}$	$\frac{93,8}{124,8}$
вторая серия экспериментов							
Взрывное прессование	$\frac{248,0}{322,5}$	$\frac{226,9}{295,6}$	$\frac{185,0}{229,0}$	$\frac{166,8}{217,5}$	$\frac{137,1}{175,6}$	$\frac{119,5}{142,5}$	$\frac{110,5}{140,3}$
Взрывное прессование + отжиг	$\frac{162,9}{223,2}$	$\frac{137,0}{191,0}$	$\frac{114,9}{158,8}$	$\frac{92,3}{127,0}$	$\frac{69,2}{98,9}$	$\frac{52,1}{77,2}$	$\frac{40,7}{62,8}$

С помощью полученных значений  $E_a$  и  $\Delta E$  определяли величину энергии активации течения вещества:

$$E_b = E_a + \Delta E \quad (7)$$

Полученные результаты по первой серии экспериментов (табл. 2) показывают, что во всех диапазонах температур процесс усадки требует меньших энергетических затрат для образцов, обработанных методом ударно-волновой активации. Это связано, по-видимому, с накопившейся в материале энергией в виде дефектов тонкой структуры и поверхностной энергии порошковых частиц. Особенно наглядно это проявляется в диапазоне относительно низких температур (910 ... 1030 °С).

Оценить влияние поверхностной энергии частиц порошка на процесс спекания позволяет сравнение усадки образцов, полученных из исходного порошкового материала и материала, активированного ударно-волновым нагружением, с последующим его отжигом при темпера-

туре 750°С (табл. 2). Результаты свидетельствуют, что гранулометрический фактор также является существенным в вопросе активации порошкового материала. Его доля в интенсификации процесса усадки составляет от 7 до 9 %.

В связи с тем, что при использовании технологии взрывного прессования порошковые заготовки имели высокие значения начальной плотностью (92 ... 93 % от теоретической) определение их энергии активации при спекании, как было указано выше, проводили отдельно от образцов статического прессования и ударно-волновой активации. Результаты, отражающие величину энергии активации образцов после взрывного прессования и взрывного прессования с последующим отжигом дефектов, представлены во второй серии экспериментов (табл. 2).

Данные табл. 2 свидетельствуют, что образцы после взрывного прессования имеют наименьшие значения  $E_a$  и  $E_b$  по сравнению с об-

разцами, полученными по технологии статического прессования и ударно-волновой активации. Очевидно, это связано с тем, что помимо дефектов тонкой структуры и увеличения поверхностной энергии частиц за счет их измельчения, снижению величины энергии активации в этом случае способствует увеличение плотности образцов и повышение числа межчастичных контактов. О роли последних двух факторов свидетельствуют значения энергии активации спекания образцов после взрывного прессования и последующего отжига дефектов. Таким образом, их доля в интенсификации процесса усадки составляет от 10 до 30 %.

Показательными, в этой связи, являются дилатометрические исследования начального этапа усадки образцов керамики различной реологической наследственности (рис. 2). Полученные в ходе исследования дилатометрические кривые, характеризующие начальный процесс уплотнения образцов после статического (кривая 4), взрывного прессования (1) и ударно-волновой активации (2) свидетельствуют, что на первой стадии нагрева происходит увеличение размеров порошковых заготовок, вызванное

термическим расширением материала. После достижения определенной температуры начинается процесс активной усадки керамики, которая продолжается до достижения максимальной плотности образцов.

Данные исследования были проведены для широкой группы сегнетокерамических материалов. Для каждой группы были установлены температуры начала усадки ( $t_{н.у.}$ ) материала (табл. 3). Образцы, полученные по технологии статического прессования, имеют наибольшие значения (для керамики ЦТС-19  $t_{н.у.} = 936$  °С). Для образцов после ударно-волновой активации температура начала усадки смещается сторону более низких температур ( $t_{н.у.} = 849$ °С). Наименьшими значениями  $t_{н.у.}$  (751 °С) обладают образцы после взрывного прессования.

Уменьшение температуры начала усадки порошковых заготовок, подвергнутых ударно-волновой активации может быть объяснено повышенной дефектностью тонкой структуры материала по сравнению с материалом образцов после статического прессования. Дальнейшее понижение  $t_{н.у.}$  для образцов после взрывного прессования связано, очевидно, с образованием в процессе нагружения материала более

Таблица 3

Значения температуры начала усадки сегнетокерамических заготовок, полученных по различным технологическим схемам

Способ получения образцов	Температура начала усадки $t_{н.у.}$ , °С				
	Марка материала				
	ЦТС-19	ЦТС-23	ЦТС-35У	ТВ-3	СКВ-32
Статическое прессование	936	945	938	846	917
Статическое прессование + помол	925	–	–	832	–
Ударно-волновая активация +отжиг	914	–	–	823	895
Ударно-волновая активация	849	851	845	784	870
Взрывное прессование + отжиг	793	–	–	725	806
Взрывное прессование	751	763	758	693	759

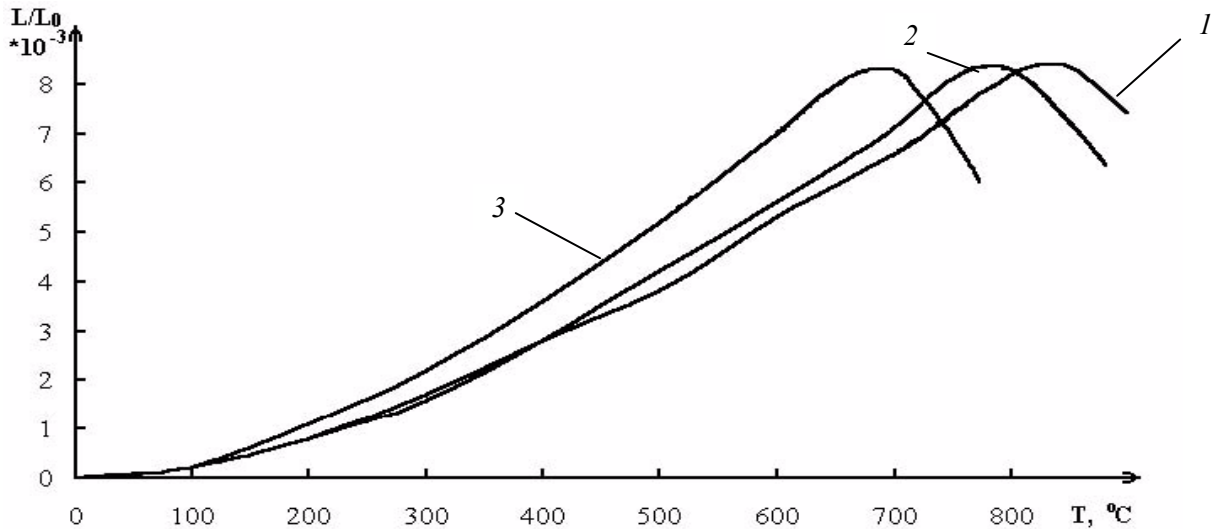


Рис. 2. Дилатометрические кривые начала усадки керамики ТВ – 3:  
1 – статическое прессование; 2 – ударно-волновая активация; 3 – взрывное прессование

развитых контактов между порошковыми частицами.

Причиной повышенной активности усадки материала при спекании и снижения величины  $t_{н.у}$  у образцов после ударно-волнового нагружения является, как показывают проведенные выше эксперименты, накопившаяся в материале энергия в виде дефектов тонкой структуры, приводящих материал в термодинамически неустойчивое состояние, а также развитые межчастичные контакты. О роли последних свидетельствуют также результаты, полученные при изучении распространения в нагретых порошковых заготовках слабых акустических возмущений.

Как показывают результаты измерения скорости звука ( $c_1$ ) в керамике ТВ-3 после статического, взрывного прессования и ударно-волновой активации (рис. 3), значения измеряемых параметров на образцах, полученных по технологии взрывного прессования, начинают изменяться с температур 750 ... 760 °С, в то время как у образцов после статического прессования – с 860 ... 870 °С. Аналогичные значения для образцов после ударно-волновой активации занимают промежуточное положение, изменение скорости распространения звуковых

колебаний начинается в этом случае с температуры 830 ... 840 °С.

Это свидетельствует о том, что у порошковых заготовок после взрывного прессования процесс развития активных центров схватывания между частицами начинается в области температур, лежащих на 100 ... 120 °С ниже по сравнению с образцами после статического прессования и на 70 ... 90 °С ниже, чем у образцов после ударно-волновой активации. Причиной этого, как указывалось выше, являются высокая степень развитости контактной зоны еще на стадии прессования, а также высокая степень несовершенства тонкой структуры, что приводит к понижению уровня пороговых механизмов и снижению температур самоидентификации и аккомодации. Дислокации, понижая эффективную вязкость среды, воздействуют и на величину эффективного коэффициента самодиффузии, что особенно сильно проявляется в диапазоне относительно низких температур спекания. В пользу данного тезиса говорит тот факт, что образцы ударно-волновой активации, имеющие одинаковый уровень развитости контактной поверхности с образцами статического прессования, но различную степень вакансионных и дислокацион-

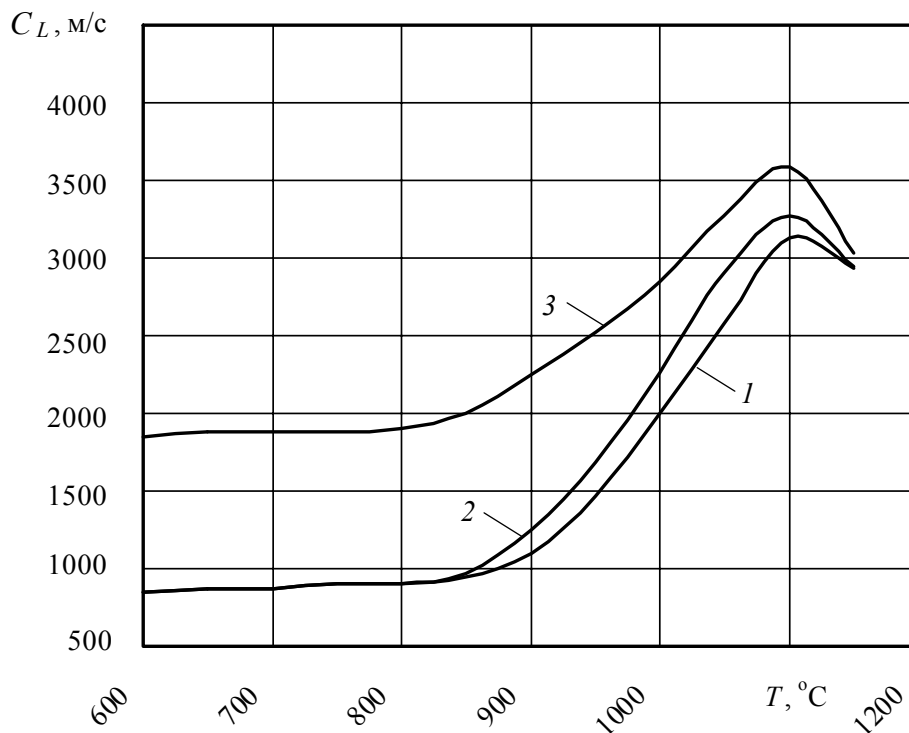


Рис. 3. Зависимость физико-механических характеристик керамики ТВ-3 от температуры спекания: 1 - статическое прессование; 2 - ударно-волновая активация; 3 - взрывное прессование

ных комплексов, начинают активно развивать контактные зоны при температуре, лежащей в области на 20 ... 40 градусов ниже. Подобное поведение характерно для всех исследуемых материалов.

Таким образом, проведенные исследования указывают на значительное влияние на процесс уплотнения порошковых заготовок технологической приемственности материала и показывают, что термодинамически менее устойчивое состояние образцов после взрывного нагружения и ударно-волновой активации способно снижать пороговые значения температур дислокационно-вязкого течения и обеспечивать высокую активность процессов усадки при спекании в области более низких температур.

Полученные знания термодинамического состояния системы и действующих механизмов структурообразования керамики в процессе нагрева дают ключ к возможности формирования необходимых свойств будущего изделия.

#### Библиографический список

1. Атрощенко, Э. С. Технология спекания сегнетокерамических материалов после взрывного нагружения / Э. С. Атрощенко, А. Е. Розен, Н. В. Голованова // Технический прогресс в атомной промышленности. Сер: Новые промышленные технологии. – 1995. – вып. 2. – С. 3-10.
2. Розен, А. Е. Научные основы технологии взрывного прессования сегнетокерамических материалов / А. Е. Розен // Межотраслевой науч.-тех. сб. ВИМИ «Технология». Сер.: Конструкции из композиционных материалов. – 1996. – № 1.
3. Розен А. Е. Особенности формирования структуры и свойств керамики, обработанной взрывом, при спекании / А. Е. Розен, Н. В. Голованова, А. В. Прыщак // Сб. ученых трудов ун-та: Сер. «Машиностроение». Вып.1.- Пенза: Изд-во Пенз. гос. тех. ун-та, 1996. – С. 38-42.
4. Розен, А. Е. Разработка научных основ формирования структуры и свойств композиционных материалов с улучшенными свойствами, полученных взрывным прессованием / А. Е. Розен, Э. С. Атрощенко, Н. В. Голованова // Материаловедение. – 1998 – № 4. – С. 6-9.
5. Ивенсен, В. А. Кинетика уплотнения металлических порошков при спекании / В. А. Ивенсен // М.: Металлургия, 1971 – 272 с.
6. Розен, А. Е. Термическая обработка керамических заготовок после взрывного нагружения / А. Е. Розен, Н. В. Голованова, В. А. Дурнев, А. В. Прыщак // Тез. докл. II собрания металлургов России. – Пенза, 1994. – С. 11-13.
7. Горяев, Г.А. Методика определения плотности пористых брикетов / Г.А. Горяев, Л. В. Баранова // Заводская лаборатория. – 1978. – Т.44. – № 3.
8. Шоршоров, М.Х. О роли термической активации в процессе образования соединения в твердой фазе / М.Х. Шоршоров, В. П. Алехин, А. И. Мазур, В. А. Колисниченко, Молчанов Б. А.// Тез. докл. XVII Московской итоговой конф. сварщиков. - М.: Машиностроение, 1974. – С. 16-18.

УДК 621.791.76:621.7.044.2

*В. М. Оголихин, к-т техн. наук, С. Д. Шемелин, к-т техн. наук*

## **ВЗРЫВНОЕ КОМПАКТИРОВАНИЕ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ АМПУЛАХ**

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

Приведены результаты исследования возможности взрывного компактирования порошковых материалов в металлических ампулах сложной конфигурации.

The results of investigation of possibilities for explosive compacting of powder materials in metal ampoules of irregular shape are shown.

**Ключевые слова:** взрывное компактирование, ударная волна сжатия, металлокерамические композиты

**Keywords:** explosive compacting, compression shock, metal-ceramic composites

Прогресс в различных областях современной техники в значительной степени зависит от создания и широкого применения новых материалов. Область возможного применения того или иного материала в первую очередь определяется его компонентами [1]. Взрывное компактирование порошковых материалов позволяет создавать композиции, недоступные для обычных способов изготовления. Из металлических порошков получают псевдосплавы, не сплавляющиеся и не соединяющиеся между собой, при использовании смесей металлических и неметаллических порошков получают изделия из металлов с неметаллическими соединениями [2]. Процессы, протекающие в порошке при его взрывном компактировании, отличаются от подобных при изостатическом прессовании. При взрывном компактировании не происходит одновременного уплотнения по всему объему изделия. Ударная волна, проходя через порошок, оставляет за собой спрессованный материал. Высокая скорость нагружения в очень короткое время ударного импульса приводит к повышению температуры до значений порядка точки плавления прессуемого материала и может вызывать частичное спекание композита [3]. Свойства заготовок, их плотность в значитель-

ной степени зависит от схем взрывного прессования. Различные схемы взрывного прессования наиболее полно представлены в работах [4, 5]. В данной работе рассматривается взрывное компактирование порошковых материалов в специальных контейнерах – цилиндрических ампулах скользящей ударной волной сжатия, образующейся в результате подрыва зарядов взрывчатого вещества. В процессе разработки схем взрывчатого компактирования порошковых материалов в цилиндрических ампулах необходимо обеспечить однородность нагружения по длине ампулы, исключить образование трещин и разрушений в радиальном и осевом направлениях, исключить неоднородность компакта по объему.

Общее решение этих задач не представляется возможным ввиду чрезвычайной сложности процессов и недостатка информации о свойствах материалов при высоких давлениях и скоростях деформации. Поэтому отработка технологических схем взрывного обжатия ампул осуществляется в значительной степени экспериментальным путем на основе накапливаемого опыта.

С использованием схемы взрывного компактирования порошковых материалов в ци-

линдрических ампулах в КТФ ИГиЛ разработано несколько способов изготовления металло-керамических изоляторов в виде втулок и пальцев, болтов, упоров и т.д. на основе порошков оксида алюминия ( $Al_2O_3$ ) и нитрида алюминия ( $AlN$ ). В цилиндрических ампулах смесь данных порошков компактируется энергией взрыва в сплошные металлокерамические цилиндрические заготовки, из которых изготавливаются изоляторы. Керамический слой толщиной от 4 до 15 мм, диаметром от 20 до 400 мм обеспечивает в изоляторах электрическое сопротивление до 5 кОм при высоких температурах в атмосфере, содержащей сернистый газ и металлическую пыль.

На рис. 1 представлена фотография металло-керамических втулок, изоляторов для серийно изготавливаемых узлов электрометаллургического оборудования.

Одним из примеров конкретного использования взрывного компактирования порошковых материалов в ампулах сложной конфигурации может служить исследовательско-конструкторская работа, проведенная в КТФ ИГиЛ, по созданию малоразмерных контейнеров для хранения и перевозки радиоактивных веществ на

основе порошковых композиционных материалов [6].

В данной работе в серии экспериментов компактирование смеси порошковых материалов на основе карбида вольфрама и меди проводилось в технологических ампулах, имеющих цилиндрическо-сферическую форму тел вращения (рис. 2).

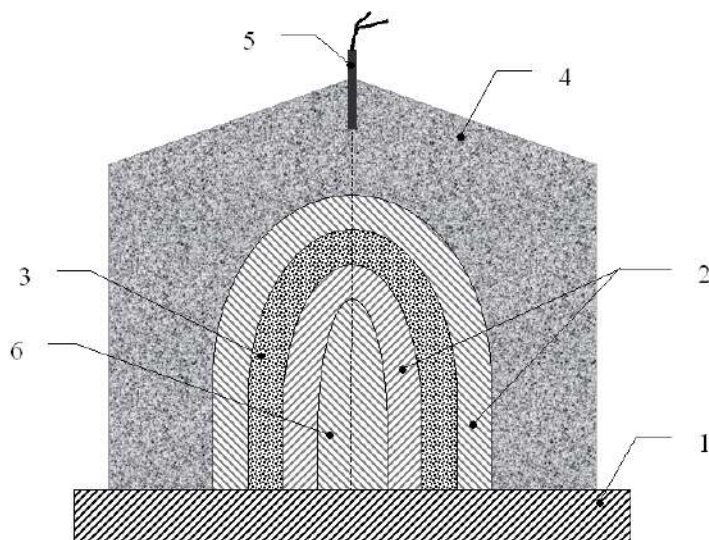
Во внутреннюю полость технологической ампулы между внутренней и наружной стальными оболочками засыпался порошок карбида вольфрама и меди. Для обеспечения осесимметричных условий взрывного компактирования над ампулой устанавливали заряд взрывчатого вещества. Заряд в верхней части выполнялся коническим или полусферическим, а в нижней – цилиндрическим. Высоту и диаметр цилиндрической части заряда делали на 20 ... 30 % больше высоты и диаметра цилиндрическо-сферической ампулы. Иницирование осуществляли детонатором из вершины конической части заряда.

Использование данной схемы взрывного компактирования позволило получить нормально-скользящее падение фронта ударной волны сжатия к сферической и цилиндриче-



Рис. 1. Фото металлокерамических втулок-изоляторов





**Рис. 2 - Упрощенная схема взрывного компактирования порошковых материалов в ампулах сложной конфигурации:**

*1* – основание; *2* – сферическо-цилиндрическая ампула (с внутренней и внешней оболочками); *3* – полость технологической ампулы со смесью порошков; *4* – заряд взрывчатого вещества; *5* – детонатор; *6* – технологическая вставка

ской поверхностям ампулы, что способствовало исключению радиальных сдвиговых эффектов в порошке и уменьшению нежелательной деформации ампулы в целом.

Из полученных после взрывной обработки технологических ампул с композиционным материалом изготавливали элементы защитных устройств. На рис. 3 представлена фотография

опытного композиционного малоразмерного контейнера, состоящего из трех слоев: сталь – композиционный материал – (спрессованная смесь порошков карбида вольфрама и меди) – сталь.

Показанный на рис. 3 композиционный малоразмерный контейнер в изготовлении имеет большую трудоемкость и металлоемкость, рез-



**Рис. 3 - Фото опытных композиционных малоразмерных контейнеров для защиты от ионизирующих излучений**



**Рис. 4 – Разрезанный трехслойный диск:**

1 – диск из спрессованной смеси порошков WC : Cu (80% : 20 % весовых);  
2 – диск прессовочный; 3 – основание

ко возрастающую при увеличении его габаритов. Поэтому была разработана конструкционная схема более простого в изготовлении контейнера, включающего в качестве основных элементов трубу с внешней и внутренней оболочками из стали и порошковым материалом между ними и многослойные плоские крышки, состоящие также из трех слоев: сталь – спрессованный порошок – сталь.

При отработке технологий изготовления указанных изделий были получены труба с внутренним и внешним диаметрами 60 мм и 110 мм соответственно и длиной 330 мм, а также монолитный трехслойный диск (сталь – карбид вольфрама, медь – сталь) диаметром 135 мм, высотой 15 мм, пригодные для изготовления контейнера.

Кроме того, удалось получить из смеси порошков карбида вольфрама и меди (80 % : 20 % весовых) монолитный диск диаметром 100 мм и толщиной 3 мм (рис. 4), который может быть использован как самостоятельный элемент при изготовлении крышек контейнера.

Проведенные работы показывают, что технология взрывного компактирования порошковых материалов в металлических ампулах сложной конфигурации является перспективной для получения металлокерамических композитов, обладающих специальными свойствами, и может быть широко использована в различных отраслях промышленности.

#### Библиографический список

1. Анциферов, В. Н. Композиционные материалы и конструкции на основе титана и его соединений. Монография / В. Н. Анциферов, Л. Д. Сиротенко, А. М. Ханов, И. В. Яковлев. – Новосибирск: Изд-во ин-та Гидродинамики СО РАН, 2001.
2. Крупин, А. В. Процессы обработки материалов взрывом. Учебное пособие для ВУЗов. / А. В. Крупин, С. Н. Калужный, Е. А. Атабеков, В. Я. Соловьев, М. И. Орлов. – М.: Металлургия, 1996.
3. Кузьмин, Г. Е. Экспериментально-аналитические методы в задачах динамического нагружения материалов / Г. Е. Кузьмин, В. В. Пай, И. В. Яковлев. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2002.
4. Крупин, А. В. Обработка материалов взрывом / А. В. Крупин, В. Я. Соловьев, Г. С. Попов, М. Г. Крыстев. – М.: Металлургия, 1991 – 496 с.
5. Рогозин, В. Д. Взрывная обработка порошковых материалов: Монография. – ВолГТУ. Волгоград, 2002 – 136 с.
6. Ким, И. С. Перспективные малоразмерные контейнеры для хранения и перевозки радиоактивных веществ на основе порошковых композиционных материалов / Крупин А.В., Соловьев В.Я., Попов Г.С., Крыстев М.Г. и др. // VI международная конференция, г. Белово, 2 –3 марта 2006 г.

УДК621.74

*В. В. Юрасов, инженер, Т. Ш. Сильченко, инженер,  
Н. А. Кидалов, д-р техн. наук, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ ЖИДКОГО СТЕКЛА ЗА СЧЕТ УДАРНО-ВОЛНОВОЙ ОБРАБОТКИ РАСТВОРЯЕМОГО ТВЕРДОГО КОМПОНЕНТА

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Исследована возможность повышения производительности процесса получения жидкого стекла путем ударно-волновой обработки.

Possibilities for productivity increase of the process of liquid glass production through impact-wave treatment were investigated.

**Ключевые слова:** ударно-волновая обработка, пресс-форма, жидкое стекло, удельный импульс

**Keywords:** impact-wave treatment, mould, soluble potassium, specific pulse

На сегодняшний день жидкое стекло является одним из крупнотоннажных продуктов неорганического синтеза, производимого во всех индустриально развитых странах мира. Благодаря комплексу ценных свойств, экологической чистоте производства, дешевизне и доступности сырья, жидкое стекло нашло широкое применение в самых разнообразных отраслях промышленности [1], из которых наиболее крупным потребителем является машиностроительное производство, использующее около одной трети изготавливаемого в стране растворимого силиката натрия [2].

В машиностроении жидкое стекло применяют в качестве связующего для изготовления форм и стержней при производстве отливок в разовых песчаных формах [3] и по выплавляемым моделям [3, 4, 6], в составе экзотермических смесей и для приготовления противопожарных красок [5], а также при изготовлении покрытий штучных сварочных электродов и керамических флюсов для дуговой электро-сварки [3, 5].

Развитие отечественной промышленности требует дальнейшего увеличения объема произ-

водства жидкого стекла, в связи с чем повышение производительности изготовления этого востребованного продукта представляется актуальной задачей.

Анализ литературных данных [1...6] (без учета того, что в отдельных случаях жидкое стекло может производиться в виде побочного продукта основного производства [1] либо являться одним из продуктов комплексной переработки минерального сырья [2]) позволяет выделить два способа промышленного производства жидкого стекла.

Способ получения жидкого стекла, заключающийся в прямом растворении кремнесодержащих компонентов в едких щелочах с получением требуемых щелочно-силикатных растворов за один технологический передел [6], несмотря на кажущуюся простоту, не получил значительного промышленного распространения. Это объясняется рядом причин, главными из которых являются: длительность и нестабильность технологического процесса, обусловленная широким диапазоном состава и свойств исходного кремнесодержащего сырья; жесткие условия процесса растворения (давле-

ние, температура); значительно худшее по сравнению с жидким стеклом из силикат-глыбы качество готового продукта; большое количество промышленных отходов; сложность получения высококомодульных стекол [1].

Основным способом изготовления жидкого стекла является автоклавное растворение в воде щелочно-силикатных твердых стекол состава  $\text{Na}_2\text{O} \cdot n \text{SiO}_2$ ,  $\text{K}_2\text{O} \cdot n \text{SiO}_2$  и  $\text{K}_2\text{O} \cdot p \text{Na}_2\text{O} \cdot \text{SiO}_2$  [3], которые производятся в качестве товарного продукта в виде силикат-глыбы в соответствии с ГОСТ 13079–81, ОСТ 21–3–86 и ТУ 21–23–109–78. Как правило, автоклавное растворение осуществляется самим предприятием-потребителем жидкого стекла (на предприятиях машиностроения, целлюлозно-бумажных фабриках, строительных комбинатах и т. п.), имеющим для этих целей специальные производственные участки. Таким образом, основной способ производства жидкого стекла включает в себя два основных технологических передела: изготовление растворимого сырья (растворимых силикатов натрия и калия) и, собственно, производство конечного продукта (жидкого стекла, посредством автоклавного растворения силикат-глыбы).

Автоклавное растворение стекловидных щелочных силикатов производится в стационарных, передвижных и вращающихся барабанных автоклавах, представляющих собой герметичные стальные сосуды цилиндрической или шаровой форм, оборудованные люками, кранами, манометрами предохранительными клапанами и т. д. Как в стационарных, так и во вращающихся автоклавах разогрев силикат-глыбы с последующим поддержанием необходимых величин температуры и давления осуществляется

острым паром. Процесс растворения осуществляется при обеспечении давления порядка 0,3 ... 0,7 МПа и температуре 140 ... 180 °С. Продолжительность процесса варки в стационарных автоклавах составляет в среднем 5 ... 6 ч, превышая время растворения щелочного силиката во вращающихся автоклавах (3 ... 4 ч) [1, 2].

В качестве основных недостатков, присущих растворению как в стационарных, так и во вращающихся автоклавах, кроме довольно продолжительного времени растворения исходного сырья, следует особо выделить образование нерастворимого осадка, составляющего около 10% от общей загрузки силиката, в результате чего процесс автоклавного растворения неразрывно сопряжен с операциями отстаивания и фильтрации готового продукта, продлевающими продолжительность производственного процесса и требующими дополнительного оборудования (отстойники, фильтропрессы).

Очевидно, что процесс изготовления жидкого стекла с растворением сырья автоклавным способом крайне низкотехнологичен. Вместе с тем, последующие разработки процессов полуавтоклавного и безавтоклавного растворений силикат-глыбы, подробно рассмотренные в [1, 2], также не смогли ощутимо повысить производительность изготовления жидких стекол, поскольку оба способа сопряжены с дополнительной операцией предварительного измельчения кусков щелочного силиката, для осуществления которой требуется специальное энергоемкое оборудование (прессы, молотковые дробилки, шаровые мельницы и т. п.).

Целью настоящей работы явилось исследование возможности сокращения длительности

и снижение энергоемкости технологического процесса производства жидкого стекла.

Из анализа рассмотренных способов изготовления жидкого стекла посредством растворения силикат-глыбы следует, что основным препятствием на пути повышения производительности технологического процесса изготовления жидкого стекла является плохая растворимость щелочных силикатов как в воде, так и в щелочных растворах. Вместе с тем, в литературе имеется ряд работ [8 ... 14], в которых приводятся решения весьма схожих задач. Так, например, для переработки термостойких полимеров в изделия, весьма затруднительной обычными способами вследствие повышенной жесткости цепей макромолекул и сильного межмолекулярного взаимодействия, исследователями [12 ... 14] предлагается использовать энергию взрыва. Ударно-волновая обработка (УВО) подобных полимеров при оптимально выбранном давлении способна не только компактировать порошковые полимеры в изделия,

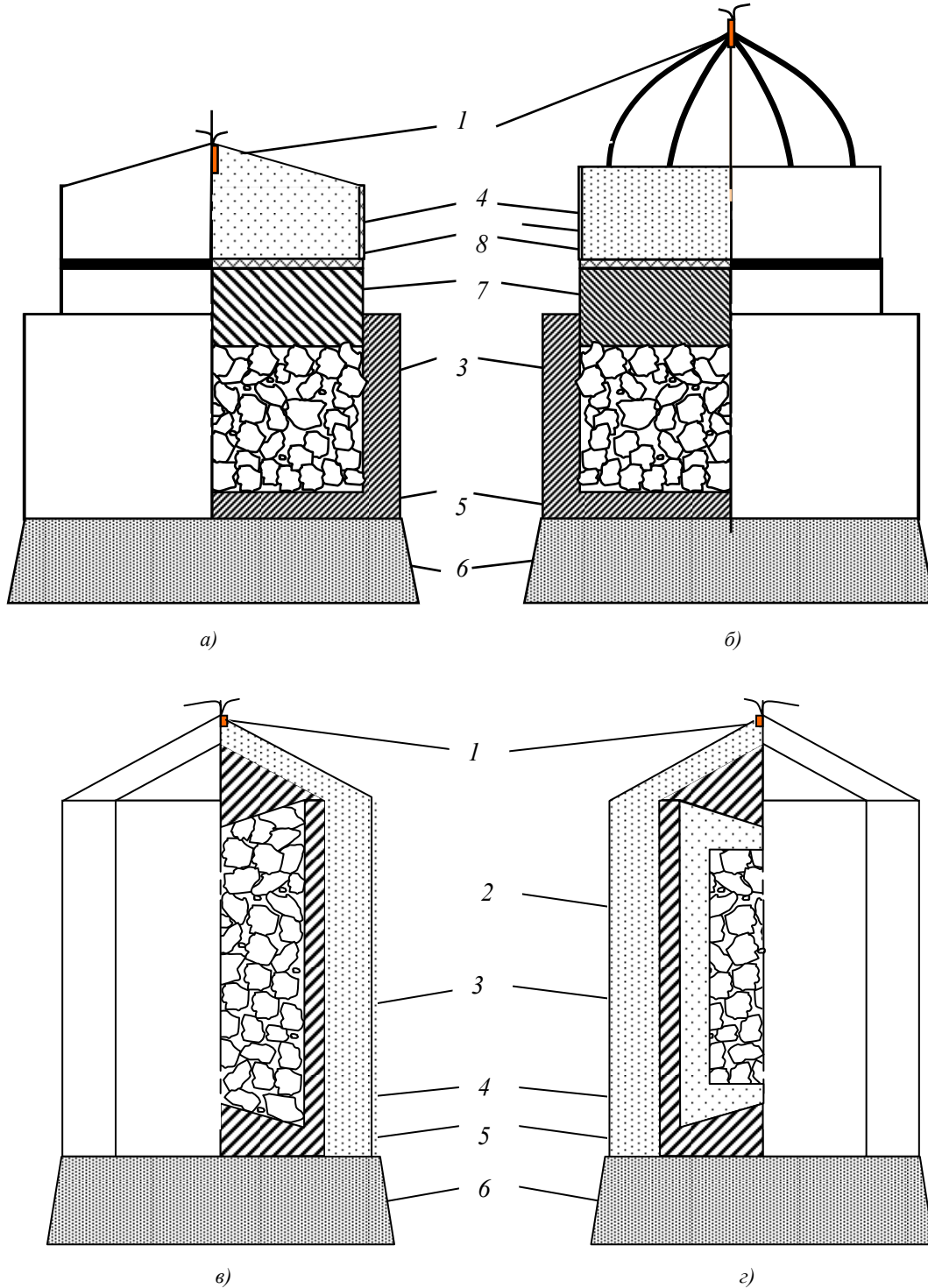
но и значительно улучшать их свойства за счет процесса активации.

На наш взгляд, ударно-волновая обработка при помощи энергии бризантных взрывчатых веществ (ВВ) также может способствовать, помимо увеличения удельной поверхности до нескольких десятков  $\text{м}^2/\text{г}$  [10, 11], дополнительной активации частиц щелочного силиката, что, в конечном итоге, должно повлиять на растворимость силикат-глыбы в воде и щелочных растворах.

Предлагаемый способ позволяет варьировать в весьма широком диапазоне величину и продолжительность давления, не накладывая при этом каких-либо ограничений на объем обрабатываемого силиката. Ударно-волновая обработка силикат-глыбы полностью исключает применение сложных энергоемких машин и механизмов, не требуя, в свою очередь, привлечения специализированного оборудования. Кроме того, следует особо отметить быстротечность процесса, присущую высокоскорост-



Рис. 1. Пресс-формы, снаряженные зарядом ВВ, серии экспериментов ударно- волновой обработки силикат-глыбы



**Рис. 2. Схемы плоского (а, б) и ампульного (в, г) взрывного нагружения силикат глыбы:**  
 1 – электродетонатор; 2 – песок; 3 – силикат-глыба; 4 – заряд ВВ; 5 – металлическая пресс-форма; 6 –  
 песчаное основание; 7 – металлический поршень; 8 – демпфирующая прокладка

ному нагружению, в результате чего обработка необходимого объема сырья происходит за доли секунды.

Для экспериментальной проверки высказанной гипотезы на опытно-промышленном полигоне ВолгГТУ (рис. 1) была проведена серия

опытов, в которых УВО подвергали щелочной силикат натрия, имеющий значение модуля в диапазоне 2 ... 3,5. Взрывное нагружение силиката осуществляли по трем схемам, представленным на рис. 2.

Проектирование заряда ВВ предусматрива-

ло обеспечение реализации необходимого значения удельного импульса при воздействии детонационной волны на поверхность металлической пресс-формы, расчет которого выполняли следующим образом.

Удельный импульс  $i$  при воздействии детонационной волны на плоский поршень, возникающий при реализации схемы плоского нагружения (рис. 2, а, б) несложно рассчитать по зависимости [7]:

$$i = \frac{8}{27} \rho_0 H D, \quad (1)$$

где  $\rho_0$ ,  $H$  и  $D$  – соответственно плотность, высота и скорость детонации заряда ВВ.

В случае ампульной схемы нагружения

(рис. 2, в, з) применение зависимости (1) неприемлемо вследствие кривизны заряда ВВ. В этом случае выделим в сечении заряда площадку  $ds$ , ограничиваемую линиями кругового сектора, соответствующего бесконечно малому центральному углу  $d\varphi$  (рис. 3).

Полный импульс  $I$  при отражении детонационной волны от стенки определяется выражением [7]:

$$I = iS = \frac{8}{27} mD, \quad (2)$$

где  $S$  и  $m$  – соответственно площадь поперечного сечения заряда и масса ВВ.

В дифференциальной форме (для элементарного объема заряда  $dV$ ) формула (2) приоб-

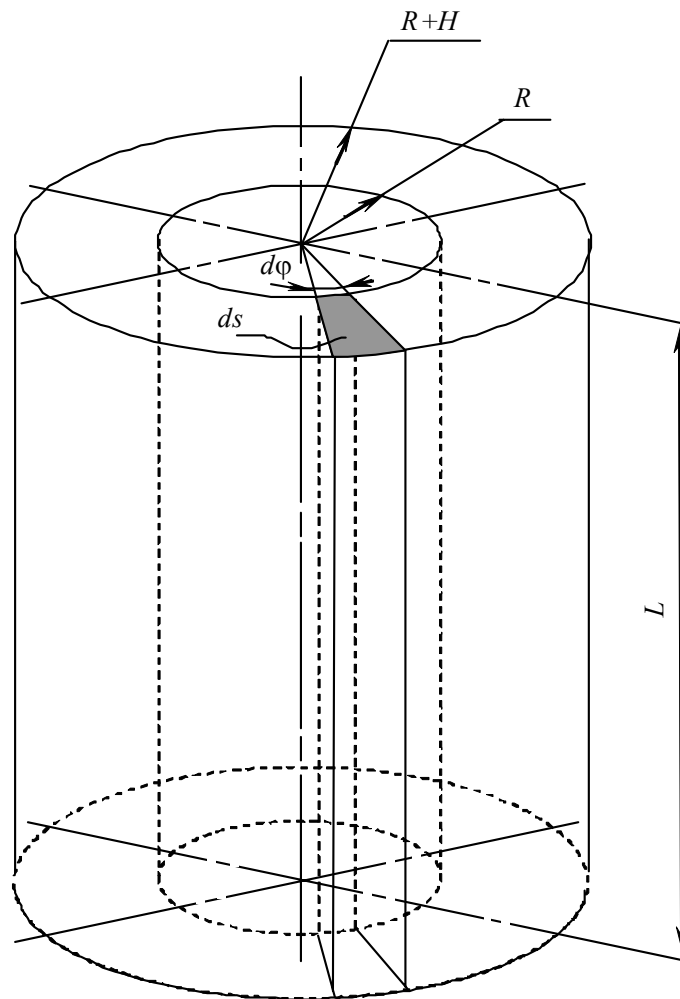


Рис. 3. К определению удельного импульса при отражении детонационной волны от цилиндрической поверхности ампулы наружным радиусом  $R$

ретаает вид

$$dI = \frac{8}{27} Ddm = \frac{8}{27} D\rho_0 dV, \quad (3)$$

где согласно рис. 3

$$dV = Lds. \quad (4)$$

Здесь  $L$  – длина цилиндрической части заряда ВВ.

Считая площадку  $ds$  трапецией с меньшим и большим основаниями соответственно  $dl_1$  и  $dl_2$  и высотой  $H$ , преобразуем выражение (3):

$$\begin{aligned} dI &= \frac{8}{27} D\rho_0 \frac{dl_1 + dl_2}{2} HL = \\ &= \frac{4}{27} DHL\rho_0 (2R + H)d\varphi, \end{aligned} \quad (5)$$

где  $R$  – наружный радиус ампулы.

Интегрируя (5), имеем:

$$\begin{aligned} I &= \frac{4}{27} \int_0^{2\pi} DHL\rho_0 (2R + H)d\varphi = \\ &= \frac{8}{27} \pi DHL\rho_0 (2R + H). \end{aligned} \quad (6)$$

Таким образом, удельный импульс  $i$  в случае схемы взрывного нагружения ампулы с на-

ружным радиусом  $R$  составляет

$$i = \frac{I}{S} = \frac{I}{2\pi RL} = \frac{8}{27} \rho_0 HD \left(1 + \frac{H}{2R}\right). \quad (7)$$

Исследование растворимости силиката натрия, подвергнутого ударно-волновой обработке, производили в лабораторных условиях в открытой емкости в следующей последовательности. В емкость заливали воду, нагретую до температуры  $40^\circ\text{C}$ , засыпали измельченную силикат-глыбу, после чего включали хронометр и перемешивали содержимое емкости стеклянной палочкой. Количественное соотношение воды и растворяемого силиката определялось требованиями к конечной плотности жидкого стекла.

В результате проведения серии экспериментов было установлено, что время растворения силиката натрия снизилось в десятки раз по сравнению с традиционными (автоклавным, полуавтоклавным и безавтоклавным) способами составляя в среднем 5 ... 8 минут

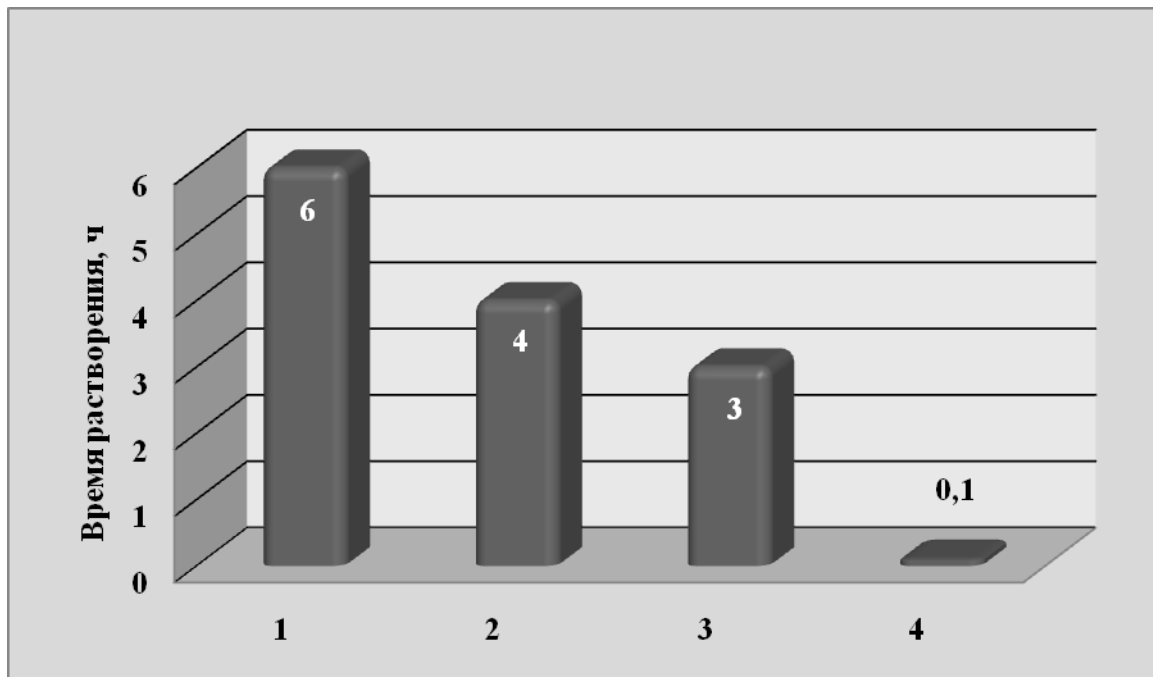


Рис. 4. Сравнительная диаграмма средних продолжительностей процессов растворения щелочных силикатов различными способами:

1 – растворение в стационарном автоклаве; 2 – растворение во вращающемся автоклаве; 3 – безавтоклавное растворение с предварительным измельчением (1 мм); 4 – безавтоклавное растворение силикат-глыбы после УВО





Рис. 5 Разрушенная пресс-форма (величина удельного импульса 0,22 МПа·с)

(рис. 4). При этом был также обнаружен весьма интересный с научной точки зрения факт отсутствия нерастворимого осадка в результате всех без исключения экспериментов.

Достоверно установлено, что время растворения порошкообразной силикат-глыбы после УВО зависит от величины удельного импульса  $i$ . Так наименьшая продолжительность операции растворения (5 ... 8 минут) наблюдается при реализации удельного импульса в диапазоне 0,12 ... 0,2 МПа·с. При снижении удельного импульса менее 0,12 МПа·с время растворения измельченной силикат-глыбы резко возрастает (до 1,5 часов при  $i=0,1$  МПа·с), что может быть объяснено недостаточной степенью активации частиц силиката натрия. Удельный импульс свыше 0,2 МПа·с приводит к разрушению пресс-формы, в результате чего происходит частичная потеря и загрязнение обработанного щелочного силиката (рис. 5).

Тем не менее, достоверное установление причин аномально низкого времени растворения силикат-глыбы без образования осадка, что

достигается исключительно после ударно-волновой обработки, представляет большой научный и практический интерес и требует проведения серьезных дополнительных исследований, что и предстоит сделать в дальнейшем.

#### Выводы

1. Ударно-волновая обработка силикат-глыбы различного модуля в объеме пресс-формы способствует увеличению удельной поверхности и активации щелочного силиката, в результате чего последний растворяется в нагретой воде без образования нерастворимого осадка за время, составляющее в среднем 5 ... 8 минут, в десятки раз меньшее по сравнению с известными (автоклавным, полуавтоклавным и безавтоклавным) способами, используемыми при производстве жидкого стекла.

2. Установлено, что наибольшую скорость растворения измельченной и активированной силикат-глыбы обеспечивает реализация удельного импульса при воздействии детонационной волны на поверхность металлической пресс-

формы в диапазоне 0,12 ... 0,2 МПа·с.

3. Использование УВО силикат-глыбы предоставляет реальную возможность на порядок повысить производительность технологического процесса изготовления жидкого стекла различного модуля с одновременным снижением энергозатрат, во-первых, в результате значительного сокращения длительности производственного процесса, обеспечиваемого быстротечностью операций дробления и растворения силиката, и отсутствием операций фильтрования и отстаивания готового продукта и, во-вторых, за счет отказа от сложного специализированного оборудования и сопряженных с его использованием энергозатрат.

#### Библиографический список

1. Григорьев, П. Н. Растворимое стекло / П. Н. Григорьев, М. А. Матвеев. – М.: Промстройиздат, 1956. – 444 с.
2. Корнеев, В. И. Растворимое и жидкое стекло / В. И. Корнеев, В. В. Данилов. – Спб.: Стройиздат, 1996. – 215 с.
3. Жуковский, С. С. Технология литейного производства: формовочные и стержневые смеси / А. Н. Болдина, А. И. Яковлева, А. Н. Поддубного; под ред. С. С. Жуковского – Брянск.: БГТУ, 2002. – 470 с.
4. Жуковский, С. С. Формы и стержни из холоднотвердеющих смесей / С. С. Жуковский, А. М. Лясс. – М.: Машиностроение, 1985. – 24 с.
5. Тотурбиев, Б. Д. Строительные материалы на основе силикат-натриевых композиций / Б.Д. Тотурбиев – М.: Стройиздат, 1988. – 205 с.
6. Формовочные материалы и технология литейной формы: Справочник. М.: Машиностроение, 1993. – 430 с.
7. Физика взрыва / под ред. К. П. Станюковича. Изд. 2-е. – М.: Наука, 1975. – 704 с.
8. Витенко, А. Е. Взрывное дробление керамических порошков / А. Е. Витенко, Б. М. Гелунов, А. А. Максименко, Н. В. Орешин, А. В. Попов, Е. Б. Хохлов // *Металловедение и прочность материалов: межвуз. сб. науч. трудов / ВолгПИ. – Волгоград, 1978. – Вып. 9. – С. 72-76.*
9. Ананьин, А. В. Воздействия ударных волн на тугоплавкие соединения / А. В. Ананьин, О. Н. Бреусов, А. Н. Дремин // *Порошковая металлургия. – 1976. – №9. – С. 68-71.*
10. Бреусов, О.Н. Воздействие ударных волн на неорганические вещества: Автореф. дис. докт. хим. наук. – Черноголовка, 1975. – 40 с.
11. Адаменко, Б. Г. Дробление и активация хрупких порошков при ударном сжатии / Б. Г. Адаменко, Б. М. Гелунов, А. Ф. Трудов, В. С. Мамедов, А. В. Попов, Т. И. Рыжкова // *Материаловедение и прочность материалов: межвуз. сб. науч. трудов / ВолгПИ. – Волгоград, 1975. – Вып. 7. – С. 167-172.*
12. Ударная-волновая обработка композиций на основе аропласта / Н.А. Адаменко, Г.В. Агафонова, В.Н. Арисова, С.М. Рыжова // *НПМ-2007 сб. научн. тр. междунар. конф. - Волгоград, 2007. – С. 95- 96.*
13. Структура и свойства композиций фенилона после взрывной обработки / Н. А. Адаменко, Н. Х. Нгуен, П. А. Литвинов // *НПМ-2007 сб. научн. тр. междунар. конф. – Волгоград, 2007. – С. 96-97.*
14. Влияние ударно-волновой обработки на структуру и термомеханические свойства наполненных полимерных композитов / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, И. И. Криволицкая, Д. А. Никулин // *НПМ-2007 сб. научн. тр. междунар. конф. – Волгоград, 2007. – С. 92 - 93.*

УДК 621.9

*А. В. Илясов, к-т техн. наук***ФОРМИРОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Fe-WC-Ti**Донской государственный технический университет, [ilysov@dstu.ru](mailto:ilysov@dstu.ru)

В работе исследовано формирование с помощью наплавки износостойкой структуры металломатричных композитов.

Formation of wear-resisting structure of metal matrix composite materials with surfacing was investigated in the paper.

**Ключевые слова:** износостойкое покрытие, металломатричный композит, структура, твердость

**Keywords:** wear-resistant coating, metal-matrix composite, structure, hardness

**Введение**

Применение наплавленных износостойких покрытий на основе металломатричных композитов (ММК) системы «Fe-WC-Ti» для формирования свойств поверхностного слоя деталей машин, работающих в условиях сильного абразивного износа, предъявляет повышенные требования к их служебным характеристикам.

Разработанные процессы наплавки, широко используемые для модификации свойств поверхности изделий (работающих в условиях абразивного износа) обеспечивают получение износостойких композиционных покрытий с качественным соединением слоёв со стальными изделиями и требуемыми физико-механическими характеристиками. Исследованию процессов наплавки композиционных покрытий посвящены работы [1 ... 15], в которых авторами, в основном рассматривались возможности получения композиционных материалов, и остались недостаточно изученные вопросы влияния электронной подсистемы и особенностей химической связи на их структуру и свойства. Продолжение исследований в этой области является актуальным как в научном, так и практическом плане.

Выполненные в последнее годы глубокие исследования в области разработки композици-

онных материалов на основе литого карбида вольфрама [12, 16 ... 18] установили частичное растворение зерен релита и обогащение матрицы вольфрамом и углеродом, что может сопровождаться образованием стабильных и нестабильных эвтектик. Авторами показано, что релит незначительно растворяется при наплавке ММК в матрице на медно-никелевой основе и существенно обогащает вольфрамом матрицу на основе железа. Эмпирически установлено, что растворение увеличивается с ростом потребляемой мощности и температуры расплава, поэтому технологических решений этой задачи до сих пор предложено не было.

Важный аспект промышленной актуальности проблемы состоит в том, что наиболее остро для крупных производителей стоит задача повышения эксплуатационных свойств покрытия (прочность, долговечность) на фоне снижения их стоимости.

**Постановка задачи.**

Продолжение исследований в этой области, с учетом накопленного опыта, обусловлено необходимостью создания научно-обоснованных методик прогнозирования и контроля свойств применяемых композиционных материалов. Научное решение проблемы лежит в области создания многокомпонентных

композиций на стальной основе. Это требует получения комплекса данных о взаимосвязи состава, структуры и свойств материала покрытия, что и является предметом настоящей работы.

### Методы исследования.

Структуру композиционных покрытий исследовали металлографически на поперечных микрошлифах на растровом (сканирующем) электронном микроскопе (Electron Back Scattering, JEOL). Обработка данных проводилась с использованием компьютерных программ (EDAX Inc.). Для измерения микротвёрдости отдельных фаз (по Виккерсу) использован световой микроскоп «Olympus» с встроенным индентором. Обработка цифровой фотографии отпечатка, получаемого индентором в автоматическом режиме при нагрузке  $50 \cdot 10^{-2}$  кг, проводилась с помощью программного обеспечения, поставляемого к данному оборудованию.

Для рентгеноструктурных исследований применялся дифрактометр «Siemens» с использованием  $\text{CuK}\alpha_1$ -излучения ( $\text{K}\beta$ -фильтр) и специального программного обеспечения. Содержание карбидных фаз в процентном отношении определялось как отношение интенсивностей их наиболее сильных дифракционных отражений к интенсивности линии (110) для  $\alpha$ -Fe аналогично методике Д. М. Гуреева [19].

В рамках исследований основных свойств покрытий на основе металломатричных композитов проводили испытания на абразивный износ, а также измерения его толщины и однородности. Для аналитических оценок использована физическая модель абразивного износа, разработанная ранее [20] для ГЦК структур. В работе [21] модель износа адаптирована на

класс сверхструктур, фаз Лавеса и гексагональных структур типа WC и показана возможность её использования для прогнозирования трибологических и функциональных свойств износостойких покрытий на основе металломатричных композитов. В данной модели относительная износостойкость композиционного покрытия связывается с характеристиками электронной структуры

$$I_{\text{омн}} = b \times \left\{ \left( a \left\{ \int_{E_b}^{E_F - \Delta} E \cdot N(E) dE + \Delta \cdot E_F e^{\frac{\varepsilon E}{K_c T}} + K_C \right\} + K_{H1} \right)^2 + K_{H2} \right\} \quad (1)$$

где  $E$  – энергия состояния, Ридберг;  $E_F$  – энергия Ферми;  $E_b$  – энергия дна валентной полосы;  $\Delta$  – энергетический интервал в окрестности уровня Ферми;  $\varepsilon$  – абсолютная термоЭДС;  $T$  – термодинамическая температура;  $K_c$  – энергия электронов всех атомов (соединения) в свободном состоянии, Ридберг;  $K_{H1}$  (Рид),  $K_{H2}$  (ГПа) – варьируемые параметры;  $b$  – размерный коэффициент пропорциональности,  $\text{м}^2/\text{Н}$ .

В формуле (1) выражение в фигурных скобках определяет величину механической твёрдости материала наплавки [21]

$$H = \left( a \left\{ \int_{E_b}^{E_F - \Delta} E \cdot N(E) dE + \Delta \cdot E_F e^{\frac{\varepsilon E}{K_c T}} + K_C + K_{H1} \right\} \right)^2 + K_{H2} \quad (2)$$

где  $a = 1$  ГПа/Рид.

Данная зависимость связывает относительную износостойкость материала покрытия с такими параметрами его электронной структуры как плотность электронных состояний, энергия Ферми, количество валентных электронов, энергия химической связи атомов и величина абсолютной термоЭДС.

Известно [22], что структурно-

чувствительным параметром, наряду с другими, может служить величина и знак абсолютной термоЭДС. Последние определяются характером распределения ПЭС в окрестности уровня Ферми в соответствии с моделью Мотта. Оценки абсолютной термоЭДС получены с использованием приближения Мотта, ранее применённого авторами работы [20] к твёрдым сплавам системы WC-TiC/Co

$$\varepsilon_d \approx 0,18 \cdot 10^{-8} T \left\{ \frac{dN_d}{N_d dE} \right\}_{E_F}, \quad (3)$$

где  $\varepsilon_d$  – термоЭДС определяется в В/К, энергия определяется в Ридбергах, а температура в Кельвинах,  $N_d$  – плотность состояний  $d$  – электронов на уровне Ферми  $E_F$ .

**Моделирование кристаллической и электронной структуры карбидных фаз системы Fe-W-C.** Рассматриваемая модель износостойкости предполагает использование одного из зонных методов расчёта плотности электронных состояний (ПЭС). В данной работе использован метод ПЛКП, описанный в работе [23]. Основное затруднение здесь было обусловлено выбором расчётного кластера для моделирования сверхструктуры  $\eta$ -Fe<sub>6</sub>W<sub>6</sub>C, что связано с ограничениями метода ПЛКП для расчёта плотности состояний электронных подсистем атомов в сложных соединениях.

Авторами [24] экспериментально установлено количественное содержание следующих структурных составляющих композиционного материала: WC, FeW<sub>3</sub>C,  $\eta$ -Fe<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C,  $\eta$ -Fe<sub>6</sub>W<sub>6</sub>C, мартенсит. Для каждой фазы осуществлялось моделирование расчётного кластера перебором различных конфигураций атомов и определение расчётных параметров, используемых для оценки износостойкости в соответствии с соотноше-

нием (1). Моделирование осуществлялось перебором более 10 различных конфигураций атомов, для каждой из которых выполнялся расчёт полной и локальных парциальных ПЭС, определены числа заполнения и уровень Ферми, вычислены энергия  $K_c$ , величина диффузионной термоЭДС и энергия химической связи (на пару атомов W-C).

В качестве параметра оптимизации использованы величины термоЭДС и энергии химической связи (энергия когезии) в приближении Фриделя. Последняя, согласно известных физических представлений [25, 26], должна коррелировать с испытанием на твёрдость изучаемого материала. Оптимальное значение энергии когезии атомов W-C в сверхструктуре  $\eta$ -Fe<sub>6</sub>W<sub>6</sub>C составило величину 4,7 эВ/(на пару), что оказалось в 2,3 раза меньше чем в гексагональном карбиде вольфрама и не противоречит физическим представлениям и экспериментальным оценкам микротвёрдости данных соединений. Рассчитанные значения относительной износостойкости для сверхструктуры  $\eta$ -Fe<sub>6</sub>W<sub>6</sub>C составили величину  $I_{отн} = 213,9$  (при твёрдости 15,26 ГПа), что в 1,6 раз меньше относительно карбида вольфрама.

При комнатной температуре кратчайшая длина связи атомов вольфрама и углерода в ряду WC → FeW<sub>3</sub>C → Fe<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C → Fe<sub>6</sub>W<sub>6</sub>C составляет  $d_0 \sim 2,220 \text{ \AA}, 3,905 \text{ \AA}, 3,064 \text{ \AA}$  и  $3,022 \text{ \AA}$  соответственно, что определяет особенности их энергии химической связи, физические и механические свойства [27, 28]. Изучение закономерностей распределения парциальных зарядов валентных электронов в изученных системах показывает на доминирующую роль вкладов  $p$ - и  $d$ -электронов атомов железа и вольфрама.

Таблица 1

Сопоставление плотности электронных состояний на уровне Ферми  $N(E_F)$  и энергии когезии (на пару атомов) с расчётными и экспериментальными значениями микротвёрдости и модуля всестороннего сжатия  $B_0$  в соединениях WC, FeW<sub>3</sub>C, Fe<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C, Fe<sub>6</sub>W<sub>6</sub>C и мартенсита

Фаза	$N(E_F)$ , сост./яч.·Ру	Энергия когезии $E_{coh}$ , эВ	Модуль всестороннего сжатия $B_0$ , ГПа	Длина связи $d_0$ , Å	Микротвёрдость $H_{ц}$ , ГПа	
					теор.	экспер.
мартенсит	164,3	2,0	9,9*	0,841	8,30	7,58
FeW <sub>3</sub> C	78,4	2,7	15,0	3,905	10,43	-
Fe <sub>3</sub> W <sub>3</sub> C	19,7	4,2	35,0	3,064	14,77	14,93
Fe <sub>6</sub> W <sub>6</sub> C	105,3	4,7	36,7	3,022	15,26	-
WC	4,2	10,8	108,0; 97,3*	2,220	24,20	23,17

Роль электронной конфигурации железа проявилась в образовании направленных Fe *p* – C *s*, W *p* – C *s* связей, определивших перестройку электронного энергетического спектра при переходе от исходного WC к сверхструктуре  $\eta$ -Fe<sub>6</sub>W<sub>6</sub>C.

Найдены корреляции в изменении электронной энергетической структуры и механических свойств при переходе от прекурсора WC к сверхструктурам Fe<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C и Fe<sub>6</sub>W<sub>6</sub>C, проявляю-

щиеся в уменьшении более, чем в 1,5 раза энергии когезии  $E_{coh}$  и значении микротвёрдости  $H_{ц}$ . Данные представлены в табл. 1.

Графическая интерпретация полученных результатов (рис. 1) позволяет констатировать наличие зависимости между изменением энергии химической связи, как параметра электронной структуры, и значениями микротвёрдости в ряду WC → FeW<sub>3</sub>C → Fe<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C → Fe<sub>6</sub>W<sub>6</sub>C → мартенсит. В частности, в интервале

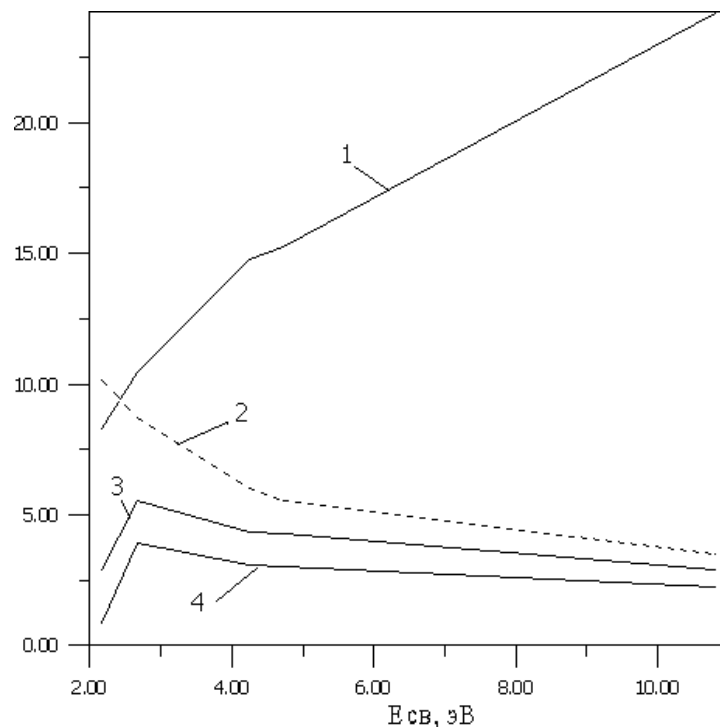


Рис. 1. Корреляционные зависимости микротвёрдости  $H_{ц}$  в ГПа (1), термоЭДС  $\varepsilon \cdot 10^3$  в мкВ/град (2), длины связи  $d$  в Å (3) и параметра элементарной решётки в Å (4)

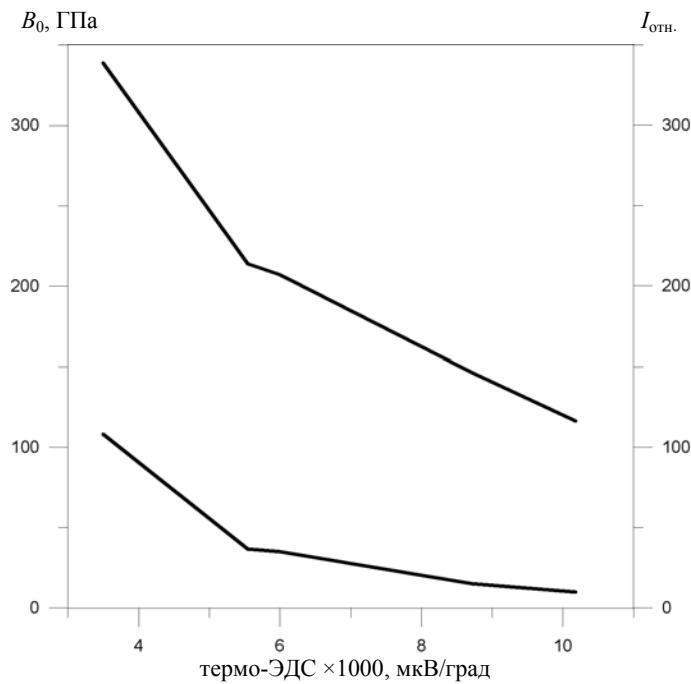


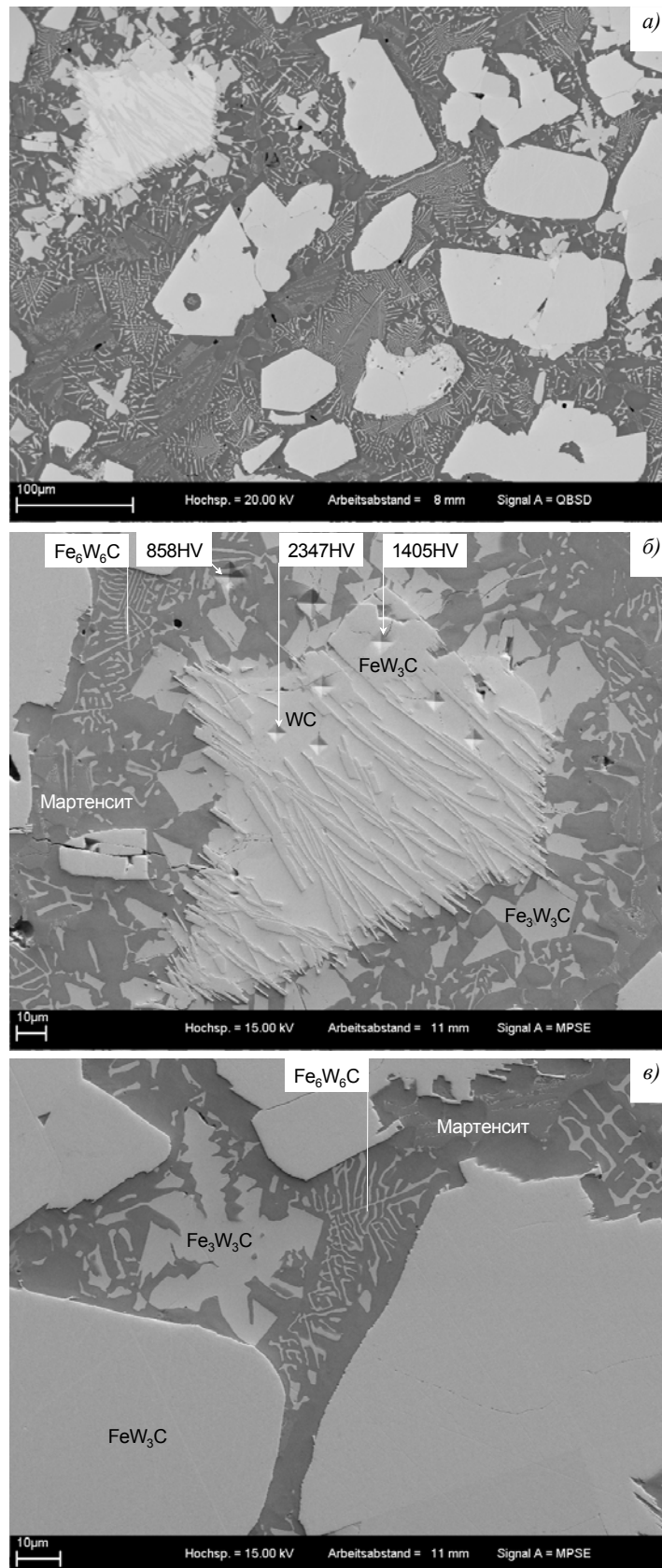
Рис. 2. Корреляционные зависимости износоустойчивости  $I_{отн}$  (кривая 1) и модуля всестороннего сжатия  $B_0$  (кривая 2) от величины термоЭДС карбидных фаз

(4,2 ... 10) эВ значений энергии химической связи, соответствующих ряду  $Fe_3W_3C \rightarrow Fe_6W_6C \rightarrow WC$ , для микротвёрдости наблюдается прямая пропорциональность. В этом же интервале энергий химической связи значения термоЭДС, длины связи и параметра решётки имеют обратно пропорциональную зависимость.

Учитывая то обстоятельство, что величина термоЭДС является структурно-чувствительным параметром организации субструктуры карбидной фазы можно дать трактовку кривых 1 и 2 (см. рис.1). В частности, высказать заключение о том, что структуры мартенсита и фазы Лавеса  $FeW_3C$  имеют в два раз большую степень беспорядка (из сопоставления величин термоЭДС), чем карбиды ряда  $Fe_3W_3C \rightarrow Fe_6W_6C \rightarrow WC$ . Данное утверждение согласуется с физическими представлениями и экспериментальными данными и может быть проиллюстрировано рис. 2. Анализ приведённых выше результатов показывает, что с

уменьшением значений термоЭДС соответствующей карбидной фазы наблюдается увеличение износоустойчивости и модуля объёмного сжатия, что согласуется с экспериментальными данными по износоустойчивости. Таким образом, изучение особенностей эволюции структуры в системе Fe-W-C при плазменно-порошковой наплавке позволят прогнозировать структуру и свойства продуктов химических реакций в композиционных материалах данного вида.

**Однородность распределения карбидных фаз в композите.** Исследование распределения карбидных зёрен по глубине покрытия на основе металломатричных  $\sum(Fe_yW_xC)$ -Fe-композитов проводили на растровом электронном микроскопе (Electron Back Scattering, JEOL). Обработка данных проводилась с использованием компьютерных программ (EDAX Inc.). Изучение микроструктуры ММК состава 40 мас.% порошка легированной инструментальной стали для штампов марки 5ХНМ (ГОСТ 5950-63) и 60 мас.% монокарбида



**Рис. 3. Особенности микроструктуры металломатричного композита: данные растровой электронной микроскопии:**

*a* – композиционная структура,  $\times 200$ ; *б* – зерно карбида вольфрама (в центре) трансформируется в фазу Лавеса (на периферии зерна) и карбидные эвтектики в мартенсите,  $\times 500$ ; *в* – хлопьевидная и пластинчатые эвтектики  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$  и  $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ ,  $\times 750$



вольфрама WC, представленное на рис. 3, иллюстрирует распределение зерен гексагонального карбида WC, фазы Лавеса  $FeW_3C$ ,  $Fe_3W_3C$  и  $Fe_6W_6C$  в модифицированной железной матрице со структурой мартенсита.

На фрагменте микроструктуры рис. 3, б зерно, расположенное в центре, имеет текстуру с характерными поверхностями раздела исходного монокарбида вольфрама и двойного карбида  $FeW_3C$ . Эвтектика, блокирующая зерна, представляет собой сочетание двойных карби-

дые в табл. 2.

Введение титана в исходную композицию для наплавки изменяет характер кристаллизации, что отмечается повышением дисперсности частиц карбида вольфрама и интенсивности их растворения в расплаве, особенно ярко выраженный в центральной области покрытия (см. рис.4, б, е). Отмеченные различия должны оказывать влияние на износостойкость покрытий из этих составов. По данным рентгенофазового анализа установлены наличие карбида титана и

Таблица 2

Содержание структурных фаз в наплавленном металле двух составов, в мас.%

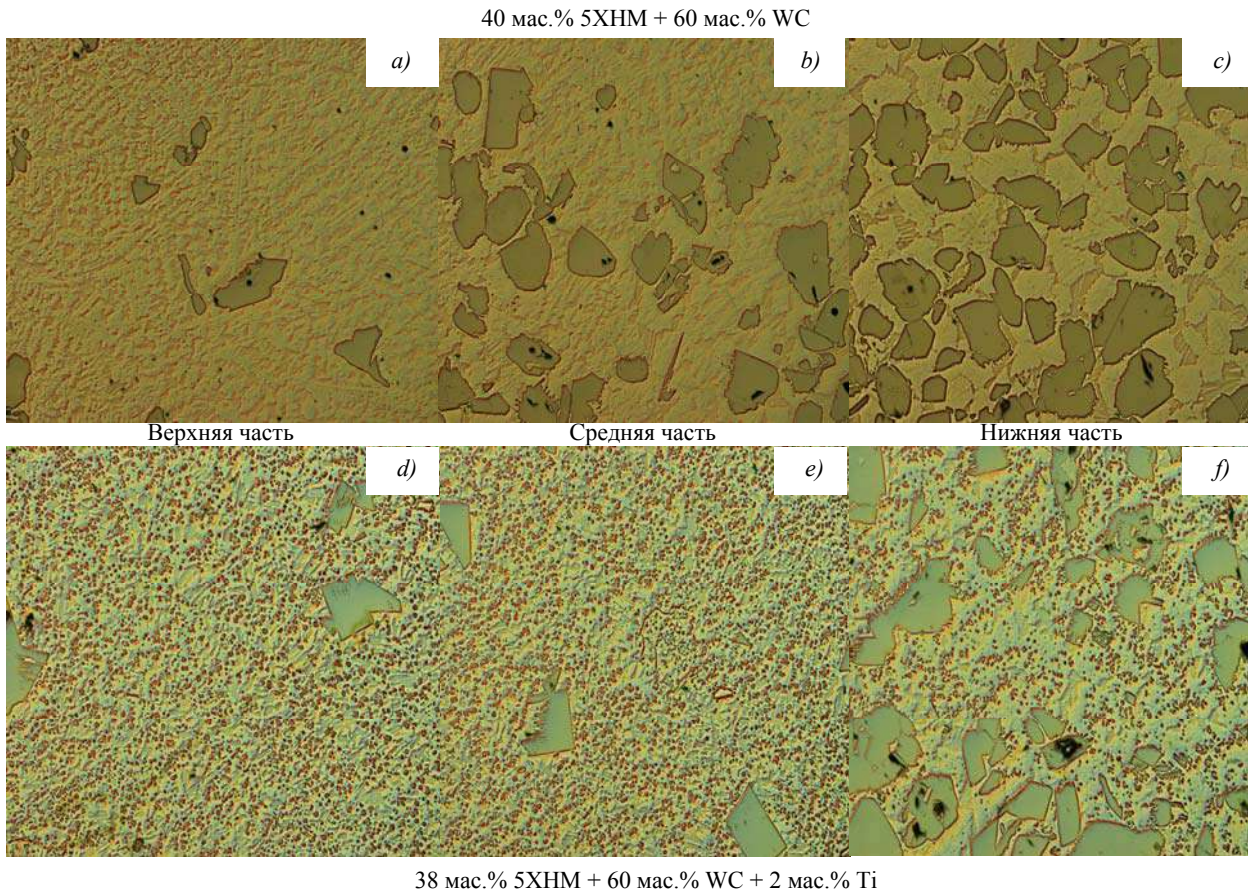
Исходный состав композиции	Мартенсит	WC	$Fe_3W_3C + FeW_3C$	$Fe_6W_6C$	TiC
40 мас.% 5XHM + 60 мас.% WC	42,0	12,0	36,0	10,0	-
38 мас.% 5XHM + 60 мас.% WC + 2 мас.% Ti	24,0	8,0	54,0	10,0	4,0

дов в виде пластинчатых или хлопьевидных включений двойного карбида  $Fe_3W_3C$  и игольчатых упорядоченных ансамблей  $Fe_6W_6C$  рис.3, а, в. Сравнительный анализ микроструктур поверхности шлифа поперечного среза образца с покрытием толщиной  $6 \cdot 10^{-3}$  м для ММК состава 40 мас.% 5XHM + 60 мас.% WC и того же состава с 2 мас.% добавкой титана, представленных на рис. 4, показывает, что частицы гексагонального карбида вольфрама, в силу его большей плотности относительно мартенсита, преобладают в нижней части покрытия из ММК. Данное распределение зерен карбида вольфрама, на наш взгляд, обусловлено проявлением двух тенденций: во-первых, направленной диффузией частиц WC в стальном расплаве в направлении субстрата, инициируемой силой тяжести; во-вторых, растворимостью вольфрама в железе, на что указывают результаты рентгенофазового анализа, представленные

его содержание в ММК покрытия. Результаты представлены в табл.2.

Анализ данных представленных в табл. 2, позволяет утверждать, что при легировании системы Fe-W-C титаном увеличивается процентная доля фаз распада  $FeW_3C + Fe_3W_3C$  более, чем на 18 %, и одновременно настолько же уменьшается доля мартенсита. Происходящее нами связывается с дефицитом углерода в системе Fe-W-C.

Распределение элементов C, Fe и W в плоскости торцевого среза ММК покрытия представлено на рис. 5, по данным рентгеновского характеристического излучения. В нижней части слева (рис. 5, а) размещено зерно карбида вольфрама (светлый фон) с фрагментами структур распада  $FeW_3C$  и  $Fe_3W_3C$ , как в «теле» зерна WC так и вне его. Можно видеть (см. рис.5, д), что количество вольфрама меняется (светло-серый фон) при переходе от зерна WC



**Рис. 4. Распределение карбидных фаз вольфрама по толщине ( $6 \cdot 10^{-3}$  м) износостойкого покрытия на основе ММК для двух составов наплавочного материала,  $\times 100$**

к фрагментам структур распада, окружающим «материнское» зерно и характеризует, на наш взгляд, процессы диффузии вольфрама в расплаве при кристаллизации.

**Моделирование износостойкой композиционной структуры.** При моделировании физических, механических и трибологических свойств металломатричного композита на основе системы Fe-WC-Ti использованы подходы и методики, развитые в работах [29 ... 32]. Износостойкость покрытий из ММК, составленного из рассмотренных выше карбидных фаз, определялась как сумма парциальных износостойкостей отдельных фаз, нормированных на количественное содержание фаз в металломатричном композите, установленное рентгенофазовым анализом.

В рамках адиабатического приближения для

оценки величины микротвёрдости и относительной износостойкости металломатричного композита, составленного из погруженных в мартенсит железа карбидных фаз, использованы следующие соотношения, использующие массовый коэффициент каждой фазы:

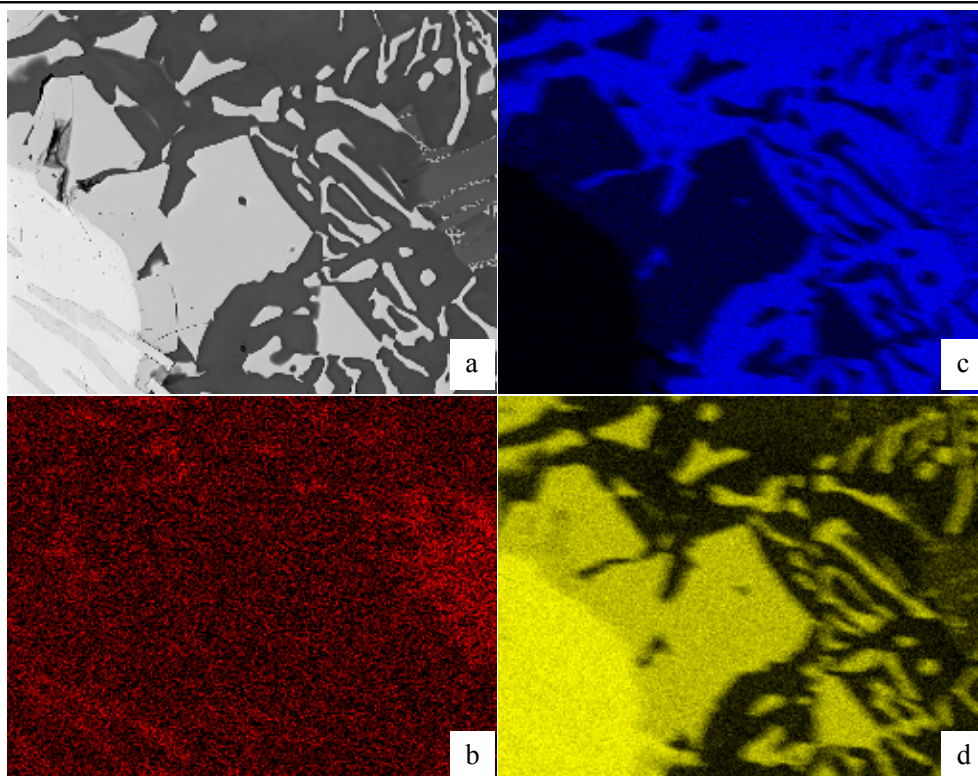
$$H = \sum_{i=1}^n k_i \cdot H_i, \text{ где } H - \text{ микротвёрдость } i\text{-й фазы,}$$

$k_i$  - массовый коэффициент фазы и  $i$  - тип фазы;

$$I_{\text{отн}} = \sum_{i=1}^n k_i \cdot I_{r,i}, \text{ где } I_{\text{отн}} - \text{ относительная изно-}$$

состоятельность металломатричного композита,  $I_{r,i}$  - относительная износостойкость  $i$ -й фазы.

Результаты расчётов микротвёрдостей и относительной износостойкости структурных фаз, формирующих структуру ММК приведены в табл. 3. Здесь же представлены данные экспе-



**Рис.5. Распределение карбидных фаз  $\times 1600$ :**

*a* – микрофотография во вторичных электронах; *b, c, d* – микрофотографии того же участка в рентгеновском характеристическом излучении  $SK\alpha$ ,  $FeK\alpha$  и  $WK\alpha$

римента по износу металлматричных покрытий соответствующих исходных композиций.

Таким образом, расчетами величины износостойкости для разных составов исходных композиций системы Fe-W-C-Ti показано, что теоретические результаты по стойкости для ММК подтверждаются данными эксперимента по износу исследованных покрытий, полученных плазменной порошковой наплавкой в лабораторных условиях.

Установлено влияние состава исходного состава композиции на процентное соотношение фаз, составляющих микроструктуру образцов. В частности, эти результаты позволяют отметить некоторые закономерности образования карбидных фаз: во-первых, изменение соотношения между содержанием WC, стали 5XHM и легирующей добавки Ti в двух- и трёхкомпонентных системах приводит к разной интенсивности растворения зёрен WC в расплаве и

разной кинетике образования сложных карбидов  $\eta_1\text{-Fe}_3\text{W}_3\text{C}$  и  $\eta_2\text{-Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ , во-вторых, показана негативная роль третьей фазы  $W_2C$  проявившаяся в преобладающем образовании мартенсита железа, что снижает износостойкость металлматричного композита.

Расчетами величины износостойкости для разных составов исходных композиций систем Fe-W-C и Fe-W-C-Ti показано, что теоретические результаты по стойкости металлматричных композиционных покрытий подтверждаются данными эксперимента пары трения образец-круг.

Эвтектика, окружающая зерна гексагонального карбида вольфрама (см. рис.3, *a, в*), представляет собой сочетание двойных карбидов в виде пластинчатых или хлопьевидных включений двойного карбида  $Fe_3W_3C$  и игольчатых упорядоченных ансамблей  $Fe_6W_6C$ . Регулярное распределение зёрен карбида вольфрама с эв-

Таблица 3

Взаимосвязь исходного состава композиции для наплавки с характеристиками покрытия: микротвёрдостью, относительной износостойкостью и износом

Исходная композиция сталь + WC + Ti	Микро- твёрдость H, ГПа	Износостойкость (теория)	Износ (эксп.), мг/км
35 мас.% 5XHM + 65 мас.% WC	16,2	226,7	1120 ± 74
40 мас.% 5XHM + 60 мас.% WC	12,4	174,5	1213 ± 80
40 мас.% 5XHM + 30 мас.% WC + 30 мас.% W <sub>2</sub> C	10,7	150,5	1313 ± 87
38 мас.% 5XHM + 60 мас.% WC + 2 мас.% Ti	14,3	200,3	1131 ± 84
37 мас.% 5XHM + 60 мас.% WC + 3 мас.% Ti	15,2	213,1	1111 ± 110

текниками в матрице можно трактовать как получение структурированного композиционного материала с повышенными функциональными свойствами.

Выполненное исследование влияния состава металлматричных композитов позволяет установить общие закономерности поведения покрытий на основе металлматричных  $\Sigma(\text{Fe}_y\text{W}_x\text{C})$ -Fe композитов с модифицированной титаном матрицей в тяжело нагруженных трибосистемах, что открывает широкие перспективы использования данных композитов в машиностроении.

Обобщение полученных новых данных о закономерностях формирования износостойких покрытий на основе ММК системы Fe-WC-Ti позволило разработать номограмму (рис. 6), объединяющую характеристики износостойкости и значения термоЭДС с энергией связи карбидных составляющих композита.

Установленные корреляционные зависимости микротвёрдости карбидных фаз в системе Fe-WC-Ti от величины энергии химической связи позволяют в сочетании с данной номо-

граммой прогнозировать свойства новых составов металлматричных  $\Sigma(\text{Fe}_y\text{W}_x\text{C})$ -Fe композитов. По данным работ [12, 18] целесообразна разработка специализированных наплавочных материалов для разных условий работы изделий, например, для бурения «мягких», «средних» и «твёрдых» пород. Результаты данной работы позволяют на стадии проектирования задаваясь уровнем износостойкости покрытия выбрать содержание карбида вольфрама в исходной композиции с использованием полинома третьего порядка

$$k_{WC} = a_3 \cdot I_{отн.}^3 - a_2 \cdot I_{отн.}^2 + a_1 \cdot I_{отн.} - a_0,$$

где  $k_{WC}$  – весовое содержание WC в исходной шихте;  $I_{отн.}$  – относительная износостойкость наплавленного композиционного материала;  $a_i$  – коэффициенты полинома,  $i = 0, 1, 2, 3$ .

Используя развитый выше подход разработаны составы новых композиционных покрытий на основе металлматричного  $\Sigma(\text{Fe}_y\text{W}_x\text{C})$ -Fe композита и технология их плазменно-порошковой наплавки на стальную поверхность. Промышленные испытания и внедрение разра-

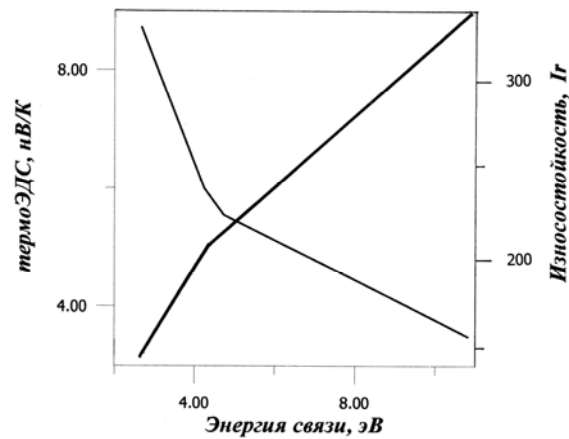


Рис. 6. Номограмма связи между величиной абсолютной термоЭДС ( $I$ ), относительной износостойкостью ( $I_r$ ) и энергией связи карбидных фаз металломатричного композита системы Fe-W-C

ботанных составов ММК осуществлены для нанесения защитных покрытий на поверхности изделий номенклатуры ОАО «Роствертол» и восстановления технологической оснастки, что позволило получить технический эффект в виде повышения средней стойкости изделий в 1,4 ... 2,1 раза.

#### Выводы

1. Установлено, что с уменьшением параметра кристаллической решётки и абсолютной термоЭДС карбидных фаз увеличивается энергия химической связи, что приводит к возрастанию их микротвёрдости и в итоге – к увеличению износостойкости композиционного материала.

2. Структура сформировавшаяся в процессе наплавки материала на основе системы Fe-W-C-Ti представляет собой однородное распределение зерен гексагонального карбида WC, фазы Лавеса  $FeW_3C$ , эвтектик  $Fe_3W_3C$  и  $Fe_6W_6C$  и дисперсных включений карбида TiC в модифицированной железной матрице со структурой мартенсита.

3. Показано, что дисперсные включения карбида титана в совокупности с равномерно распределёнными карбидными эвтектиками

$Fe_3W_3C$  и  $Fe_6W_6C$  образуют износостойкую матрицу с мартенситной основой, сумма упрочняющих фаз которой составляет величину порядка 60 ... 68 объёмн. %, а карбидные эвтектики улучшают смачиваемость и растворение карбидных зерен вольфрама, обеспечивая высокие значения твёрдости и износостойкости.

4. Варьируя содержание карбида вольфрама и состав легирующих добавок можно регулировать прочностные и трибологические свойства металломатричного композита, что открывает широкие перспективы использования структурированных металломатричных композиционных покрытий в машиностроении.

#### Библиографический список

1. Бобров, Г. В. Нанесение неорганических покрытий / Г. В. Бобров, А. А. Ильин.- М.: Интернет Инженеринг, 2004. – 623с.
2. Лейначук, Е. И. Электродуговая наплавка деталей при абразивном и гидроабразивном износе / Е. И. Лейначук. – Киев: Наук. Думка.–1985.–160 с.
3. Лейначук, Е. И. Износостойкая механизированная наплавка рабочих колес землесосов / Е. И. Лейначук, В. М. Мозок, С. И. Мироненко // Автоматическая сварка. – 1967. – № 3. – С. 52 - 56.
4. Орешкин, В. Д. Новые наплавленные сплавы на основе тугоплавких соединений / В. Д. Орешкин, В. И., В. И. Светлополюнский, А. А. Данькин // Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавленный металл. – Киев. – ИЭС им. Е. О Патона АН УССР, 1977. – С. 157 - 162.
5. Паркин, А. А. Структура и свойства покрытий по-

- лученных при плазменной наплавке порошков ANVAL и STELLITE 190W / А. А. Паркин, С. С. Жаткин, Д. А. Писарев, А. А. Харымов // Технология ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов оборудования, инструмента и технологической оснастки: матер. 9-й междунац. конф. 10-13 апр. 2007 г. Ч. 1.- Санкт-Петербург: ИПТУ, 2007. – С. 199 - 204.
6. Патон, Б. Е. Новые электрошлаковые технологии и материалы / Б.Е. Патон, Л.Б. Медовар // Автоматическая сварка. – 2003. - № 10 - 11. – С. 188 – 193.
7. Соколов, Г. Н. Наплавка износостойких сплавов на прессовые штампы и инструмент для горячего деформирования сталей / Г. Н. Соколов, В. И. Лысак. - Волгоград, ВолгГТУ, 2005. – 284 с..
8. Соколов, Г. Н. Новые термостойкие композиционные материалы для наплавки на прессовый инструмент / Г. Н. Соколов // Вопросы материаловедения. – 2004. - №4. – С. 51 – 59.
9. Соколов, Г. Н. Порошковая проволока для наплавки / Г. Н. Соколов, С. Н. Цурихин, В. И. Лысак, И. В. Зорин // Патент РФ № 2254219, МПК<sup>7</sup> В23 К35/368. – Бюллетень № 17. – 2005.
10. Соколов, Г. Н. Способ изготовления порошковой проволоки для сварки и наплавки / Г. Н. Соколов, Б. В. Маркин, Н. Ю. Тарасова // А. С. № 1722756, МКИ<sup>3</sup> В23К 35/40. – Бюллетень № 12. – 1992.
11. Фрумин, И. И. Технология механизированной наплавки / И. И. Фрумин, Ю. А. Юзвенко, Е. И. Ленайчук. - М.: Высшая школа. -1964.- 304 с.;
12. Фрумин, И. И. Плазменная наплавка стеллита // И. И. Фрумин, Е. Ф. Переплётчиков, П. В. Гладкий // Автоматическая сварка. -1974. - № 2.- С. 34 – 38.
13. High technology welding filler metals for the aerospace industry.- USA: Houston, Texas. Universal Wire Works Inc. – 1996. - 22 p.
14. Kiveneva T. I., Olson D. L., Matlock D. K. Particulate – reinforced metal matrix composite as a weld deposit // Welding journal. – 1995. – No.3. – P. 83-92.
15. Wu J. B. C., Redman J. E. Hard-facing with Cobalt and Nickel Alloys // Welding journal. – 1994. – No.9. – P. 63-68.
16. Журда, А. П. Новые композиционные сплавы и результаты исследований их свойств / А. П. Журда, А. И. Белый // Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавленный металл. – Киев. - ИЭС им. Е.О Патона АН УССР, 1977. - С. 151 - 157.
17. Theisen, W. Herstellung verschleißbeständiger Metallmatrix-Verbunde auf Fe-Basis / W. Theisen // Mat.- wiss. u. Werkst offtech. - 2005. - Vol. 36, No.8. - s. 360 - 364.
18. Ткачѐв, В. Н. Износ и повышение долговечности деталей сельскохозяйственных машин / В.Н. Ткачѐв. – М.: Машиностроение, 1971. – 264 с.
19. Гуреев, Д. М. Фазовый состав быстрорежущих сталей при быстрой кристаллизации лазерного расплава / Д. М. Гуреев // ФиХОМ. – 1994. – № 6. – С. 126 - 138.
20. Рыжкин, А. А. О связи между износостойкостью и физическими свойствами инструментальных материалов / А. А. Рыжкин, В. В. Илясов // Вестник машиностроения. - 2000. - № 12. – С. 32 - 40.
21. Илясов, В. В. Физическая модель износостойкости металломатричных композиционных материалов / В. В. Илясов, А. А. Рыжкин, А. В. Илясов // Вестник машиностроения. - 2008. – Т. 8, № 2. – С. 31-48.
22. Рыжкин, А. А. Трибозлектрические явления и износ инструментальных материалов / А. А. Рыжкин // Надежность и эффективность станочных и инструментальных систем: Сб. науч. тр. - Ростов - н/Д, 1998. - С. 9-51.
23. Илясов, В. В. Электронная структура и природа химической связи нитрида бора в сфалеритной модификации / В. В. Илясов, Н. Ю. Сафонцева, И. Я. Никифоров // ФТТ. - 1994. - Т.2, № 2. - С. 451 - 459.
24. Илясов, А. В., Особенности фазообразования при кристаллизации расплава системы Fe-W-C после осаждения в потоках плазмы / А. В. Илясов, А. А. Рыжкин, В. В. Илясов // ФХОМ.-2007.- № 4.- С. 21-24.
25. Григорович, В. К. Твердость и микротвердость. / В. К. Григорович. - М.: Наука, 1976. – 230 с.
26. Харрисон, У. Электронная структура и свойства твердых тел: Физика химической связи. / У. Харрисон. - М.: Мир, 1983. - Т.1. – 381 с.
27. Илясов, А. В. Особенности электронной структуры карбидных систем Fe<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C и WC при их кристаллизации из расплава Fe-W-C / А. В. Илясов, А. А. Рыжкин // 9-й междунар. симпозиум «Упорядочения в металлах и сплавах». - ОМА-9. - Ростов-на-Дону, п. Лоо, 12-16 сент.2006 г.: Труды симпозиума. Ч.1.- Ростов-н/Д: Изд-во РГПУ, 2006. - С. 192-195.
28. Илясов, А. В. Электронная структура и химическая связь в карбидах, кристаллизующихся в системе Fe-W-C / А. В. Илясов, А. А. Рыжкин, В. В. Илясов // Журнал структурной химии. - 2008. - Т. 49, № 5. - С. 830-845.
29. Рыжкин, А. А. Синергетика изнашивания инструментальных режущих материалов (трибозлектрический аспект) / А. А. Рыжкин. - Ростов н/Д: Издательский центр ДГТУ, 2004.- 323с.
30. Илясов, В. В. Физико-химические основы создания новых твердых и сверхтвердых инструментальных материалов: Дисс... д-ра техн. наук: 05.02.01, 05.02.04. – Ростов-на-Дону, 2000. - 348 с.
31. Илясов, Ю. В. Влияние состава твердых сплавов на износ при резании металлов: Дисс... канд. техн. наук: 05.03.01, 05.02.04. – Ростов-на-Дону, 2005. - 130 с.
32. Ilyasov, V., Ryzhkin A., Ilyasov Yu. Prospects of computer modelling for a level of wear resistance of PM hard materials on the basis WC-Fe-Ni // Powder Metallurgy Progress. – 2002. - Vol. 2, No. 1. - P. 44-53.

Научное издание

**ИЗВЕСТИЯ**  
**Волгоградского государственного технического университета**  
**№ 3(41), 2008 г.**

С е р и я "СВАРКА ВЗРЫВОМ И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ"  
(Выпуск 3)

*Межвузовский сборник научных статей*

Темплан 2008 г. Поз. № 80.

Подписано в печать 25.06.2008. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.  
Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 16,74. Уч.-изд. л. 16,20.  
Тираж 150 экз. Заказ 505

Волгоградский государственный технический университет.  
400131 Волгоград, просп. им. В. И. Ленина, 28.

РПК "Политехник"  
Волгоградского государственного технического университета  
400131 Волгоград, ул. Советская, 35.