

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ВОЛГОГРАДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

ИЗВЕСТИЯ

ВОЛГОГРАДСКОГО
ГОСУДАРСТВЕННОГО
ТЕХНИЧЕСКОГО
УНИВЕРСИТЕТА

Серия

СВАРКА ВЗРЫВОМ И СВОЙСТВА
СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Выпуск 7

№ 20(147)

Межвузовский сборник научных статей
Издается с января 2004 г.

2014



Волгоград
2014

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

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

Главный редактор
президент ВолгГТУ, акад. РАН *И. А. Новаков*

Редакционная коллегия серии:

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

Печатается по решению редакционно-издательского совета
Волгоградского государственного технического университета

Известия Волгоградского государственного технического университета : межвуз. сб. науч. ст. № 20(147) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – 92 с. – (Сер. «Сварка взрывом и свойства сварных соединений»; вып. 7).

В сборнике содержатся статьи, посвященные фундаментальным исследованиям в области сварки взрывом и взрывной обработки материалов, изучению процессов и явлений при высокоскоростном соударении тел, а также исследованию свойств полученных композиционных металлических, металлокерамических и металлополимерных материалов

ISBN 978-5-9948-1597-7

Ил. 72. Табл. 12. Библиогр. : 129 назв.

ISBN 978-5-9948-1597-7

© Волгоградский государственный
технический университет, 2014

<i>В. И. Лысак, С. В. Кузьмин</i> Опыт изготовления сваркой взрывом крупногабаритных биметаллических листов с коррозионно-стойким слоем.....	4
<i>М. А. Гулевич, В. В. Пай, И. В. Яковлев, В. В. Сильвестров, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, С. В. Хаустов</i> Измерение температуры жидких сред при ударном сжатии.....	16
<i>Е. В. Кузьмин, А. П. Пеев, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, А. Н. Дородников</i> О влиянии параметров ультразвуковой обработки на структуру и свойства алюминиевых соединений при сварке взрывом.....	21
<i>А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин, А. Н. Дородников</i> О пластическом течении металла в окрестностях точки соударения свариваемых взрывом металлов под воздействием ультразвука.....	25
<i>М. О. Беляков, Е. А. Чугунов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Методика определения профиля метаемой пластины при сварке взрывом толстолистового биметалла.....	31
<i>Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. М. Волчков, А. А. Голик</i> Моделирование контактного упрочнения алюминиевой прослойки в титано-алюминиевом композите при повышенных температурах.....	36
<i>Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, А. А. Голик</i> Моделирование поведения титано-алюминиевого композита с дефектом в мягкой прослойке.....	43
<i>В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, В. О. Харламов, С. К. Елсуков, П. А. Харламов</i> Исследование кинетики роста диффузионной прослойки при термообработке сваренного взрывом сталеалюминиевого композиционного материала.....	47
<i>В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, А. В. Крохалев, А. О. Таубе, А. Г. Серов</i> Структура и фазовый состав локальных участков оплавленного металла в сваренном взрывом композите АД1+Х20Н80.....	55
<i>Д. В. Проничев, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, М. Д. Трунов, Д. Е. Летунов</i> Исследование влияния условий формирования соединения при сварке взрывом на структуру и состав оплавов в слоистом композиционном материале алюминий-медь.....	61
<i>В. О. Харламов, А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, М. А. Тупицын</i> Влияние режима взрывного прессования на фазовый состав порошковых твердых сплавов на основе карбида хрома с титаном.....	66
<i>А. В. Крохалев, В. О. Харламов, М. А. Тупицын, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Получение твердых сплавов на основе карбида кремния и карбида вольфрама с использованием взрывного нагружения.....	71
<i>М. А. Тупицын, А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Сохранение порошковых покрытий из твердых сплавов на монолитных подложках при взрывном плакировании.....	77
<i>А. В. Крохалев, В. О. Харламов, М. А. Тупицын, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Уплотнение твердых сплавов на основе карбида хрома с использованием взрывного нагружения.....	82
<i>Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, С. М. Рыжова, И. В. Сергеев</i> Влияние взрывной обработки на структурообразование полиимид-фторопластовых композитов.....	85

УДК 621.791.13

*В. И. Лысак, чл.-корр. РАН, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук***ОПЫТ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ КРУПНОГАБАРИТНЫХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЛИСТОВ С КОРРОЗИОННО-СТОЙКИМ СЛОЕМ***Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru*

Проведен анализ факторов, влияющих на процесс формирования соединения при сварке взрывом крупногабаритных листов и приводящих к нестабильности свойств композитов в пределах ее площади. С применением оригинальной методики экспериментально доказано, что в процессе сварки взрывом длинномерных образцов происходит нарушение геометрии соударения пластин, приводящее к изменению режимов сварки, что позволило объяснить эффект «раскачки» волн и увеличения количества расплаво по длине крупногабаритных заготовок. Предложен и обоснован эффективный метод стабилизации свойств взрывосварного крупногабаритного биметалла, показан пример его практической реализации при сварке взрывом штатных изделий.

Ключевые слова: сварка взрывом, коррозионно-стойкий биметалл, крупногабаритные заготовки*V. I. Lysak, S. V. Kuz'min***EXPERIENCE OF MANUFACTURING BY EXPLOSIVE WELDING LARGE-SIZED BIMETALLIC PLATES WITH CORROSION-RESISTANT LAYER***Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru*

The article presents analysis of the factors affecting process of forming explosively welded large-dimension plates and leading instability properties of composites within its area. With the application an original technique is experimentally proved that during explosive welding of large-sized samples disrupted the collision geometry of the plates leading to changes in the welding conditions that have allowed explaining the effect of the build-up of waves and increasing the volume of fused areas along the length of large-sized plates. Is offered and proved an effective method of stabilization of the properties explosively welded large-sized bimetal, shows an example of its practical implementation typical products obtained by explosive welding.

Keywords: explosive welding, corrosion-resistant bimetal, large-sized plates

Бурное развитие в последние годы нефте- и газодобывающей и перерабатывающей отраслей отечественной промышленности предопределило рост потребностей в композиционных материалах, сочетающих в себе высокую стойкость в коррозионно-активных средах, гарантированно высокие механические свойства и сравнительно низкие цены. Применение этих материалов открывает широкие возможности для усовершенствования аппаратуры и повышения ее эксплуатационных качеств.

Свариваемые взрывом биметаллические листы и плиты с основой из малоуглеродистой низколегированной (в том числе, теплоустойчивой) стали с коррозионно-стойким слоем (стали ферритного или аустенитного

класса, латунь и др.) как никакие другие материалы наилучшим образом удовлетворяют этим требованиям, а плакирование крупногабаритных заготовок корпусов и трубных досок нефтегазохимических аппаратов и теплообменного оборудования является одним из самых эффективных практических приложений сварки взрывом [1 ... 3].

По техническим заданиям ряда ведущих промышленных предприятий РФ, специализирующихся на выпуске нефтехимического оборудования, в ВолгГТУ разработан комплекс технологических процессов изготовления крупногабаритных биметаллических заготовок с коррозионно-стойким слоем различных типоразмеров и назначения (табл. 1).

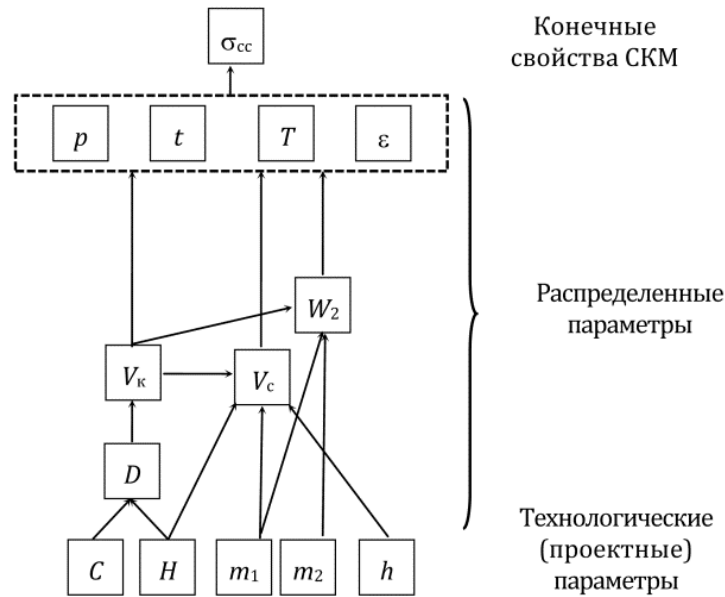


Рис. 1. Феноменологическая модель сварки взрывом двухслойного композита:
C – состав взрывчатого вещества (ВВ); *H* – высота заряда ВВ; *m*₁ и *m*₂ – массы свариваемых пластин; *h* – сварочный зазор; *D*, *V*_к и *V*_с – соответственно скорости детонации, контакта и соударения; *W*₂ – энергия, затраченная на пластическую деформацию; *p*, *t*, *T* и *ε* – соответственно давление, время его действия, температура и степень пластической деформации в зоне соединения; *σ*_{сс} – прочность сварного соединения

Технологический процесс сварки взрывом крупногабаритных биметаллических листов имеет свои особенности, связанные, в первую очередь, с обеспечением гарантированной сплошности и равнопрочности соединения. Анализ феноменологической модели процесса сварки взрывом (рис. 1) [4] показывает, что поддержание на постоянном уровне в пределах всей площади сварки всех проектных и распределенных параметров процесса, на первый взгляд, должно автоматически вести к обеспечению стабиль-

ности свойств взрывосварного соединения. Вместе с тем, взрывное плакирование крупногабаритных заготовок сопряжено с реализацией так называемого «масштабного фактора», часто отрицательно влияющего на качество композиционного материала.

Анализ многочисленных экспериментальных данных различных исследователей [5 ... 9 и др.], а также собственных наблюдений [10], позволяет охарактеризовать возможные факторы, влияющие на процесс формирования соединения при сварке круп-

Таблица 1

Сортамент биметаллических листов и плит, изготовленных сваркой взрывом, для производства аппаратов переработки нефтегазового сырья

Марка стали или сплава <u>Плакирующий слой</u> Основной слой	Толщина основного слоя, мм	Толщина плакирующего слоя, мм	Диапазон габаритных размеров, мм	Варианты конечных изделий
Стали 12Х18Н10Т, 08Х13 Стали 09Г2С, 16ГС, 12ХМ	20 ... 95	2,0 ... 12,0	500×1200 ... 1750×5500	Корпуса аппаратов
Латуни Л062, Л063 Стали 09Г2С, 16ГС, 12ХМ	40 ... 60	5,0 ... 10,0	∅650 ... ∅2350	Трубные доски теплообменников

ногабаритных изделий и приводящие в конечном итоге к нестабильности свойств композитов в пределах его площади, а иногда и появлению различного рода дефектов, напрямую связанных с габаритными размерами свариваемых заготовок.

Проанализируем прежде всего основные возможные дефекты в зоне соединения, выявленные на крупногабаритных заготовках. К дефектам зоны соединения наряду с краевыми непроварами, присущими металлическим СКМ всех без исключения типоразмеров, протяженностью, существенно зависящей от свойств свариваемых материалов и их толщины, относятся локальные непровары, неметаллические включения, а также участки с оплавленным металлом.

Первые два вида дефектов носят случайный характер и зависят даже при правильно выбранных параметрах сварки от тщательности подготовки исходных материалов, культуры производства и т.п.

Участки с оплавленным металлом в количестве до 20 ... 30% от суммарной площади сварного шва по данным [11 ... 13 и др.] не оказывают существенного влияния на прочность соединения слоев в соединениях однородных или близких по свойствам разнородных металлов и сплавов. Вместе с тем, в [11] указывается, что на участках рас-

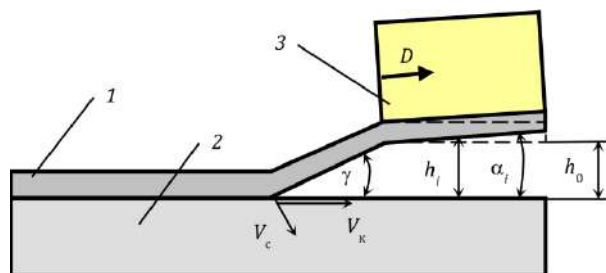


Рис. 2. Изменение взаимного расположения пластин в процессе взрывного плакирования [10]:

1 – метаемая пластина; 2 – неподвижная пластина; 3 – заряд ВВ; h_0 – исходный установочный зазор; h_i , α_i – зазор и начальный угол в некотором сечении пакета пластин;
----- – исходное положение метаемой пластины

плавления металла могут образовываться неравновесные структуры (типа белой фазы), несколько снижающие прочностные характеристики. Кроме того, образующиеся в оплавленном металле усадочные раковины и трещины являются потенциальными очагами хрупкого разрушения композитных деталей, работающих при знакопеременных нагрузках.

В отличие от первых двух последних видов дефектов зоны соединения может иметь случайный характер, когда при сварке взрывом локальное увеличение исходного зазора или местное уплотнение заряда ВВ влечет

Таблица 2

Исходные данные для компьютерного моделирования динамики изменения параметров сварки взрывом по длине пластин

№ серии	Материалы свариваемых пластин, <u>метаемая</u> неподвижная	Толщина пластин, <u>метаемая</u> неподвижная	Установочные параметры			Расчетные параметры			
			Высота заряда ВВ H	Скорость деформации D	Сварочный зазор h	V_k	V_c	γ	W_2
			мм	м/с	мм	м/с	м/с	град	МДж/м ²
1	<u>алюминий</u> алюминий	<u>5,0</u> 5,0	25	2600	1,0	2600	460	9,2	0,5
2			15		5,0				

соответствующее форсирование параметров высокоскоростного соударения слоев композита и энергетических условий его формирования, либо систематическим, проявляющимся в монотонном росте количества литых включений в сварном шве по мере удаления от точки инициирования. Так, например, авторы [7] в опытах по сварке длинномерных титано-стальных заготовок отмечали постепенное увеличение параметров волнового профиля и объема оплавленных участков практически от 0% (на удалении 30 мм от края заготовки) до 100% в конечной ее части, что послужило причиной существенной нестабильности прочностных свойств биметалла. При этом прочность на отрыв слоев уменьшилась с 300 МПа в начале заготовки до 10 МПа в конце. Подобное изменение параметров волнового профиля и количества оплавленного металла по длине крупногабаритных сварных заготовок многократно фиксировались другими исследователями [12, 14], а также в собственных экспериментах.

Перечислим и проанализируем возможные причины реализации указанного выше эффекта «раскачки» волнового профиля в зоне соединения по мере увеличения длины свариваемых пластин.

1. Форсирование параметров высокоскоростного соударения пластин вследствие увеличения скорости детонации D ВВ по длине заряда [14], что, однако не имеет убедительных теоретических предпосылок и экспериментального подтверждения.

2. Нагрев соединяемых поверхностей перед линией контакта, который объясняется воздействием высокотемпературного потока частиц ударно-сжатого газа кумулятивного происхождения [15]. На основе экспериментальных данных авторами [15] показано, что тепловой поток из газа в металл

составляет $10^9 \dots 10^{10}$ Дж/м²с. При воздействии такого потока по мере удаления от места инициирования наступает момент, когда энергия, поступающая из газа в металл, становится соизмеримой с энергией, затрачиваемой на пластическую деформацию. Суммарный тепловой эффект в принципе может приводить к более интенсивному оплавлению границы раздела свариваемых металлов, но не к увеличению параметров волнового профиля.

3. Вертикальное перемещение сечений метаемой пластины, расположенных впереди точки контакта под еще непродетонировавшим зарядом ВВ, вследствие чего нарушается геометрия соударения свариваемых элементов, упрощенно представленная на рис. 2.

Подобное изменение взаимного расположения пластин в процессе сварки (причем, очевидно, прогрессирующее по мере продвижения фронта детонации к концу заряда) приводит к росту угла соударения γ за счет перехода от параллельной схемы сварки к угловому ее варианту с переменным установочным углом α_i , некоторому увеличению скорости соударения V_c , тем больше, чем меньше относительный зазор h/H и уменьшению скорости точки контакта V_k .

Для иллюстрации полученной ситуации рассчитаем с помощью компьютерного моделирования изменение параметров, реализующихся в зоне соединения для случая сварки взрывом двух алюминиевых пластин толщиной 5 мм и длиной 1000 мм каждая при следующих допущениях: 1) исходный угол α_i между метаемой и неподвижной пластинами линейно изменяется от 0 до 1°; 2) мгновенное изменение установочных параметров вызывает мгновенное изменение кинематических. В расчетах рассматривали две ситуации, различающиеся величиной

h/H . Исходные данные для расчетов представлены в табл. 2.

В результате компьютерного моделирования установлено, что по длине пластин параметры процесса в зависимости от h/H изменяются следующим образом (рис. 3). Так, в случае $h/H = 0,04$ (см. табл. 2, серия 1) на длине 1000 мм скорость и угол соударения увеличились, соответственно, с 460 м/с и $9,5^\circ$ до 650 м/с и 15° (см. рис. 3, кривые 1 и 2), что при незначительном изменении скорости точки контакта, величина которой уменьшилась до 2400 м/с (см. рис. 3, кривая 3), вызвало существенный рост энергозатрат в зоне сварного соединения: с $0,5$ МДж/м² (в начальной части образца) до $1,15$ МДж/м² (в конечной). Результатом такого интенсивного роста параметров соударения (V_c и γ) вызовет согласно [7] существенное увеличение размеров волн в зоне соединения, а повышение энергозатрат – появление участков с оплавленным металлом и рост их объемов.

Несколько по-иному изменяются параметры соударения при сварке взрывом в режиме полного разгона метаемой пластины, т.е. при $h/H = 0,3$ (см. табл. 2, серия 2). В этом случае интенсивность их изменения (за исключением V_k) не столь существенна (см. рис. 3, кривые 1', 2', 4'), что дает право ожидать соответственно меньшую, чем в первом случае нестабильность структуры и свойств по площади сварного соединения.

Высказанное предположение о нарушении геометрии соударения в процессе сварки взрывом длинномерных заготовок (ранее это предположение высказывалось в работах [7], где изменение сварочного зазора связывалось с действием сжатой до высокого давления воздушной прослойки между свариваемыми заготовками, и [16], авторы которой обосновывали вертикаль-

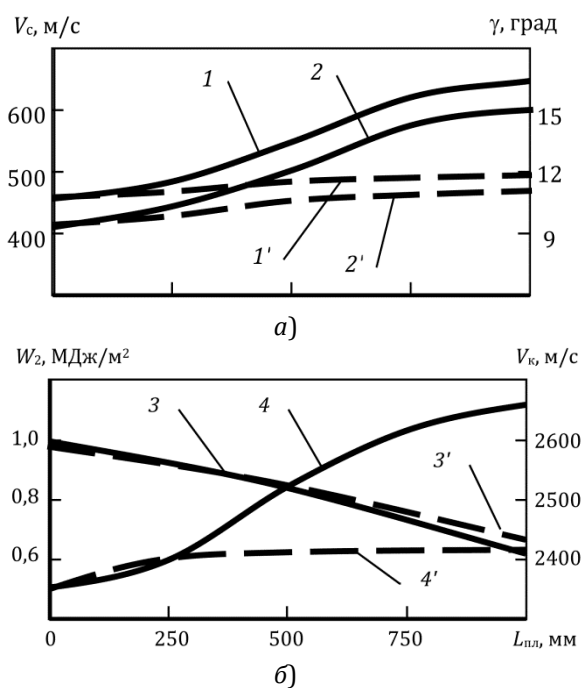


Рис. 3. Динамика изменения по длине сварной заготовки скорости V_c (1, 1') и угла соударения γ (2, 2') (а), скорости контакта V_k (3, 3') и энергии W_2 , затрачиваемой на пластическую деформацию металла (4, 4') (б) [10]:

1 ... 4 – серия опытов 1;

1' ... 4' – серия опытов 2 (см. табл. 2)

ное перемещение сечений метаемого элемента с ударно-волновых позиций) было отчасти подтверждено экспериментально с помощью несложных опытов, суть которых пояснена на рис. 4. На поверхность метаемой пластины 3 собранного для сварки пакета стальных пластин¹ размерами (2 ... 4)×900×(200 ... 300) мм устанавливали электроконтактные датчики 5, служащие для запуска через генератор прямоугольных импульсов ГПИ разверток осциллографов ОСЦ и одновременно для контроля скорости детонации заряда ВВ 2, инициируемого детонатором 1. В конечной части пакета над метаемой 3 и под неподвижной 4 пластинами с зазором 2 мм строго друг над другом размещали контактные датчики перемещения б,

¹ Изначально пластины в пакете устанавливали строго параллельно друг другу, а сварку взрывом производили «в полете».

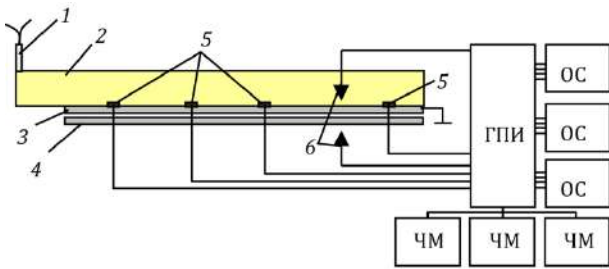


Рис. 4. Принципиальная схема измерения вертикальных перемещений пластин при сварке взрывом:

1 – электродетонатор; 2 – заряд ВВ; 3 и 4 – соответственно подвижная и неподвижная пластины; 5 – электроконтактные датчики; 6 – контактные датчики перемещения; ГПИ – генератор прямоугольных импульсов; ОСЦ – цифровой запоминающий осциллограф (С9-8, *GFD-820С*); ЧМ – электронный частотомер ЧЗ-63

представляющие собой заточенные на конус медные стержни диаметром 2 мм. Эти датчики коммутировали через ГПУ на осциллографы ОСЦ, с помощью которых определяли промежуток времени между срабатыванием первого датчика 5 и замыканием подвижной и (или) неподвижной пластин при их вертикальном перемещении на датчики 6.

Зная среднюю скорость детонации заряда ВВ 2, оцениваемую по времени замыкания датчиков 5, несложно для любого момента времени определить положение фронта детонации, а сопоставив по развертке осциллографа время замыкания датчиков 6 – расстояние перед фронтом детонации, на котором сечения свариваемых пластин пакета перемещаются вертикально (по крайней мере, на 2 мм).

Оказалось, что в зависимости от условий проведения опытов (высота заряда, скорость детонации, толщина и ширина пластин) это расстояние составило 35 ... 250 мм, что напрямую свидетельствует об изменении геометрии расположения пластин перед точкой контакта.

Кроме этого, отмечен весьма интересный с научной точки зрения факт синхронного перемещения сечений подвижной и неподвижной пластин в противоположных направлениях, что фиксировалось на двухлучевых осциллографах в виде соответствующих импульсов (рис. 5).

Таким образом, экспериментально подтвержденный факт нарушения геометрии соударения в процессе сварки взрывом длинномерных заготовок позволяет объяснить эффект «раскачки» волн и увеличения количества расплавов по длине крупногабаритных заготовок.

Как показали авторы [7], известные приемы – сварка под отрицательным углом, создание искусственной волнистости подвижного элемента перед сваркой, а также жесткое закрепление свариваемых заготовок между собой являются малоэффективными. Более эффективными, по мнению некоторых исследователей, являются мероприятия по вакуумированию промежутка между свариваемыми заготовками или заполнению его

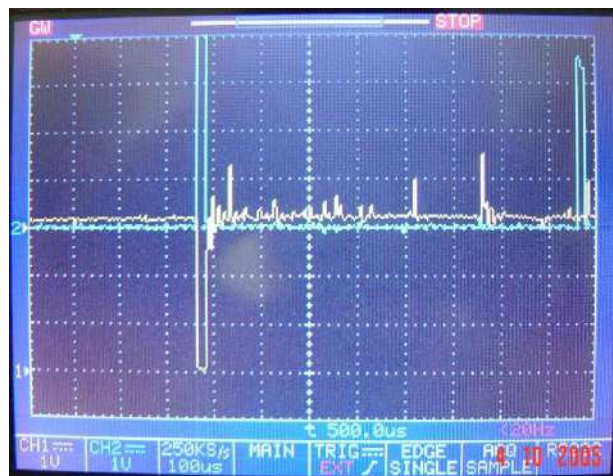


Рис. 5. Типичная осциллограмма, фиксирующая момент замыкания контактных датчиков перемещения: импульсы с положительным и отрицательным фронтами на осциллограмме соответствуют моменту замыкания верхнего и нижнего датчиков

газом с большей, чем у воздуха скоростью звука, например, гелием. Однако эти способы весьма трудоемки, дороги и, как следствие, неприменимы при массовом производстве биметалла.

Наиболее приемлемым и эффективным, на наш взгляд, вариантом стабилизации скорости и угла соударения, а, следовательно, и свойств сварного соединения при сварке взрывом крупногабаритных или длинномерных заготовок является выполнение профилированного заряда ВВ с плавным уменьшением его высоты по длине свариваемых заготовок, что подтверждается многочисленными собственными экспериментами и данными других исследователей, в которых величина так называемого «скоса» заряда выбиралась интуитивно.

Для обоснования возможности регулирования свойств крупногабаритных свойств с помощью данного приема были проведены дополнительные опыты, суть которых заключалась в следующем. На режимах, обеспечивающих получение развитого волнового профиля в зоне соединения, сваривали две стальные пластины размерами $(2+10) \times 800 \times 500$ мм, после чего в различных сечениях сваренной заготовки измеряли параметры волн и количество оплавленного металла (рис. 6, а, 7, а).

На следующем этапе, зная в каждом сечении значение длины волны λ , по известной зависимости:

$$\frac{\lambda}{\delta_1} = 26 \sin^2 \lambda / 2, \quad (1)$$

где δ_1 – толщина метаемой пластины ($\delta_1 \gg \delta_2$); γ – динамический угол соударения, рассчитать текущую величину последнего (см. рис. 6, а).

С использованием разработанного программного модуля по расчету режимов сварки взрывом в зависимости от реализу-

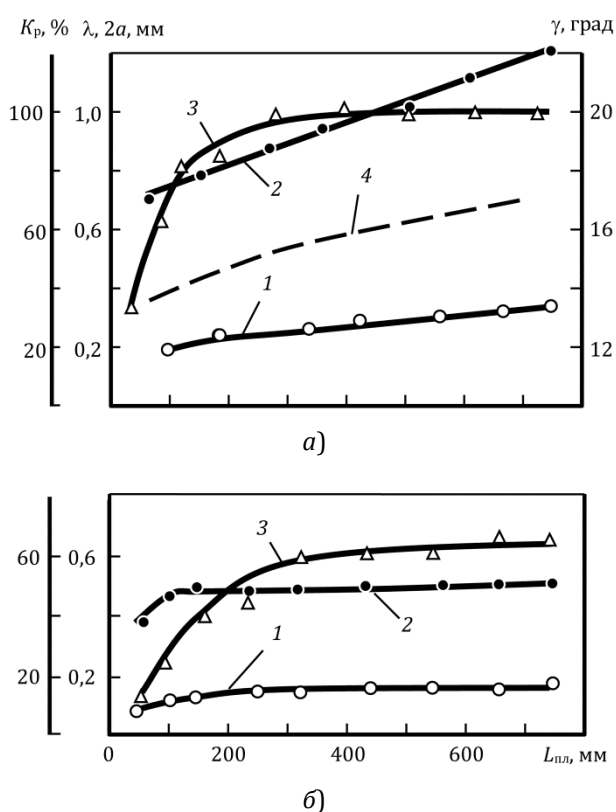


Рис. 6. Изменение по длине сваренной заготовки параметров волнового профиля λ , $2a$, количества оплавленного металла $K_{\text{опл}}$ в зоне соединения стальных пластин и динамического угла соударения γ при сварке зарядом постоянной высоты (а) и профилированным (б)

ющихся в различных сечениях сварной заготовки значений γ корректировали параметры сварки путем соответствующего изменения высоты заряда с целью поддержания на постоянном уровне величины динамического угла соударения, а, следовательно, и скорости соударения V_c . В результате получили нелинейную функцию изменения $H = f(L_{\text{пл}})$ (рис. 8), которую для упрощения линеаризовали.

На завершающем этапе сваривали взрывом биметаллическую заготовку на тех же режимах, но с профилированным зарядом. Результаты измерения параметров волнового профиля и количества оплавленного металла в пределах сварной заготовки,

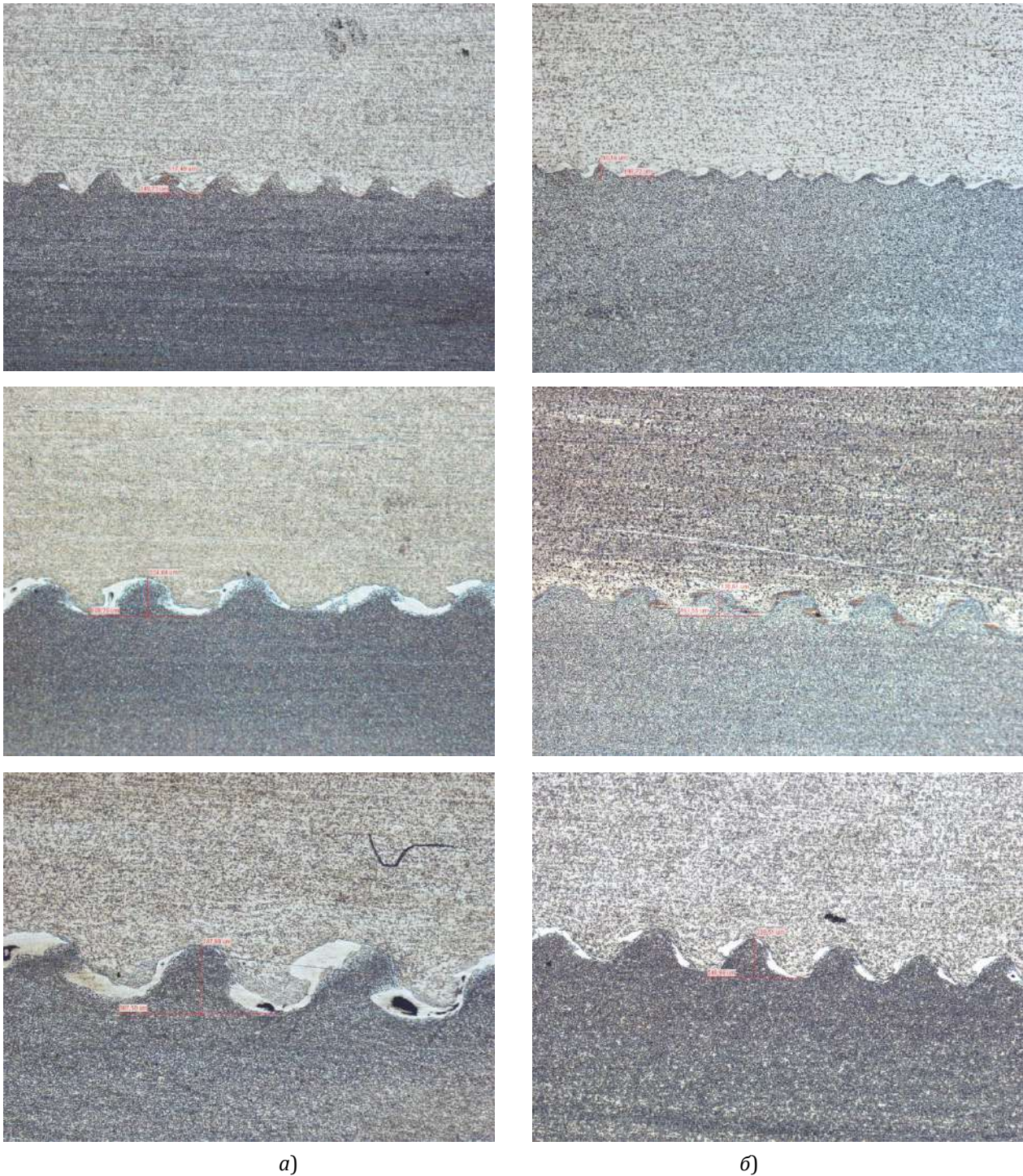


Рис. 7. Макроструктура зоны соединения сталь 12X18H10T + Ст.3 на различных удалениях от точки инициирования заряда ВВ ($\times 100 \times 0,5$):

a – заряд с постоянной высотой $H = 35$ мм;

б – заряд с изменяющейся высотой $H = 35 \rightarrow 23$ мм

представленные на рис. 6, б, 7, б, свидетельствуют об эффективности применения профилированных зарядов при сварке взрывом длинномерных заготовок.

Полученные результаты исследований использовались при разработке технологи-

ческих процессов сварки взрывом крупногабаритных биметаллических листов и плит с коррозионно-стойким слоем (см. табл. 1), а также создании соответствующих ТУ 0995-097-00220302-2005 «Сталь листовая двухслойная коррозионностойкая».

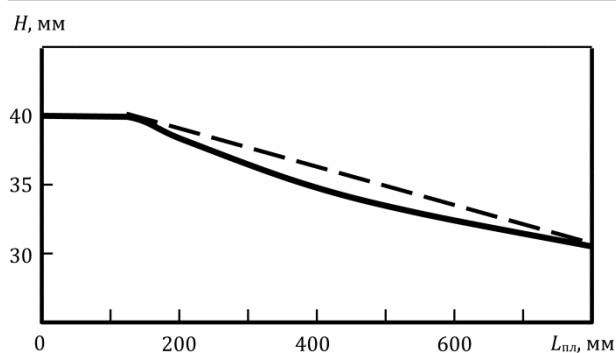


Рис. 8. Расчетный профиль заряда ВВ, построенный из условия $\gamma(L) = \text{const}$:
 - - - - - линейризованный профиль

Сварку взрывом партий биметаллических заготовок осуществляли на опытно-про-

мышленном полигоне ВолгГТУ (рис. 9). В качестве взрывчатого вещества применяли смесь аммонита 6ЖВ с кварцевым песком в соотношениях 75/25 ... 60/40 в зависимости от свариваемых материалов и их толщин.

Каждый биметаллический лист подвергали ультразвуковому контролю, проводимому в заводских условиях по сетке 200×200 (рис. 11). Кроме того, с каждой партией заготовок на тех же режимах сваривали специальный образец-свидетель, который подвергали механическим испытаниям (определение прочности на отрыв и срез, опреде-



а)



б)

Рис. 9. Подготовка к сварке взрывом крупногабаритных заготовок корпуса аппарата для ОАО «Волгограднефтемаш» (сталь 12Х18Н10Т, толщина 4 мм + сталь 12ХМ, толщина 36 мм, габариты 5000×1200 мм):

а – подготовка поверхности неподвижной пластины;

б – пакет с установленным зарядом ВВ



Рис. 10. Сваренный взрывом крупногабаритный коррозионно-стойкий биметалл (двухслойная сталь)



Рис. 11. Биметаллический лист после проведения испытаний на сплошность с помощью УЗД по сетке 200×200 мм



a)

б)

Рис. 12. Изготовленные из сваренного взрывом биметалла 12Х18Н10Т + 09Г2С обечайка (а) и днище (б) для газоконденсатного оборудования (ОАО «Волгограднефтемаш»)



а)



б)



в)

Рис. 13. Биметаллический корпус (а) одно- (б) и двухсекционного (в) холодильника газоконденсатного оборудования (ОАО «Волгограднефтемаш»)

ление предельного угла изгиба, оценка ударной вязкости при нормальных и отрицательных температурах) и металлографическим исследованиям на предмет выявления макро- и микродефектов в сварном шве. Образец акта испытаний представлен в приложении.

Обобщение обширного статистического материала, накопленного при изготовлении партий биметалла в условиях хоздоговоров с различными предприятиями нефтегазохимического комплекса, показало, что сваренный взрывом биметалл обладает высокими механическими свойствами и по всем показателям соответствует нулевому (самому высокому) классу качества в соответствии с ТУ 0995-097-00220302-2005.

Из сваренного взрывом биметалла на предприятиях-заказчиках изготавливали цилиндрические корпуса, днища и трубные доски для аппаратов различного назначения

Библиографический список

1. Сварка металлов взрывом. Композиционные материалы XXI века / В. И. Лысак, В. С. Седых, С. В. Кузьмин и др. // Наука производству. – 2000. – №1. – С. 12-17.
2. Физические основы и области практического применения сварки металлов взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, А. Н. Кривенцов, В. И. Кузьмин // Наука производству. – 2005. – №1. – С. 17-21.
3. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 544 с.
4. Кузьмин, С. В. Об основных принципах проектирования режимов сварки взрывом металлических слоистых композитов / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, С. В. Хаустов, Т. Ш. Сильченко // Известия Волгоградского государственного технического университета: межвуз. сб. науч. ст. Серия Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – 2006. – №9 (24). – С. 4-17.
5. Деформация металлов взрывом / А. В. Крупин, В. Я. Соловьев, Н. И. Шефтель, А. Г. Кобелев. – М.: Металлургия, 1976. – 416 с.
6. Конон, Ю. А. Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л. Б. Первухин, А. Д. Чудновский. – М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.
7. Кудинов, В. М. Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, А. Я. Коротеев. – М.: Металлургия, 1978. – 168 с.
8. Захаренко, И. Д. Сварка металлов взрывом / И. Д. Захаренко. – Минск: Наука і тэхніка, 1990. – 205 с.
9. Процессы обработки металлов взрывом / А. В. Крупин, С. Н. Калюжин, Е. У. Атабеков и др. – М.: Металлургия, 1996. – 336 с.
10. 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.
11. Плакирование стали взрывом / А. С. Гельман, А. Д. Чудновский, Б. Д. Цемахович, И. Л. Харина. – М.: Машиностроение, 1978. – 191 с.
12. Дерибас, А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерибас. – Новосибирск: Наука, 1972. – 188 с.
13. Разработка технологии и исследование свойств двухслойных коррозионно-стойких листов, плакированных сваркой взрывом, применительно к изготовлению сосудов для АЭС / Б. Д. Цемахович, Л. Б. Первухин, И. А. Абрамович, Н. В. Гусева // Сварка взрывом: труды АНИТИМа. – 1972. – Вып. 7. – С. 72-85.
14. 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.
15. 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.
16. 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.

УДК 621.791.13

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

ИЗМЕРЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЖИДКИХ СРЕД ПРИ УДАРНОМ СЖАТИИ

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

Данная работа посвящена измерению температуры жидких сред при их импульсном нагружении. Датчик температуры представлял собой батарею трехслойных (медь-константан-медь) планарных термопар, размещенную в ударно-сжатой исследуемой среде. В результате конвективного теплообмена между нагружаемой средой и датчиком в течение 0,5...1,5 мкс происходит выравнивание температуры горячих спаев термопар и окружающей среды. Зависимость от времени, возникающего при таком нагреве напряжения на термопаре, регистрировалась импульсным осциллографом. По измеренному максимальному значению напряжения определялась температура среды. Тестирование данного метода проведено в экспериментах по измерению температуры воды при ударно-волновом нагружении до давления $\approx 6,7$ ГПа. Измеренное значение скачка температуры оказалось равным $340 \pm 40^\circ\text{C}$, что согласуется с теоретически предсказанной величиной. Была проведена серия экспериментов по измерению температуры в матрице эмульсионного взрывчатого вещества при давлениях до 9 ГПа. Показано хорошее соответствие экспериментальных данных с расчетами.

Ключевые слова: сварка взрывом, естественная термопара, температура, эмульсионные ВВ

M. A. Gulevich, V. V. Pai, I. V. Iakovlev, V. V. Silvestrov, S. V. Khaustov, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak

TEMPERATURE MEASUREMENTS OF LIQUID MEDIUM UNDER IMPACT COMPRESSION

Lavrentyev Institute of hydrodynamics, SB RAS, Novosibirsk

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

This work is concerned with measuring the temperature liquid environments under their impact loading. The temperature sensor was a battery of three-layer (copper-constantan-copper) planar thermocouples disposed in the shock-compressed investigated environment. At the process of convective heat exchange between the loaded environment and the sensor during 0,5...1,5 ms there is an alignment temperature of hot junctions of thermocouples and the environment. Dependence on the time arising from such heating voltage at the thermopile, recorded by pulsed oscillators. Voltage thermopile arising at such heating depending on the time recorded by pulse oscilloscope. The measured voltage is determined by the maximum value of temperature of the medium. Testing of this method is carried out by measurements of the water temperature under the shock-wave loading up to a pressure of 6,7 GPa. The measured value of the temperature jump was equal to 340 ± 400 C in agreement with the theoretically predicted value. Conducted a series of experiments on measuring temperature in the matrix of the emulsion explosive at pressure up to 9 GPa. Good agreement experimental data and calculations is showed.

Keywords: explosion welding, naturally occurring thermocouple, temperature, emulsion charges

Импульсная обработка материалов, в том числе штамповка, упрочнение и сварка взрывом, проводится с применением взрывчатых веществ (ВВ), отличающихся составом, плотностью и скоростью детонации. Если при штамповке и упрочнении взрывом для повышения детонационного давления обычно применяются бризантные ВВ с плотностью $\rho \approx 1,5$ г/см³ и скоростями детонации $D \approx 6,5...7,5$ км/с, то при сварке взрывом, как правило, используются низкоскоростные ВВ, имеющие плотность $\rho \approx 1$ г/см³, скорость детонации $D \approx 2...3$ км/с, металлическая способность которых характеризуется интегральным показателем политропы продуктов взрыва, значение которого находится в диапазоне $k \approx 2,0...2,5$ [1]. Снижение скорости детонации достигается или путем добавления к высокобризантным ВВ веществ, уменьшающих величины удельной

энергии взрыва, или использованием сложных по составу, например, эмульсионных ВВ. При этом снижается температура продуктов детонации, что приводит к уменьшению скорости детонации и интегрального показателя политропы продуктов взрыва. Нет проблем для измерения таких характеристик ВВ как скорость детонации, массовая скорость, давление за детонационным фронтом, однако, в настоящее время отсутствуют надежные методы регистрации температуры продуктов детонации – важнейшего параметра, определяющего условия протекания химических процессов за фронтом детонационной волны. Измерению этого параметра посвящено множество работ [2...10]. Оптические методы измерения температуры основаны на фотоэлектрической регистрации интенсивности излучения, обладают наносекундным разрешением, относительно просты, но ограничены регистрацией температур не менее 1000...1500°K, и получаемые результаты в ряде случаев сложны для интерпретации [2].

Для регистрации более низких температур в твердых непроводящих средах исследовалась возможность использования термоэлектрического [3...7] и терморезистивного методов [8, 9]. Показано, что успех таких измерений в значительной степени зависит от конструкции ультратонких терморезистора (0,15 мкм) или микротермопары (5 мкм), при этом достигнуто субмикросекундное временное разрешение $\sim 0,1...0,5$ мкс при регистрации скачков температуры от 40 до 800 °C в эпоксидной смоле, плексигласе, монокристалле сапфира, стекловидном SiO₂ и прессованном РВХ-9404 в диапазоне давлений 0,5...10 ГПа. Интересным оказалось наблюдение: если механическое напряжение за фронтом УВ существенно превышает предел текучести исследуемого материала, то для понимания/объяснения малого времени прогрева термопары $\sim 0,2$ мкс до температуры исследуемой среды необходимо допустить, что коэффициент температуропроводности значительно увеличивается относительно значения при нормальных усло-

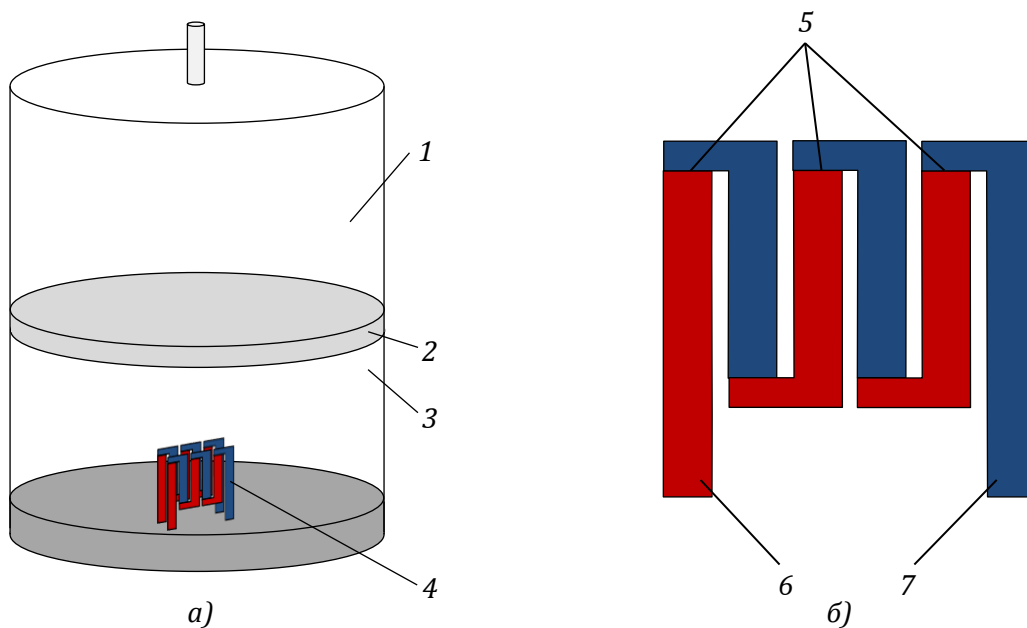


Рис. 1. Схема измерения температуры ударно-сжатой среды (а) и конструкция термопары (б):

- 1 – заряд ВВ; 2 – фторопластовый экран; 3 – среда; 4 – термопары;
 5 – горячие спаи термопары; 6 – трехслойная (медь-константан-медь) часть термопары;
 7 – монометаллическая (константан) часть термопары

виях [4, 5]. Но, как и при оптических измерениях, остаются проблемы с интерпретацией температурных данных [10].

По-прежнему сложной остается и задача прямого измерения температуры жидких сред при ударно-волновом нагружении в области температур ниже 1000...1500 °К, где пирометрические методы измерений в оптическом диапазоне, ввиду крайне низкого уровня светимости, неэффективны. Общим для этих задач является то, что плотности продуктов детонации и жидкостей в таких условиях имеют близкие значения (~1...1,5г/см³), также близки и диапазоны давлений (2,5...10 ГПа). Поэтому, актуальным является развитие и совершенствование экспериментальных методов измерения температуры ударно-сжатых жидких и газо-

тан-медь) частей. Горячим спаем такой термопары будет являться место сочленения монометаллической и трехслойной частей термопары. При изготовлении термопар два слоя меди толщиной 2,5...3,5 мкм электролитически наносятся на поверхности константановой фольги, имеющей толщину 185 мкм и служащей несущим каркасом, предохраняющим чувствительный медный слой от неконтролируемой деформации и разрушения. Плоскость элементов термопары перпендикулярна плоскости фронта ударной волны в исследуемой среде. При таком расположении термопары исследуемая среда движется вдоль ее поверхности, обеспечивая конвективный теплообмен с поверхностными чувствительными слоями термопар. Как показано в работе [11] зави-

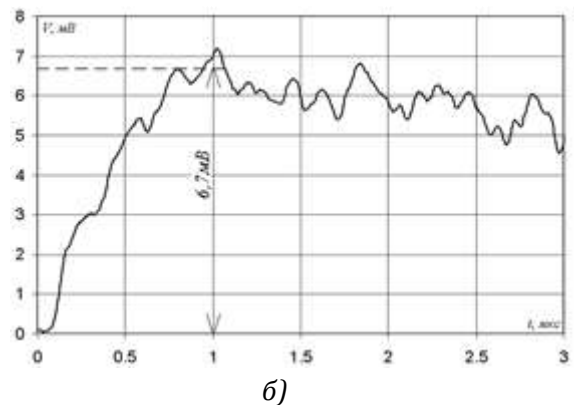
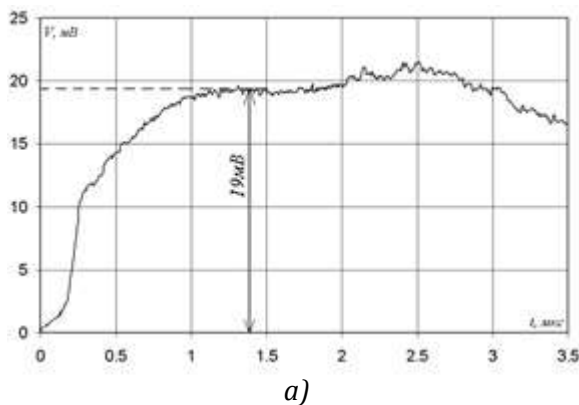


Рис. 2. Осциллограммы напряжения на термопаре от времени при ударно-волновом сжатии (а) воды, 6,7 ГПа и (б) матрицы ЭМВВ, 3,4 ГПа

образных, в том числе и реагирующих сред.

В данной работе рассматривается применение термопарного метода измерения температуры жидких и газообразных сред при их импульсном нагружении, предложенного в [11]. Датчиком температуры является батарея планарных термопар, размещенная в ударно-сжатой исследуемой среде (рис. 1). Батарея представляет собой набор последовательно соединенных термопар, причем каждая состоит из монометаллической (константановой) и трехслойной (медь-констан-

тан-медь) частей. Горячим спаем такой термопары будет являться место сочленения монометаллической и трехслойной частей термопары. При изготовлении термопар два слоя меди толщиной 2,5...3,5 мкм электролитически наносятся на поверхности константановой фольги, имеющей толщину 185 мкм и служащей несущим каркасом, предохраняющим чувствительный медный слой от неконтролируемой деформации и разрушения. Плоскость элементов термопары перпендикулярна плоскости фронта ударной волны в исследуемой среде. При таком расположении термопары исследуемая среда движется вдоль ее поверхности, обеспечивая конвективный теплообмен с поверхностными чувствительными слоями термопар. Как показано в работе [11] зави-

$$V(t) = \int_{T_0}^{T(t)} \frac{(S_k - S_m)}{(1 + \sigma_k \delta_k / 2 \sigma_m \delta_m)} dT \quad (1)$$

где $T(t)$, T_0 – температуры горячего и холодного спаев, S_k , S_m – коэффициенты термоЭДС, σ_k , σ_m – проводимости, δ_k – толщины константана и меди соответственно.

Характерное время выравнивания температуры по толщине медного слоя $\tau_m \sim \frac{\rho_m c_m \delta_m^2}{K_m} \sim 10^{-7}$ с, где ρ_m , c_m , K_m – плот-

ность, теплоемкость и коэффициент теплопроводности меди соответственно. Выполненный численный расчет показывает, что через 0,3 мкс после того, как поверхность медного слоя нагревается до температуры окружающей среды, неоднородность распределения температуры по толщине медного слоя не превышает 5%. В результате теплообмена температура границы медь-константан монотонно растет со временем, асимптотически приближаясь к температуре окружающей среды. Значит, если, напряжение на термопаре $V(t)$ монотонно растет с течением времени, приближаясь к значению V_{\max} , то температура среды T является решением уравнения (1) при $V(t) = V_{\max}$. Зависимости термоэлектрических коэффициентов меди и константана, проводимости меди от температуры брались из [12], а зависимость проводимости меди от давления из [13]. Поскольку толщины медных слоев в разных термобатареях различались ($2,2 \text{ мкм} \leq \delta_m \leq 3,5 \text{ мкм}$), каждая из них перед экспериментом тарировалась индивидуально.

С целью проверки данного метода были проведены эксперименты по измерению температуры воды при ударно-волновом нагружении до давления 6,7 ГПа. Нагружение образца из дистиллированной воды через 8-мм экран из фторопласта осуществлялось цилиндрическим зарядом мелкодисперсного гексогена насыпной плотности. Диаметр заряда 75 мм, длина 220 мм. Измеренная скорость ударной волны в воде составляла $4,36 \pm 0,06 \text{ км/с}$, давление 6,7 ГПа. Осциллограмма зависимости напряжения на термобатарее $V(t)$ от времени приведена на рис. 2, а.

Из этой осциллограммы определена температура горячего спая термопар, непосредственно контактирующего с исследуемой средой, а, следовательно, температура сре-

ды. Измеренное значение скачка температуры в ударно-сжатой воде оказалось равным $340 \pm 40 \text{ }^\circ\text{C}$, что хорошо согласуется с теоретически предсказанной величиной $353 \text{ }^\circ\text{C}$ [14].

В диапазоне давлений до 10 ГПа, измерялась температура ударного нагрева чистой эмульсионной матрицы (эмульсии без поробразующего сенсibilизатора), единственного энергетического компонента эмульсионного ВВ, способного к экзотермической реакции. Информация о температуре ударного нагрева эмульсионной матрицы необходима при построении уравнения состояния эмульсионного ВВ, для оценки термодинамических параметров детонации и при анализе взрывного превращения подобных композиций.

Массовый состав матрицы: *окислитель* – водный раствор аммиачной и натриевой селитры 94 масс %; *горючее* – смесь индустриального масла, парафина и эмульгатора – 6 масс %. Плотность эмульсии $\rho_0 = 1,40 \pm 0,01 \text{ г/см}^3$, размер капелек окислителя менее 2 мкм, кислородный баланс близок к нулю. На рис. 2, б приведена осциллограмма зависимости напряжения на термобатарее $V(t)$ от времени при давлении в матрице ЭмВВ равном 3,43 ГПа.

Результаты первых 3-х опытов приведены на рис. 3 при ударном давлении P_s до 10 ГПа. Погрешность измерения скачка температуры ΔT_s (относительно комнатной 293 К) не хуже 10 %. По измеренной скорости ударной волны и ударной адиабате эмульсии [16] с погрешностью не более 5 % рассчитывалось давление в эмульсии. На рисунке приведены также данные двух расчетных оценок [15, 16], различие между которыми менее 40 °К. Расчет [16] выполнен в предположении, что удельная теплоемкость эмульсии не изменяется в рассматриваемом

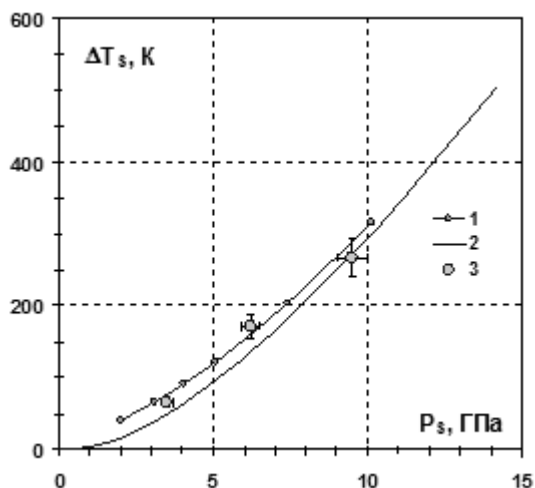


Рис. 3. Температура ударного сжатия эмульсии от давления в ударной волне: расчет: 1 – [15], 2 – [16]; эксперимент – настоящая работа

диапазоне параметров и равна 2,1 Дж/(г·град) [17]. Налицо хорошее согласие данных измерения и результатов расчета, что указывает на адекватность термодинамического метода измерения температуры за фронтом ударной волны решаемой задаче. Представляет значительный интерес получение данных по температуре эмульсии в области 15...20 ГПа, в которой наблюдаются особенности на профилях давления [16], указывающие на возможное экзотермическое разложение эмульсии, которое может сопровождаться повышением температуры относительно расчетных значений.

Авторы признательны М. А. Федотенко за помощь в работе.

Библиографический список

1. Дерибас, А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом. 2-е изд. доп. переработанное / А. А. Дерибас. Новосибирск: Наука, 1980. – 222 с.
2. Гоголя, М. Ф. Температуры продуктов детонации конденсированных веществ. 1. Твердые ВВ / М. Ф. Гоголя, М. А. Бражников // Химическая физика. – 1994. – Т. 13, № 1. – С. 52-63.

3. Grover, R. Thermal relaxation at interfaces following shock compression / R. Grover, P. A. Urtiew // J. Appl. Phys. – 1974. – v. 45. – Pp. 146.
4. Bloomquist, D. D. Electrical response of a bimetallic junction to shock compression / D. D. Bloomquist, G. E. Duvall, J. J. Dick // J. Appl. Phys. – 1979. – v. 50. – Pp. 4838-4836.
5. Bloomquist, D. D. Thermocouple temperature measurements in shock-compressed solids / D. D. Bloomquist, S. A. Sheffield // J. Appl. Phys. – 1980. – v. 51. – Pp. 5260-5266.
6. Bloomquist, D. D. Shock-compression temperature rise in polymethylmethacrylate determined from resistivity of embedded copper foils / D. D. Bloomquist, S. A. Sheffield // Appl. Phys. Letts. – 1981. – v. 38, no. 3. – Pp. 185-187.
7. Bloomquist, D. D. Thermocouple temperature measurements in shock initiation PBX-9404 / D. D. Bloomquist, S. A. Sheffield // Proc. Seventh Symposium on Detonation, 1981. – Pp. 1004-1009.
8. Rosenberg, Z. Direct measurement of temperature in shock-loaded polymethylmethacrylate with very thin copper thermistors / Z. Rosenberg, Y. Partom // J. Appl. Phys. – 1984. – v. 56. – Pp. 1921-1926.
9. Taylor, N. E. Steps toward thin film metal thermistors with microsecond time response for shock temperature measurements of polymers / N. E. Taylor, D. M. Williamson, A. P. Jardine // Journal of Physics: Conference Series, 500 (PART 11), art. no. 112061.
10. Bloomquist, D. D. Reply to «Comment on 'Thermocouple Temperature measurements in shock-compressed solids'» / D. D. Bloomquist, S. A. Sheffield. // J. Appl. Phys. 1982. – v. 53, no. 8. – P. 5966.
11. Гулевич, М. А. Термометрический метод измерения температуры газообразных и жидких сред при их ударном сжатии / М. А. Гулевич, В. В. Пай, И. В. Яковлев, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, С. В. Хаустов // Известия ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 6 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. - Волгоград, 2013. - № 18 (121). - С. 14-17.
12. Таблицы физических величин, под редакцией И. К. Кикоина, Москва, Атомиздат, 1976. – 1008 с.
13. Гулевич, М. А. Измерение электрической проводимости меди при импульсном нагружении / М. А. Гулевич // Физика горения и взрыва. – 2011. – т.47, № 6. – С. 110-116.
14. Rice, M. H. Equation of state of water to 250 kilobars / M. H. Rice, J. M. Walsh // J. of Chem. Phys. – 1957. – Vol. 26, №4. – Pp. 824-830.
15. Cooper, J. Molecular and microscopic structural effects in the detonation of fluid explosives / J. Cooper, A. G. Leiper, W. G. Neilson // Proc. 12th Intern. Detonation Symposium. – 2002. – Pp. 733-741.
16. Сильвестров, В. В. Ударная сжимаемость эмульсионной матрицы при давлении до 37 ГПа / В. В. Сильвестров, А. С. Юношев, А. В. Пластинин, С. И. Рафайчик // Физика горения и взрыва. – 2014. – Т. 50, № 4. – С. 110-116.
17. Turcotte, R. Hot-wire ignition of AN-based emulsions / R. Turcotte, S. Goldthorp, C. M. Badeen, S. K. Chan // Propellants, Explosives, and Pyrotechnics. – 2008. – V. 33. – Pp. 472 – 481.

Работа выполнена при поддержке программы Президиума РАН №2.8, грантами РФФИ 13-03-00791-а, № 12-08-00092-а и, частично, гранта Президента РФ по поддержке ведущих научных школ НШ-2695.2014.1.

УДК 621.791.13

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

О ВЛИЯНИИ ПАРАМЕТРОВ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В работе рассмотрено влияние частоты и амплитуды ультразвуковых колебаний в процессе сварки взрывом на примере соединений из алюминия. Показано, что наиболее значительное влияние на изменение структуры и свойств получаемых соединений оказывает частота колебаний.

Ключевые слова: сварка взрывом, ультразвуковая обработка, прочность соединения, частота, амплитуда, оплавленный металл

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

THE INFLUENCE OF VARIED PARAMETRES OF ULTRASONIC VIBRATIONS ON THE STRUCRUTE AND PROPERTIES OFEXPLOSIVELY WELDED AL-AL CLAD PLATES

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

This article examines effect of frequency and amplitude of ultrasonic vibrations on the explosive welding of Al-Al clad plates. It is shown that the most significant effect on structure and properties of the resulting compounds renders frequency of ultrasonic vibrations.

Keywords: explosive welding, ultrasound treatment, strength of a bond region, frequency of ultrasonic vibrations, amplitude of ultrasonic vibrations, fused areas

Многочисленными исследованиями [1...3] показано, что путем воздействия мощным ультразвуком можно активно влиять на структуру и свойства металлов и сплавов, способствуя тем самым интенсификации технологических процессов обработки материалов, в том числе повысить производительность и качество ряда способов сварки и наплавки. Известно [4...7], что одними из основных регулируемых параметров, в конечном счете, определяющими свойства обрабатываемых материалов являются частота и амплитуда ультразвуковых колебаний (УЗ). Полученные ранее результаты [8...10] проведенных исследований показали, что одновременное воздействие УЗ колебаний на свариваемые взрывом материалы оказывает существенное влияние на структуру и свойства полученных соединений по сравнению со сваркой взрывом контрольных образцов, сваренных на одинаковых режимах, но без подключения ультразвука. Несмотря на фе-

номенологический характер полученных результатов, работа является по своей сути «пионерской», механизм взаимодействия ударных волн с УЗ колебаниями в соударяющихся пластинах недостаточно ясен, что требует детального изучения данного комбинированного процесса.

В связи с вышеизложенным, целью данной работы было определение оптимальных параметров ультразвука и исследование их влияния на структуру и свойства свариваемых взрывом соединений.

Для оценки влияния частоты f и амплитуды ξ ультразвуковых колебаний на структуру и свойства полученных соединений в качестве исходных материалов применялись пластины из алюминия А5 толщиной 4 мм. Эксперименты проводились по схеме сварки взрывом с встречно-направленным распространением продольных УЗ колебаний относительно направления сварки. Данная схема позволяет обеспечить одинаковые условия

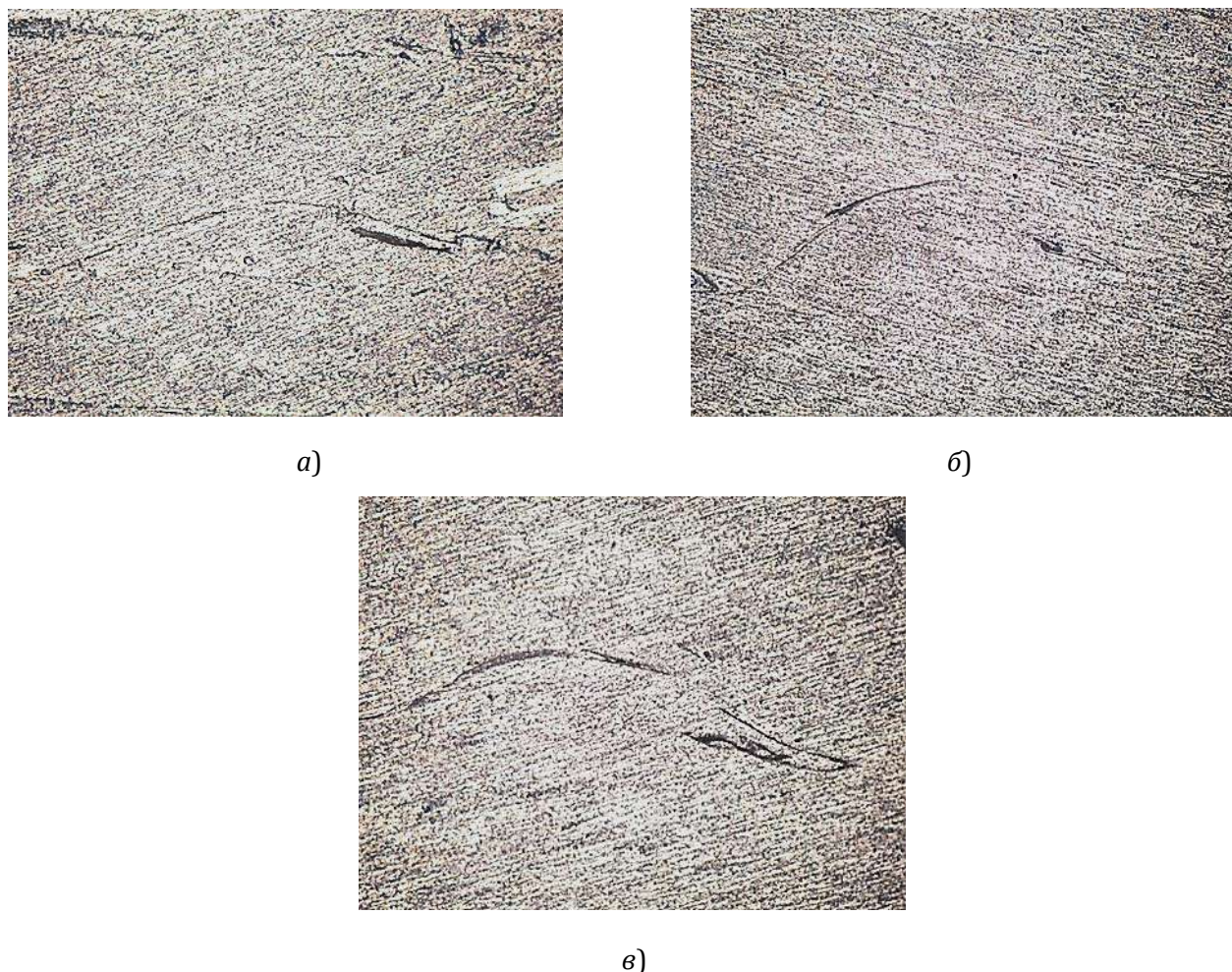


Рис. 1. Микроструктура границы сваренного взрывом с УЗО соединения А5+А5 ($\times 100$):

a – $f=18$ кГц; *б* – $f=22$ кГц; *в* – $f=25$ кГц

сборки пакета под сварку в бронеканере и идентичность всех параметров взрывного нагружения как для исследуемого образца с воздействием УЗ колебаний, так и для контрольного образца (без применения ультразвука).

В процессе проведения исследований в первой серии экспериментов изменяли только частоту f УЗ колебаний в диапазоне от 16 до 25 кГц, остальные параметры сварки взрывом и УЗО оставались постоянными. Во второй серии экспериментов – амплитуду ξ УЗ колебаний в диапазоне от 7 до 25 мкм.

Исследование влияния частоты f УЗ колебаний на свойства сваренных взрывом алюминиевых соединений показало (рис. 2), что с увеличением частоты сначала наблю-

дается рост прочности соединения на отрыв слоев, достигая максимального значения $\sigma_{отр} = 115$ МПа при $f = 20$ кГц. Дальнейшее повышение частоты УЗ колебаний приводит к снижению прочности $\sigma_{отр}$ за счет увеличения объема оплавленного металла в зоне соединения (рис. 2).

Экспериментально установлено, что с увеличением частоты УЗ колебаний во всем диапазоне изменения f (от 16 до 25 кГц) наблюдается рост параметров волн и объема оплавленного металла на границе соединения (см. рис. 1, 2). Следует отметить, что высокая прочность соединения А5+А5 достигается в диапазоне частот от 20 до 22 кГц со смещением в область больших значений (см. рис. 2).

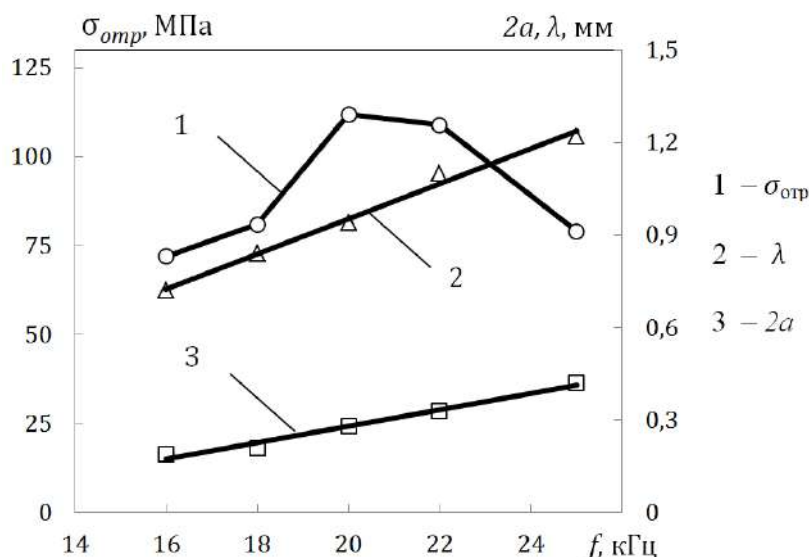


Рис. 2. Влияние частоты f УЗ колебаний на прочность $\sigma_{отр}$ и параметры волн ($2a$, λ) сваренного взрывом соединения А5+А5

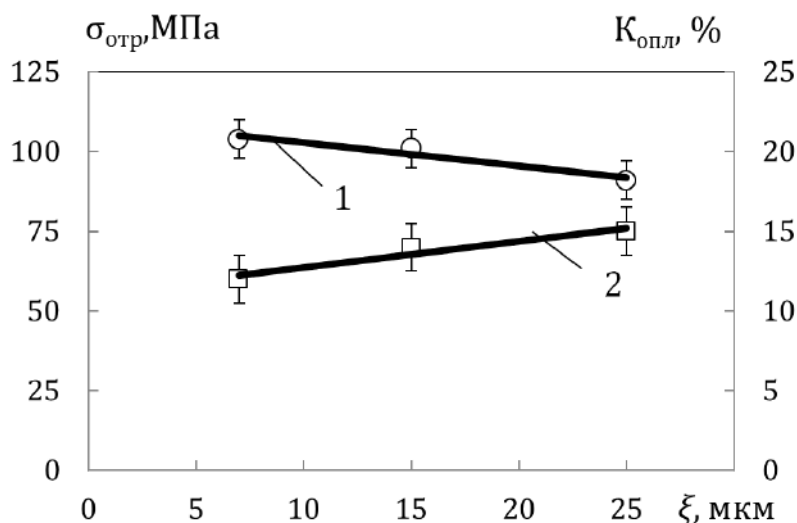


Рис. 3 Влияние амплитуды ξ УЗ колебаний на прочность (1) $\sigma_{отр}$ и количество оплавленного металла (2) $K_{опл}$ сваренных взрывом алюминиевых соединений

Результаты опытов по исследованию влияния амплитуды ξ УЗ колебаний на свойства свариваемых взрывом соединений показали, что изменение амплитуды ξ в диапазоне от 7 до 25 мкм при постоянной частоте $f = 20$ кГц не оказывает столь существенного влияния на прочность и структуру полученных алюминиевых соединений по сравнению с изменением частоты f .

Так при увеличении амплитуды ξ более чем в три раза наблюдается незначительное уменьшение прочности соединения и небольшой рост количества оплавленного ме-

талла: величина $\sigma_{отр}$ уменьшилось с 110 до 92 МПа, а величина $K_{опл}$ возросла с 9 до 15% (рис. 3).

Исследования микроструктуры сваренных взрывом соединений подтвердили, что увеличение амплитуды ξ УЗ колебаний в широком диапазоне (от 7 до 25 мкм) практически не оказывает существенного влияния на величину параметров волн, наблюдается лишь незначительное увеличение объема оплавленного металла в зоне соединения при повышенной частоте $\xi = 25$ мкм (рис. 4).



$\xi = 7 \text{ мкм}$



$\xi = 25 \text{ мкм}$

Рис. 4. Влияние амплитуды ξ УЗ колебаний на микроструктуру сваренных взрывом алюминиевых соединений ($\times 100$)

ВЫВОДЫ

Экспериментально установлено, что частота УЗ колебаний оказывает значительное влияние на структуру и свойства свариваемых взрывом соединений по сравнению с изменением амплитуды. Так, с увеличением частоты f с 16 до 25 кГц сначала наблюдается рост существенный прочности соединения и увеличение параметров волн в алюминиевых образцах, а затем прочность соединения падает, что связано с увеличением количества оплавленного металла на границе соединения, в то время как при увеличении амплитуды ξ УЗ колебаний более чем в три раза (с 7 до 25 мкм) наблюдается лишь незначительное уменьшение прочности соединения и небольшой рост количества оплавов.

Библиографический список

1. Артемьев, В.В. Ультразвук и обработка материалов / В. В. Артемьев, В. В. Клубович, В. В. Рубанчик. – Минск: Экоперспектива, 2003. – 335 с.
2. Влияние ультразвуковой обработки на структуру и сопротивление усталости сварных соединений высокопрочной стали ВКС-12 / В. Е. Панин, С. В. Сапожников, Е. Н. Каблов и др. // Физическая мезомеханика. – 2006. – №9. – С. 85-96.
3. Исследование микроструктуры поверхностных слоев малоуглеродистой стали после точения и ультра-

тразвуковой финишной обработки / Ж. Г. Ковалевская, Ю. Ф. Иванов, О. Б. Перевалова, В. А. Клименов и др. // Физика металлов и металловедение. – 2013. – Т.114, №1. – С.47-61.

4. Kong, C. Optimum process parameters for ultrasonic consolidation of 3003 aluminium / C. Kong, R. Soar, P. Dickens. – Journal of Materials Processing Technology. – 2004. – V.146. – Pp. 181–187.

5. Поперечное скольжение дислокаций в ультразвуковом поле и влияние на этот процесс амплитуды и частоты ультразвука, ориентации образца и коэффициента динамической вязкости / Н. А. Тяпунина, Г. В. Бушуева, М. И. Силис и др. // Физика твердого тела. – 2003. – Т.45, №5. – С.836-841.

6. Бекренев, Н. В. Обоснование метода повышения эффективности ультразвуковой обработки конструкционных материалов на основе установления корреляции амплитудно-частотных параметров процесса и фрактальной размерности их структуры / Н. В. Бекренев, Н. В. Протасова, А. П. Петровский // Саратов: Вестник СТГУ. – 2009. – №3. – С.23-27.

7. Холопов, Ю. В. Ультразвуковая сварка пластмасс и металлов / Ю. В. Холопов. – Л.: Машиностроение, 1988. – 222 с.

8. Исследование влияния ультразвука на тонкую структуру и свойства меди при сварке взрывом / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин // Известия ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 6 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – № 18 (121). – С. 24-28.

9. Ultrasound-assisted explosive welding / A.P. Peev, E. V. Kuzmin, V. I. Lysak, S. V. Kuzmin // XII International Symposium on Explosive Production of New Materials: Science, Technology, Business, and Innovations (EPNM-2014). – Cracow, 2014. – P. 150-151.

10. Пат. 2516179 РФ, МПК В23К20/08, В23К20/10. Способ комбинированной сварки взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, А. П. Пеев, Е. В. Кузьмин; ВолгГТУ. – 2014.

Работа выполнена при поддержке проекта №1183 в рамках базовой части государственного задания.

УДК 621.791.13

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

О ПЛАСТИЧЕСКОМ ТЕЧЕНИИ МЕТАЛЛА В ОКРЕСТНОСТЯХ ТОЧКИ СОУДАРЕНИЯ СВАРИВАЕМЫХ ВЗРЫВОМ МЕТАЛЛОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В работе представлены результаты исследования пластического течения металла в окрестностях точки соударения при сварке взрывом под воздействием ультразвука (УЗ) однородных металлов. Установлено, что одновременная УЗ обработка в процессе сварки взрывом приводит к повышению максимальной остаточной сдвиговой деформации g_{\max} металла в ОШЗ по сравнению со сваркой взрывом без применения ультразвука.

Ключевые слова: сварка взрывом, ультразвуковые колебания, остаточная деформация, градиент деформации, скорость точки контакта, прочность

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

ABOUT PLASTIC FLOW AROUND COLLISION FRONT OF METALS DURING ULTRASOUND-ASSISTED EXPLOSIVE WELDING

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

This paper presents the research results of plastic deformation of joint contact layers during ultrasound-assisted explosive welding. Found that the simultaneous ultrasonic treatment increases the plastic deformation magnitude compared with the explosive welding without ultrasonic.

Keywords: explosive welding, ultrasound treatment, plastic deformation, strain gradient, collision velocity, strength

Введение

Одной из особенностей сварки взрывом, отличающей ее от других известных способов соединения металлов в твердой фазе, является существенная локализованность пластических деформаций сдвига в узкой околошовной зоне (ОШЗ). В работах [1...3] выявлены основные закономерности пластического деформирования металла ОШЗ, которые позволили изучить основополагающие вопросы, касающиеся кинетики и механизма формирования соединения при сварке взрывом однородных металлов. При этом было показано, что, несмотря на «несимметричность» соударения метаемой и неподвижной пластин, в них реализуются практически одинаковые эпюры максимальных сдвигов.

Авторами работ [4...7] получен интересный и неожиданный результат, заключающийся в уменьшении параметров зоны формирования соединения при сварке взрывом

с одновременным ультразвуковым воздействием. Данный факт указывает на изменение условий пластического течения металла в окрестностях точки соударения, что может быть вызвано повышением пластичности металла, находящего под воздействием ультразвука.

Целью работы явилось исследование особенностей пластического деформирования металла околошовной зоны при сварке взрывом однородных модельных алюминиевых и медных пластин под воздействием ультразвука.

Методика проведения опытов

Для изучения особенностей пластического деформирования приграничных объемов металла в условиях высокоскоростного косого соударения применяли методику [8], основанную на использовании слоистых моделей с толщиной слоя 50 мкм. Сварку взрывом при одновременном воздействии ультразвука на неподвижную пластину осу-

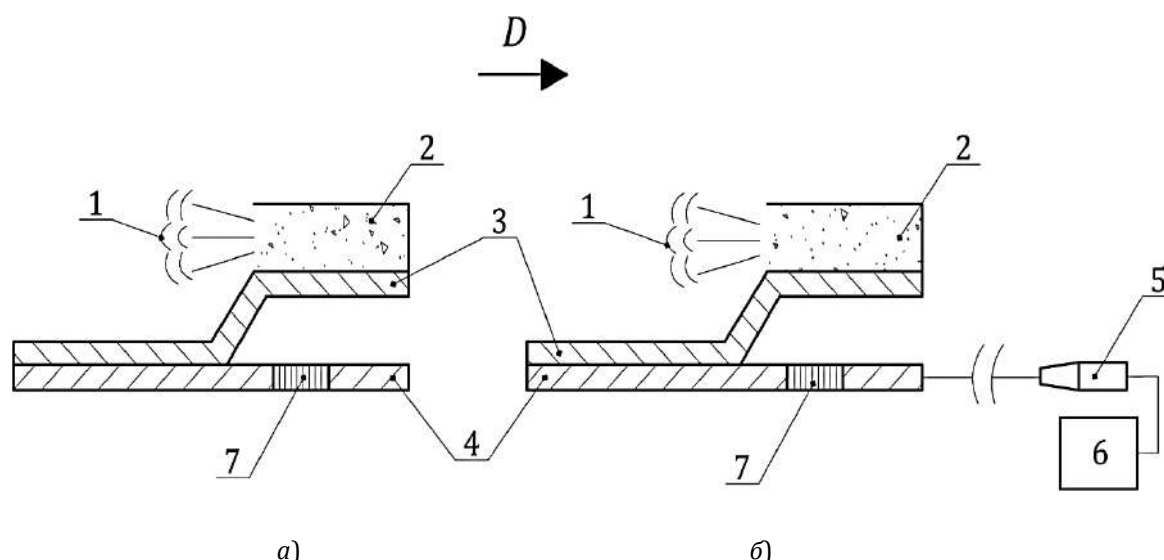


Рис. 1. Принципиальная схема взрывного нагружения пластин с поперечной слоистой моделью в исследуемом образце с одновременной УЗ обработкой (а) и контрольном образце без подключения ультразвука (б):

1 – продукты детонации; 2 – заряд ВВ; 3 – метаемая пластина;
4 – неподвижная пластина; 5 – пьезокерамический преобразователь;
6 – УЗ генератор; 7 – слоистая модель (вставка)

ществляли с встречно-направленным распространением ультразвуковых колебаний относительно направления сварки на режимах, при которых образуется синусоидальный профиль зоны соединения (рис. 1).

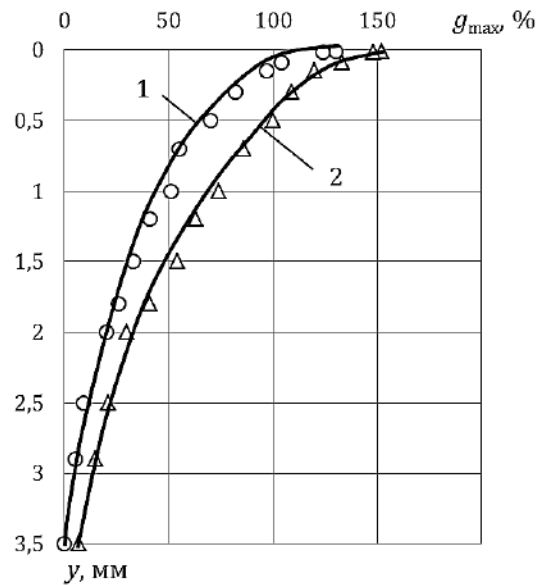
Для сравнения полученных результатов одновременно производили сварку взрывом тех же пар металлов на идентичных режимах без воздействия ультразвука. Условия опытов выдерживались такими, чтобы в каждом из них параметры процесса (в том

числе, единичная масса) были строго одинаковыми независимо от схемы сварки, что достигалось соответствующим расчетом высоты заряда взрывчатого вещества и установочного зазора. Переменным параметром являлось наличие или отсутствие ультразвукового воздействия. Такое построение условий опытов позволило детально проследить на качественном уровне особенности пластического течения металла ОШЗ сваренных взрывом однородных материала-

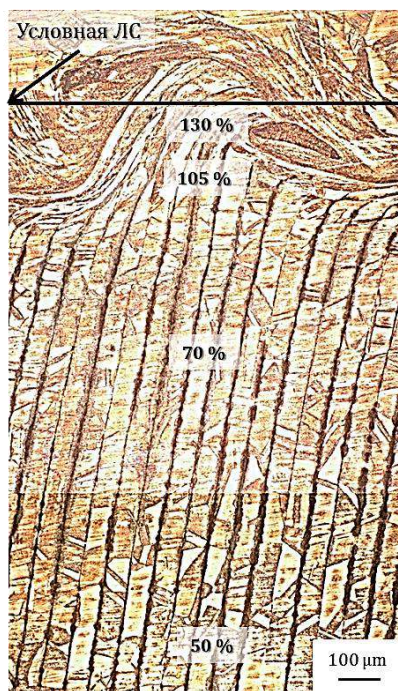
Таблица

Условия проведения экспериментов по исследованию особенностей пластического течения металла в ОШЗ при сварке взрывом с одновременной УЗ обработкой

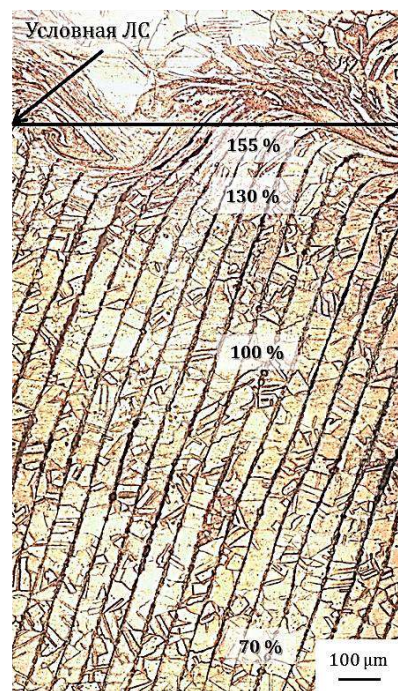
№ опыта	Свариваемые материалы	Толщины $\delta_1 + \delta_2$, мм	Частота УЗ колебаний f , кГц	Амплитуда УЗ колебаний ξ , мкм	Скорость контакта V_k , м/с	Скорость соударения V_c , м/с	Энергия пластической деформации W_2 , МДж/м ²
1	M1+M1	3,5+3,5	18	7	2300	370	0,7
1к			-	-			
2	A5+A5	4+4	20	7	1900	400	0,4
2к			-	-			



а)



б)



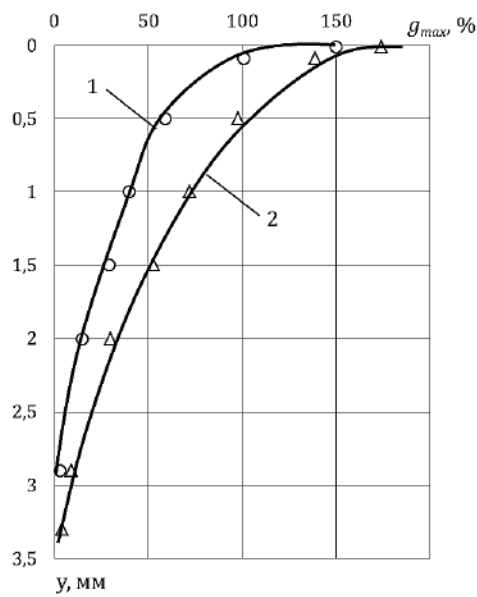
в)

Рис. 2. Эпюры максимальных сдвигов g_{\max} (а) и деформация поперечной слоистой модели соединения М1+М1 в контрольном образце (б) и образце с воздействием ультразвука (в)

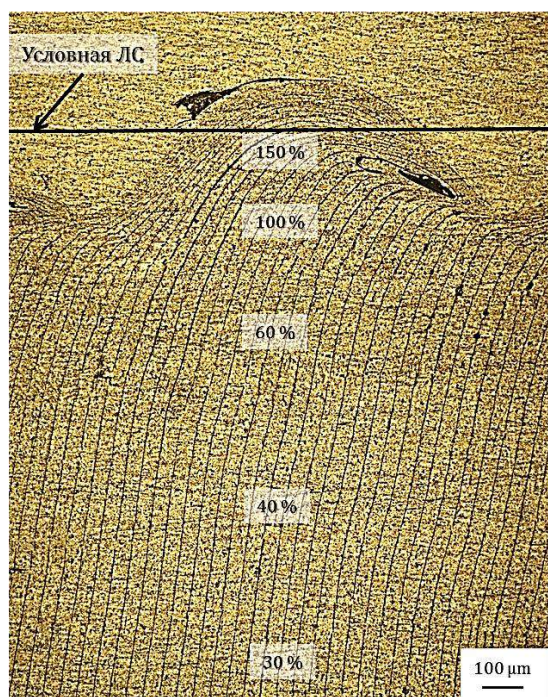
лов и выявить параметры процесса, оказывающие наибольшее влияние на деформационные процессы в ОШЗ. Условия проведения опытов по исследованию особенностей пластического течения металла в ОШЗ при сварке взрывом с одновременной УЗ обработкой представлены в таблице.

Результаты опытов и их обсуждение

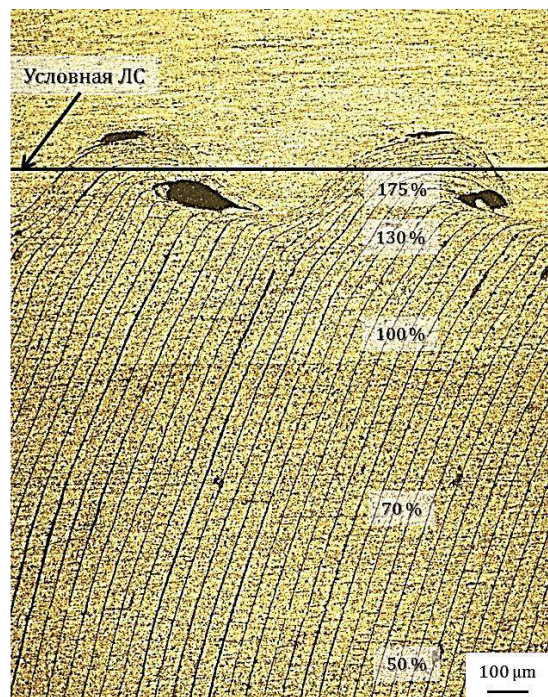
Полученные результаты показали, что одновременная УЗ обработка в процессе сварки взрывом оказывает существенное влияние на величину и характер распределения остаточной сдвиговой деформации g_{\max} металла в ОШЗ по сравнению со сваркой взрывом контрольных образцов, сваренных на идентичных режимах, но без подключения ультразвука.



a)



б)



в)

Рис. 3. Эпюры максимальных сдвигов g_{\max} (а) и деформация поперечнойслоистой модели соединения А5+А5в контрольном образце без подключения ультразвука (б) и образце с одновременной УЗ обработкой (в)

Установлено, что при сварке взрывом с одновременным ультразвуковым воздействием максимальная остаточная сдвиговая деформация g_{\max} , измеренная в непосредственной близости от условной линии соединения слоев, составляет около 155%, в то время как в контрольном образце, полученном на идентичных режимах сварки взры-

вом, но без воздействия ультразвука, сдвиговая деформация меньше и составляет $g_{\max} \sim 130\%$.

По мере удаления от линии соединения значения g_{\max} интенсивно уменьшаются, но с разным градиентом (рис. 2, а).

Аналогичное распределение остаточной сдвиговой деформации g_{\max} наблюдается и

для случая сварки алюминиевых модельных пластин (см. рис. 2). Так при сварке взрывом с воздействием ультразвука максимальная остаточная сдвиговая деформация g_{\max} , измеренная в непосредственной близости от условной линии соединения, для алюминиевых образцов составляет около 175%, в то время как в контрольном образце без воздействия ультразвука значения $g_{\max} \sim 155\%$.

Анализ эпюр g_{\max} и микроструктуры медных и алюминиевых образцов показывает, что при формировании соединения под воздействием ультразвука, несмотря на уменьшение параметров границы раздела слоев, в пластическое течение вовлекается больший объем металла ОШЗ по сравнению с образцами без ультразвукового воздействия. Наряду с увеличением максимальных значений g_{\max} , пластической деформации подвергаются более глубоко расположенные слои (см. рис. 2, 3). При этом стоит отметить, что значения остаточной сдвиговой деформации g_{\max} , измеренные на одинаковом расстоянии от условной линии соединения, различны для образцов с воздействием и без воздействия ультразвука. Выявленная закономерность пластического течения металла ОШЗ в процессе образования соединения при сварке взрывом под воздействием ультразвука, очевидно, связана с изменением механических свойств поверхностных слоев металла, в котором генерируются высокочастотные волны до соударения пластин.

Принимая во внимание результаты работы [9], которые свидетельствуют о том, что изменение размеров и строения зоны при сварке взрывом с применением высокочастотных колебаний является результатом одновременного воздействия этих процессов на стадии формирования соединения и практически не зависит от изменения тонкой структуры материала вследствие пред-

варительной ультразвуковой обработки, можно сделать следующее предположение. По-видимому, при воздействии на металл ультразвуковых колебаний в поверхностных слоях реализуется акустопластический эффект, заключающийся в снижении напряжений течения при постоянной скорости деформации, что позволяет дислокациям с меньшими энергетическими затратами преодолевать барьеры, перемещаться и взаимодействовать друг с другом. В свою очередь, это ведет к повышению пластических свойств приповерхностных слоев металла, которые деформируются в большей степени.

ВЫВОДЫ

Экспериментально установлено, что одновременная УЗ обработка в процессе сварки взрывом приводит к повышению максимальной остаточной сдвиговой деформации g_{\max} металла в ОШЗ по сравнению со сваркой взрывом без применения ультразвука. Так при сварке взрывом с одновременным воздействием УЗ колебаний максимальная остаточная сдвиговая деформация g_{\max} , измеренная в непосредственной близости от условной линии соединения, для медных и алюминиевых образцов составляет 155% и 175%, соответственно, в то время как на контрольных образцах, полученных на идентичных режимах сварки взрывом, но без подключения ультразвука, сдвиговая деформация меньше и составляет для меди $g_{\max} \sim 130\%$ и для алюминия $g_{\max} \sim 155\%$.

Библиографический список

1. Кривенцов, А. Н. О роли пластической деформации металла в зоне соединения при сварке взрывом / А. Н. Кривенцов, В. С. Седых // Физика и химия обработки материалов. – 1969. – №1. – С.132-141.
2. Шморгун, В. Г. Исследование основных закономерностей процесса пластической деформации при сварке взрывом / В. Г. Шморгун // Сварочное производство. – 2000. – №3. – С. 23-25.

3. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 544 с.
4. Особенности сварки взрывом меди с одновременной ультразвуковой обработкой / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин // Известия ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 6: межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – № 18 (121). – С. 18-23.
5. Исследование влияния воздействия ультразвука на структуру и свойства свариваемых взрывом композиционных соединений / А. П. Пеев, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, Л. Д. Добрушин, С. И. Агапов, Е. В. Кузьмин, А. Н. Дородников // Изв. ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 5: межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – № 14 (101). – С. 44-50.
6. Пат. 2516179 РФ, МПК В23К20/08, В23К20/10. Способ комбинированной сварки взрывом / Лысак В. И., Кузьмин С. В., Пеев А. П., Кузьмин Е. В.; ВолгГТУ. – 2014.
7. Ultrasound-assisted explosive welding / A. P. Peev, E. V. Kuzmin, V. I. Lysak, S. V. Kuzmin // XII International Symposium on Explosive Production of New Materials: Science, Technology, Business, and Innovations (EPNM-2014). – Poland, Cracow, 2014. – Pp. 150-151.
8. Новая методика исследования пластической деформации металла в околошовной зоне свариваемых взрывом соединений / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. А. Чугунов, А. П. Пеев // Физика и химия обработки материалов. – 2000. – №2. – С.54-60.
9. Исследование влияния ультразвука на тонкую структуру и свойства меди при сварке взрывом / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин // Известия ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 6: межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – № 18 (121). – С. 24-28.

УДК 621.791.13

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

МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРОФИЛЯ МЕТАЕМОЙ ПЛАСТИНЫ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ ТОЛСТОЛИСТОВОГО БИМЕТАЛЛА

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В работе представлены результаты определения профиля метаемой пластины при сварке взрывом при толщине плакирующего слоя от 5 до 20 мм на основании усовершенствованной реостатной методики. Показано, что реальный угол соударения при метании пластин толщиной свыше 15 мм значительно меньше расчетного.

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

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

METHOD OF DETERMINING THE PROFILE FLYER PLATE IN EXPLOSION WELDING BIG-THICKNESS COMPOSITE

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The paper presents the results of determining the profile of a welded plate at explosion welding when the thickness of the cladding layer is from 5 to 20 mm on the basis of an improved rheostat techniques. It is shown that the real angle of impact when throwing plates with a thickness exceeding 15 mm, significantly less than expected.

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

Применение биметаллов для изготовления химического оборудования, устойчивого к коррозионному воздействию, элементов с упрочненной рабочей поверхностью, трубных решеток, конденсаторных батарей турбинных агрегатов, емкостей для хранения химических реагентов – эффективный путь экономии дорогостоящих материалов и повышения долговечности отдельных деталей и узлов. Сварка взрывом является наиболее эффективным способом изготовления биметаллов как с точки зрения качества соединения слоев, так и по стоимости производства композита. Зачастую при работе в тяжелых условиях (интенсивный износ, химическая коррозия и т. п.) срок эксплуатации деталей и оборудования напрямую зависит от толщины плакирующего слоя.

Однако при увеличении толщины плакирующего слоя свыше 15 мм получение сваркой взрывом качественного соединения затруднительно и по мнению разных исследо-

вателей связано с узким, сложнореализуемым диапазоном параметров режимов [1], ростом кинетической энергии отрыва метаемой пластины от неподвижной [7], возникновением волн разгрузки, приводящих к появлению за точкой контакта растягивающих напряжений [3, 8, 9] и другими причинами. В работе [2] высказано предположение, что в процессе метания плакирующего листа большой толщины на нагружаемой поверхности образуется перегиб с радиусом R , а на контактирующей его величина возрастает на δ_1 (рис. 1), что приводит к уменьшению угла соударения γ' по отношению к расчетному γ .

Анализ закономерностей изменения длины волны λ от толщины метаемой пластины [2] показал, что при δ_1 от 5 до 16 мм значения длины волны хорошо согласуются с расчетными, а с увеличением δ_1 экспериментальные значения λ становятся существенно меньше расчетных, что является косвенным

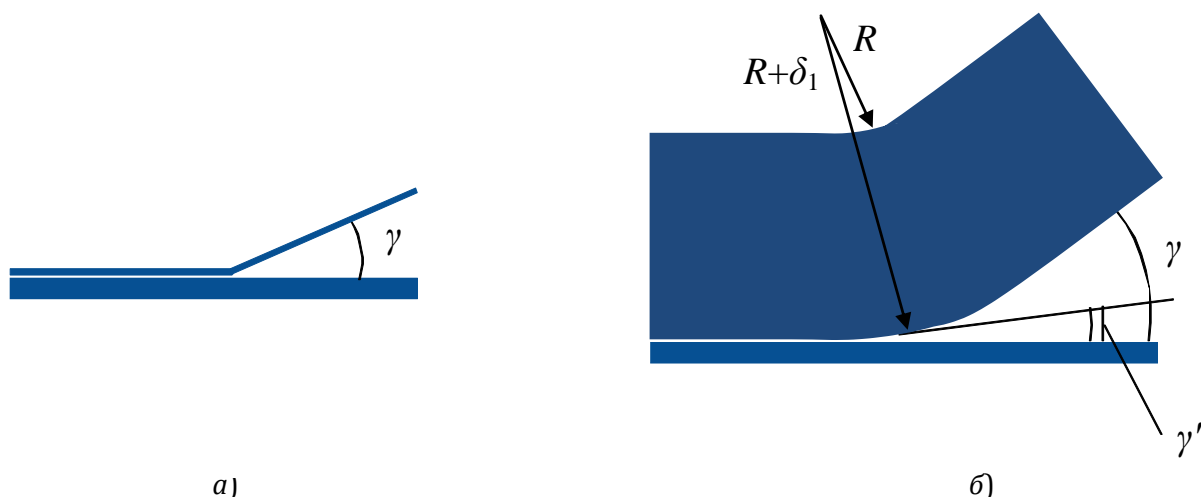


Рис. 1. Изменение геометрии соударения для малых (а) и больших (б) толщин метаемой пластины

подтверждением высказанного предположения.

Целью данной работы явилась попытка экспериментального определения профиля метаемой пластины большой толщины в условиях соударения с неподвижной при сварке взрывом.

Для достижения цели был применен реостатный метод [4], усовершенствованный для определения профиля метаемого элемента непосредственно в процессе соударения с неподвижным. При этом необходимо было решить одновременно две задачи: избежать воздействия на нихромовый датчик кумулятивного потока, образующегося при соударении пластин, и минимизировать ис-

кажение профиля метаемой пластины.

Для решения первой задачи в неподвижной пластине выфрезеровали часть металла в виде паза. Минимизация искажения конфигурации метаемой пластины, металл которой мог «затекать» в паз, достигалась уменьшением ширины последнего. Изменяя конфигурацию паза, удалось добиться соединения без разрывов плакировки и ее «затекания» (рис. 2), применив неподвижные заготовки с прямоугольным пазом шириной 10 мм, выполненном на $2/3$ длины пластины.

Регистрацию параметров полета разгоняемой пластины осуществляли с помощью управляющей и измерительной аппаратуры



Рис. 2 Внешний вид сваренной взрывом заготовки с прямым пазом шириной 10 мм в неподвижной пластине.

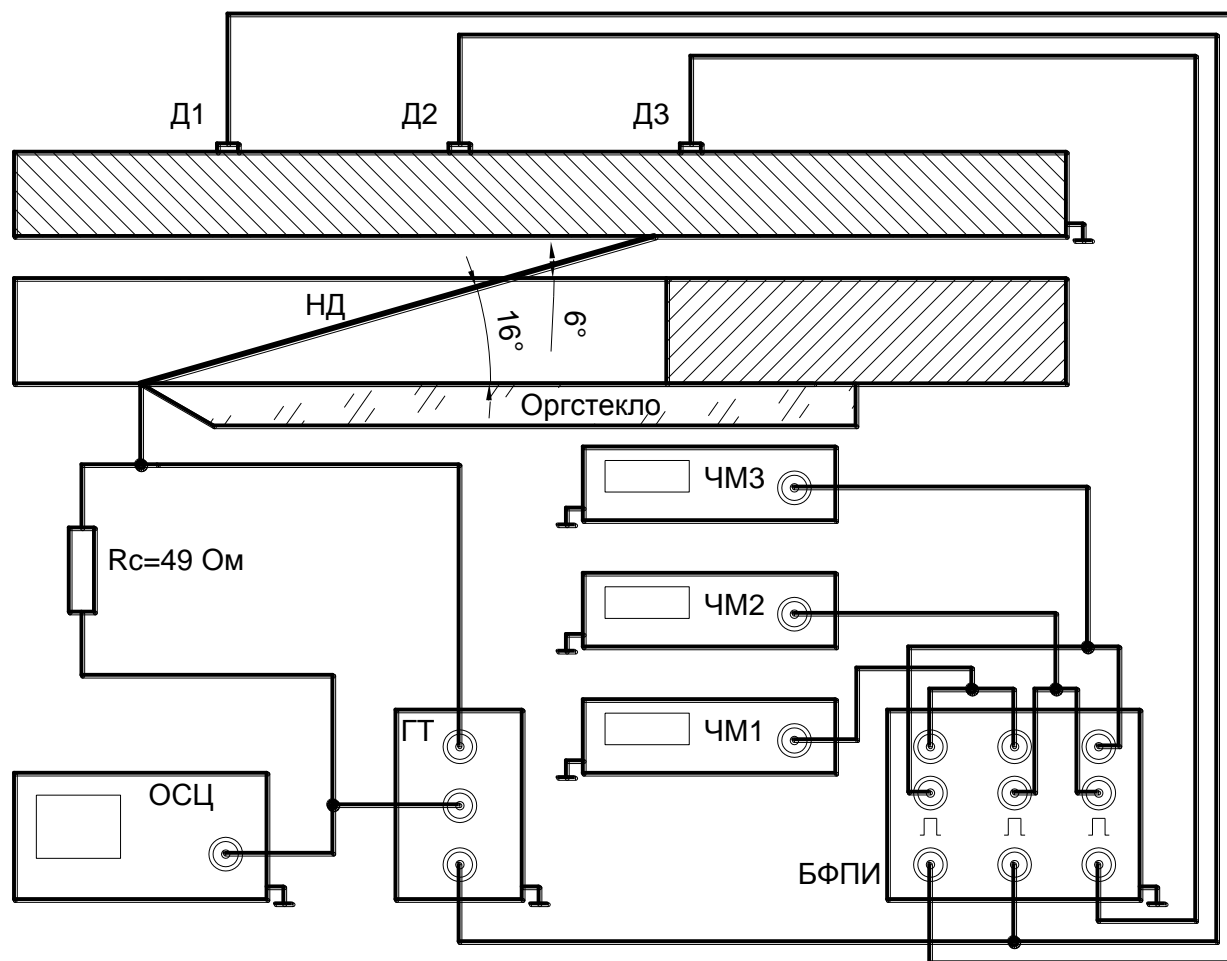


Рис. 3. Принципиальная электрическая схема соединения датчиков с управляющей и измерительной аппаратурой для регистрации геометрии полета метаемой толстолистовой пластины.

по схеме, представленной на рис. 3. При прохождении фронта детонационной волны по поверхности метаемой пластины последовательно замыкаются контактные датчики Д1, Д2 и Д3 в виде отрезков медной фольги, закрепленные через тонкий изолятор на лакирующем листе [4, 5]. В результате блок формирования прямоугольных импульсов (БФПИ) отправляет сигналы на частотомеры ЧМ1, ЧМ2 и ЧМ3, которые фиксируют интервалы времени, за которое детонационный фронт проходит от одного датчика до другого. Зная расстояние между датчиками, рассчитывали скорость детонации D взрывчатого вещества.

При замыкании датчика Д2 одновременно отправляется сигнал на генератор тока (ГТ), который выдает импульс постоянного тока длительностью 500 мкс и величиной 0,3...0,4 А на нихромовый датчик (НД), представляющий из себя проволоку толщиной 0,1 мм, которую устанавливали под углом на 10° больше расчетного угла соударения.

Так как осциллограмма является функцией $U = f(\tau)$, расчет профиля метаемой пластины производили по величине падения напряжения на НД в соответствующий момент времени.

Первоначально определяли сопротивление r незамкнутого участка проволоки-

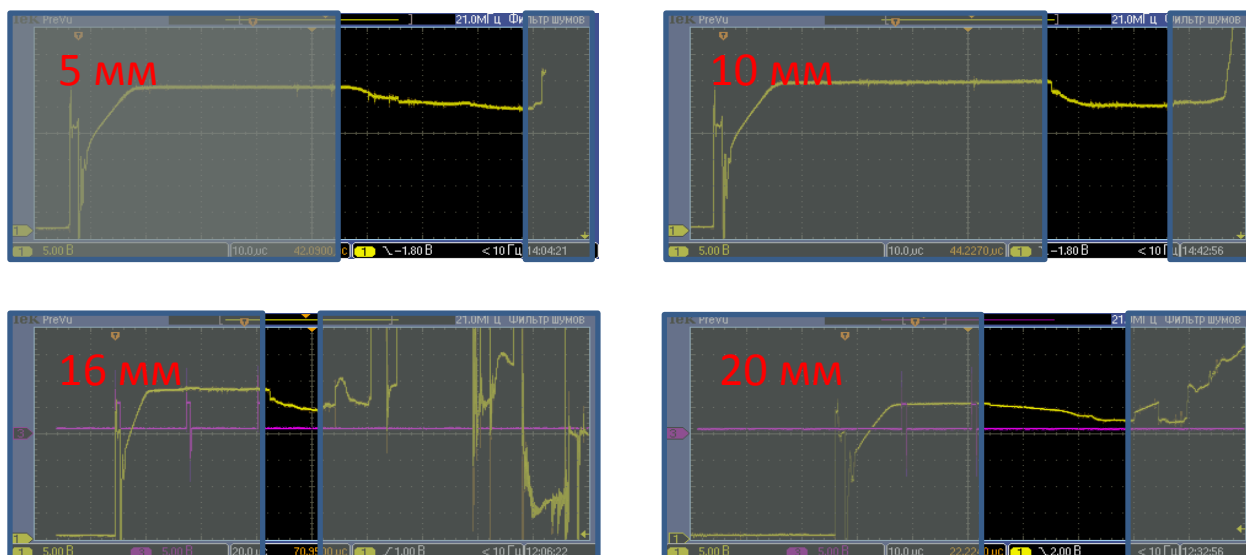


Рис. 4. Типичные осциллограммы, полученные в процессе определения геометрии метаемой пластины (полезный сигнал ограничен незатененной областью).

датчика:

$$r = \frac{UR_c r_0}{U_0(R_c + r_0) - UR_0} \quad (1)$$

где $r_0 = l\rho_l$ – исходное сопротивление проволоки-датчика; $U_0 = Ir_0$ – исходное падение напряжения на проволоке-датчике; R_c – согласующее сопротивление; U – текущее значение падения напряжения на проволоке в заданной точке; l – длина проволоки-датчика; ρ_l – сопротивление единицы длины проволочного датчика; I – сила тока, проходящего по проволоке.

Затем вычисляются координаты профиля метаемой пластины x и y в заданный момент времени:

$$x = D\tau + \Delta r \frac{\cos \gamma_1}{\rho_l}, \quad (2)$$

$$y = \Delta r \frac{\sin \gamma_1}{\rho_l}, \quad (3)$$

где $\Delta r = r_0 - r$ – сопротивление закороченной части проволоки.

Во всех опытах в качестве неподвижной использовали стальные пластины толщиной 25 мм, а метаемые – толщиной 5, 10, 16 и 20

мм. Расчетный угол соударения γ во всех сериях экспериментов составлял 6° , что достигалось варьированием режимов сварки взрывом при постоянной скорости контакта ($V_k = 2500$ м/с) и соударения ($V_c = 260$ м/с). При регистрации данных были получены осциллограммы (рис. 4), которые позволили построить приближенный к реальному профиль метаемых пластин (рис. 5).

Установлено, что при метании пластины толщиной 5 мм реальный угол γ' составляет немногим менее 6° . Увеличение δ_1 до 10 мм снижает γ' до 4° , а при метании 20 мм пластины реальный угол $\gamma' = 3,12^\circ$, что практически вдвое меньше расчетного.

ВЫВОДЫ

1. Усовершенствованная реостатная методика позволяет вполне достоверно определять профиль метаемой пластины при сварке взрывом толстолистного биметалла при толщине плакирующего слоя от 5 до 20 мм.

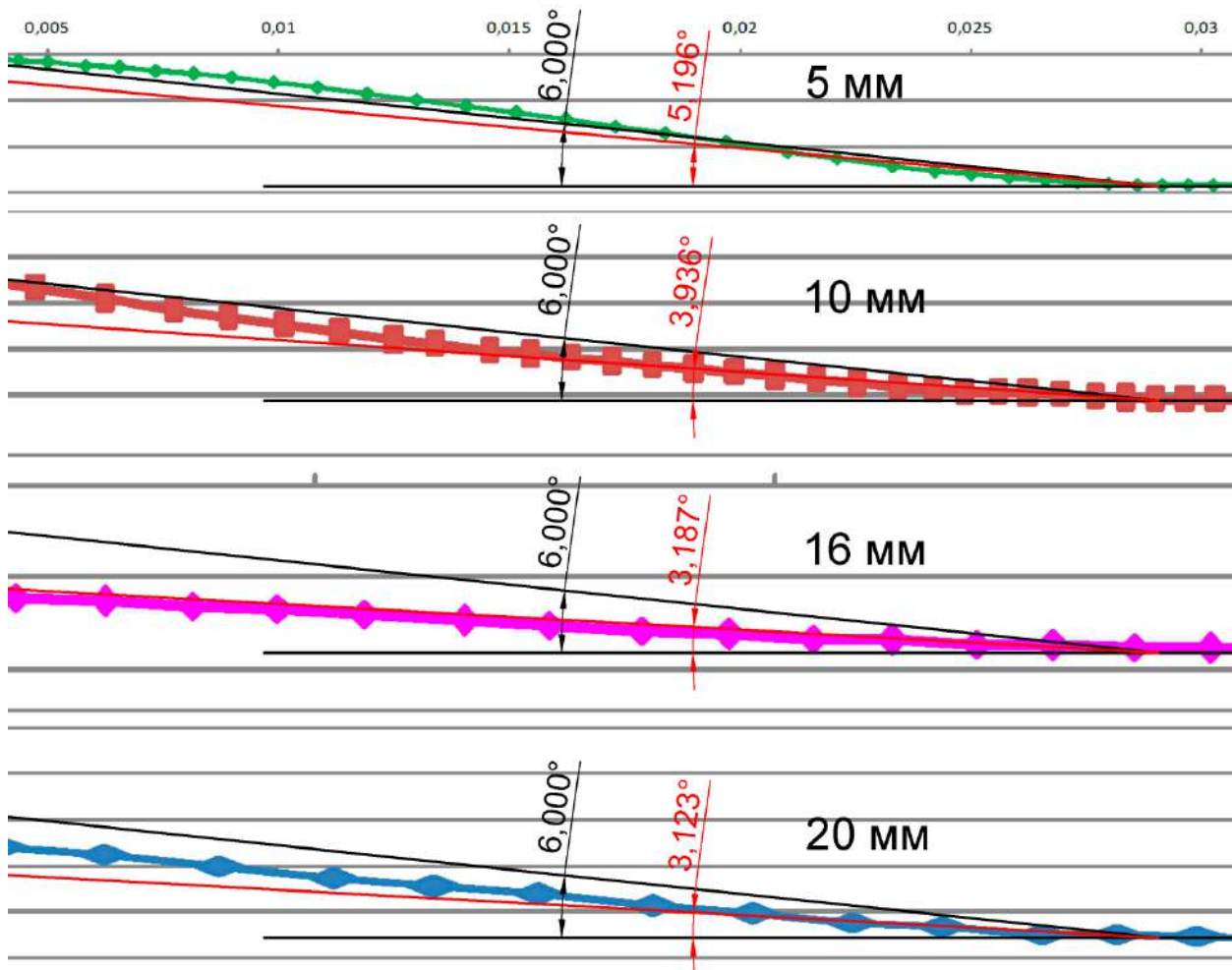


Рис. 5. Профиль пластины вблизи точки контакта и схема определения реального угла соударения.

2. Экспериментально установлено, что с увеличением толщины метаемой пластины реальный угол соударения γ' значительно снижается по сравнению с расчетным γ . Так при толщине плакирующего слоя 20 мм численные значения γ' оказываются примерно вдвое меньше расчетных, что необходимо учитывать при назначении режимов сварки.

Библиографический список

1. Особенности сварки взрывом толстолистовых сталеалюминиевых композитов / В. В. Литвинов, В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, О. В. Строков, А. С. Кузьмин // Известия ВолгГТУ. – Волгоград: ВолгГТУ. – 2010. – С. 44-49.
2. Особенности формирования соединения при сварке взрывом толстолистовых композиционных материалов / М. О. Беляков, Е. А. Чугунов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ. Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений». Вып. 6 : межвуз. сб.

науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – № 18 (121). – С. 45-49.

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

4. 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. – 312 с.

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

6. Симонов, В. А. Области сварки взрывом. Основные параметры и критерии / В. А. Симонов. – Новосибирск: Изд. Ин-та гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, 1995. – 61 с.

7. Критические условия образования и разрушения соединений при сварке взрывом / В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, А. Н. Кривенцов, М. А. Яковлев // Сварочное производство. – 2003. – №10. – С. 14-19.

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

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

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант №14-29-00158

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

*Л. М. Гуревич, д-р техн. наук, Ю. П. Трыков, д-р техн. наук,
В. М. Волчков, канд. техн. наук, А. А. Голик, студентка*

МОДЕЛИРОВАНИЕ КОНТАКТНОГО УПРОЧНЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОЙ ПРОСЛОЙКИ В ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВОМ КОМПОЗИТЕ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Волгоградский государственный технический университет, mvpol@vstu.ru

Проведено моделирование методом конечных элементов с помощью пакета SIMULIA/Abaqus поведения титаноалюминиевого композита VT1-0-AD1-AMg6 при осевом растяжении, определена его прочность при варьировании толщины прослойки AD1.

Ключевые слова: алюминий, алюминиевый сплав, титан, мягкая прослойка, деформация, разрушение, моделирование, метод конечных элементов

L. M. Gurevich, Ju. P. Trykov, V. M. Volchkov, A. A. Golik

MODELING OF THE CONTACT HARDENING OF ALUMINUM LAYER INTO TITANIUM-ALUMINUM COMPOSITE AT ELEVATED TEMPERATURES

Volgograd State Technical University, mvpol@vstu.ru

Modeling by method of final elements by means of a SIMULIA/Abaqus package of behavior of composite VT1-0-AD1-AMg6 is carried out at axial tension, its durability at AD1 layer thickness variation is determined.

Keywords: aluminum, aluminum alloy, titanium, soft layer, deformation, fracture, modeling, finite element method

При сварке взрывом титана с деформируемыми алюминиевыми сплавами часто используют мягкую прослойку из алюминия АД1, играющую роль буфера пластичности и диффузионного барьера. Прочность таких композитов в направлении, нормальном границе раздела слоев, определяется свойствами наиболее слабого из составляющих материалов, которым является прослойка алюминия. С уменьшением толщины прослойки (ее обычно характеризуют относительной толщиной $\chi = h/d$, где h – толщина прослойки, а d – диаметр испытываемого образца) начинает проявляться эффект контактного упрочнения. Моделирование методом конечных элементов деформирования с использованием пакета компьютерных программ SIMULIA/ABAQUS поведения таких переходников при нормальной температуре [1] показало хорошую сходимость с ранее проведенными экспериментальными исследованиями [2].

Целью настоящей работы являлось моде-

лирование с использованием пакета компьютерных программ SIMULIA/ABAQUS поведения при растяжении титано-алюминиевых композитов с мягкой прослойкой из АД1 при повышенных температурах (100 и 200 °С).

Моделирование процессов деформирования и разрушения при растяжении цилиндрического образца $\varnothing 6$ мм трехслойного титано-алюминиевого композита VT1-0-AD1-AMg6 методом конечных элементов проводилось с использованием модуля Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus компании Dassault Systèmes Simulia Corp. (USA), использующего явную схему интегрирования для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Для расчета упрочнения материалов в результате пластического деформирования использовали для титана табличное задание кривой упрочняемости [3], а для других материалов

Таблица 1

Использованные коэффициенты для модели пластичности Джонсона-Кука

Материал	Коэффициенты для модели пластичности Джонсона-Кука [6]						
	A, МПа	B, МПа	m	n	$\dot{\varepsilon}_0, \text{с}^{-1}$	$T_m, \text{К}$	$T_r, \text{К}$
Сплав АМг6	218,3	704,6	0,93	0,62	1	873	293
Алюминий	60,0	6,4	0,859	0,62	1	933	293

модель Джонсона-Кука [4], согласно которой предел текучести можно определить по формуле:

$$\sigma_Y = (A + B\varepsilon_p^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \left[1 - \left(\frac{T-T_r}{T_m-T_r}\right)^m\right], \quad (1)$$

где ε_p – эффективная пластическая деформация; T_m – температура плавления; T_r – комнатная температура; A – предел текучести неупрочненного материала, B – коэффициент упрочнения при деформировании, C – коэффициент зависимости упрочнения от скорости деформирования, n, m, ε_0 – параметры модели; $\dot{\varepsilon}_0$ и $\dot{\varepsilon}_p$ – первые производные по времени величин ε_0 и ε_p . Формула (1), по сути, представляет собой семейство кривых деформирования материала при различных температурах и скоростях деформирования. Для описания разрушения материала использовалась модель Джонсона-Кука [5], согласно которой разрушение конечного элемента происходит, когда параметр поврежденности D становится равным единице:

$$D = \frac{1}{\varepsilon_f} \sum_i \Delta \varepsilon_p^i, \quad (2)$$

где $\Delta \varepsilon_p^i$ – приращение эффективной пластической деформации в конечном эле-

менте на i -м шаге интегрирования по времени. Величина ε_f рассчитывается по формуле:

$$\varepsilon_f = \left[D_1 + D_2 e^{\left(D_3 \frac{p}{\sigma_{ef}}\right)} \right] \left(1 + D_4 \ln \frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_0} \right) \times \left(1 + D_4 \frac{T-T_r}{T_m-T_r} \right), \quad (3)$$

где $D_1...D_5$ – параметры материала; σ_{ef} – эффективное напряжение; p – давление в рассматриваемом конечном элементе.

Значения параметров для выбранных материалов, взятые из работ [6, 7], приведены в таблицах 1 и 2. В связи с низкой скоростью деформирования ($\dot{\varepsilon}_p$ менее $0,0025 \text{ с}^{-1}$) ее влияние не учитывалось.

Цилиндрическая форма образцов позволяла рассчитывать напряжения и деформации в радиальном сечении композита, как осесимметричного тела [8], что значительно сокращает время моделирования. Относительная толщина прослойки АД1 варьировалась от $\chi_{\text{АД1}} = 0,33$ (2 мм) до $\chi_{\text{АД1}} = 0,033$ (0,2 мм), толщины слоев АМг6 и ВТ1-0 равнялись 10 мм.

Прочность связей между слоями соответствовала прочности наименее прочного элемента пары. Размер сторон квадратных

Таблица 2

Использованные коэффициенты для модели разрушения Джонсона-Кука

Материал	Коэффициенты для модели разрушения Джонсона-Кука [7]							
	D_1	D_2	D_3	D_4	D_5	$\dot{\varepsilon}_0, \text{с}^{-1}$	$T_m, \text{К}$	$T_r, \text{К}$
Сплав АМг6	0,178	0,389	-2,246	0	0	1	873	293
Алюминий	0,071	1,428	-1,142	0,0097	0	1	933	293

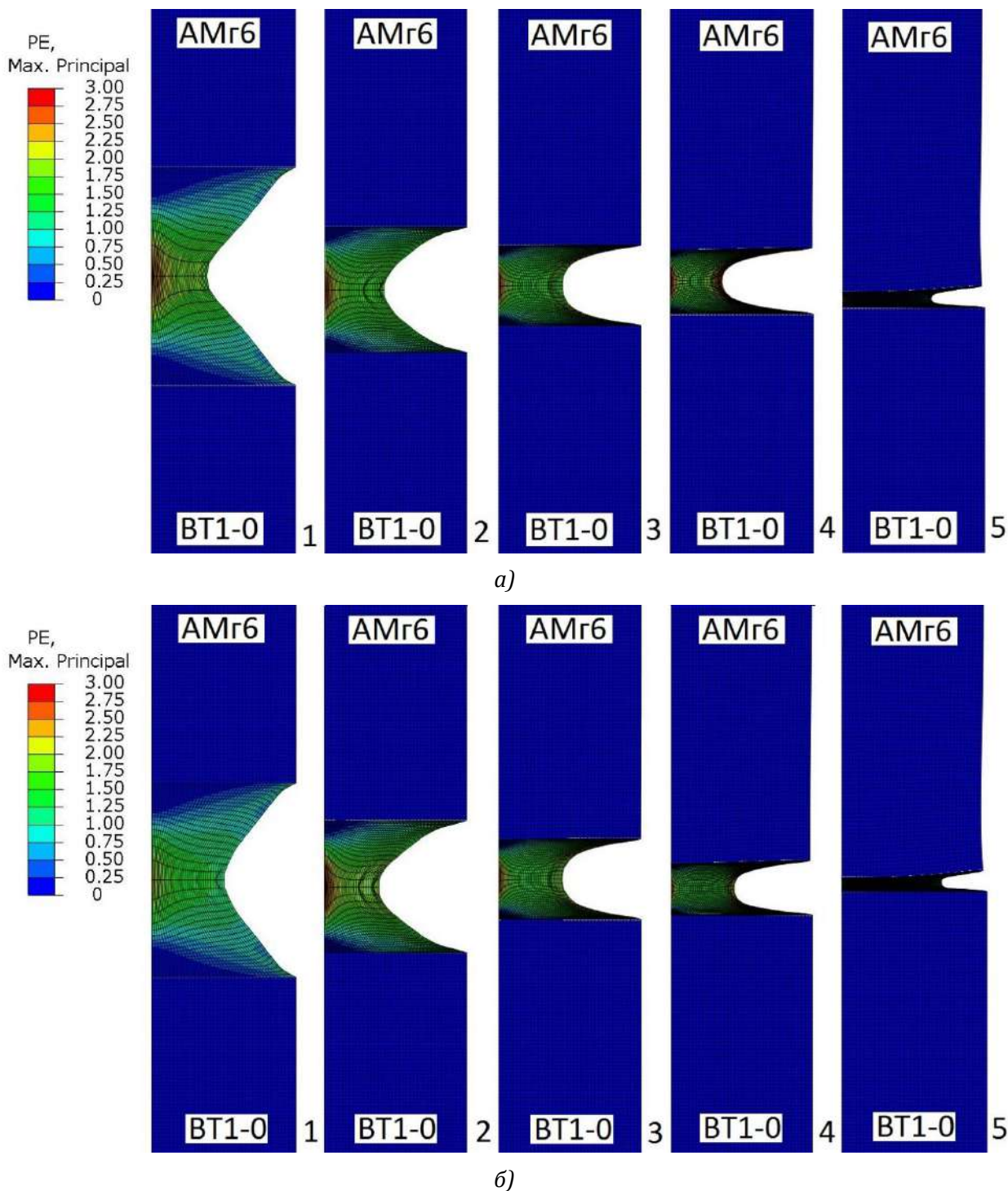


Рис. 1. Изменение характера деформирования слоев и прослоек в композите BT1-0-AD1-AMг6 при температурах 100 (а) и 200 °С (б) при варьировании χ_{AD1} :

1 - $\chi_{AD1} = 0,33$; 2 - $\chi_{AD1} = 0,0167$; 3 - $\chi_{AD1} = 0,1$; 4 - $\chi_{AD1} = 0,066$; 5 - $\chi_{AD1} = 0,033$

ячеек конечно-элементной сетки в элементах композита из AMг6 и BT1-0 составлял 0,1 мм. Размер прямоугольных ячеек в мягкой прослойке AD1 в радиальном направлении соответствовал размерам ячеек в прилегающих слоях (AMг6 и BT1-0), а в осевом

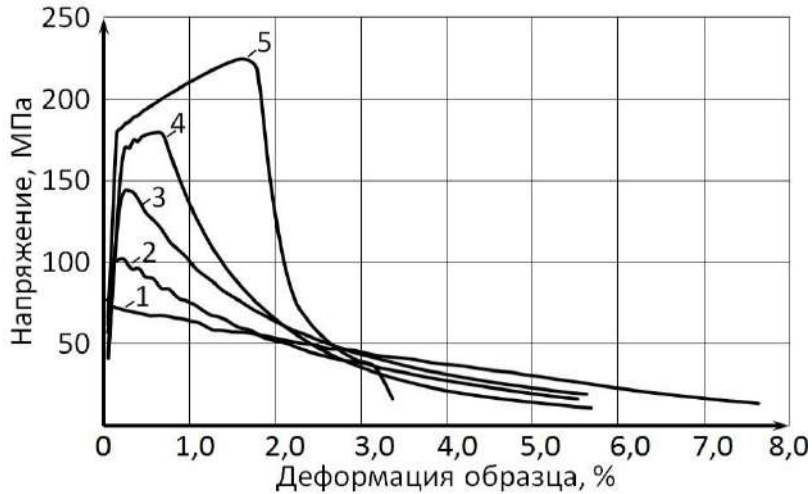
направлении составлял 1/40 толщины мягкой прослойки). Моделируемая скорость растяжения образца - 0,1 мм/с.

Проведенное моделирование показало изменение характера деформирования и разрушения основных слоев композиции

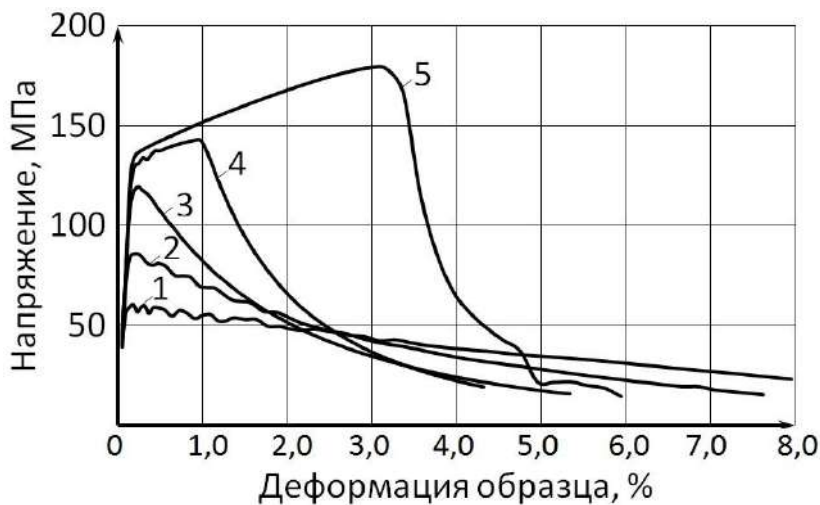
при варьировании относительной толщины мягкой прослойки (рис. 1). При температурах 100 и 200 °С при всех толщинах алюминиевой прослойки разрушение при моделировании происходило по прослойке АД1.

Полученные при моделировании кривые

жения в наиболее прочном слое композита (ВТ1-0), соответствующего пределу прочности композита, до 225 МПа при 100 °С и 180 МПа при 200 °С, в тоже время наблюдалось увеличение скорости падения растягивающего усилия после образования шейки в



а)



б)

Рис. 2. Расчетные диаграммы растяжения для композита ВТ1-0-АД1-АМГ6 при температурах 100 (а) и 200 °С (б) для различных $\chi_{АД1}$:

1 - $\chi_{АД1} = 0,33$; 2 - $\chi_{АД1} = 0,0167$; 3 - $\chi_{АД1} = 0,1$; 4 - $\chi_{АД1} = 0,066$; 5 - $\chi_{АД1} = 0,033$

«напряжения-деформация» $\sigma = f(\epsilon)$ при растяжении композита ВТ1-0-АД1-АМГ6 с различными относительными толщинами прослойки $\chi_{АД1}$ при температурах 100 и 200 °С приведены на рис. 2.

Уменьшение $\chi_{АД1}$ от 0,33 до 0,033 вызывает рост максимально достижимого напря-

состояние в композитах с малыми значениями $\chi_{АД1}$ изменялось не совсем тривиально (рис. 3 и 4).

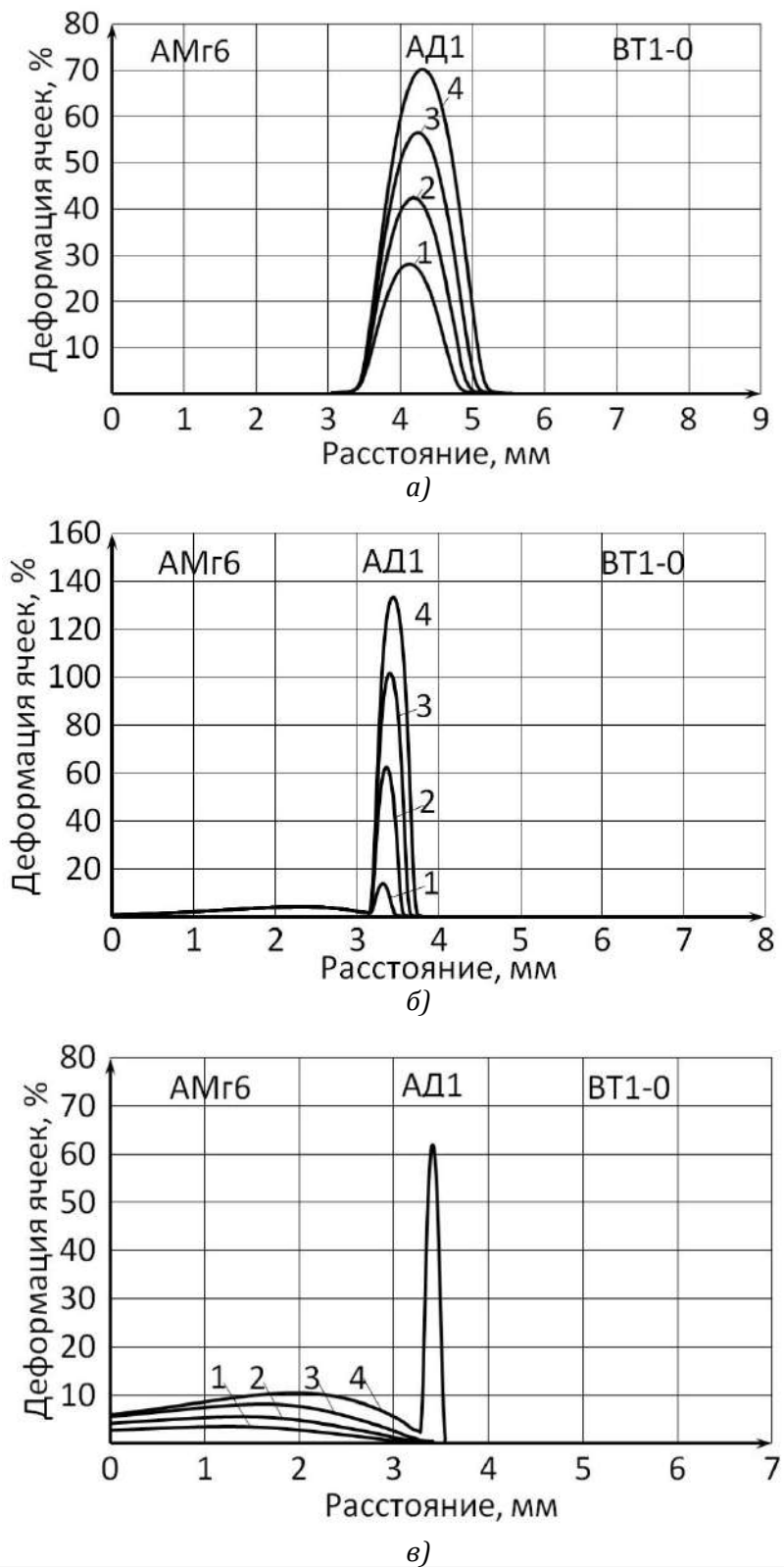
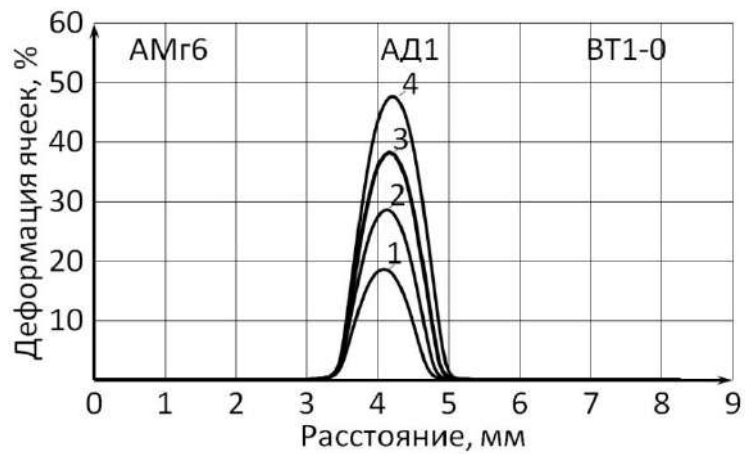
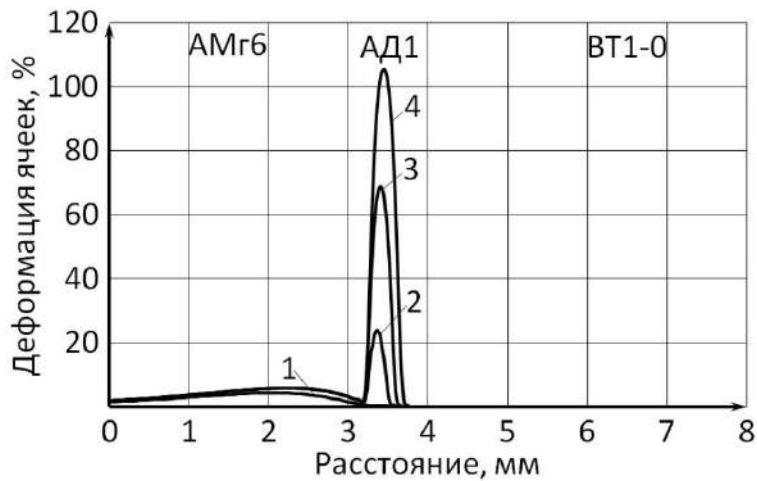


Рис. 3. Расчетная диаграмма распределения деформации ячеек вдоль оси образца в слоях композита ВТ1-0-АД1-АМг6 при 100 °С с различной относительной толщины мягкой прослойки χ_{AD1} :

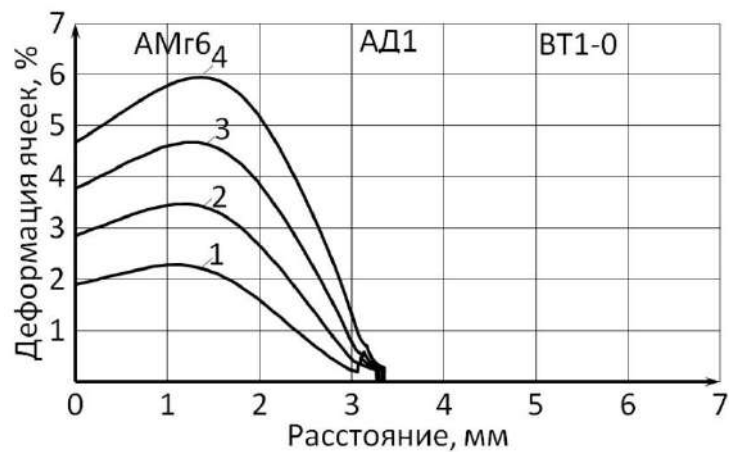
$a - \chi_{AD1} = 0,33$; $б - \chi_{AD1} = 0,066$; $в - \chi_{AD1} = 0,033$; 1 - средняя относительная деформация образца 0,8 %, 2 - 1,2 %, 3 - 1,6 %, 4 - 2,0 %



а)



б)



в)

Рис. 4. Расчетная диаграмма распределения деформации ячеек вдоль оси образца в слоях композита BT1-0-AD1-AMg6 при 200 °С с различной относительной толщины мягкой прослойки χ_{AD1} :

а - $\chi_{AD1} = 0,33$; б - $\chi_{AD1} = 0,066$; в - $\chi_{AD1} = 0,033$; 1 - средняя относительная деформация образца 0,8 %; 2 - 1,2 %; 3 - 1,6 %; 4 - 2,0 %

При относительных толщинах $\chi_{АД1}$ в интервале 0,33...0,1 слои АМг6 и ВТ1-0 не деформировались, и вся деформация локализовалась только в алюминиевой прослойке (рис. 3, а и 4, а).

При $\chi_{АД1} = 0,066$ первоначально деформируется алюминиевый сплав АМг6, но после достижения величины относительной деформации в нем около 5% на расстоянии 1 мм от границы с АД1, дальнейшая деформация происходит только в мягкой прослойке (рис. 3, б и 4, б).

При $\chi_{АД1} = 0,33$ существенная деформация мягкой прослойки начинается только после достижения величины относительной деформации в АМг6 10% (рис. 3, в и 4, в).

Полученные результаты указывают на высокую важность выбора толщины технологической прослойки АД1 в трехслойном композите ВТ1-0-АД1-АМг6, предназначенном для работы при повышенных температурах, включая математическое моделирование поведения изделия из композиционного материала, для обеспечения необходимого запаса пластичности материала в условиях эксплуатации.

ВЫВОДЫ

Методами конечно-элементного моделирования подтверждено, что уменьшение относительной толщины алюминиевой прослойки в трехслойном композите ВТ1-0-АД1-АМг6 при температурах 100 и 200 °С приводит к росту его прочности с локализацией пластической деформации в алюминии АД1. При относительной толщине $\chi_{АД1} \leq 0,033$ первоначально начинается деформирование алюминиевого сплава АМг6, а существенная деформация мягкой прослойки

начинается только после достижения величины относительной деформации в АМг6 10%.

Библиографический список

1. Головкин, Г. С. Научные основы производства изделий из термопластичных композиционных материалов / Г. С. Головкин, В. П. Дмитренко. – М: РУСАКИ, 2005. – 472 с.
2. Гуревич, Л. М. Моделирование методом конечных элементов поведения титаноалюминиевого композита с мягкой прослойкой / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, О. С. Киселев // Известия ВолгГТУ. Серия Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. Вып. 8, № 15 (118). – 2013. – С. 6 – 9.
3. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун. – М.: Металлургиздат, 2004. – 230 с.
4. Третьяков, А. В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением: справочник / А. В. Третьяков, В. И. Зюзин. – М.: Металлургия, 1973. – 224 с.
5. Johnson, G. R. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures / G. R. Johnson, W. H. Cook // Proc. of 7th Symposium on Ballistics, Hague, Netherlands, 1983. – Pp. 541-547.
6. Johnson, G.R. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures, and pressures / G. R. Johnson, W. H. Cook // Engineering Fracture Mechanics, 1985, Vol. 21. – Pp. 31-48.
7. Кузькин, В. А. Применение численного моделирования для идентификации параметров модели Джонсона-Кука при высокоскоростном деформировании алюминия / В. А. Кузькин, Д. С. Михалюк // Вычислительная механика сплошных сред. – 2010. – Т. 3, №1. – С. 32-43.
8. Giraud, E. Constitutive Modelling of AZ31B-0 Magnesium Alloy for Cryogenic Machining / E. Giraud, F. Rossi, G. Germain, J. C. Outeiro // 14th CIRP Conference on Modeling of Machining Operations (CIRP CMMO), (CIRP CMMO), Italy (2013). DOI : 10.1016/j.procir.2013.06.144.
9. Abaqus 6.12. Analysis User's Manual. Volume 1. Part 1. Introduction, spatial modeling and execution. Dassault Systèmes Simulia Corp., Providence, RI, USA, 2012. – 831 p.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант №14-19-00418

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

*Л. М. Гуревич, д-р. техн. наук, Ю. П. Трыков, д-р. техн. наук,
В. Г. Шморгун, д-р. техн. наук, А. А. Голик, студентка*

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА С ДЕФЕКТОМ В МЯГКОЙ ПРОСЛОЙКЕ

Волгоградский государственный технический университет, mvpol@vstu.ru

Проведено моделирование методом конечных элементов с помощью пакета SIMULIA/Abaqus поведения при осевом растяжении титаноалюминиевого композита VT1-0-AD1-AMg6 с дефектом в мягкой прослойке, определена его прочность при варьировании положения дефекта и толщины прослойки AD1.

Ключевые слова: алюминий, алюминиевый сплав, титан, мягкая прослойка, дефект, деформация, разрушение, моделирование, метод конечных элементов

L. M. Gurevich, Ju. P. Trykov, V. G. Shmorgun, A. A. Golik

MODELING THE BEHAVIOR OF TITANIUM-ALUMINUM COMPOSITE WITH A DEFECT INTO SOFT INTERLAYER

Volgograd State Technical University, mvpol@vstu.ru

Modeling by method of final elements by means of a SIMULIA/Abaqus package of behavior of composite VT1-0-AD1-AMg6 with defect in soft layeris carried out at axial tension, its durability at a variation of position of defect and thickness of a layer of AD1 is determined

Keywords: aluminum, aluminum alloy, titanium, soft layer, defect, deformation, fracture, modeling, finite element method

В процессе соединения металлов и сплавов различными видами сварки возможно формирование дефектов (несплавление, непровары, пористость, трещины), оказывающие значительное воздействие на прочность сварного соединения. Для определения влияния таких дефектов на прочность ранее использовали только натурные испытания образцов со специально нанесенными концентраторами различной формы. В последние годы все большее развитие стали получать методы математического моделирования поведения материалов, имеющих дефекты [1...3]. При сварке взрывом титана с деформируемыми алюминиевыми сплавами часто используют мягкую прослойку из алюминия AD1, играющую роль буфера пластичности и диффузионного барьера. Моделирование методом конечных элементов деформирования с использованием пакета компьютерных программ SIMULIA/ABAQUS компании Dassault Systèmes Simulia Corp.

(USA) поведения таких переходников при нагружении при нормальной температуре [4] показало хорошую сходимость с ранее проведенными экспериментальными исследованиями [5].

Целью настоящей работы являлась моделирование с использованием пакета компьютерных программ SIMULIA/ABAQUS поведения при растяжении титано-алюминиевых композитов с дефектами в мягкой прослойкой из AD1.

Моделирование процессов деформирования и разрушения при растяжении цилиндрического образца Ø6 мм трехслойного титано-алюминиевого композита VT1-0-AD1-AMg6 методом конечных элементов проводилось с использованием модуля Abaqus /Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Для расчета упрочнения материалов в результате пластического деформирования использовали

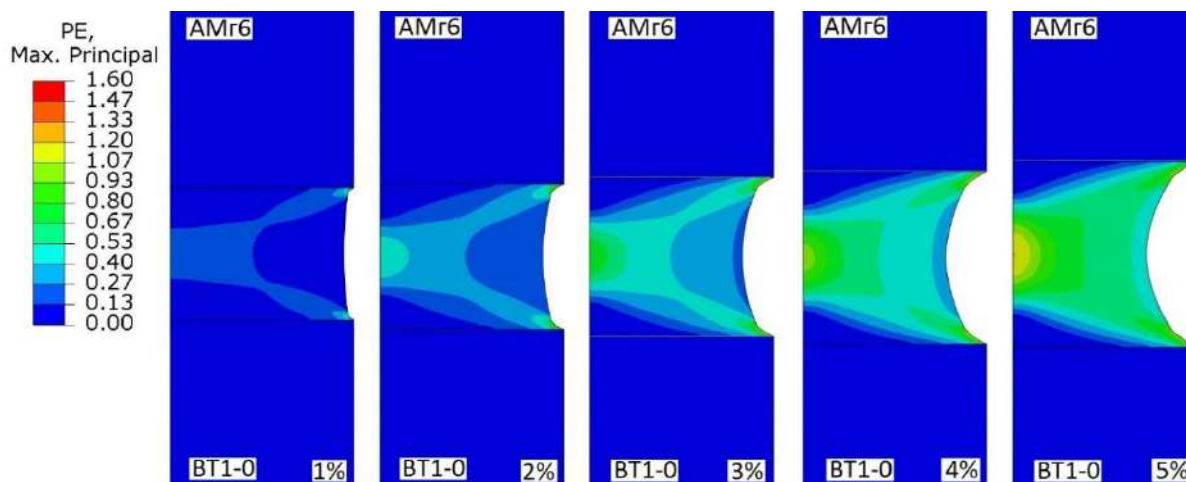


Рис. 1. Изменение напряженно-деформированного состояния алюминиевой прослойки по мере роста общей пластической деформации образца вдоль оси от 1 до 5%

для титана, АД1 и АМг6 известные кривые упрочняемости [6], согласно которым предел текучести можно определить по формуле:

$$\text{BT1-1 } \sigma_{0,2} = 420 + 52\varepsilon^{0,48} \quad (1)$$

$$\text{АД1 } \sigma_{0,2} = 60 + 6,4\varepsilon^{0,62} \quad (2)$$

$$\text{АМг6 } \sigma_{0,2} = 150 + 45\varepsilon^{0,42} \quad (3)$$

Цилиндрическая форма образцов позволяла рассчитывать напряжения и деформации в радиальном сечении композита как осесимметричного тела [7], что значительно сокращает время моделирования. Относительная толщина прослойки АД1 составляла $\chi_{\text{АД1}} = 0,33$ (2 мм), толщины слоев АМг6 и BT1-0 равнялись 10 мм. Прочность связей между слоями соответствовала прочности наименее прочного элемента пары. Размер сторон квадратных ячеек конечно-элементной сетки в элементах композита из АМг6 и BT1-0 составлял 0,05 мм. Дефект наносился в виде кольцевой канавки полукруглого профиля на расстоянии 0,2 мм от границ соединения алюминия с титаном и алюминиевым сплавом, а также посередине алюминиевой прослойки (радиус профиля канавки 0,2 мм). Размер тетраэдрических ячеек в мягкой прослойке АД1 в радиальном направлении соответствовал размерам ячеек в прилежа-

щих слоях (АМг6 и BT1-0), а в осевом направлении составлял 0,05 мм для большей части мягкой прослойки и 0,012 мм в зоне дефекта. Использование сетки с дифференцированным размером ячеек позволяло получить более точное представление о поведении материала в зоне дефекта, незначительно увеличивая время расчета. Моделируемая скорость растяжения образца – 0,1 мм/с.

Проведенное моделирование показало изменение характера деформирования и разрушения основных слоев композиции при варьировании положения кольцевого дефекта и относительной толщины мягкой прослойки (рис. 1, 2). В случае отсутствия концентратора напряжений одновременно возникали три локальных участка с повышенными значениями пластической деформации PE в алюминиевой прослойке: на внешней цилиндрической поверхности вблизи границ с BT1-0 и АМг6, а также в осевом участке посередине прослойки. С увеличением общей пластической деформации образца вдоль его оси от 1 до 5 %, зоны с повышенной деформацией разрастались и сливались, образуя одну общую область, однако и в ней в указанных участках значения

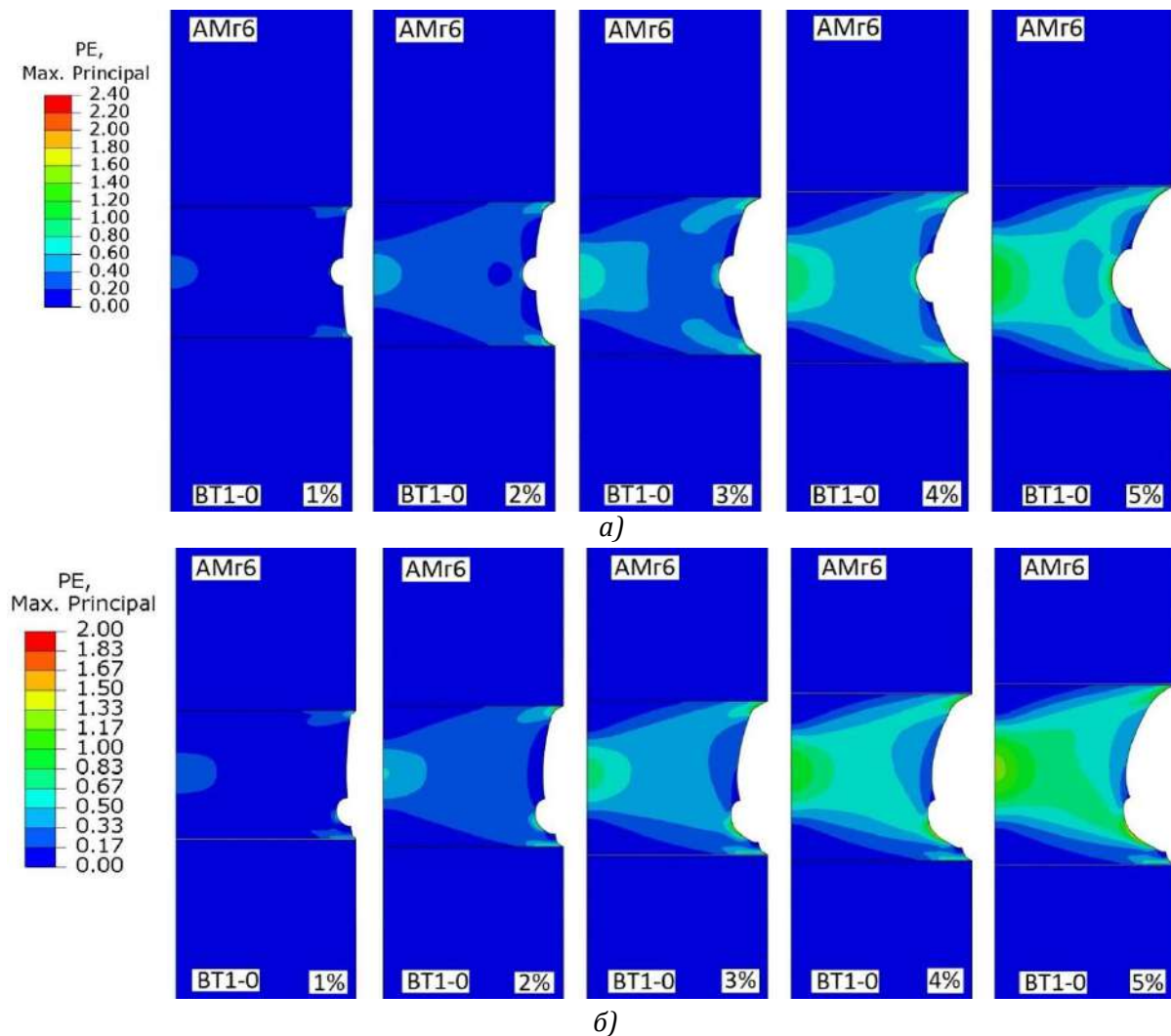


Рис. 2. Изменение напряженно-деформированного состояния алюминиевой прослойки с нанесенным кольцевым концентратором напряжений посередине прослойки (а) и в нижней ее части (б) по мере роста общей пластической деформации образца вдоль оси от 1 до 5%

пластической деформации оставались более высокими (рис. 1), причем максимальная деформация локализовалась в осевой части прослойки.

При моделировании поведения образцов с кольцевым концентратором максимальные значения локальной пластической деформации (примерно на 50% выше, в случае отсутствия концентратора) наблюдались при нахождении канавки в средней части прослойки (рис. 2, а). В случае размещения концентратора вблизи границ алюминиевой прослойки с более твердыми слоями композита (BT1-0 или AMr6) максимальная локальная пластическая деформация превы-

шала на 25% аналогичные значения в бездефектном образце. По мере растяжения образца профиль канавки постепенно овалizировался и становился все менее заметным в формирующейся шейке.

Полученные при моделировании кривые «напряжения–деформация» $\sigma = f(\epsilon)$ при растяжении композита BT1-0–АД1–АМг6 без нанесенного дефекта и с различным положением кольцевой канавки приведены на рис. 3.

Выполнение мягкого концентратора напряжений при равных величинах общей деформации на 2...4 % снижало величину напряжений в титане по сравнению с безде-

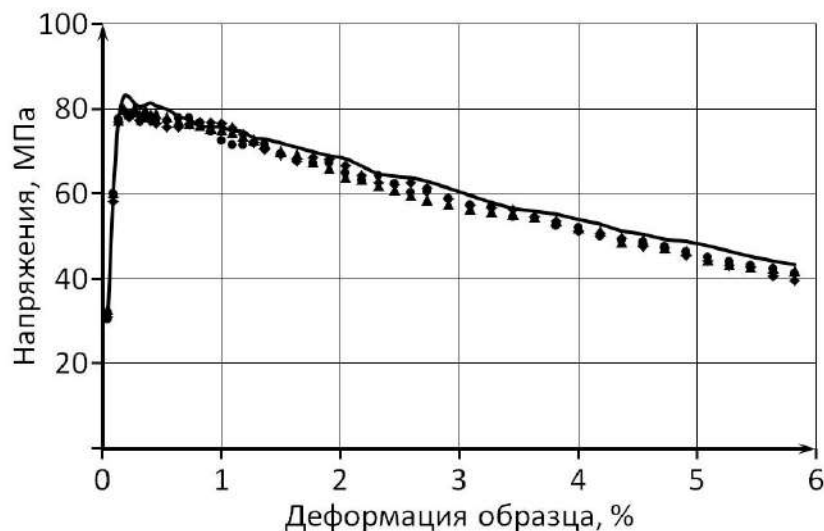


Рис. 3. Расчетная диаграмма растяжения для композита ВТ1-0-АД1-АМг6 с относительной толщиной мягкой прослойки $\chi_{АД1} = 0,33$: сплошная линия – образец без дефекта; точки – расчетные значения для различного расположения кольцевой канавки

фектным образцом, однако достоверной зависимости величины напряжений от положения канавки при моделировании не было обнаружено.

Полученные результаты моделирования показывают, что наличие небольших округлых дефектов в алюминиевой прослойке трехслойного композита ВТ1-0-АД1-АМг6 слабо влияет на кривые «напряжения–деформация» при растяжении, но повышает локальные величины пластической деформации. Методы математического моделирования позволяют определить влияние дефектов различной конфигурации и размеров на поведение изделий из композиционного материала при различных схемах нагружения и снижение необходимого запаса пластичности материала в условиях эксплуатации.

ВЫВОДЫ

Методами конечно-элементного моделирования показано, что наличие кольцевых дефектов в алюминиевой прослойке трехслойного композита ВТ1-0-АД1-АМг6 при-

водит к росту локальной пластической деформации в осевой части и вблизи концентраторов напряжений (канавок и границ с более твердыми слоями).

Библиографический список

1. Березовский, Б. М. Математические модели дуговой сварки в 4 т. Т. 3: Давление дуги, дефекты сварных швов, перенос электродного металла / Б. М. Березовский - Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2003. – 484 с.
2. Захаров, М. Н. Критерий разрушения сварных стыковых соединений с внутренними дефектами / М. Н. Захаров, В. А. Насонов, Е. М. Морозов // Известия Высших учебных заведений. Машиностроение. – 2014. – № 7 [652]. – С. 76-82.
3. Бохоева, Л. А. Особенности расчёта на прочность элементов конструкций из изотропных и композиционных материалов с допустимыми дефектами / Л. А. Бохоева. – Улан-Удэ: Изд-во ВСГТУ, 2007. – 192 с.
4. Гуревич, Л. М. Моделирование методом конечных элементов поведения титаноалюминиевого композита с мягкой прослойкой / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, О. С. Киселев // Известия ВолГТУ. Серия Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. Вып. 8, № 15 (118). – 2013. – С. 6 – 9.
5. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун. – М.: Металлургиздат, 2004. – 230с.
6. Третьяков, А. В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением: справочник / А. В. Третьяков, В. И. Зюзин. - М.:Металлургия, 1973. – 224 с.
7. Abaqus 6.12. Analysis User's Manual. Volume 1. Part 1. Introduction, spatial modeling and execution. Dassault Systèmes Simulia Corp., Providence, RI, USA, 2012. – 831 p.

УДК 621.791.13

В. И. Кузьмин, канд. техн. наук, В. И. Лысак, чл.-корр. РАН, В. О. Харламов, канд. техн. наук, С. К. Елсуков, магистрант, П. А. Харламов, магистрант

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ РОСТА ДИФФУЗИОННОЙ ПРОСЛОЙКИ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ СТАЛЕАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В работе приведены результаты исследования влияния режима термообработки на кинетику роста интерметаллидов, структуру и свойства сталеалюминиевого композита с различными диффузионными барьерами: из азотированного стального слоя и прослойки хрома.

Ключевые слова: сварка взрывом, композиционный материал, диффузионный барьер, интерметаллид, прочность соединения

V. I. Kuzmin, V. I. Lysak, V. O. Kharlamov, S. K. Elsukov, P. A. Kharlamov

INVESTIGATION OF THE GROWTH KINETICS OF DIFFUSION INTERLAYER DURING HEAT TREATMENT OF EXPLOSIVELY WELDED STEEL-ALUMINUM CLAD PLATES

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

This article is about the results of investigations the influence of heat treatment regime on the growth kinetics of intermetallic compounds, structure and properties of steel-aluminum composites with different diffusion barriers: from steel nitride layer and the layer of chromium.

Keywords: explosion welding, composite, diffusion barrier, intermetallic compound, joint strength

Постоянный рост объемов современного производства и конкурентоспособность выпускаемых деталей, изделий и узлов требуют создания надежных способов соединения элементов конструкций, особенно из трудносвариваемых разнородных металлов с резко отличающимися физико-механическими свойствами, таких как алюминий-сталь [1, 2]. При этом не менее важной задачей является сохранение заданных технических характеристик изготовленной конструкции при ее эксплуатации в условиях воздействия высоких температур, агрессивной среды, динамических нагрузок и др.

Сталеалюминиевые переходники широко применяются в электрометаллургическом оборудовании, в частности – токоподводящих анодных узлах алюминиевого электролизера [3...6]. Учитывая жесткие условия эксплуатации переходника (высокая температура $T \geq 300...350$ °С, агрессивная среда,

механические и динамические нагрузки) к нему предъявляются повышенные требования с точки зрения обеспечения высокой прочности, надежности при низком переходном электросопротивлении. Однако следует отметить, что обеспечение данных эксплуатационных требований в полной мере (по всем показателям) является достаточно сложной задачей. Это связано с тем, что сварка плавлением переходника с алюминиевой штангой и стальным штырем и последующая эксплуатация анодного узла в электролизере приводят к активизации протекания диффузионных процессов на границе соединения алюминия со сталью (особенно на торцевых участках) и образованию хрупкой интерметаллидной прослойки (рис. 1), имеющей высокое переходное электросопротивление и резко снижающей прочность композита, вплоть до полного его расслоения.

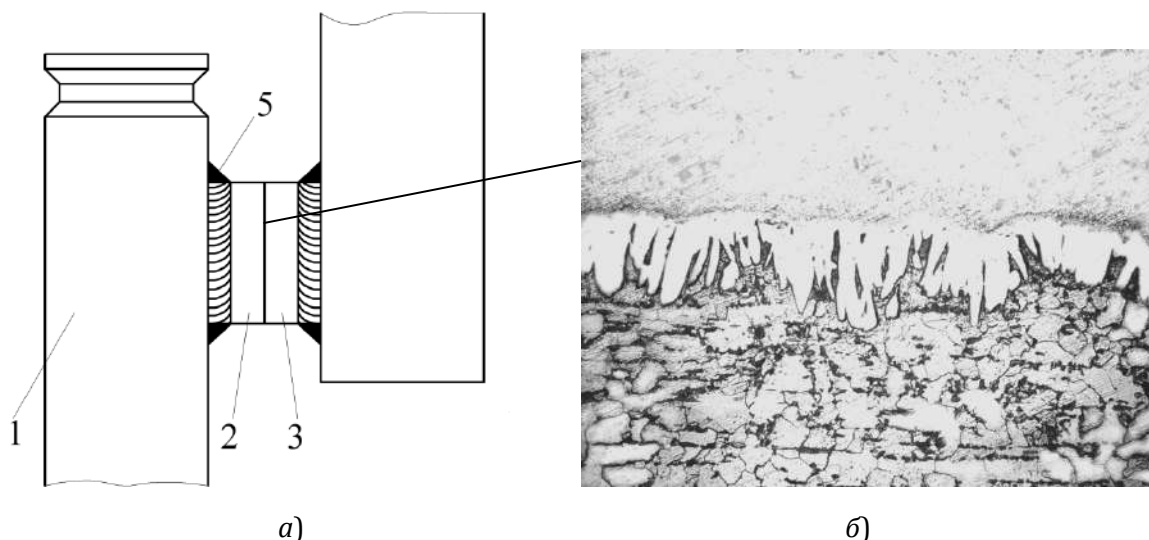


Рис. 1. Токоподводящий анодный узел алюминиевого электролизера (а) и микроструктура границы соединения А5+Ст3 в непосредственной близости от сварного шва (б):

1 – стальной штырь; 2 – стальной слой переходника; 3 – алюминиевый слой переходника; 4 – алюминиевая штанга; 5 – сварной шов

Для повышения термомеханической прочности переходника между свариваемыми элементами вводят различные прослойки, создающие диффузионный барьер, позволяющий затормозить протекание диффузионных процессов и тем самым повысить термостойкость композита [7...9].

Целью данной работы являлось исследование влияния режима термообработки на кинетику роста интерметаллидов, структуру и свойства сталеалюминиевого композита с

различными диффузионными барьерами: из азотированного стального слоя и прослойки хрома.

Материалы и методы исследования

Исследование кинетики протекания диффузионных процессов и свойств полученных соединений проводили, используя сваренный взрывом биметалл А5+Ст3 (18+20 мм), композит А5+Ст3азот. (18+20 мм), композит А5+Cr+Ст3 (18+0,05+20 мм).

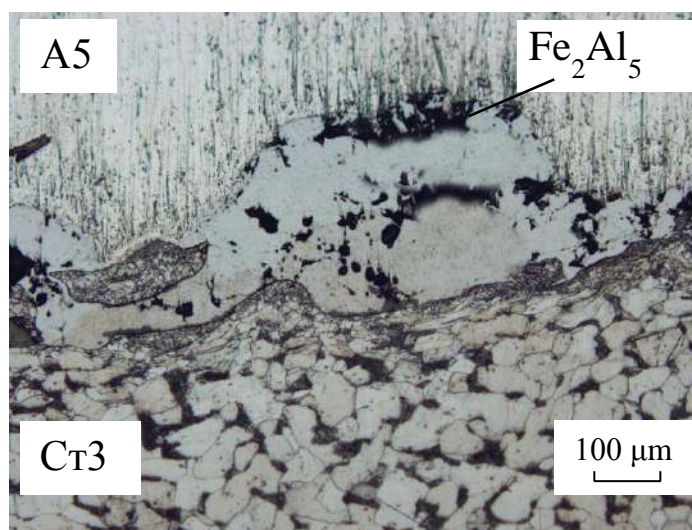


Рис. 2. Микроструктура композита А5+Ст3азот. после сварки взрывом и термообработки при $T = 600\text{ °C}$ и выдержке $\tau = 10\text{ ч}$

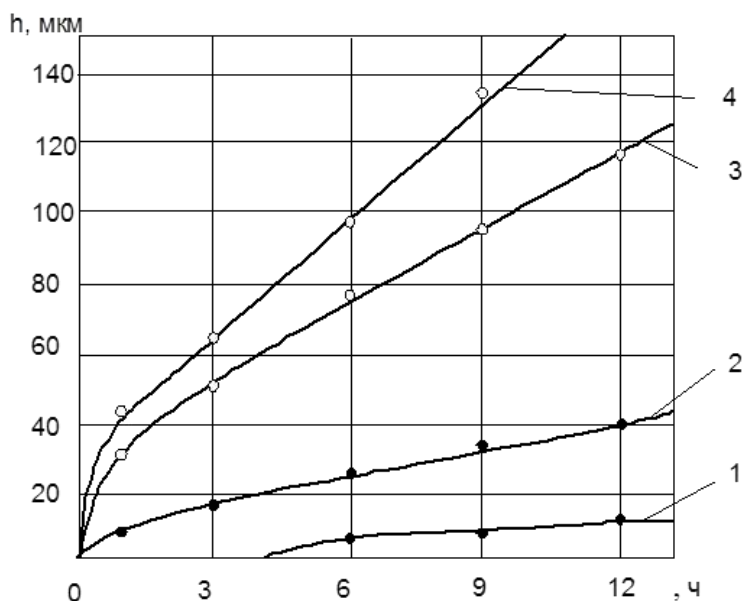


Рис. 3. Влияние температуры нагрева T и времени выдержки τ на кинетику роста диффузионной прослойки на границе сталеалюминиевого соединения:

1 - A5+СтЗазот, $T=620$ °C; 2 - A5+СтЗазот, $T=640$ °C;
3 - A5+СтЗ, $T=620$ °C; 4 - A5+СтЗ, $T=640$ °C

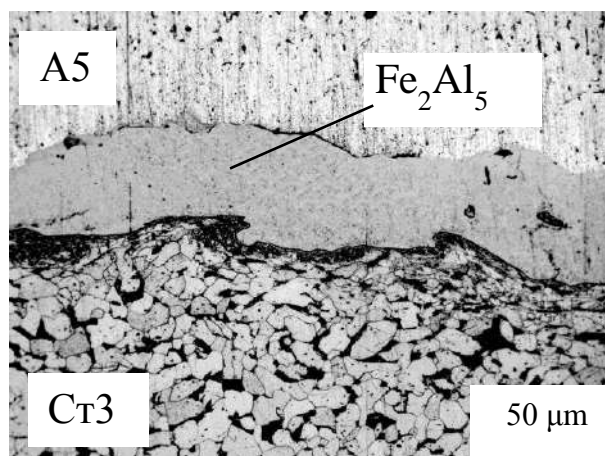
Исследование кинетики роста интерметаллидов и свойств сваренных взрывом и термообработанных сталеалюминиевых композитов производили при нагреве образцов в интервале температур от 250 до 640 °C и выдержке 1...12 час.

Распределение микротвердости исследовали с помощью микротвердомера Metkon DUROLINE. Металлографические исследования выполняли на микроскопе OLYMPUS

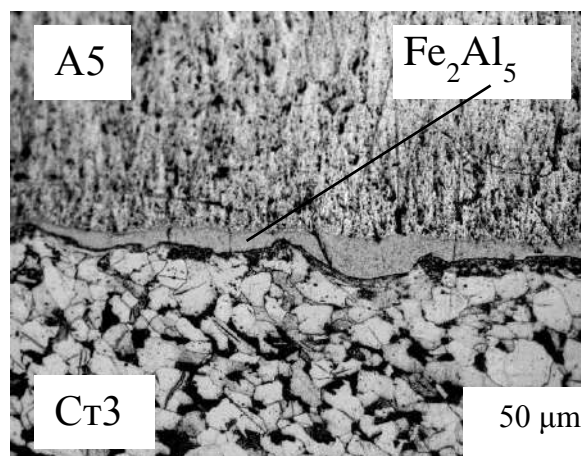
VX61. Фазовый состав диффузионной зоны определяли на растровом двухлучевом электронном микроскопе системы Versa 3D.

Результаты и обсуждение

Полученные результаты исследований показали, что при нагреве композита A5+СтЗазот с диффузионным барьером из азотированного стального слоя первые интерметаллиды системы Fe_nAl_m образуются вокруг оплавленного металла при темпера-



a)



б)

Рис. 4. Микроструктура диффузионной зоны после сварки и термообработки при $T=640$ °C и выдержке $\tau=5$ ч:

a - A5+СтЗ; б - A5+СтЗазот.

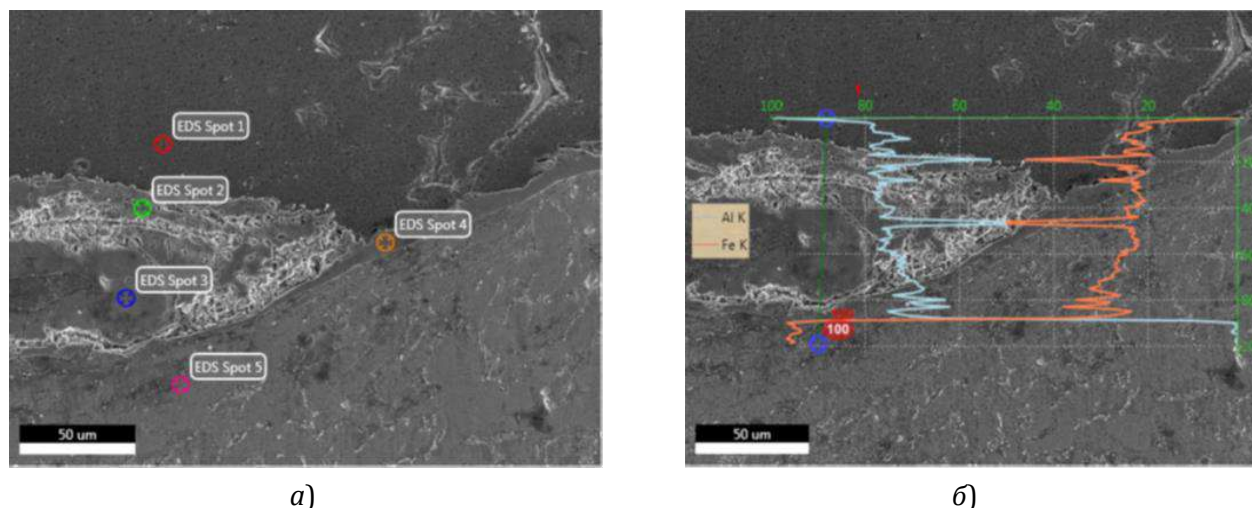


Рис. 5. Микроструктура диффузионной зоны (а) и характер распределения химических элементов (б) композита А5+СтЗазот. после термообработки при $T=640\text{ }^{\circ}\text{C}$ и выдержке $\tau=5\text{ ч}$:

туре $T=600\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 2).

При дальнейшем увеличении температуры нагрева и времени выдержки наблюдается рост интерметаллидов по всей границе сварного соединения. Так, сплошная интерметаллидная прослойка толщиной $h = 3...5\text{ мкм}$ в образцах А5+СтЗазот. формируется при $T = 620\text{ }^{\circ}\text{C}$ и выдержке свыше 3 часов. В биметаллических образцах А5 + Ст3 (без диффузионного барьера) при идентичных условиях нагрева интерметаллидная прослойка намного больше и ее толщина достигает $h = 60...70\text{ мкм}$. Увеличение температуры нагрева до $640\text{ }^{\circ}\text{C}$ и времени выдержки до 10 ч приводит к ускорению диффузионных процессов и росту толщины прослойки: для композита А5+СтЗазот. толщина $h = 40\text{ мкм}$, а для биметалла А5 + Ст3 – более 150 мкм (рис. 3).

Металлографические исследования микроструктур термообработанных образцов показали наличие четко выраженной интерметаллидной прослойки как в композиционных сталеалюминиевых образцах с азотированным слоем, так и без него, но в композите А5+СтЗазот. толщина интерметаллидного слоя существенно меньше (рис. 4, б) за счет торможения протекания дффузион-

ных процессов между алюминием и сталью и смещения температурного интервала начала их образования в область более высоких температур.

Исследования фазового состава диффузионной зоны композита А5+СтЗазот. показало, что в результате термообработки при взаимодействии железа с алюминием образуется одна четко различимая прослойка постоянного состава, соответствующая интерметаллиду Fe_2Al_5 (рис. 5, а – точка 4), а при взаимодействии с оплавленным алюминием наблюдаются две интерметаллидные фазы: FeAl_3 (рис. 5, а – точка 2) и Fe_2Al_5 (рис. 5, а – точка 3).

Интерметаллидная прослойка Fe_2Al_5 имеет очень низкую пластичностью и высокую твердостью порядка $8500...9000\text{ МПа}$, что и приводит к снижению прочности и термостойкости композита А5+СтЗазот.

Исследование влияния термообработки на кинетику диффузионных процессов композита А5+Ст+Ст3 показало, что при нагреве до $570\text{ }^{\circ}\text{C}$ интерметаллиды в зоне соединения не образуются (рис. 6, а). Однако, начиная с температуры $T \geq 580\text{ }^{\circ}\text{C}$ в зоне соединения появляется фаза CrAl_7 , рост которой при $\tau = 1\text{ ч}$ приводит к образованию сплош-

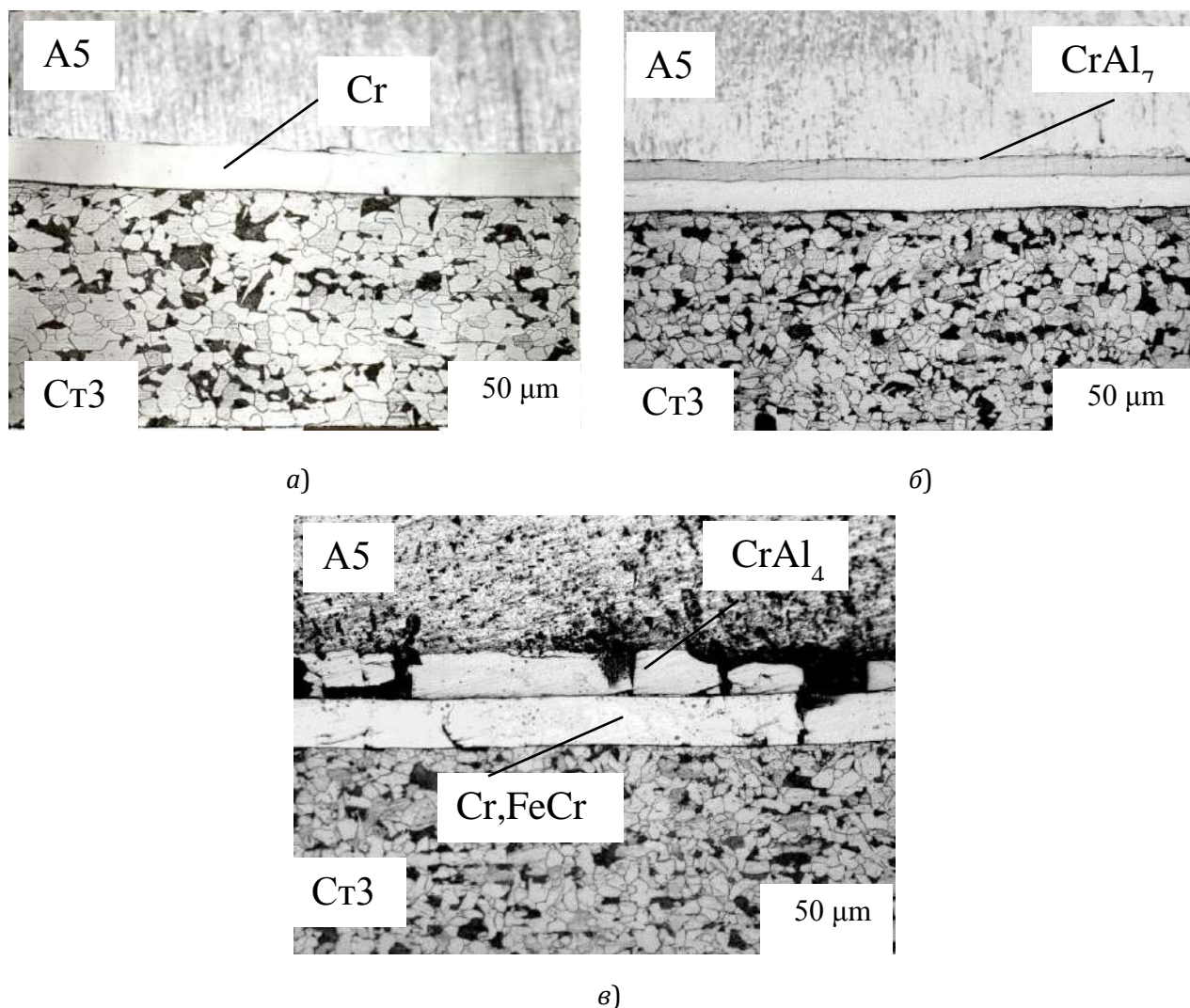


Рис. 6. Микроструктура композита А5+Сг+Ст3 после сварки взрывом и термообработки:

a – $T = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 5\text{ ч}$; *б* – $T = 580\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 5\text{ ч}$; *в* – $T = 620\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 5\text{ ч}$

ной интерметаллидной прослойки толщиной $h = 20 \dots 25\text{ мкм}$ (рис. 6, б).

Дальнейшее увеличение температуры при $T = 620\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к росту интерметаллидной прослойки до 100 мкм и выше, появлению трещин и разрушению композита (рис. 6, в, рис. 7).

Исследования фазового состава диффузионной зоны композита А5+Сг+Ст3 показало, что при температуре свыше $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ интерметаллидная прослойка разделяется на две части: со стороны алюминия она состоит в основном из интерметаллида AlCr_4 , со стороны стали из твердого раствора на основе Сг и фазы FeCr (рис. 8).

Замеры микротвёрдости зоны соединения сталеалюминиевого композита с диффузионным барьером из прослойки хрома показали, что исходный субмикроскопический размер зерна хрома после гальваники имеет высокую твердость порядка 7500 МПа . После сварки взрывом микротвердость прослойки хрома возрастает до $7900 \dots 8300\text{ МПа}$, что связано с упрочнением зоны соединения в результате динамического нагружения.

Последующая термообработка приводит лишь к незначительному повышению микротвердости интерметаллидной прослойки до 8500 МПа .

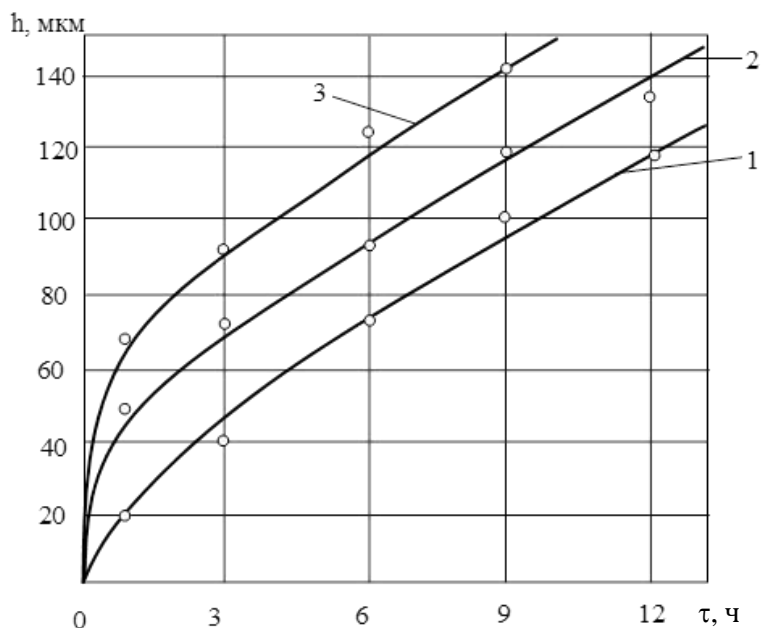


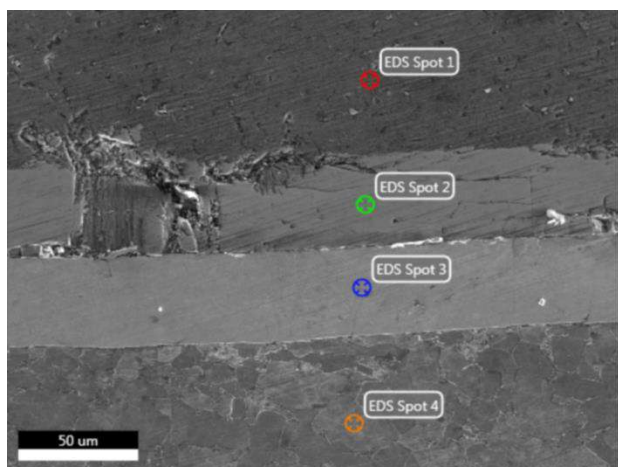
Рис. 7. Влияние температуры нагрева T и времени выдержки τ на кинетику роста диффузионной прослойки на границе соединения А5+Сг+Ст3:

1 – $T = 580^\circ\text{C}$; 2 – $T = 600^\circ\text{C}$; 3 – $T = 620^\circ\text{C}$

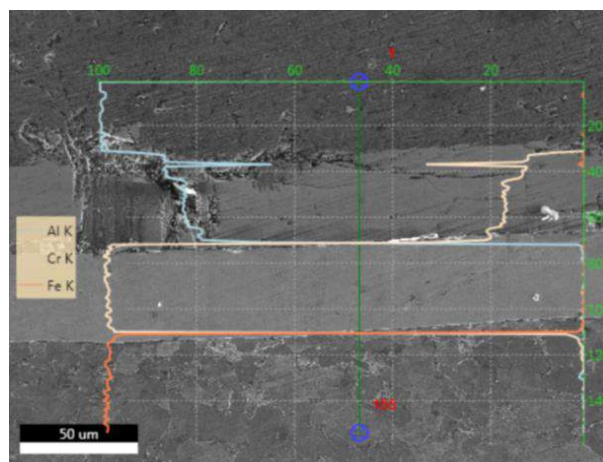
Исследования зоны соединения с помощью сканирующего зондового микроскопа Solver Pro показало, что до сварки взрывом подслоя хрома, нанесенный гальваническим способом на сталь, имел размер зерна 50...60 нм (рис. 9, а). В результате взрывного нагружения происходит уменьшение размера зерна хрома до 15...20 нм, что вызвано действием высоких давлений, и повышением температуры в зоне соединения, а

также большими напряжениями в структуре зерен хрома после гальваники (рис. 9, б).

Хром, нанесенный на сталь гальваническим способом, обладающая высокой твердостью, связанной с концентрацией напряжений в зернах, имеет очень низкую пластичность и поэтому хрупок. В процессе сварки взрывом происходит значительный рост пластичности хрома (в десятки раз) за счет пластической деформации и тепловыделе-



а)



б)

Рис. 8. Микроструктура диффузионной зоны (а) и характер распределения химических элементов (б) композита А5+Сг+Ст3 после термообработки при $T = 640^\circ\text{C}$ и выдержке $\tau = 5$ ч

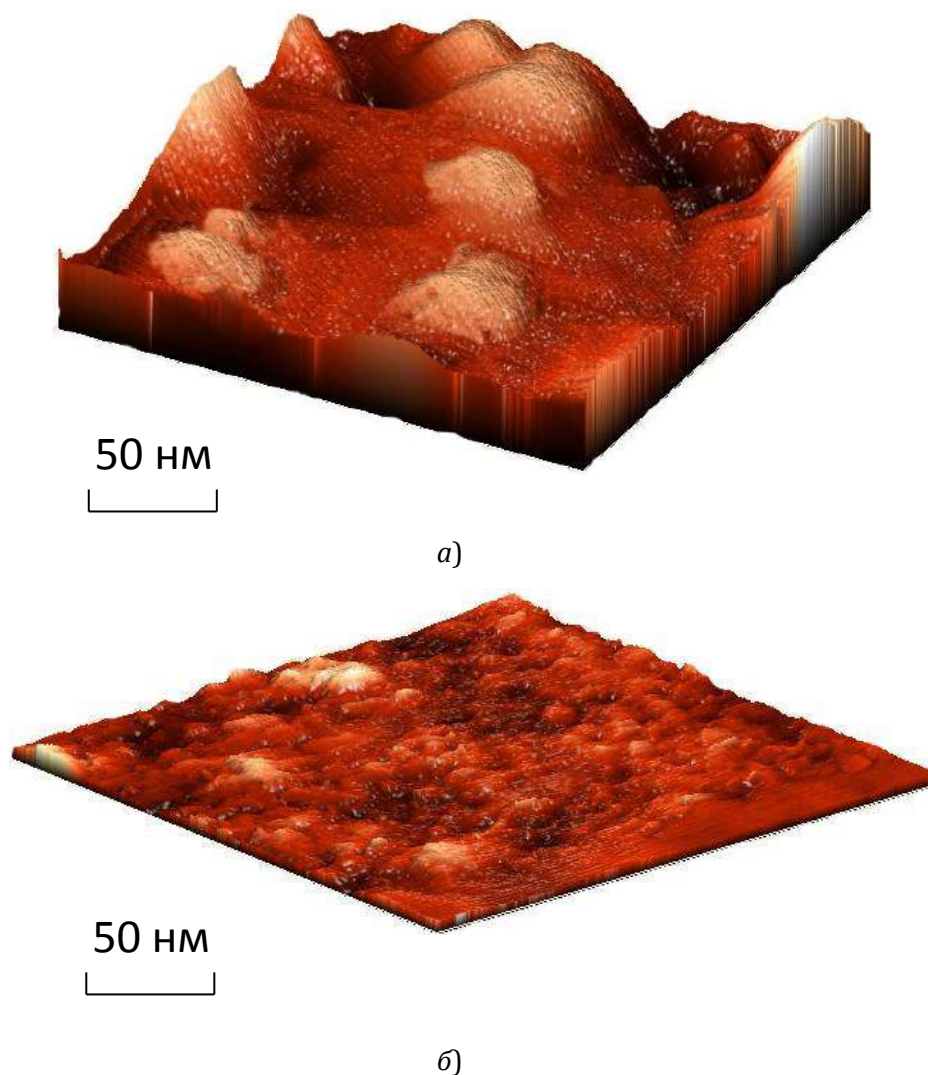


Рис. 9. Топографии подслоя хрома до (а) и после сварки взрывом (б)

ния в зоне соединения, а ударное нагружение способствует измельчению зерна, вследствие чего физико-механические свойства хрома существенно меняются, что облегчает деформирование твердой стали и способствует получению равнопрочного соединения.

Анализ результатов проведенных исследований показал, что при нагревах до 570 °С наибольшей термостойкостью обладает сталеалюминиевый композиционный материал с диффузионным барьером из прослойки хрома. Так при $T = 570$ °С и выдержке 1 ч композита А5+Сг+Ст3 прочность соединения на отрыв слоев $\sigma_{отр}$ в композите А5+Сг+Ст3 составляет 96 МПа, а в композите

А5+Ст3азот. при идентичной термообработке прочность соединения меньше $\sigma_{отр} = 82$ МПа (рис. 10).

Для сравнения $\sigma_{отр}$ образцов из биметалла А5+Ст3 при аналогичных режимах термической обработки не превышает 22 МПа.

При нагревах свыше 570 °С большей термостойкостью обладает сталеалюминиевый композиционный материал А5+Ст3азот., в котором расслоение наблюдается при $T = 620...630$ °С, что на 40...50 °С выше по сравнению с образцами из сталеалюминиевого композита с подслоем хрома. При этом следует отметить, что за счет отсутствия на границе соединения оплавок, имеющих большое переходное электросопротивление,

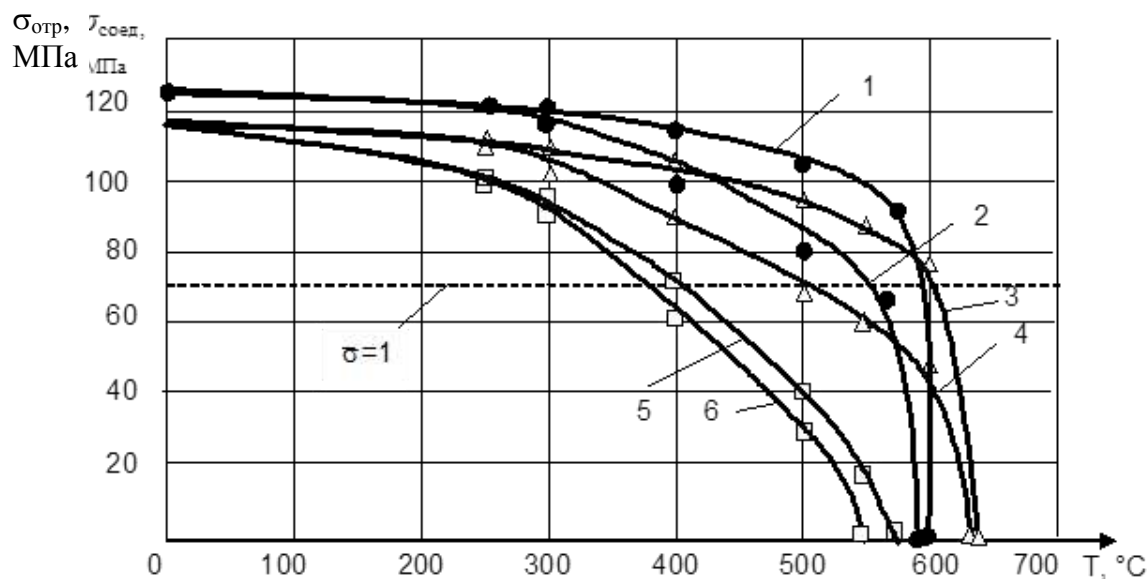


Рис.10. Влияние режима термообработки на прочность сваренного взрывом соединения:

1 – А5+Сг+Ст3, $\tau = 1$ ч; 2 – А5+Сг+Ст3, $\tau = 10$ ч; 3 – А5+СтЗазот., $\tau = 1$ ч;
4 – А5+СтЗазот., $\tau = 10$ ч; 5 – А5+Ст3, $\tau = 1$ ч; 6 – А5+Ст3, $\tau = 10$ ч

сталеалюминиевый композит А5+Сг+Ст3 обладает более высокими эксплуатационными характеристиками.

ВЫВОДЫ

Показано, что создание между алюминием и сталью диффузионного барьера (из азотированного стального слоя или прослойки хрома) повышает термостойкость сталеалюминиевого композита за счет замедления протекания диффузионных процессов и смещения температурного интервала начала образования интерметаллидов в область более высоких температур. При этом композит А5+Сг+Ст3 сохраняет термостабильность до $T \approx 570$ °С, композит А5+СтЗазот. – до $T \approx 610$ °С, в то время как биметалл А5+Ст3 – до $T \leq 400$ °С.

Библиографический список

1. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 544 с.
2. Трыков, Ю. П. Свойства и работоспособность слоистых композитов / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгунов. – Волгоград: ВолгГТУ, 1999. – 190 с.

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

4. Петушков, В. Г. Применение взрыва в сварочной технике / В. Г. Петушков. – Киев: Наукова думка, 2005. – 756 с.

5. Технико-экономическая эффективность применения новых конструкций композиционных токоподводов электролизера алюминия / А. П. Пеев, Ю. Г. Долгий, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. И. Кузьмин, А. Н. Кривенцов, А. А. Каравайный // Вестник машиностроения. – 2004. – №6. – С. 77-80.

6. Бэнкер, Д. Промышленное применение сварки взрывом / Д. Бэнкер // Автоматическая сварка. – 2009. – №11. – С. 49-53.

7. Кузьмин, В. И. Особенности создания и свойства сталеалюминиевого композита с диффузионным барьером / В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, О. В. Строков, А. Н. Кривенцов // Перспективные материалы. – 2005. – №6. – С. 65-69.

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

9. Кузьмин, В. И. Влияние кинематических параметров сварки взрывом на структуру и свойства композитов с диффузионным барьером / В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, П. А. Харламов // Физика и химия обработки материалов. – 2014. – № 3. – С.38-43.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 14-29-00158

УДК 621.791.76:621.7044.2

*В. Г. Шморгун, д-р. техн. наук, А. И. Богданов, канд. техн. наук,
А. В. Крохалев, канд. техн. наук, А. О. Таубе, аспирант, А. Г. Серов, студент*

СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ЛОКАЛЬНЫХ УЧАСТКОВ ОПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА В СВАРЕННОМ ВЗРЫВОМ КОМПОЗИТЕ АД1+Х20Н80

Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru

Методами электронной и оптической микроскопии исследована структура и фазовый состав локальных участков оплавленного металла в сваренном взрывом композите АД1+Х20Н80.

Ключевые слова: сварка взрывом, оплавленный металл, микромеханические свойства, фазовый состав

V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, A. V. Krohalev, A. O. Taube, A. G. Serov

STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF LOCAL AREAS OF MOLTEN METAL IN EXPLOSION WELDED COMPOSITE MATERIAL AD1 + H20N80

Volgograd State Technical University, mv@vstu.ru

The structure and phase composition of local areas of molten metal in the explosion welded composite explosion AD1 + H20N80 was investigated by electron and optical microscopy.

Keywords: explosive welding, the molten metal, micromechanical properties, phase composition

Получение биметаллических и многослойных соединений системы алюминий-никель с помощью технологии, включающей сварку взрывом, прокатку и термическую обработку, обуславливает необходимость изучения закономерностей формирования химической микронеоднородности на всех этапах технологического процесса [1...3].

В настоящее время отсутствуют данные о структуре и фазовом составе локальных участков оплавленного металла (оплаво), формирующихся на межслойных границах свариваемых взрывом никель-алюминиевых соединений при завышении режимов сварки над оптимальными, что и определило постановку настоящего исследования.

Материалы и методика эксперимента

Исследование выполняли на образцах сваренного взрывом композиционного материала нихром Х20Н80 + алюминий АД1 (2+4 мм). Металлографические исследования осуществляли с применением оптической (модульный моторизованный микроскоп Olympus VХ61 с фиксацией изображе-

ния цифровой камерой DP-12) и электронной (растровый электронный микроскоп Versa 3D) микроскопии. Площадь оплаво измеряли при обработке цифровых изображений пакетом программ «AnalySIS». Микрорентгеноспектральный анализ проводили на электронном микроскопе Versa 3D с использованием энергодисперсионного спектрометра EDAX Trident ХМ 4. Микротвердость структурных составляющих определяли на приборе ПМТ-3М под нагрузкой 0,2...1 Н. Для построения изотермического разреза диаграммы состояния Al-Ni-Cr использовали программный пакет Thermo-Calc компании Thermo-Calc Software.

Результаты и их обсуждение

Известно, что степень оплавления в свариваемых взрывом соединениях определяется уровнем пластической деформации поверхностных слоев металлов, а, следовательно, и долей кинетической энергии, затрачиваемой на ее реализацию, численное значение которой определяется, в основном, величиной скорости соударения V_c .

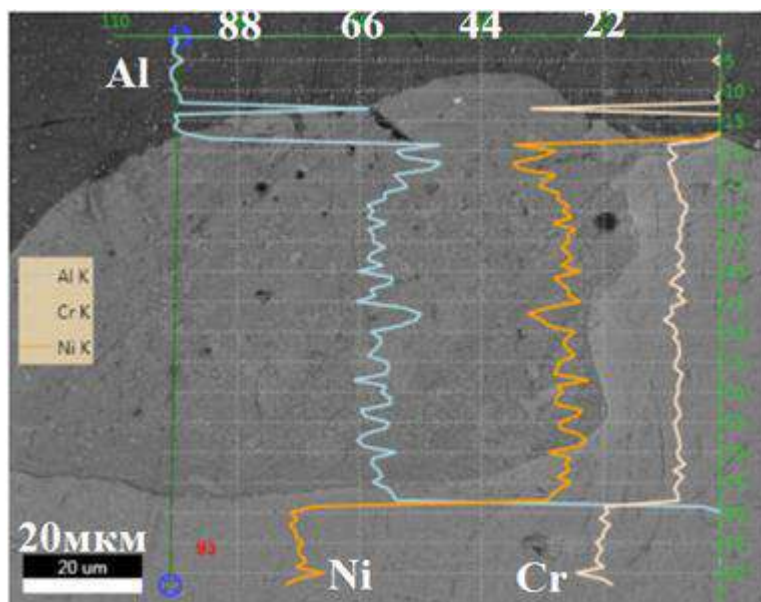


Рис. 1. РЭМ изображение участка оплавленного металла ($V_c = 420$ м/с)

Металлографические исследования показали, что при скорости соударения пластин 420 м/с (скорость точки контакта 2300 м/с) граница соединения имеет слабо развитый волновой профиль, а оплавы имеют округлую форму (рис. 1). Микротвердость оплавов составляет 6,5...8 ГПа, а площадь единичного

оплава $\sim 0,012$ мм². Согласно результатам микрорентгеноспектрального анализа оплав имеет практически постоянный химический состав (~ 62 мас. % Al; ~ 30 мас. % Ni; ~ 8 мас. % Cr), соответствующий области $NiAl_3 + Cr(Al) + Al(Cr)$ (точка 1, рис. 2) на трехкомпонентной диаграмме системы Ni-Al-Cr.

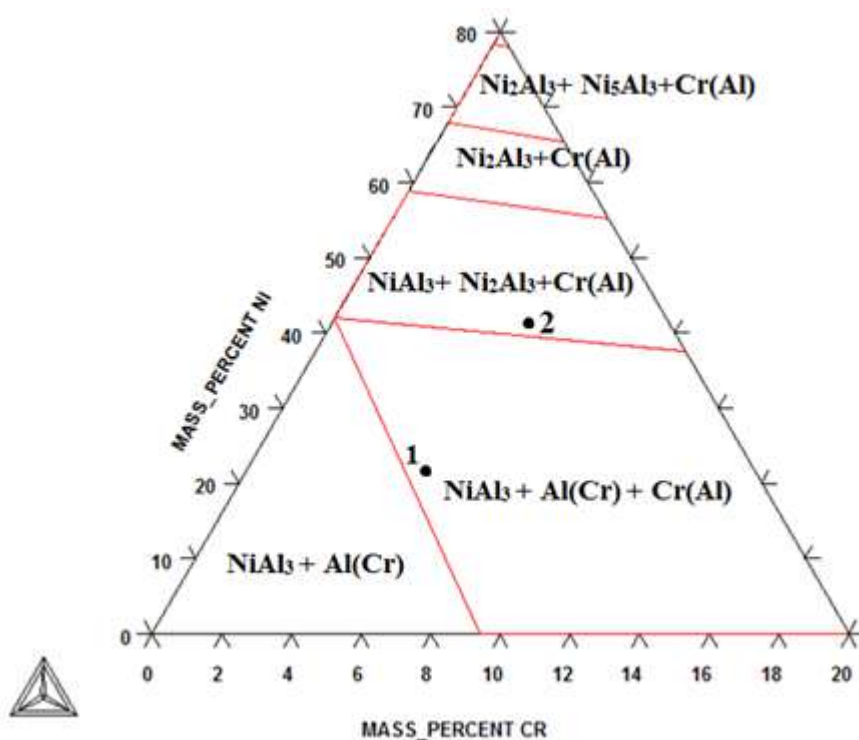


Рис. 2. Трехкомпонентная диаграмма системы Al-Cr-Ni при температуре 20 °С

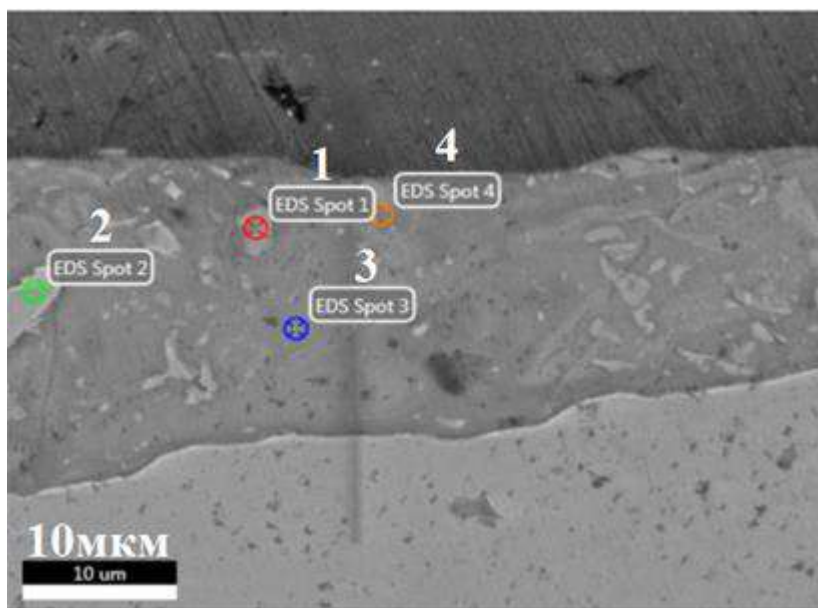


Рис. 3. РЭМ изображение участка оплавленного металла ($V_c=500\text{м/с}$)

Интенсификация режима сварки ($V_c = 500$ м/с) приводит к формированию на межслойной границе структурно неоднородных (рис. 3) оплавок, обладающих большей, по сравнению с предыдущим режимом, протяженностью (площадь единичного оплава $\sim 0,059$ мм²). Микротвердость оплавок составляет 7...8 ГПа. На данном режиме в составе оплава, наряду с обнаруженными ранее $\text{NiAl}_3 + \text{Cr}(\text{Al}) + \text{Al}(\text{Cr})$, появляются включения нихрома X20H80 (зона анализа 2 в табл. 1 и на рис. 3).

При дальнейшей интенсификации режи-

ма сварки ($V_c=550$ м/с) площадь единичного оплава увеличивается до $\sim 0,08$ мм², а в его структуре, наряду со структурно свободными включениями нихрома X20H80 (рис. 4, точка 3), выявляются две области с различным содержанием алюминия и никеля. Химический состав оплава со стороны алюминия ~ 65 мас. % Al; ~ 27 мас. % Ni; ~ 8 мас. % Cr (рис. 4, а), что соответствует химическому составу оплавок, полученных на предыдущих режимах сварки. Со стороны нихрома X20H80 оплав имеет состав ~ 44 мас. % Al; ~ 45 мас. % Ni; ~ 11 мас. %

Таблица 1

Результаты микрорентгеноспектрального анализа химического состава в различных зонах локального участка оплавленного металла

Зона анализа (рис. 3)	Содержание Ni			Содержание Al			Содержание Cr		
	мас. %	ат. %	Возм. ошибка, %	мас. %	ат. %	Возм. ошибка, %	мас. %	ат. %	Возм. ошибка, %
1	39,39	24,68	2,52	49,48	67,45	2,62	11,12	7,87	2,23
2	79,34	77,28	2,08	-	-	-	20,66	22,72	2,08
3	32,18	18,87	2,64	59,00	75,29	2,9	8,82	5,84	2,8
4	25,9	14,44	1,39	66,63	80,85	2,3	7,48	4,71	2,03

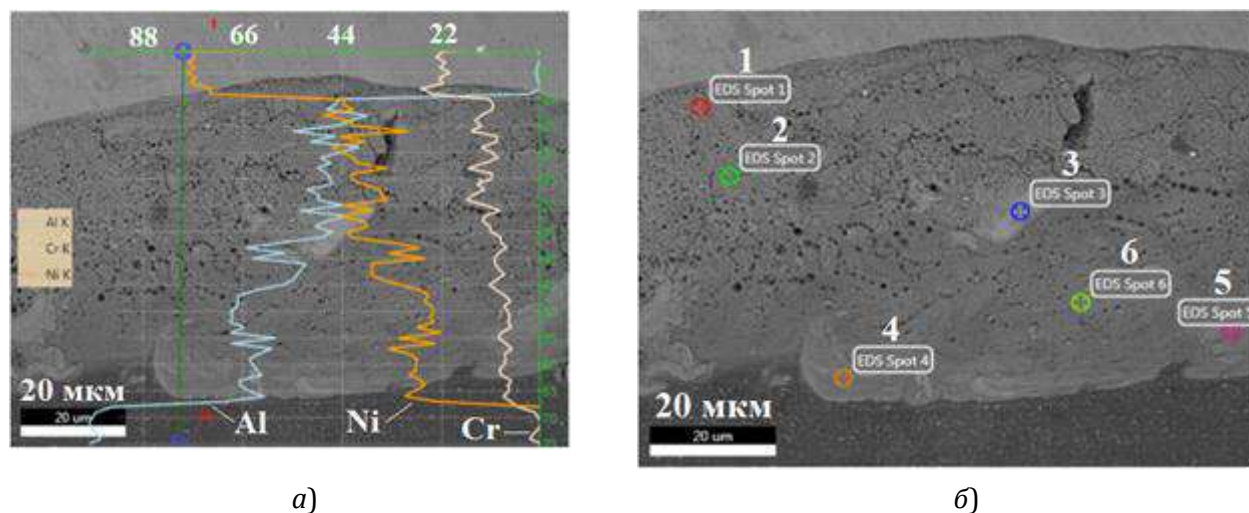


Рис. 4. РЭМ изображение (а) и микроструктура (б) участка оплавленного металла после сварки взрывом ($V_c=550$ м/с)

Cr, что соответствует области $NiAl_3 + Ni_2Al_3 +$

Cr(Al) (точка 2, рис. 2) на трехкомпонентной диаграмме системы Al-Cr-Ni. Повышение содержания никеля в этой области, по-видимому, связано с подплавлением нихрома из-за большего, чем на предыдущих режимах, времени существования расплава. Микротвердость оплавов 8...9,5 ГПа.

Оценка времени существования локального оплава в жидком состоянии произведена по методу сосредоточенных источников [4...6]. Для оплавов, моделируемых цилиндрами, вытянутыми в направлении, перпендикулярном направлению процесса сварки

взрывом, применимо уравнение мгновенного линейного источника: λ

$$T(r, \tau) = \frac{Q}{4\pi\lambda} e\left(-\frac{r^2}{4\pi\tau} - b\tau\right), \quad (1)$$

где T – температура в локальной точке; Q – линейная интенсивность источника, равная теплосодержанию единицы длины оплавленного участка; r – расстояние от источника до точки тела с определяемой температурой; τ – промежуток времени от окончания действия источника; λ, a, b – коэффициенты теплопроводности, температуропроводности и поверхностной теплоотдачи соответственно.

Таблица 2

Результаты микрорентгеноспектрального анализа химического состава в различных зонах локального участка оплавленного металла

Зона анализа (рис. 4, б)	Содержание Ni			Содержание Al			Содержание Cr		
	мас. %	ат. %	Возм. ошибка, %	мас. %	ат. %	Возм. ошибка, %	мас. %	ат. %	Возм. ошибка, %
1	45,15	27,46	1,58	43,96	62,32	2,77	10,88	10,21	3,18
2	47,21	31,22	2,4	42,39	61,01	1,92	10,4	7,77	2,51
3	79,46	77,4	2,22	-	-	-	20,54	22,6	2,8
4	29,73	17,1	1,69	61,88	77,45	3,8	8,38	5,44	1,8
5	40,81	25,86	1,48	47,92	66,08	3,59	11,27	8,06	3,31
6	25,61	14,22	2,85	67,29	81,33	1,39	7,1	4,45	2,01

Приравняв в уравнении (1) r и b к нулю и продифференцировав по времени, получим формулу для расчета мгновенной скорости охлаждения оплавов, образующихся при заданной температуре

$$V = \frac{4\pi\lambda T^2}{Q}. \quad (2)$$

– величины ρ , c , и $E_{пл}$ для оплавленного металла определены по правилу аддитивности, исходя из массовых долей в них хрома, никеля и алюминия в соответствии с концентрационными кривыми;

– максимальная температура оплава $T_{пл}$

Таблица 3

Физические характеристики нихрома X20H80 и алюминия, использованные в расчетах

Металлы	Плотность ρ , кг/м ³	Температура плавления $T_{пл}$, К	Удельная теплота плавления $E_{пл}$, кДж/кг	Удельная теплоемкость c , кДж/(кг×К)	Теплопроводность λ , Вт/(м×К)
X20H80	8400	1673	290	0,44	92
Алюминий	2700	933	393	0,903	230

Тепловую интенсивность мгновенного линейного источника определим как теплоту, аккумулированную единицей длины оплава площадью поперечного сечения S :

$$Q = S\rho(cT_{пл} + E_{пл}), \quad (3)$$

где ρ , c , $T_{пл}$ и $E_{пл}$ – плотность, удельная теплоемкость, температура плавления, удельная теплота плавления оплавленного металла, соответственно.

При расчетах были приняты следующие допущения:

– использованы величины констант металлов при нормальной температуре (табл. 3);

принималась равной температуре ликвидус сплава системы Al-Cr-Ni аналогичного химического состава по диаграмме состояния;

– температура солидуса T_c в условиях высоких скоростей охлаждения равна 0,8 абсолютной температуры плавления алюминия [6];

– средняя скорость охлаждения оплава $V_{ср}$ в интервале кристаллизации равна среднему арифметическому скоростей охлаждения на граничных точках интервала ликвидус ($V_{T_{пл}}$) и солидус (V_{T_c});

– учитывая теплопередачу в две полубесконечные пластины X20H80 и Al, использо-

Таблица 4

Скорость охлаждения и длительность существования оплава различной площади в жидком состоянии

Скорость соударения V_c , м/с	Площадь локального оплава S , мм ²	Средне-взвешенное содержание никеля m_{Ni} , мас. %	Температура ликвидус $T_{пл}$, К	Температура солидус T_c , К	Скорость охлаждения $\times 10^7$, К/с			Время существования расплава $\tau_{рас}$, с
					$V_{T_{пл}}$	V_{T_c}	$V_{ср}$	
420	0,012	30	1106	746	3,8	1,6	2,7	$1,33 \cdot 10^{-5}$
500	0,059	40	1147		1,4	0,6	1,0	$4,01 \cdot 10^{-5}$
550	0,080	44	1177		1,2	0,4	0,8	$5,38 \cdot 10^{-5}$

вали эффективный коэффициент теплопроводности $\lambda = (\lambda_{\text{X20H80}} + \lambda_{\text{Al}})/2$.

При решении задачи об определении порядка величин скоростей охлаждения, а, соответственно, и времени существования расплава $\tau_{\text{рас}} = (T_{\text{пл}} - T_{\text{с}})/V_{\text{ср}}$ эти допущения вполне приемлемы.

Анализ результатов расчета (табл. 4) показывает, что увеличение площади оплавов в условиях эксперимента приводит к уменьшению скорости охлаждения и росту времени существования расплава примерно в 4 раза и, как следствие, формированию неоднородной структуры оплава.

ВЫВОДЫ

1. Увеличение скорости соударения при сварке взрывом алюминия АД1 с нихромом X20H80 от 420 до 500 м/с приводит к росту площади формирующихся на межслойной границе локальных участков оплавленного металла (от 0,012 до 0,08 мм²), уменьшению скорости охлаждения расплава и четырехкратному росту времени его существования.

2. Увеличение времени существования расплава приводит к изменению фазового состава участков локального оплавления. Практически постоянный химический состав (~62 мас. % Al; ~30 мас. % Ni; ~8 мас. %

Cr) сохраняется со стороны алюминия, а со стороны нихрома меняется за счет его подплавления и появления фаз, богатых никелем и хромом (~44 мас. % Al; ~45 мас. % Ni; ~11 мас. % Cr).

Библиографический список

1. Шморгун, В. Г. Кинетика диффузионных процессов в никель-алюминиевой композиции / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, В. В. Метелкин, А. И. Богданов // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2008. – № 4. – С. 24-28.
2. Трыков, Ю. П. Закономерности формирования структурно-механической неоднородности при сварке взрывом алюминия с никелем / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, А. И. Богданов [и др.] // Известия ВолгГТУ. Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении». – 2009. – Вып. 3, № 11/59. – С. 11-15.
3. Шморгун, В. Г. Влияние термического и силового воздействия на кинетику роста диффузионной прослойки в никель-алюминиевом композите / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, А. И. Богданов, А. Е. Битюцких // Известия ВолгГТУ. Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении». – 2009. – Вып. 3, № 11/59. – С. 15-19.
4. Седых, В. С. Расчет условий оплавления и количества оплавленного металла при сварке взрывом / В. С. Седых, А. П. Соннов // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: Сб. научн. тр./ ВолгПИ. – Волгоград, 1974. – С. 24-35.
5. Седых, В. С. К вопросу о структуре оплавленных участков, образующихся на границе раздела металлов в свариваемых взрывом соединениях / В. С. Седых // Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 1995. – С. 36-45.
6. Рыкалин, Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке / Н. Н. Рыкалин. – М.: Гос. научно-техническое издательство машиностроительной литературы, 1951. – 296 с.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант №14-29-00158

УДК 669.716:621.785

*Д. В. Проничев, канд. техн. наук, Л. М. Гуревич, д-р. техн. наук,
О. В. Слаутин, канд. техн. наук, М. Д. Трунов, аспирант, Д. Е. Летунов, студент*

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЯ
ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ НА СТРУКТУРУ И СОСТАВ ОПЛАВОВ В СЛОИСТОМ
КОМПОЗИЦИОННОМ МАТЕРИАЛЕ АЛЮМИНИЙ-МЕДЬ**

Волгоградский государственный технический университет, mvpol@vstu.ru

Приведены результаты исследования оплавов, образующихся при различных режимах сварки взрывом медно-алюминиевых слоистых композитов.

Ключевые слова: сварка взрывом, медно-алюминиевый композит, оплав

D. V. Pronichev, L. M. Gurevich, O. V. Slautin, M. D. Trunov, D. E. Letunov

**INVESTIGATION ON THE IMPACT OF BONDING CONDITIONS DURING EXPLOSION WELDING ON THE
STRUCTURE AND COMPOSITION OF THE MOLTEN ZONE OF AL/CU LAMINATED COMPOSITE**

Volgograd State Technical University, mvpol@vstu.ru

In this study we present the results of the investigation of molten zones obtained during explosion welding in the bond area of the Al/Cu laminated composite at different explosion welding parameters.

Keywords: explosion welding, copper-aluminum composite, molten zone

Введение

Слоистые интерметаллидные композиционные материалы и покрытия вызывают все больший интерес благодаря сочетанию уникальных свойств – высокой твердости, износостойкости и низким тепло- и электропроводности [1...3]. Однако доля интерметаллидной фазы в этих системах, как правило, относительно невелика из-за низкой скорости диффузионных процессов на границе соединенных металлов. Это потребовало поиска методов ускорения диффузионных процессов, например, за счет подбора оптимальных режимов температурной обработки, реализация контактного плавления и т.д. Одним из возможных способов повышения доли интерметаллидов может быть получение соединения сваркой взрывом на завышенных режимах с образованием гетерогенных участков оплавленного металла, которые при дальнейшей термической обработке трансформируются в интерметаллиды.

Целью настоящей работы было исследо-

вание структуры, свойств и химического состава локальных участков оплавленного металла, образующихся при соединении сваркой взрывом алюминия АД1 и меди М1.

Материалы и методы исследования

Исследования проводились на сваренных взрывом образцах биметалла АД1+М1, полученных на режимах, обеспечивающих формирование нескольких типов микроструктуры на границе соединения с различной долей локальных участков оплавленного металла [4]. Изучение микроструктуры осуществлялись на модульном моторизованном микроскопе Olympus VX-61, оборудованном цифровой камерой DP-12. Измерения микротвердости проводились методом восстановленного отпечатка на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 20 г. Исследования химического состава проводили на электронно-ионном сканирующем микроскопе Versa-3D DualBeam, оснащенный приставкой для энергодисперсионного анализа.

Результаты и обсуждение

По результатам металлографических исследований выделено 4 типа микроструктур и соответствующих диапазонов энергии W_2 , затраченной на пластическую деформацию металлов соударяющихся пластин.

Качественное соединения слоев меди и алюминия, свободное от непроваров и оплавов (рис. 1, а) было получено при сварке в диапазоне $W_2=0,8...1,1$ МДж/м² (первая зона). Относительная протяженность и толщина локальных участков оплавов в этой области не превышало 3% и 10 мкм соответственно, а микротвердость достигала 5 ГПа (рис. 2). Во второй зоне ($1,1 \leq W_2 \leq 2,0$ МДж/м²) наблюдается интенсивное волнообразование (рис. 1, б), в завихрениях волн

расположены включения оплавленного металла, относительная протяженность которых резко возрастает до 80%, толщина составляет 60 мкм, а их микротвердость не превышает 3 ГПа.

В третьей зоне ($2,0 \leq W_2 \leq 2,45$ МДж/м²) волнообразование сопровождается формированием участков интенсивного перемешивания металлов (рис. 1, в), доля переплавленного металла резко возрастает за счет увеличения толщины локальных участков оплавов, достигающей 300 мкм, в то время, как относительная протяженность остается на прежнем уровне (80%), микротвердость оплавов 2,5...3,0 ГПа.

Четвертая зона формируется при $2,4 \leq W_2 \leq 2,58$ МДж/м², при этом относительная протяженность оплавов достигает

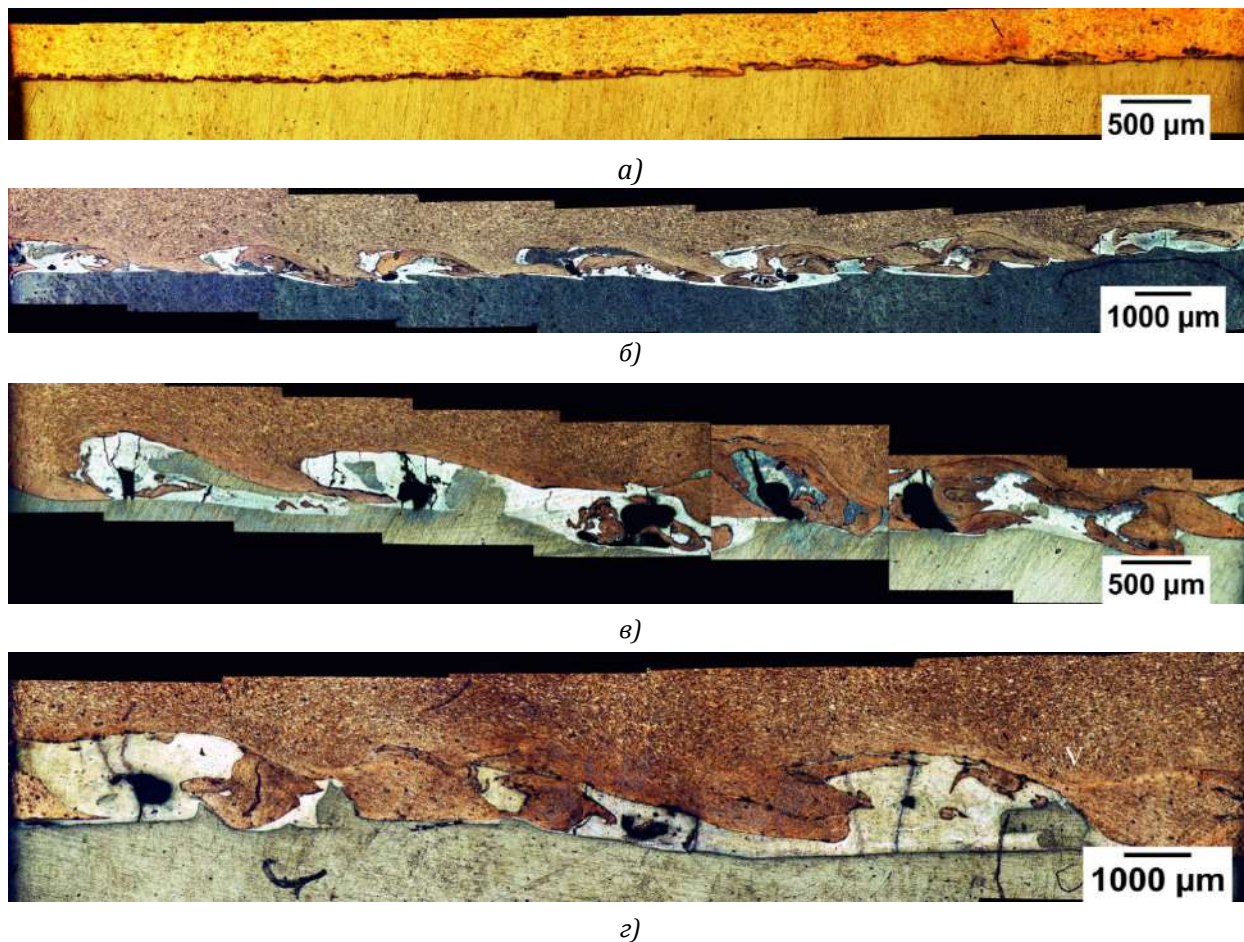


Рис. 1. Микроструктура зоны соединения образцов биметалла АД1+М1, полученных сваркой взрывом при значениях W_2 , равных:

а – 0,8...1,1; б – 1,1...2,0; в – 2,0...2,45 и з – 2,4...2,58 МДж/м²

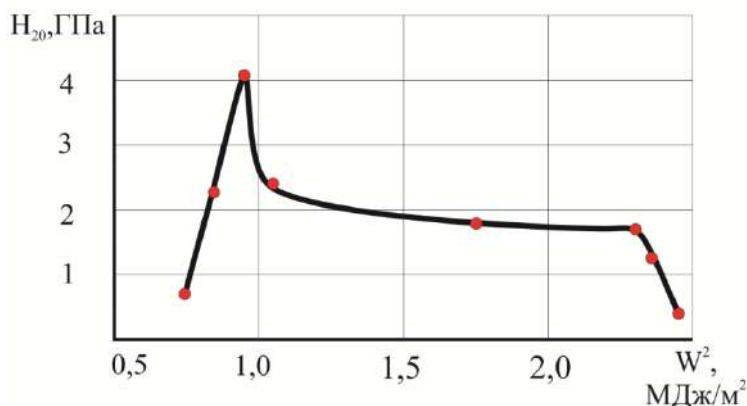


Рис. 2. Зависимость микротвердости локальных участков оплавленного металла в сваренном взрывом биметалле АД1+М1 от энергии W_2

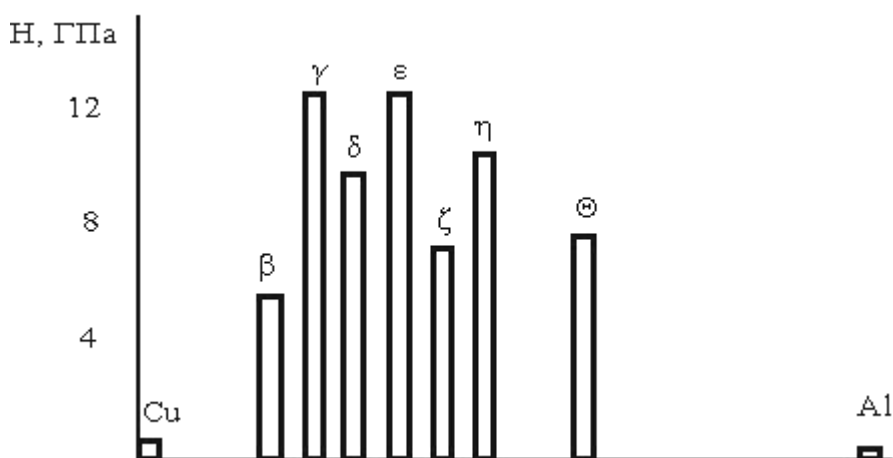


Рис. 3. Микротвердость интерметаллидных фаз, которые могут формироваться в сплавах системы алюминий-медь [7]

100 %, их толщина – 450 мкм, а микротвердость оплавленных участков снижается до 0,5 ГПа.

Как видно, микротвердость оплавов в значительной мере зависит от условий формирования соединения при СВ: чем выше энергии W_2 , затраченная на пластическую деформацию металлов соударяющихся пластин, тем больший объем металла может перейти в жидкое состояние и дольше время кристаллизации расплава, что неизбежно сказывается на характере процессов структурообразования, которые успевают произойти за это время. В соответствии с диаграммой состояния сплавов системы алюминий-медь [5], при взаимодействии расплавленного алюминия с медью возможно

образование ряда интерметаллидных фаз, значительно отличающихся по твердости (рис. 3) [6].

Проведенные методом энергодисперсионного анализа исследования распределения химических элементов позволили установить, что в диапазоне энергии $0,8 \leq W_2 \leq 1,0$ МДж/м², в котором реализуется максимальная микротвердость локальных участков оплавов, можно выделить 3 характерных участка на кривой распределения химических элементов (рис. 4). На участке, примыкающем к слою алюминия, среднее содержание меди составляет 43 % ат, а на участке, примыкающем к слою меди, содержится до 49 % ат. Cu, наиболее протяженный центральный участок содержит в

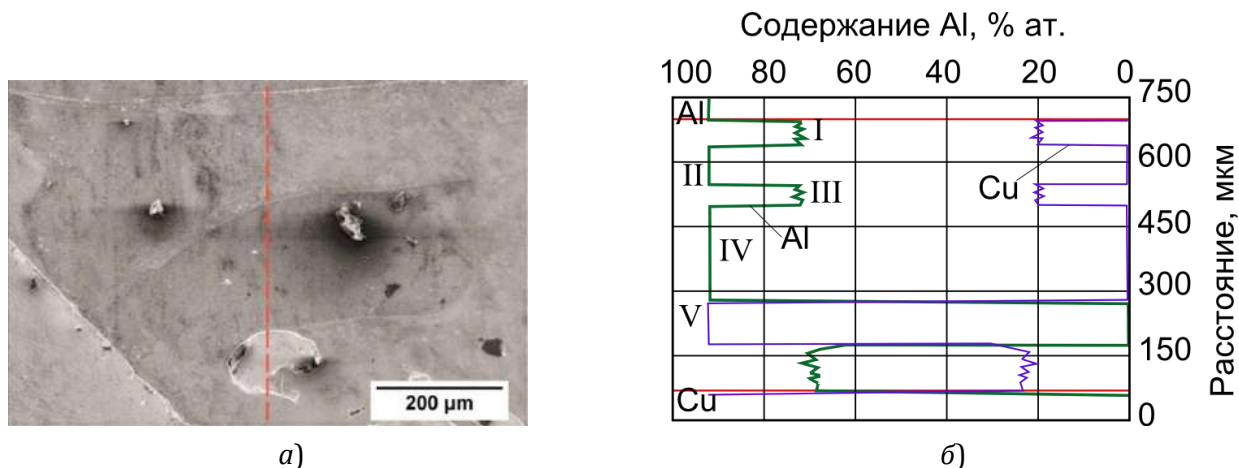


Рис. 4. СЭМ-изображение области сканирования (а) и кривая распределения химических элементов (б) вдоль линии сканирования в локальном участке оплава в сваренном взрывом биметалле АД1-М1 ($W_2=0,8$ МДж/м²)

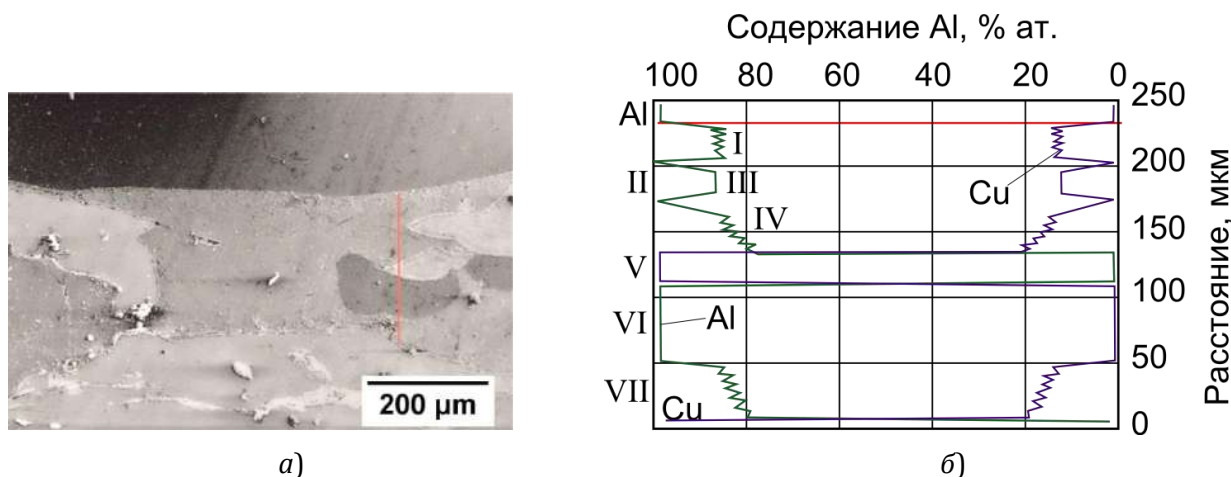


Рис. 5. СЭМ-изображение области сканирования (а) и кривая распределения химических элементов (б) вдоль линии сканирования в локальном участке оплава в сваренном взрывом биметалле АД1-М1 при $W_2=2,2$ МДж/м²

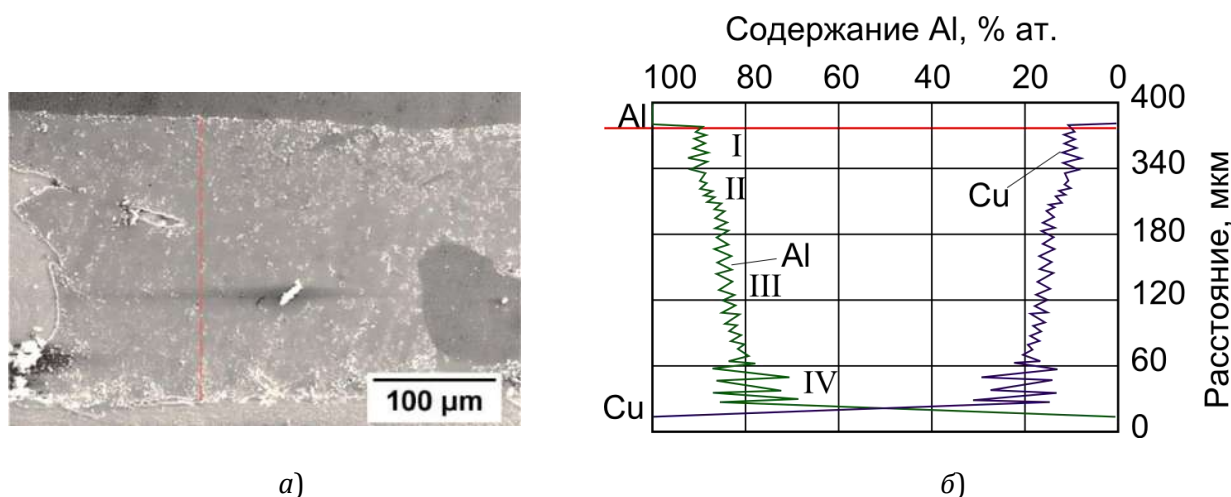


Рис. 6. СЭМ-изображение области сканирования (а) и кривая распределения химических элементов (б) вдоль линии сканирования в локальном участке оплава в сваренном взрывом биметалле АД1-М1 при $W_2=2,4$ МДж/м²

среднем 38 % ат. Cu. Характер кривой указывает на то, что неравновесная структура локальных оплавок представляет собой зерна θ -фазы (CuAl_2) и η_2 -фазы (CuAl) в матрице из твердого раствора $\text{Al}(\text{Cu})$, что и обуславливает высокую микротвердость оплавок.

При увеличении энергии W_2 до 2,2 МДж/м² (рис. 5) в структуре оплавок зафиксированы зерна включений чистых алюминия и меди (участки II и V). Основная часть структуры оплава содержит около 12% меди и представляет собой зерна θ -фазы в матрице из $\text{Al}(\text{Cu})$ (участок III). В областях оплава, примыкающих к меди, выявлена зона с переменной концентрацией – от 12 до 20% ат Cu, являющаяся, по-видимому, смесью алюминия и зерен CuAl_2 , с большим содержанием интерметаллидов, чем на участке III.

В локальных оплавах в образцах сваренного взрывом биметалла АД1-М1 при $W_2=2,4$ МДж/м² (рис. 6) зафиксированы крупные зерна чистых меди и алюминия (отрезки II, IV и V на кривой распределения). В областях, прилегающих к алюминию и меди (отрезки I, III и VI кривой распределения), концентрация Cu составляет 20 и 23...24 % ат., соответственно, что свидетельствует о формировании в этих областях смесей твердого раствора на основе алюминия и интерметаллидов (наиболее вероятно CuAl_2), причем пониженная микротвердость оплавок позволяет утверждать, что объемная доля интерметаллидов гораздо ниже, чем в сваренных взрывом образцах с меньшими значениями W_2 .

ВЫВОДЫ

1. Показано, что при сварке взрывом биметалла алюминий-медь со значениями W_2 , превышающими 0,8 МДж/м², в зоне соединения происходит образование локальных включений оплавленного металла, пред-

ставляющего собой алюминиевую матрицу с зернами интерметаллидов. Относительная протяженность оплавок при увеличении энергии, затраченной на пластическое деформирование металлов, до 2,5...2,58 МДж/м² может достигать 100 %, а толщина оплавок 450 мкм.

2. Установлено, что твердость оплавок достигает максимума в 5 ГПа при $W_2=0,9...1,1$ МДж/м², после чего она снижается до 2 ГПа при $W_2=1,1...2,5$ МДж/м², и до 0,5...1,5 ГПа при $W_2=2,5...2,8$ МДж/м². Это связано, по-видимому, с уменьшением объемной доли интерметаллидов, обусловленной снижением содержания меди, не успевающей при практически постоянной скорости растворения насытить локальный участок расплавленного алюминия с увеличивающимися толщиной и объемом.

Библиографический список

1. Patnaik, P. C. Intermetallic Coatings for High Temperature Applications – A Review // Material and manufacturing process. – 1989. – Vol. 4, No. 1. – Pp. 133-152.
2. Ковтунов, А. И. Технология формирования износостойких покрытий / А. И. Ковтунов, Т. В. Чермашнцева, Д. А. Семистенов // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2009. – №7. – С. 12-14.
3. Trykov, Yu. P. Influence of Strain-Hardened Zones and Intermetallic Layers of Explosion Welded and Heat Treated Al/Cu Laminated Metal Composites on the Evolution of Thermal Conductivity Coefficient / Yu. P. Trykov et al. // Materials Science. – 2014. – Vol. 20, No. 3. – Pp. 267-270.
4. Кузьмин, С. В. Исследование свариваемости взрывом, структуры и свойств медно-алюминиевого биметалла / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. П. Пеев // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2006. – № 9. – С. 37-45.
5. Лякишев, Н. П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник: В 3 т.: Т. 1 / Под общ. ред. Н. П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
6. Лариков Л. Н., Рябов В. Р., Фальченко В. М. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке / Л. Н. Лариков, В. Р. Рябов, В. М. Фальченко. – М.: Машиностроение, 1975. – 192 с.
7. Braunovic, M. Intermetallic compounds at aluminum-to-copper electrical interfaces: effect of temperature and electric current / M. Braunovic, N. Alexandrov // Components, Packaging, and Manufacturing Technology, Part A, IEEE Transactions on. – 1994. – Vol. 17, No. 1. – Pp. 78-85.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда
(проект №14-19-00418)

УДК 621.762.4.04

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

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ВЗРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПОРОШКОВЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ХРОМА С ТИТАНОМ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Приведены результаты расчетных и экспериментальных исследований фазового состава твердых сплавов полученных взрывным прессованием порошков карбида хрома Cr₃C₂ с титаном на различных режимах.

Ключевые слова: твердый сплав, взрывное прессование, термодинамическое моделирование, фазовый состав, равновесный состав, карбид хрома, титан, связка, фаза Лавеса

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

THE INFLUENCE OF EXPLOSIVE PRESSING ON THE PHASE COMPOSITION POWDER HARD ALLOYS BASED ON CHROMIUM CARBIDE WITH TITANIUM

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The results of the theoretical and experimental studies of the phase composition of powders hard alloys obtained by explosive pressing of chromium carbide Cr₃C₂ with titanium on various modes.

Keywords: hard alloy, explosive compaction, thermodynamic modeling, phase composition, equilibrium composition, chromium carbide, titanium, bond, Laves phase

При взрывном компактировании смесей порошков карбида хрома Cr₃C₂ с титаном формирование консолидированных твердых сплавов на стадии прессования происходит при температуре разогрева порошка в процессе ударно-волнового нагружения выше 500...600 °С или (0,35...0,4) T_{пл} [1].

Для анализа процессов, происходящих при ударно-волновом воздействии на порошковые смеси, большое значение имеет информация о характере межфазного взаимодействия между их компонентами. При использовании новых, малоизученных составов твердых сплавов подобная информация, как правило, отсутствует. В этих условиях приходится прибегать к проведению компьютерного термодинамического моделирования с последующими прямыми экспериментами.

Как показали термодинамические расчеты, выполненные с помощью программного пакета Thermo-Calc, основанном на численном моделировании равновесия фаз

CALPHAD [2, 3], в сплавах карбида хрома с титаном (рис. 1) возможно химическое взаимодействие компонентов, ведущее к образованию карбида титана TiC и обедненных углеродом карбидов хрома Cr₇C₃ и Cr₂₃C₆ или чистого Cr в зависимости от исходного содержания титана в смеси порошков.

Следовательно, воздействие достаточно высокой температуры на такие сплавы должно вызывать изменение фазового состава.

Поскольку каких-либо тройных фаз в системе Cr-C-Ti не образуется, а в исследуемом интервале концентраций (до 40 масс. % Ti) не наблюдается химического взаимодействия Ti и Cr с образованием фаз Лавеса TiCr₂ (σ-фаз), то можно ожидать, что взаимодействие исходных компонентов порошковой смеси при этом будет приводить к образованию на поверхности раздела между Cr₃C₂ и Ti чередующихся слоев стабильных фаз TiC и Cr₇C₃, Cr₂₃C₆ или Cr, границы которых будут перемещаться в сторону исход-

THERMO-CALC (2012.01.03:00.23) :
 DATABASE:USER
 P=1.01325E5, N=1, W(CR)-6.49355*W(C)=0;

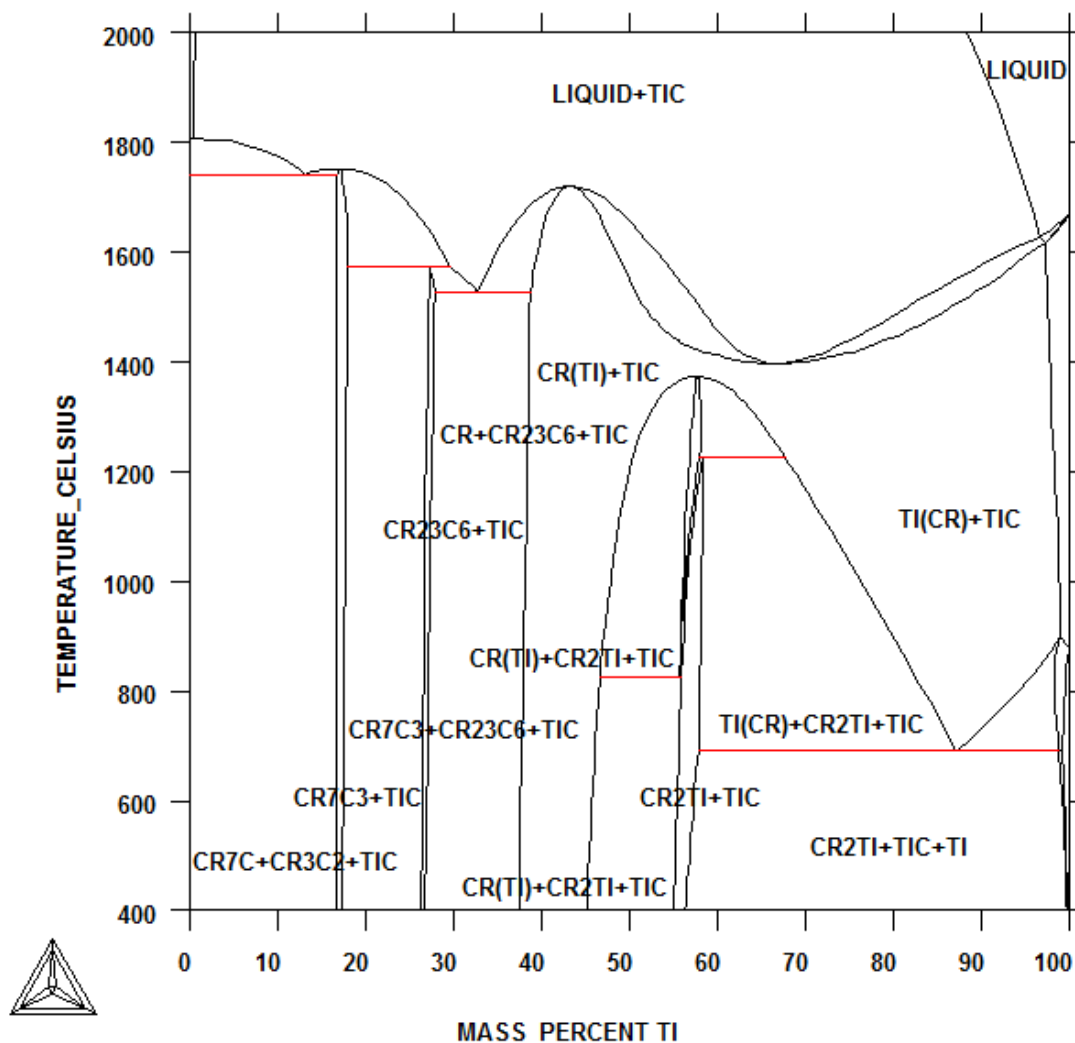


Рис. 1. Квазибинарное сечение Cr_3C_2 -Ti системы Cr-C-Ti

ных фаз вплоть до исчезновения (полного или частичного) последних.

Для проверки данной гипотезы микрорентгеноспектральному анализу подвергли материал, полученный путем ударно-волнового сжатия до давления 11,9 ГПа с одновременным разогревом в ударных волнах до 660 °C [4] порошковой смеси карбида хрома Cr_3C_2 с титановой связкой в количестве 30% по объему.

Изучение линейного профиля распределения элементов между фазами твердого сплава (рис. 2) показало, однако, отсутствие

следов химического взаимодействия между компонентами исходной порошковой смеси: титан целиком остался в составе металлической фазы сплава, а хром и углерод – в составе карбидной фазы.

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

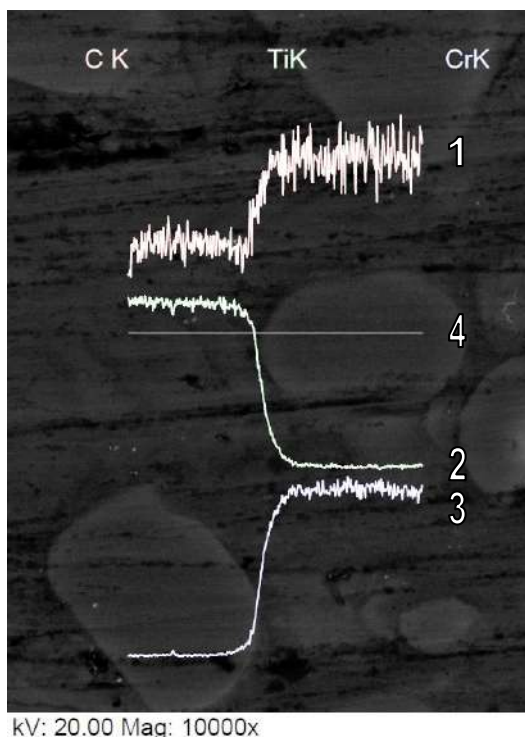


Рис. 2. Распределение элементов между фазами, РЭМ, Quanta 3D FEG:
1, 2 и 3 – содержание C, Ti и Cr соответственно, 4 – линия сканирования состава

При увеличении давления взрывного прессования и соответствующего роста средней температуры разогрева порошковой смеси в ударных волнах выше 1050 °С на сплавах, содержащих 40 масс.% титана были однако обнаружены изменения в микроструктуре (рис. 3).

Проведенные с помощью двухлучевого растрового электронного микроскопа Versa 3D исследования (рис. 3, а, б, в) позволили установить, что на границе «карбид – связка» образовался двойной слой, хорошо отличающийся по контрасту от исходных компонентов твердого сплава. Со стороны карбидной частицы образовался слой толщиной около 700 нм, более светлый чем ее внутренняя часть, что говорит об увеличении среднего атомного номера приграничной области карбида. Со стороны материала связки слой имеет толщину около 400 нм и гораздо более темный цвет, что свидетель-

ствует о снижении среднего атомного номера в наблюдаемой области. Подобное изменение среднего атомного номера и соответствующее ему изменение контраста электронного изображения может быть объяснено диффузией углерода из приграничных слоев частиц карбида хрома в сторону титановой связки с образованием слоя карбида титана на ее границе.

Полученное с помощью энергодисперсионного микроанализатора EDAX Apollo X распределение интенсивности характеристического излучения атомов углерода вдоль линии сканирования (рис. 4, а) показывает, что при приближении к границе карбидной частицы действительно имеет место небольшое снижение содержания углерода в приповерхностном слое частицы карбида хрома с последующим резким скачком при выходе электронного зонда на приграничный слой материала связки.

С увеличением температуры разогрева сплавов при взрывной обработке наблюдается появление в металлической связке сплава трех мелкодисперсных фаз (рис. 3, б): предположительно хрома, карбида титана и фазы Лавеса $TiCr_2$, появление которой термодинамически возможно (см. рис. 1) вследствие того, что содержания в металлической связке титана в случае неполного растворения исходного карбида хрома может значительно превышать 45 масс.%.

Эти фазовые изменения проявляются появлением чередующихся пиков на кривых содержания хрома и титана на рис. 4, б.

В конечном счете, фазовый состав материала переходит в равновесное состояние: в его структуре (рис. 3, в) исчезают исходные частицы карбида хрома Cr_3C_2 , вместо них появляются частицы новой фазы округлой

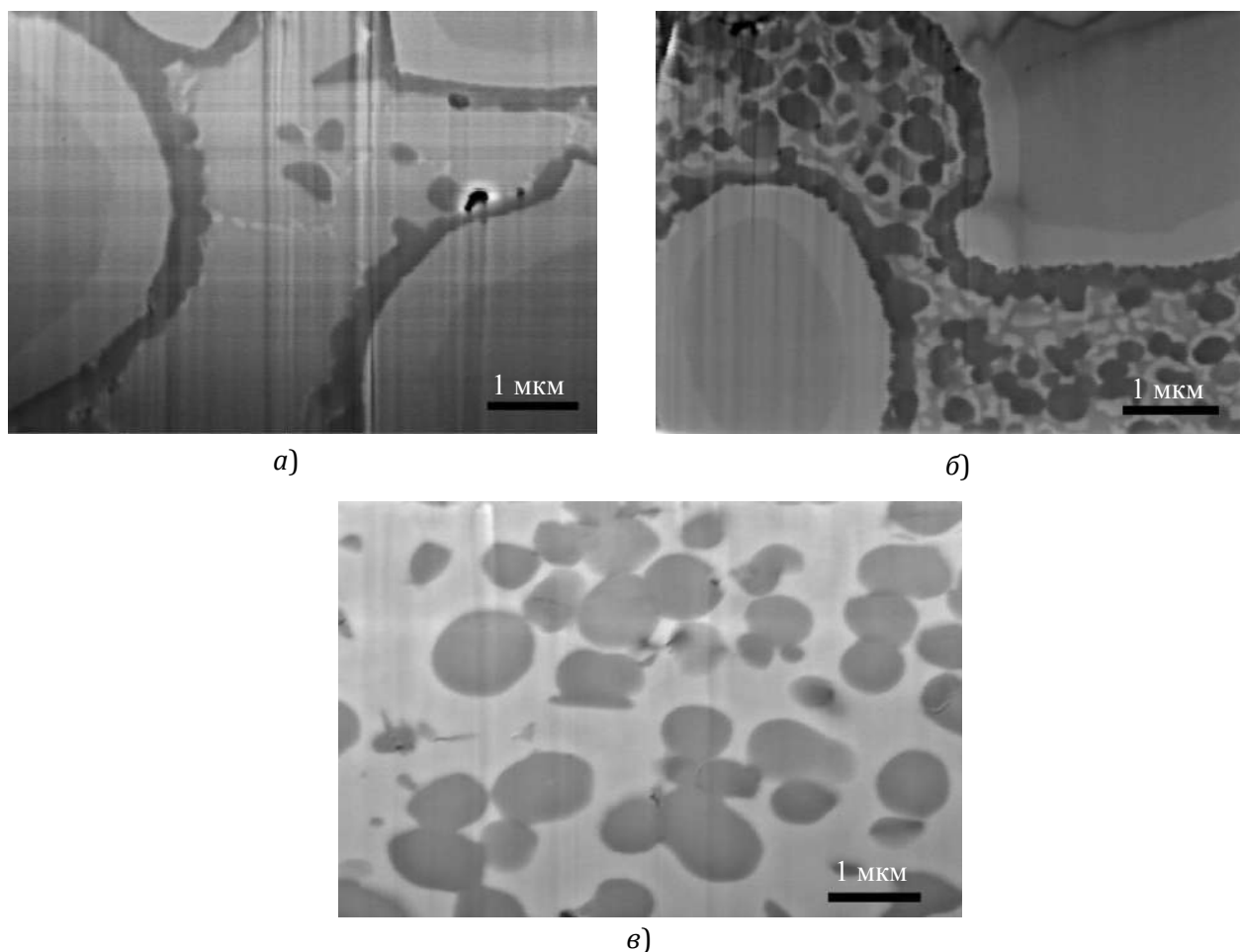


Рис. 3. Микроструктуры твердых сплавов, полученных взрывным прессованием порошков карбида хрома Cr_3C_2 с титаном на различных стадиях межфазного взаимодействия, РЭМ Versa 3D

формы размером от 500 нм до 1,2 мкм, располагающаяся в матрице.

Микрорентгеноспектральный анализ вдоль линии сканирования (рис. 4, в) показывает, что в составе частиц содержатся титан и углерод, тогда как матрица сплава состоит в основном из хрома. Это соответствует проведенному расчету фазовых равновесий в рассматриваемой системе (рис. 1), в соответствии с которыми карбидная фаза твердого сплава должна представлять собой карбид титана TiC , а связка – хром.

ВЫВОДЫ

1. Фазовый состав твердых сплавов системы $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$, полученных взрывным прессованием порошков на стальном основании

на режимах, обеспечивающих разогрев порошковой смеси в ударных волнах до 1000 °С, соответствует составу исходных компонентов порошковой смеси.

2. При превышении температуры разогрева свыше 1050 °С наблюдаются межфазные взаимодействия между компонентами твердого сплава, в результате которых исходные структурные составляющие исчезают и появляются новые, вследствие чего сплав переходит в равновесное состояние: основной карбидной фазой становится карбид титана, а металлической связкой – хром.

Библиографический список

1. Крохалев, А. В. Получение порошковых твердых сплавов на основе карбида хрома взрывным прессованием / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Физика и химия обработки материалов. – 2014. – № 4. – С. 46-51.

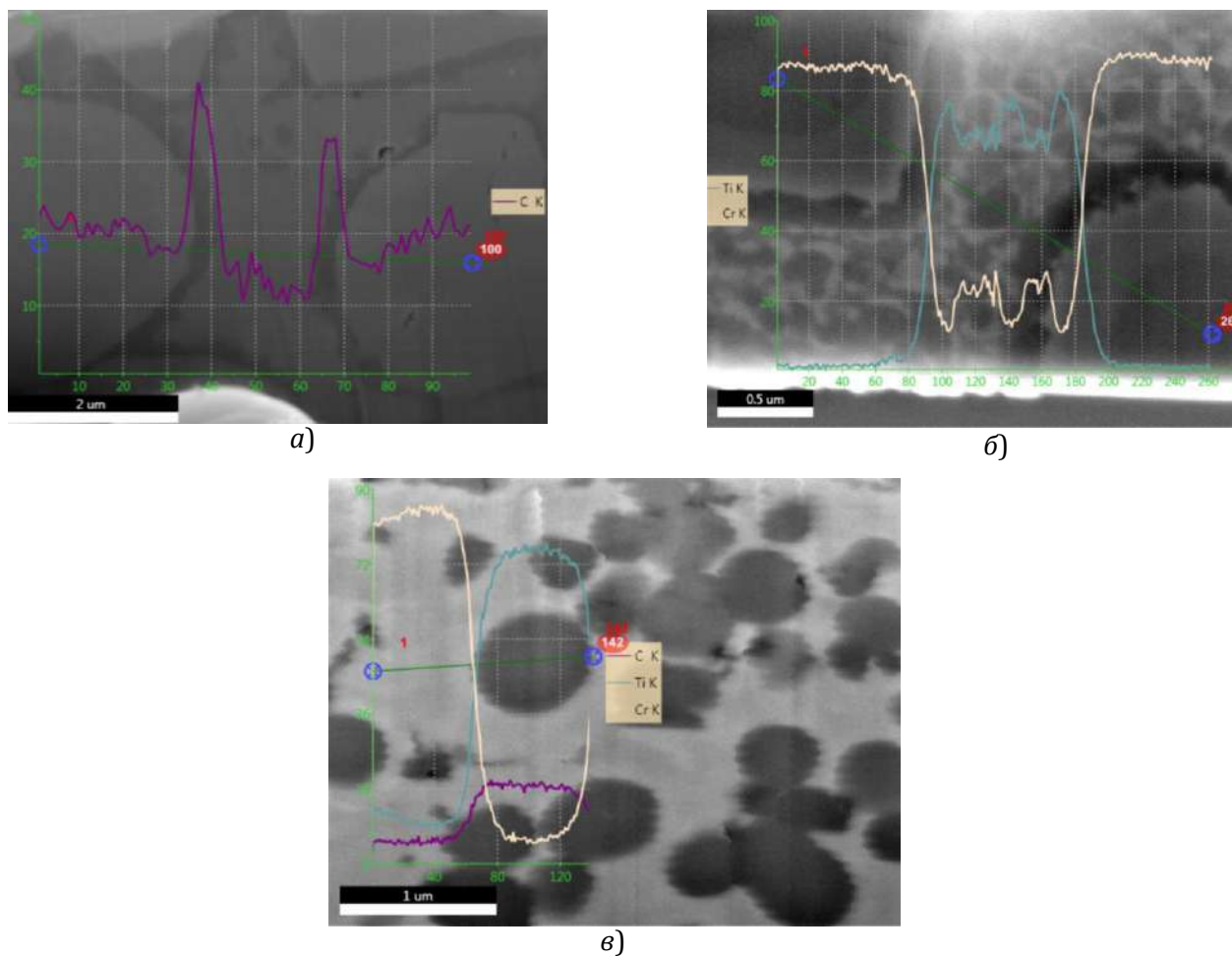


Рис. 4. Распределение химических элементов вдоль линии сканирования, РЭМ Versa 3D

2. Hans Lukas Computational thermodynamics. The Calphad method. / Hans Leo Lukas, Suzana G. Fries, Bo Sundman. – Cambridge: University Press, 2007. – 324 p.

3. Raghavan, R. Analysis of phase formation in multi-component alloys / R. Raghavan, K. C. Hari Kumar, B. S Murty // Journal of Alloys and Compounds. – 2012. – Vol. 544. – Pp. 152-158.

4. Крохалев, А. В. Компьютерный расчет параметров сжатия при нанесении порошковых покрытий взрывом / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия Волгоградского государственного технического университета. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". – 2010. – Т. 5, №. 4. – С.110-116.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (Грант 13-08-12028 офи_м)

УДК 621.762.4.04

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

ПОЛУЧЕНИЕ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ И КАРБИДА ВОЛЬФРАМА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Приведены результаты расчетных и экспериментальных исследований фазового состава твердых сплавов полученных взрывным прессованием порошков карбида вольфрама и карбида кремния с титаном

Ключевые слова: твердый сплав, взрывное прессование, термодинамическое моделирование, фазовый состав, равновесный состав карбид кремния, карбид вольфрама, титан

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

GETTING HARD ALLOYS BASED ON SILICON CARBIDE AND TUNGSTEN CARBIDE USE OF EXPLOSIVE COMPACTION

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The results of the theoretical and experimental studies of the phase composition of hard alloys obtained explosive pressing powders of tungsten carbide and silicon carbide with titanium.

Keywords: hard alloy, explosive compaction, thermodynamic modeling, phase composition, equilibrium composition, tungsten carbide, silicon carbide, titanium

В настоящее время твердые сплавы чаще всего получают путем прессования исходных смесей порошков тугоплавких карбидов с металлами и спекания. Это накладывает определенные ограничения на подбор состава материалов, связанные, прежде всего, с химической совместимостью компонентов сплавов. При этом, как правило, используются квазиэвтектические системы, такие как, например, $\text{Cr}_3\text{C}_2 - \text{Ni}$ (рис. 1). Отличительной особенностью подобных систем является появление жидкой фазы при температурах, существенно меньших, чем температуры плавления исходных компонентов сплава, что собственно, что обеспечивает качественное спекание и практически полное восстановление исходного фазового состава при охлаждении.

Обойти данное ограничение можно путем использования при компактировании порошковых смесей карбидов с металлами энергии взрыва. Взрывная обработка по-

рошков позволяет одновременно достигать и давлений, достаточных для уплотнения порошков до практически беспористого состояния, и температур, достаточных для сварки структурных компонентов порошкового материала в единое целое [1, 2]. Необходимым условием формирования твердого сплава на стадии прессования при этом является обеспечение температуры разогрева не менее $(0,35...0,4) T_{\text{пл}}$ (где $T_{\text{пл}}$ – абсолютная температура плавления основного карбида сплава) и использование в качестве металлической связки сильного карбидообразователя с низкой акустической жесткостью [3...5].

В соответствии с приведенными рекомендациями нами была предпринята попытка получения твердых сплавов систем WC-Ti и SiC-Ti . На рис. 2, 3 приведены квазибинарные разрезы соответствующих тройных систем, полученные путем численного моделирования равновесия фаз мето-

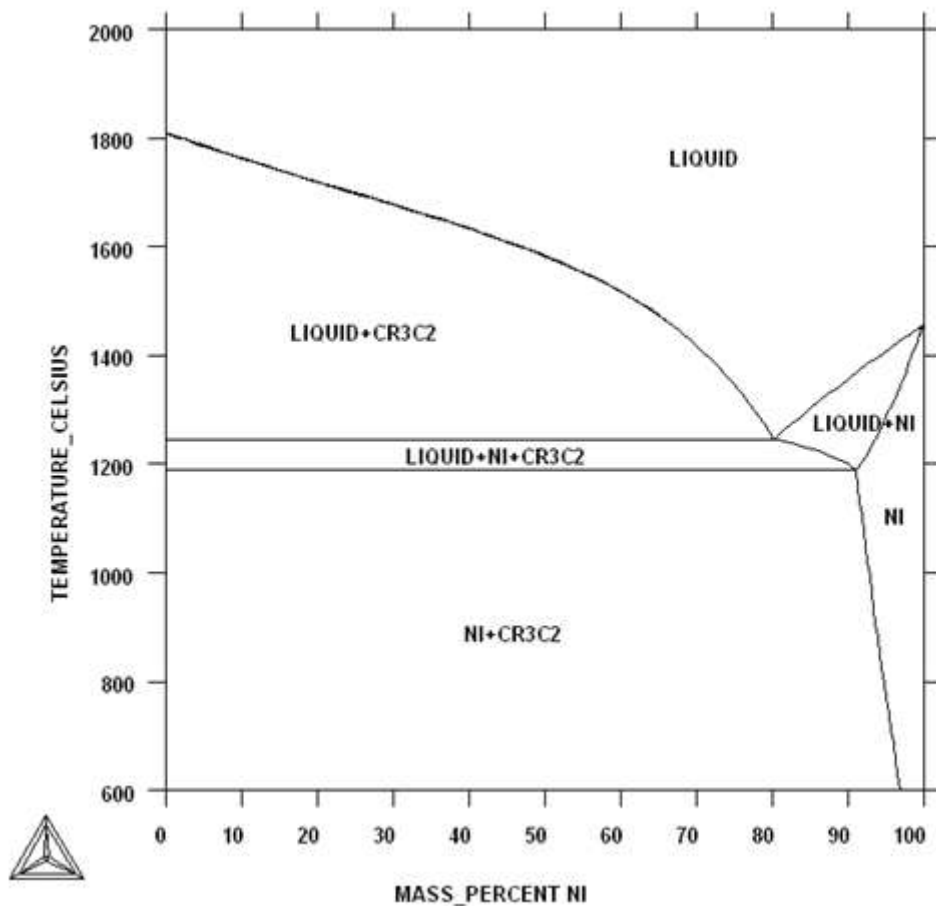


Рис. 1. Квазибинарное сечение Cr₃C₂-Ni системы Cr-C-Ni, расчет с использованием пакета Thermo-Calc

дом CALPHAD [6] с использованием пакета Thermo-Calc фирмы Thermo-Calc Software AB (Швеция).

Анализ приведенных рисунков показывает, что в сплавах карбида вольфрама с титаном в равновесном состоянии в рассматриваемом диапазоне составов существование Ti невозможно, и должно происходить его взаимодействие с WC с образованием TiC и W, причем при содержаниях титана в смеси порошков свыше 19 % исходный карбид вольфрама должен исчезнуть полностью. Температура появления жидкой фазы превышает 2600 °C, так что реализация спекания в ее присутствии становится затруднительной.

Температура появления жидкой фазы в

сплавах карбида кремния с титаном не столь высока (1450 °C). Однако, как и в предыдущем случае, в данной системе также следует ожидать химического взаимодействия компонентов, которое должно приводить к образованию карбида титана TiC и промежуточной фазы TiSi₂. С увеличением содержания Ti от 0 до 65 % количество непрореагировавшего SiC уменьшается вплоть до полного его исчезновения.

Следовательно, достаточно длительное воздействие высокой температуры на рассматриваемые материалы без изменения их фазового состава практически не возможно, и взрывной метод получения твердых сплавов из них, по-видимому, является единственным.

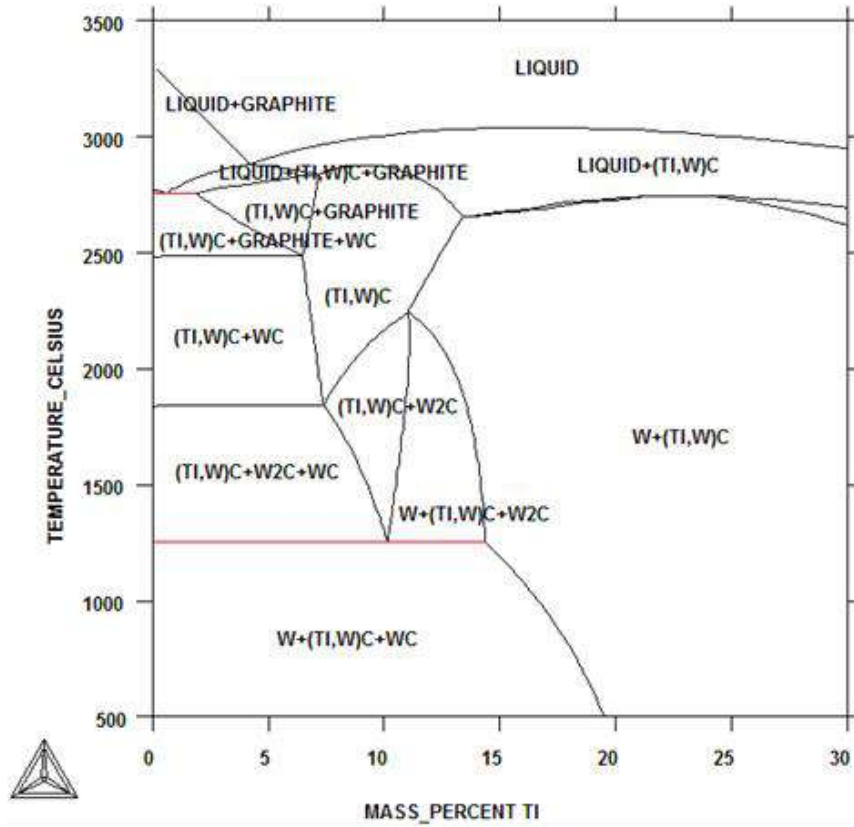


Рис. 2. Квазибинарное сечение WC-Ti системы Si-C-Ti

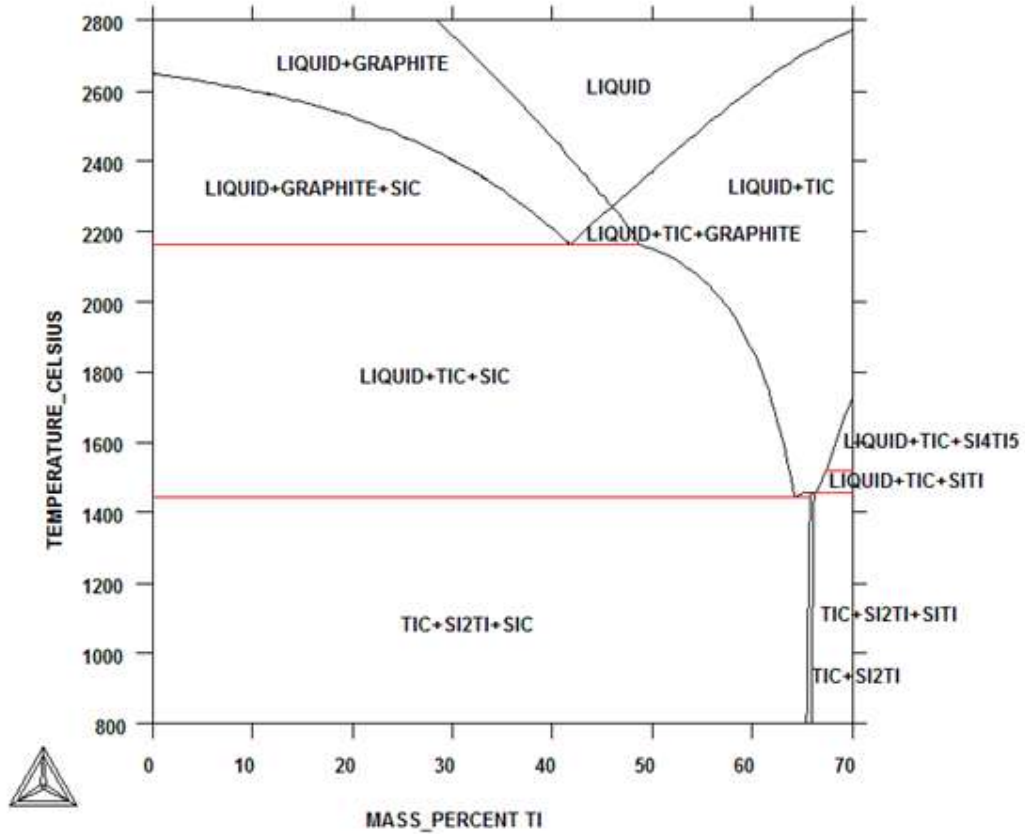


Рис. 3. Квазибинарное сечение SiC-Ti системы Si-C-Ti

Таблица 1

Составы и плотность используемых порошковых смесей

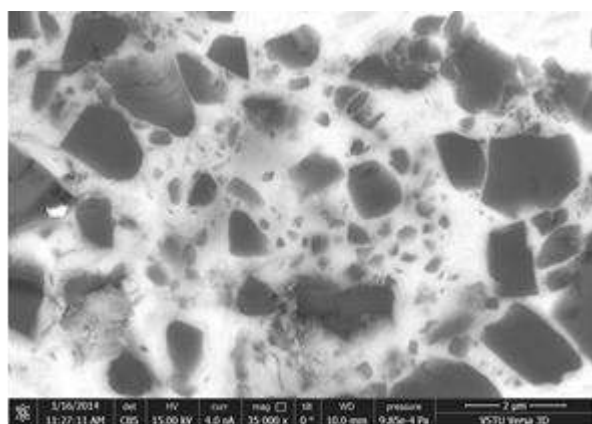
Порошковая смесь	Содержание связки, %		Насыпная плотность, г/см ³	
	по объему	по весу	при свободной засыпке	после утряски
WC+Ti	50	22	2,42	3,03
SiC+Ti	50	58	1,07	1,45

Таблица 2

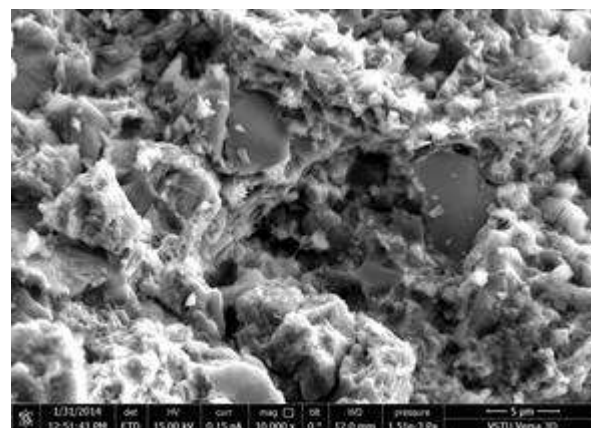
Условия нагружения и твердость полученных материалов

Порошковая смесь	Исходное состояние порошка	Толщина слоя порошка, мм	Толщина прокладки, мм	Высота заряда, мм	Параметры сжатия		Твердость полученного материала, HV
					P, ГПа	T, °C	
WC+Ti	утряска	7	0,8	60	10	950	532...671
SiC+Ti	свободная засыпка	7	0,8	160	15	1080	494...553

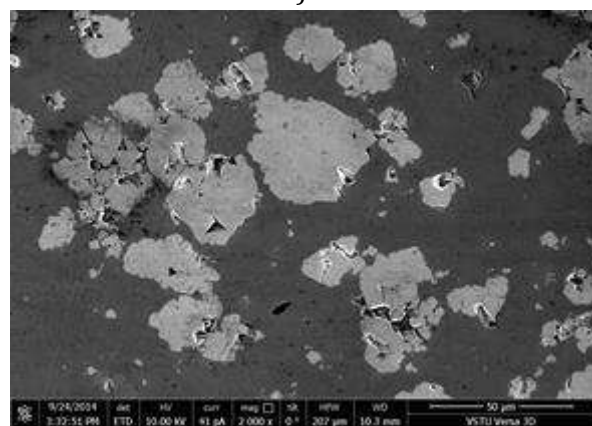
При проведении исследований исходные порошковые смеси (табл. 1) располагали на поверхности монолитной металлической подложки и нагружали путем подрыва



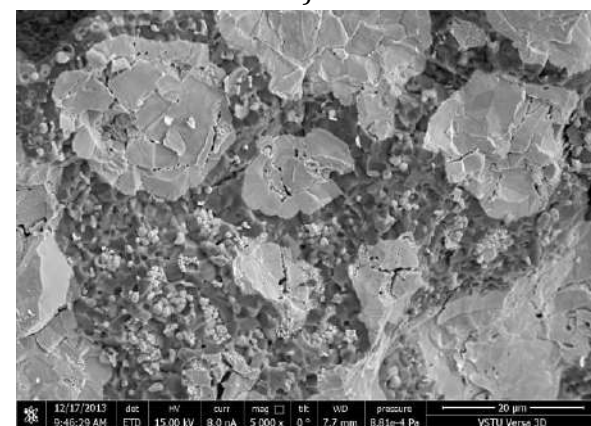
а)



б)



в)



з)

Рис. 4. Микроструктура и вид изломов твердых сплавов карбида кремния и карбида вольфрама с титановой связкой, РЭМ Versa 3D:
а, б – SiC-Ti; в, з – WC-Ti; а, в – шлиф; б, з – излом

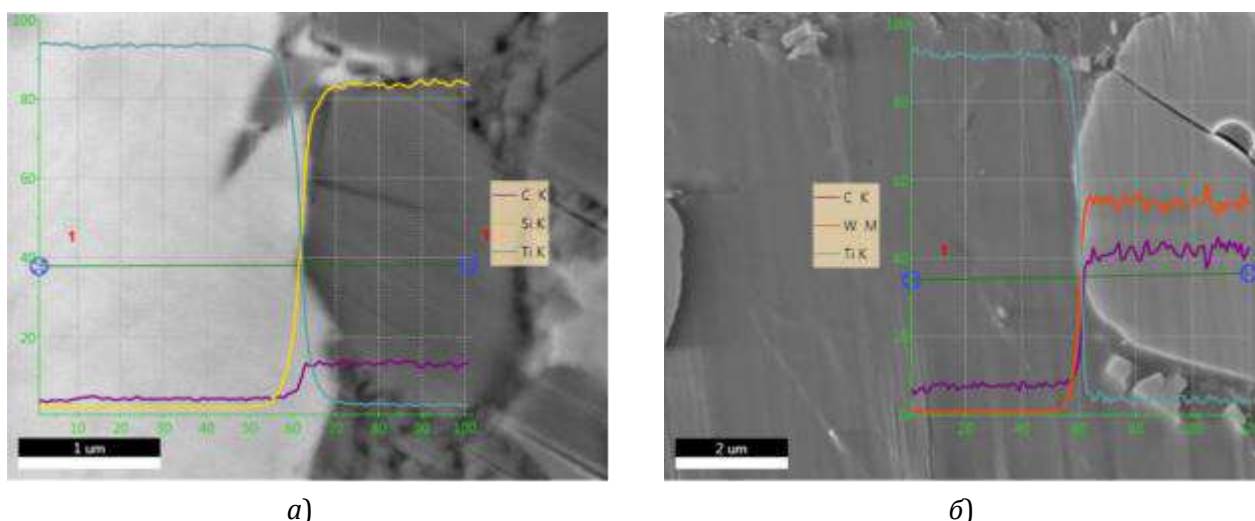


Рис. 5. Распределение элементов между фазами твердых сплавов карбида кремния (а) и карбида вольфрама (б) с титаном, РЭМ Versa 3D

накладного заряда ВВ через промежуточную прокладку, отделяющую продукты детонации от порошка. В качестве ВВ использовался аммонит №6ЖВ (ГОСТ 21984-76). Параметры нагружения и твердость полученных материалов приведены в табл. 2.

Достигнутые значения твердости свидетельствуют о достаточно полном протекании процессов консолидации порошкового материала на стадии прессования. Исследовании микроструктуры и вида изломов полученных сплавов (см. рис. 4), проведенное с помощью двухлучевого растрового элек-

тронного микроскопа Versa 3D, подтвердило это предположение: порошковые смеси оказались уплотненными практически до беспористого состояния (рис. 4, а, в), а разрушение сплавов происходило преимущественно по транскристаллитному механизму – для материалов на основе карбида кремния – в основном по титану (рис. 4, б), а для сплавов на основе карбида вольфрама – по карбидной и металлической фазам статистически (рис. 4, в).

Изучение линейного профиля распределения элементов между фазами полученных

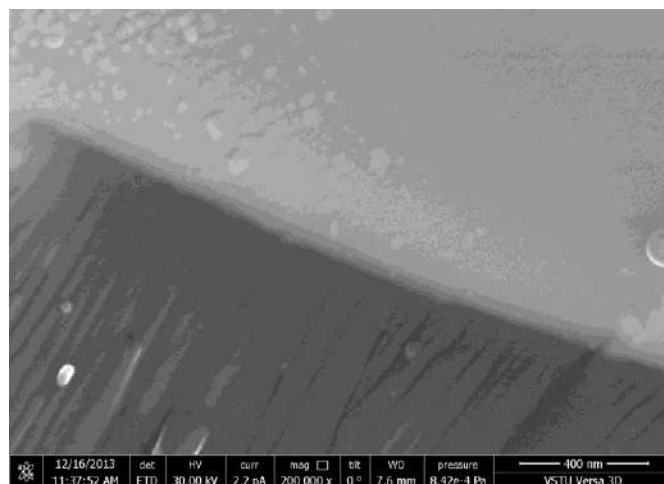


Рис. 6. Микроструктура зоны соединения карбидной и металлической фаз в твердых сплавах системы WC – Ti, излом, РЭМ Versa 3D

твердых сплавов, проведенное с помощью энергодисперсионного микрорентгеноспектрального анализатора EDAX Apollo X (см. рис. 5), не выявило следов химического взаимодействия между компонентами исходных порошковых смесей: титан целиком остался в составе металлической связки сплава, а кремний, вольфрам и углерод – в составе карбидной фазы.

На межфазной поверхности сплавов карбида вольфрама с титаном удалось зафиксировать существование прослойки «граничной фазы» (рис. 6), по-видимому, аналогичной обнаруженной и исследованной ранее на сплавах карбида хрома с титаном [3, 7...8], что также указывает на факт формирования прочных поверхностей раздела между компонентами исходной порошковой смеси в процессе взрывного компактирования.

Приведенные результаты можно расценивать как экспериментальное доказательство возможности получения с использованием взрыва нового класса твердых сплавов, состав которых принципиально отличается от термодинамически равновесного и полностью соответствует исходному составу используемой для их получения порошковой смеси.

Библиографический список

1. Технология взрывного плакирования заготовок твёрдыми сплавами / А. В. Крохалев, О. А. Авдеюк, К. В. Приходьков, А. Н. Савкин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Вестник машиностроения. – 2013. – № 11. – С. 45-48.
2. Explosive coating with hard alloys. Russian Engineering Research (2014) 34: 85-88, February 01, 2014. By Krokhaliev, A. V.; Avdeyuk, O. A.; Prikhod'kov, K. V.; Savkin, A. N.; Kuz'min, S. V.; Lysak, V. I.
3. Получение порошковых твёрдых сплавов на основе карбида хрома взрывным прессованием / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Физика и химия обработки материалов. – 2014. – № 4. – С. 46-51.
4. Получение износостойких покрытий из смесей порошков карбида хрома с металлической связкой с использованием взрывного нагружения / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия Волгоградского государственного технического университета. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 4 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград. – 2010. – № 5. – С. 117-122.
5. Закономерности формирования твёрдых сплавов из смесей порошков карбида хрома с титаном с использованием энергии взрыва / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2012. – № 1. – С. 32-37.
6. Lukas, Hans. Computational thermodynamics. The Calphad method. / Hans Leo Lukas, Suzana G. Fries, Bo Sundman. – Cambridge: University Press, 2007. – 324 p.
7. Строение границ в композиционных материалах, полученных с использованием взрывного нагружения / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, А. В. Крохалев, Б. А. Гринберг // Физика металлов и металловедение. – 2013. – Т. 114, № 11. – С. 1026-1031.
8. Строение межфазных границ в твёрдых сплавах системы "карбид хрома – титан" / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, П. А. Харламов // Известия ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 6 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград. – 2013. – № 18 (121). – С. 62-67.

Работа выполнена при поддержке РФФИ в рамках научного проекта №13-08-12028 офм.

УДК 621.762.4.04

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

СОХРАНЕНИЕ ПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА МОНОЛИТНЫХ ПОДЛОЖКАХ ПРИ ВЗРЫВНОМ ПЛАКИРОВАНИИ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Приведены результаты экспериментальных исследований условий выноса покрытий из твердых сплавов при плакировании стальных подложек с использованием скользящего взрывного нагружения. Предложены приемы предотвращения этого явления.

Ключевые слова: твердый сплав, взрывное прессование, карбид хрома, карбид кремния, карбид вольфрама, титан

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

PRESERVATION OF POWDER COATINGS MADE OF HARD ALLOYS ON MONOLITHIC SUBSTRATE DURING EXPLOSIVE LOADING

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The paper presents the results of experimental research conditions of removal coverings from hard alloys in cladding of steel substrates using a sliding explosive loading. Proposed methods to prevent this occurrence.

Keywords: hard alloy, explosive loading, chromium carbide, silicon carbide, tungsten carbide, titanium

Исследования условий сохранения порошковых покрытий на монокристаллических подложках при их нанесении с использованием скользящего взрывного нагружения обусловлено необходимостью разработки технологических схем взрывного плакирования крупногабаритных деталей, когда генерация плоской нормально падающей детонационной волны затруднительна или не возможна [1, 2]. Использование при этом традиционных для сварки взрывом аммонита № 6ЖВ и смесей на его основе существенно осложня-

ет поставленную задачу, так как подобные ВВ имеют скорость детонации, меньшую, чем скорость звука в металлической подложке, что, как известно, ведет к резкому снижению значений массовой скорости за фронтом ударной волны в порошке, при которых наблюдается вынос порошкового материала с покрываемой поверхности [3].

Исследования проводились с использованием порошковых смесей карбида хрома с различным содержанием титановой связки. Схема взрывного нагружения (рис. 1) преду-

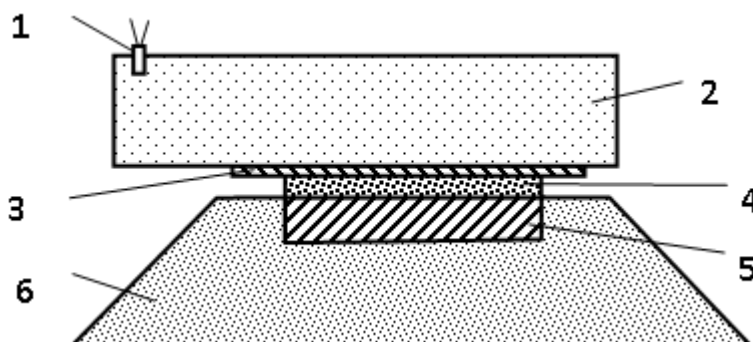


Рис. 1. Схемы скользящего взрывного нагружения порошковых материалов:
1 – электродетонатор; 2 – контейнер ВВ; 3 – промежуточная пластина;
4 – прессуемый порошок; 5 – стальная подложка; 6 – грунт

смаatrивала непосредственный контакт наносимого порошка с поверхностью подложки и зарядом ВВ, отделенным от порошка стальной промежуточной прокладкой.

Исследования показали, что сохранение порошкового покрытия на плакируемой поверхности имеет место лишь в том случае, когда значение массовой скорости частиц за фронтом ударной волны в порошке при взрывной обработке не превышает 600 м/с (рис. 2). При большем ее значении наблюдается сначала частичный (при скорости до 750 м/с), а затем и полный (при больших значениях скорости) вынос материала покрытия с поверхности подложки.

Расчет физических условий сжатия, реализуемых в опытах, выполненный по методике [4] показал, что достижение в процессе ударно-волновой обработки по выбранной схеме нагружения скорости частиц порошка,

равной 600 м/с, обеспечивает разогрев смеси карбида хрома с титаном лишь на 270...300 °С, что не достаточно для протекания процессов формирования из них твердых сплавов. Это, в свою очередь, означает, что при использовании взрывчатых веществ, имеющих скорость детонации, меньшую, чем скорость звука в материале подложки, нанесение твердосплавных покрытий на основе карбида хрома по схеме со скользящим нагружением исходной смеси порошков, расположенной непосредственно на поверхности плакируемой заготовки, минуя спекание, невозможно. Для получения покрытий на режимах, обеспечивающих разогрев порошковой смеси до температур, необходимых для формирования твердых сплавов на стадии прессования, необходимо использовать какие-либо специфические приемы, обеспечивающие предотвращение выноса порошкового слоя и его сохранение

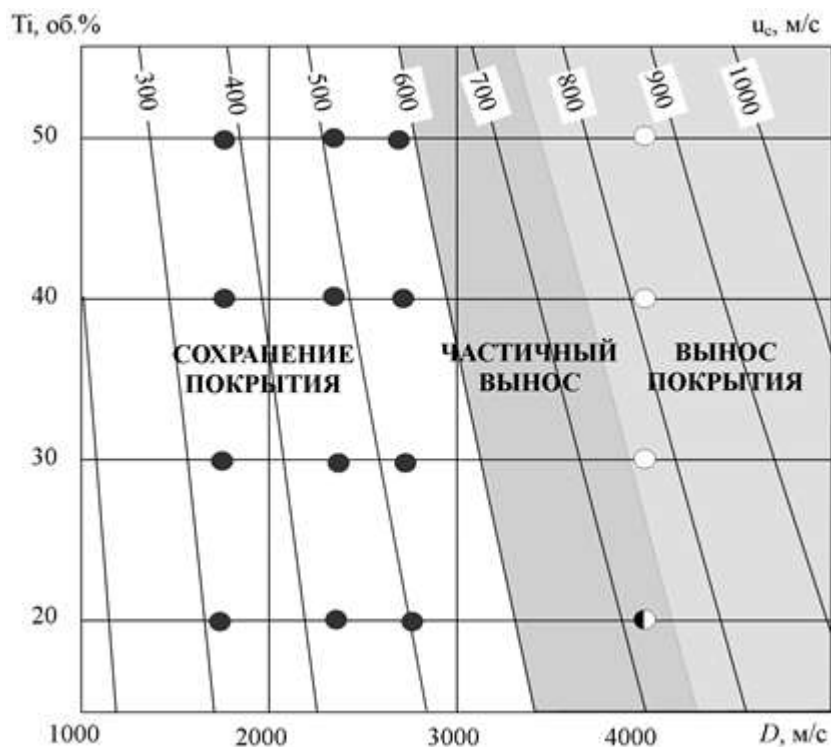


Рис. 2. Условия сохранения порошкового покрытия Cr_3C_2 -Ti при скользящем нагружении

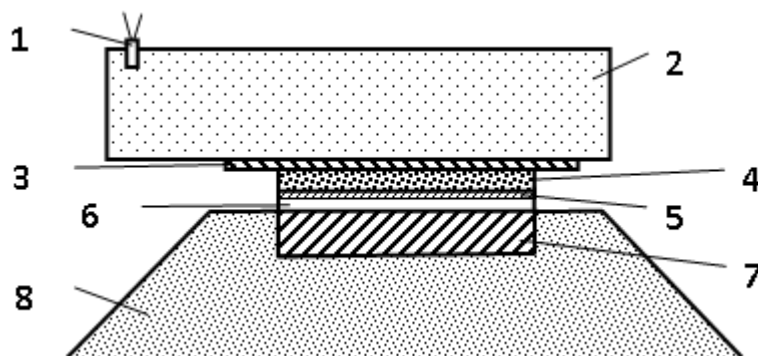


Рис. 3. Схемы скользящего взрывного нагружения порошковых материалов:
 1 – электродетонатор; 2 – контейнер ВВ; 3 – промежуточная пластина; 4 – прессуемый порошок; 5 – фольга; 6 – зазор; 7 – стальная подложка; 8 – грунт

на поверхности подложки.

Явление выноса покрытия чаще всего связывают с интенсивным макропластическим течением (сдвигом) спрессованного в ударной волне порошкового слоя по поверхности подложки, приводящим к его выносу с покрываемой поверхности с частичным оплавлением в результате трения [3]. Механизм выноса пока недостаточно ясен. Наиболее вероятно, что это явление связано с тем, что, двигаясь в направлении детона-

ции, фронт возмущения в подложке опережает фронт возмущения в порошке. В результате в порошке появляется встречная ударная волна, которая при достаточной интенсивности может послужить причиной его выноса.

С этих позиций для устранения выноса покрытия необходимо устранить воздействие ударной волны в подложке на невзвешенный порошок, а этого, в свою очередь, можно добиться, если разместить его с зазо-

Таблица

Параметры ударно-волнового нагружения смесей порошков

Параметры ударно-волнового нагружения	Состав порошковой смеси		
	Cr ₃ C ₂ - Ti	SiC - Ti	WC - Ti
Технологические параметры нагружения			
Взрывчатое вещество	Аммонит 6ЖВ		
Высота заряда, мм	40		
Толщина промежуточной прокладки, мм	0,1		
Материал промежуточной прокладки	Медь М1		
Исходное состояние порошка	св. засыпка	св. засыпка	утряска
Толщина слоя исходной порошковой смеси, мм	7,0	7,0	4,0
Толщина фольги, мм	0,1		
Материал фольги	Сталь 14X17H2		
Высота зазора между фольгой и подложкой, мм	0,6		
Толщина подложки, мм	10		
Материал подложки	09Г2С		
Физические параметры сжатия			
Максимальное давление сжатия, не менее, ГПа	9,3	8,9	10
Средняя температура разогрева, не менее, °С	579	640	822

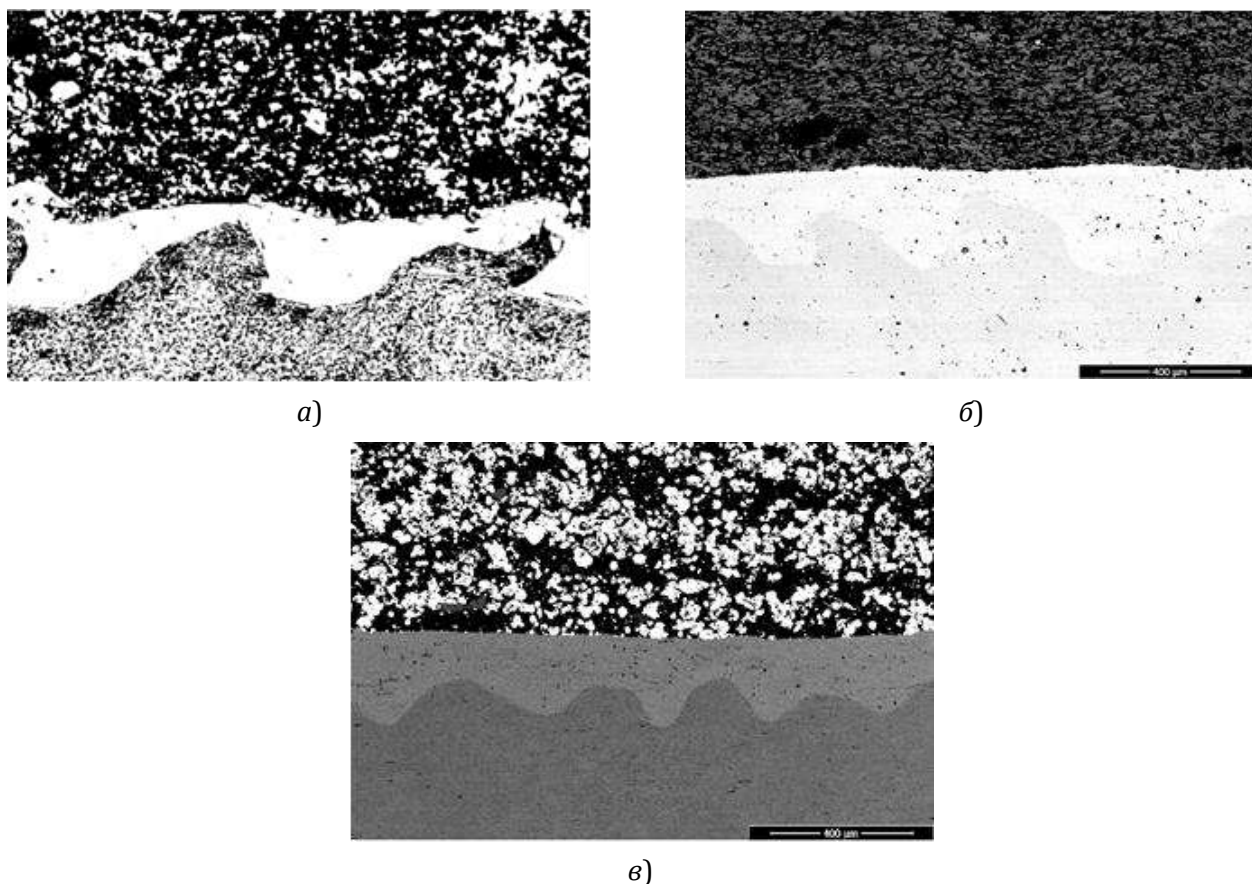


Рис. 4. Микроструктура зоны соединения твердого сплава со стальным основанием через металлическую фольгу:
a – $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$; *б* – SiC-Ti ; *в* – WC-Ti

ром относительно покрываемой поверхности, например, на тонкой металлической фольге (см. рис. 3), которая будет соединяться с подложкой в процессе ударно-волновой обработки по обычному для сварки взрывом механизму.

Для экспериментальной проверки сделанных предположений были проведены опыты по взрывному нанесению покрытий из смеси порошков карбида хрома, а также карбида кремния и карбида вольфрама с 50 об. % титановой связки. Технологические параметры схемы нагружения и реализуемые при взрывном плакировании физические параметры сжатия приведены в таблице.

Проведение экспериментов подтвердило эффективность предложенного приема: во всех опытах покрытие из твердого сплава

выбранного состава полностью оставалось на поверхности подложки, случаев его выноса (даже частичного) зафиксировано не было.

Изготовление шлифов и изучение микроструктуры заготовок, полученных в ходе исследований, показало (рис. 4), что в этом случае так же, как и при нагружении порошковых смесей плоской нормально падающей ударной волной [1, 2], как на границе раздела покрытия с фольгой, так и на границе между фольгой и стальной подложкой каких-либо дефектов, указывающих на протекание процессов разрушения в зоне соединения, не наблюдается.

Интересно отметить также, что поверхность раздела между фольгой и стальной подложкой имеет характерный волнообразный вид, что указывает на тот факт, что

соединение их происходит точно так же, как и при сварке взрывом монолитных материалов. При этом на использованных режимах нагружения в зоне соединения следов оплавления или образования каких-либо нежелательных структурных составляющих не наблюдается.

Библиографический список

1. Explosive coating with hard alloys. Russian Engineering Research (2014) 34: 85-88, February 01, 2014. By

Krokhalev, A. V.; Avdeyuk, O. A.; Prikhod'kov, K. V.; Savkin, A. N.; Kuz'min, S. V.; Lysak, V. I.

2. Каунов, А. М. О некоторых особенностях формирования покрытий при взрывном нанесении порошков на монолитные подложки: 2-е совещание по обработке материалов взрывом – Новосибирск: СО АН СССР, 1981. – С. 272-274.

3. Компьютерный расчёт параметров сжатия при нанесении порошковых покрытий взрывом / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Изв. ВолГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 4: межвуз. сб. науч. ст. / ВолГТУ. – Волгоград. – 2010. – № 5. – С. 110-116.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда,
грант № 14-29-00158*

УДК 621.762.4.04

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

УПЛОТНЕНИЕ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ХРОМА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Приведены результаты расчетных и экспериментальных исследований пористости твердых сплавов, полученных взрывным прессованием порошков карбида хрома с титаном.

Ключевые слова: твердый сплав, взрывное прессование, пористость, карбид хрома, титан

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

COMPACTING HARD ALLOYS BASED ON CHROME CARBIDE USE OF EXPLOSIVE COMPACTION

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The results of the theoretical and experimental studies of the porosity of hard alloys obtained explosive pressing powders of chrome carbide with titanium.

Keywords: hard alloy, explosive compaction, porosity, chrome carbide, titanium.

Для получения твердых сплавов и покрытий из смесей порошков тугоплавких карбидов с металлами в настоящее время используется взрывной метод [1...3], обеспечивающий возможность консолидации порошкового материала на стадии прессования и позволяющий исключить спекание из технологического цикла получения заготовок деталей.

Целью настоящей работы явилось выявление основных закономерностей уплотнения смесей порошков тугоплавкого карбида хрома с титаном при взрывном прессовании на режимах, обеспечивающих практическую реализацию принципиальных возможностей данного метода.

При проведении исследований исходную порошковую смесь располагали на поверхности монолитной металлической подложки и нагружали путем подрыва накладного заряда ВВ через промежуточную прокладку, отделяющую продукты детонации от порошка.

Расчет численных значений максимального давления ударно-волнового сжатия производился методом (P, u) -диаграмм, ос-

нованном на поэтапном определении характеристик падающих и отраженных волн путем анализа пересечений ударных адиабат прокладки, порошка, основания и продуктов детонации в координатах «давление – массовая скорость» с использованием специально разработанной программы. Температура разогрева порошка находилась, исходя из найденного по значениям массовой скорости частиц порошка приращения его внутренней энергии за фронтом первой ударной волны [4, 5].

Зависимости пористости порошковых сплавов на основе карбида хрома с различным содержанием титановой связки от максимального давления ударно-волнового сжатия приведена на рис. 1, а.

Из приведенного рисунка следует, что при одинаковых давлениях пористость твердых сплавов с меньшим содержанием титановой связки оказывается большей, чем пористость сплавов с более высоким содержанием связки. Данный факт указывает на то, что кроме отмеченного ранее [3] процесса затекания металлической связки в промежутки между карбидными частицами, на

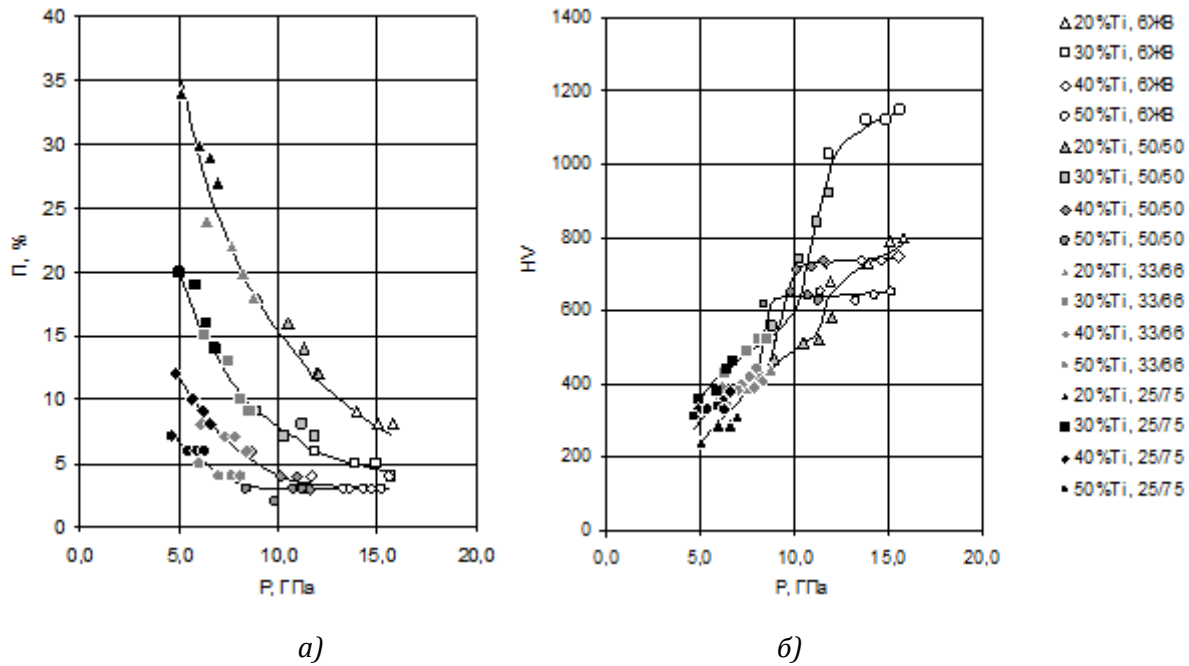


Рис. 1. Зависимость остаточной пористости П и твердости HV сплавов с различным количеством титановой связки от давления ударно-волнового сжатия P

уплотнение порошковых смесей влияет контактное взаимодействие карбидных частиц друг с другом, вклад которого возрастает с увеличением содержания карбидной фазы в составе материала.

Несмотря на плавное изменение пористости, при увеличении давления ударно-волнового сжатия, на кривых зависимости

твердости материалов от давления имеются скачки (см. рис. 1, б), соответствующие температуре разогрева порошка в процессе обработки, равной 500...600 °С, и свидетельствующие о формировании прочного соединения между составляющими исходной порошковой смеси [6].

Для аналитического описания влияния

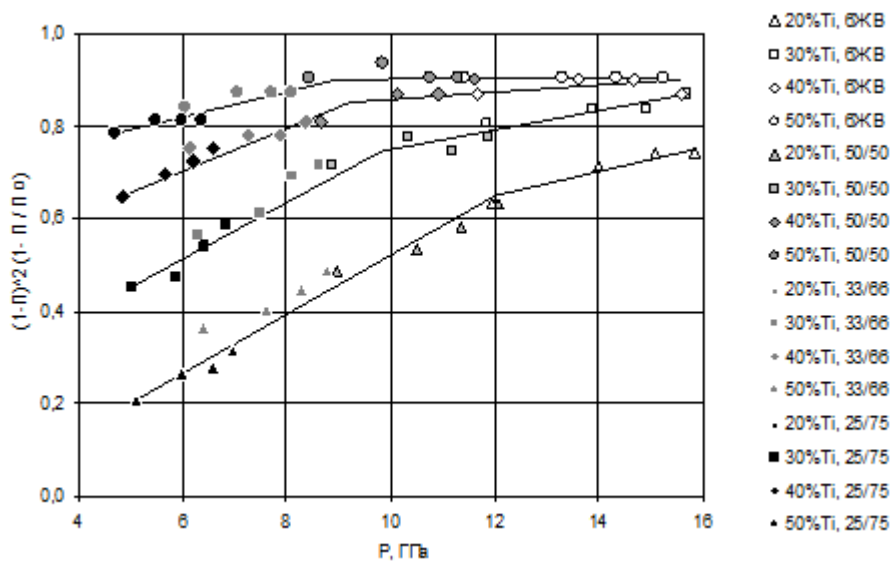


Рис. 2. Зависимость параметра $\frac{(1-\Pi)^2}{\Pi_0^2} (\Pi_0 - \Pi)$ для сплавов с различным количеством титановой связки от давления ударно-волнового сжатия P

давления на процесс уплотнения порошков при ударно-волновой обработке в работе [7] было предложено использовать уравнение М. Ю. Бальшина:

$$P = \sigma_c \Theta^2 \frac{\Delta \Theta}{P_0},$$

где σ_c – среднее контактное давление (напряжение) на частицах; Θ – относительная плотность прессовки; P_0 – исходная пористость порошка.

В соответствии с этим уравнением кривые, приведенные на рис. 1, а должны линейризоваться в координатах P и $\frac{(1-P)^2}{P_0}(P_0 - P)$.

Проведенные построения (см. рис. 2) в общем подтвердили эту гипотезу. Однако оказалось, что на полученных прямых имеется излом, положение которого отвечает давлению ударного сжатия, при котором в прессовке происходит образование прочных поверхностей раздела между структурными составляющими (см. рис 1, б). И этот излом свидетельствует об ухудшении прессуемости порошковой смеси.

Полученный результат можно рассматривать как непосредственное экспериментальное доказательство того факта, что сварка частиц друг с другом при взрывном компактировании протекает именно на ста-

дии уплотнения, а не в последующие моменты времени, когда уже произошла разгрузка материала, но остаточная температура еще не снизилась до температуры окружающей среды.

Библиографический список

1. Технология взрывного плакирования заготовок твердыми сплавами / А. В. Крохалев, О. А. Авдеюк, К. В. Приходьков, А. Н. Савкин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Вестник машиностроения. – 2013. – № 11. – С. 45-48.
2. Explosive coating with hard alloys. Russian Engineering Research (2014) 34: 85-88, February 01, 2014. By Krokhaliev, A. V.; Avdeyuk, O. A.; Prikhod'kov, K. V.; Savkin, A. N.; Kuz'min, S. V.; Lysak, V. I.
3. Получение порошковых твердых сплавов на основе карбида хрома взрывным прессованием / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Физика и химия обработки материалов. – 2014. – № 4. – С. 46-51.
4. Компьютерный расчет параметров сжатия при нанесении порошковых покрытий взрывом / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Изв. ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 4 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград. – 2010. – № 5. – С. 110-116.
5. Свид. о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2010616142 (РФ). Программа для расчета параметров сжатия порошковых материалов при импульсном нагружении (взрывное компактирование) / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В.И. Лысак. – 2010.
6. Закономерности формирования твердых сплавов из смесей порошков карбида хрома с титаном с использованием энергии взрыва / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2012. – № 1. – С. 32-37.
7. Рогозин, В. Д. Взрывная обработка порошковых материалов: Монография / В. Д. Рогозин. – Волгоград: изд. ВолгГТУ, 2002. – 136 с.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 14-29-00158

УДК 678.743:539.2

*Н. А. Адаменко, д-р техн. наук, А. В. Казуров, канд. техн. наук, С. М. Рыжова, аспирант,
И. В. Сергеев, аспирант*

ВЛИЯНИЕ ВЗРЫВНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПОЛИИМИД-ФТОРОПЛАСТОВЫХ КОМПОЗИТОВ

Волгоградский государственный технический университет, mvpol@vstu.ru

В настоящей работе рассмотрен процесс структурообразования полиимид-фторопластовых композитов при взрывной обработке порошковых смесей кольцевым ударным фронтом. Установлено скачкообразное изменение структуры в центре прессовки, сопровождающееся появлением наноразмерных фаз при определенном сочетании параметров взрывчатого вещества и пористости порошковой смеси.

Ключевые слова: полиимид, фторопласт-4, композиционный материал, взрывная обработка, микроструктура, структурообразование

N. A. Adamenko, A. V. Kazurov, S. M. Ryzhova, I. V. Sergeev

EFFECTS OF EXPLOSIVE TREATMENT ON STRUCTURE FORMATION OF POLYIMIDE-FLUOROPLASTIC COMPOSITES

Volgograd State Technical University, mvpol@vstu.ru

This work is devoted to the process of structure formation polyimide-fluoroplastic composites processing of explosive powder mixtures annular shock front. Sudden change of structure detected at the center of pressing, accompanied by the appearance of nanosized phases at a certain combination of parameters of the explosive and the porosity of the powder mixture.

Keywords: polyimide, fluoroplastic-4, composite material, explosive processing, microstructure, structure formation

Перспективными материалами с высокими механическими свойствами и термостойкостью являются полиимиды (ПИ), но возрастающие запросы современной техники требуют повышения их триботехнических свойств, поэтому в них вводят до 30...50 об. % дисперсных наполнителей, таких как политетрафторэтилен (фторопласт-4, Ф-4), что позволяет значительно снизить коэффициент трения и улучшить прирабатываемость полимерных триботехнических деталей, тем самым существенно повышая их эксплуатационные характеристики [1, 2]. Основным способом получения полиимид-фторопластовых композиционных материалов (КМ) включает методы порошковой металлургии: смешивание порошков полимеров, последующее изостатическое прессование и спекание [3, 4]. Однако при использовании Ф-4 в качестве наполнителя возникает про-

блема высокой вязкости расплава этих полимеров и обеспечения хорошего адгезионного взаимодействия между ними, что связано с инертностью Ф-4 [3], в связи с чем не всегда возможно в полной мере реализовать высокие значения прочности при растяжении, ударной вязкости и пластичности, что ограничивает эксплуатационные способности создаваемых КМ. Одним из путей решения данной проблемы является применение высокоэнергетических методов формования КМ, а частности взрывного прессования (ВП) [2, 5, 6], при котором качественный скачок эксплуатационных свойств полиимид-фторопластовых материалов может быть достигнут за счет комплексной реализации процессов, обеспечивающих повышение адгезионного взаимодействия компонентов [7, 8]. Формирующиеся в результате взаимодействия полимеров на молекулярном и

надмолекулярном уровнях материалы представляют собой фактически новые полимерные системы с иным уровнем физических свойств и не подчиняющиеся закону аддитивности для смеси этих полимеров [9].

Особый интерес представляет ВП полимер-полимерной смеси скользящим ударным фронтом (УФ) в цилиндрической ампуле, так как позволяет создавать условия формирования КМ при заданном сочетании скорости детонации взрывчатого вещества (ВВ) и исходной пористости порошковой смеси, приводящие к резкому повышению давления и температуры при сжатии ударных волн (УВ), что сопровождается изменением структуры и механических свойств материала в центре прессовки [10...12]. Поэтому целью работы являлось исследование закономерностей формирования структуры и свойств полиимид-фторопластовых КМ при ВП их порошковых смесей.

В работе проводили сравнительные исследования влияния статического прессования (СП) и ВП на структурообразование равноплотных КМ на основе полиимида ПМ-69 (ГОСТ 25288-82), наполненного 50 % Ф-4 (ГОСТ 10007-80). Точность объемных пропорций обеспечивали смешиванием навесок порошков полимеров заданной массы (с точностью до 0,01 г), взвешенных на лабораторных электронных весах ОНАУС-123. КМ получали СП в пресс-формах давлением 0,3 ГПа и ВП в цилиндрических ампулах давлением в УФ 0,2...2 ГПа [11]. Взрывная обработка проводилась на композиционных смесях с различной пористостью (от 30 до 50 %), что обеспечивалось предварительной статической подпрессовкой в ампуле давлением от 5 до 10 МПа. Спекание при температуре 390 °С КМ после СП и ВП проводили в замкнутом объеме, так как оно способствует

интенсификации процессов взаимодействия между полимерными компонентами. При анализе результатов ВП использовались основные физические параметры взрывного процесса в компактируемом КМ, которые рассчитывались с помощью компьютерной программы [12]: работа по обжатию прессуемого порошкового материала (A_b); энергия, передаваемая порошку (E_ϕ) и давление в УФ (P).

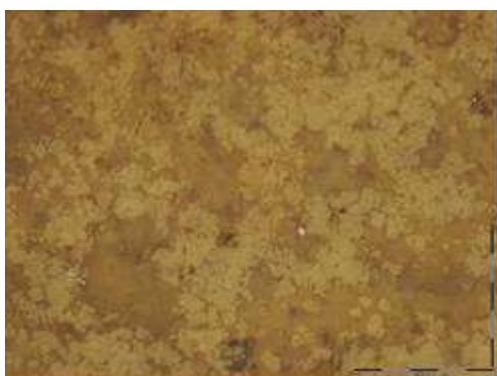
Микроструктуры КМ исследовали на оптическом микроскопе «Olympus» ВХ-61 в отраженном свете и атомно-силовом микроскопе Solver PRO непосредственно после полировки микрошлифов до зеркальной поверхности ($R_a = 0,63...2,5$ мкм). Так как более твердая фаза меньше подвергается полировке, то это позволило идентифицировать на наноуровне образование упрочняющих фаз в структуре КМ. Измерение размера наноструктурированной зоны исследуемых КМ осуществляли с помощью программного обеспечения AnalySIS® на снимках с оптическим увеличением $\times 500...1000$ на ПЭВМ.

Свойства КМ зависят от структурных изменений во время ударно-волнового уплотнения, происходящих по различным механизмам, определяемым исходными параметрами порошковой смеси и интенсивности взрывного воздействия. Результаты исследования микроструктуры показали, что в зависимости от применяемых параметров ВП реализуются различные механизмы ударного уплотнения полимерной смеси и структурного взаимодействия в полиимид-фторопластовых КМ. При давлениях взрывной обработки $P < 0,2...0,3$ ГПа микроструктура получаемых образцов имеет практически такой же характер, как у статически спрессованных материалов (рис. 1, а), и, следовательно, низкий уровень физико-механических свойств КМ [5, 6, 11]. С повыше-

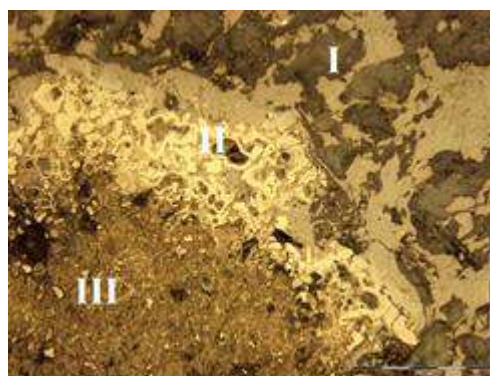
нием давления ВП до $P = 0,4 \dots 1$ ГПа меняется механизм уплотнения, происходит максимальное уплотнение полимерных прессовок (эти параметры ВП можно считать оптимальными) и при уплотнении происходит переукладка и сближение порошковых частиц (структурная деформация) и смятие их контактов (приконтактная деформация). На микроструктурах видно упорядоченное расположение частиц порошков вдоль распространения кольцевого УФ, которое сохраняется после термической обработки прессовок [6].

Качественное отличие механизмов уплотнения в композиционной смеси при взрывной обработке наблюдается в центре ампулы при оптимальной пористости, определенных энергетических и силовых парамет-

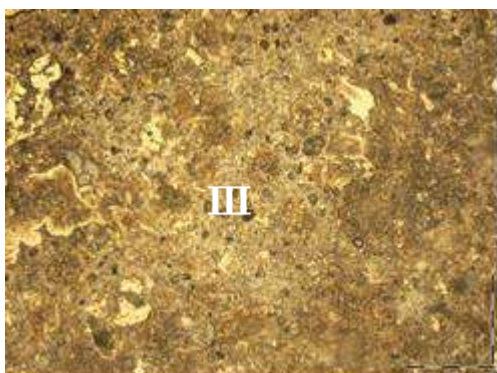
рах ($A_v \sim 52 \dots 82$ кДж/м, $E_f \sim 24 \dots 28$ кДж/м, $P \sim 1 \dots 2$ ГПа), способствующих получению КМ с наиболее высоким адгезионным взаимодействием компонентов [5]. Применение ВП полиимид-фторопластовой порошковой смеси с пониженной пористостью (50 %) критическими ударными давлениями ($P = 1 \dots 2$ ГПа) способствует наноструктурированию КМ, в результате интенсивной деформации, деструктивно-рекомбинационных процессов и высоких температур (рис. 1, б, в) за счет схождения УВ и их отражения. При прохождении УФ сначала возникают активированные состояния полимеров. За счет микропластических деформаций во фронте УВ образуются дефектные состояния физической и химической природы. Активным механизмом при высоком давлении,



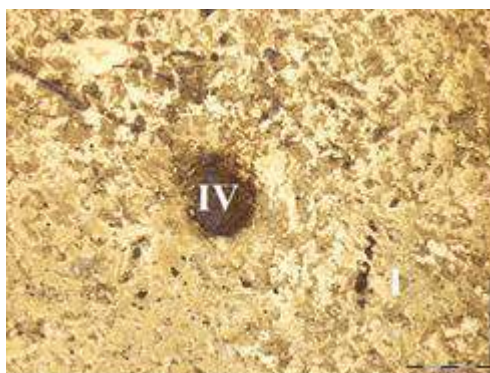
а)



б)



в)



г)

Рис. 1. Микроструктуры КМ 50 % ПИ + 50 % Ф-4, полученных на различных параметрах – СП (а), $P = 1 \dots 2$ ГПа (б, в), $P > 2$ ГПа (г):

I – основная зона; II – переходная зона; III – зона наноструктурирования;

IV – кумулятивное отверстие; темное – Ф-4, светлое – ПИ;

а – $\times 50$; б, г – $\times 200$; в – $\times 500$

реализуемом при ВП, является разрыв полимерной цепи с образованием макрорадикалов. Образование свободных радикалов означает перевод вещества в химически наиболее активную форму, наделенную повышенной энергией. Свободные радикалы (или дополнительные концевые группы при их рекомбинации) обладают достаточно высокой реакционной способностью (пониженной энергией активации) и инициируют последующие химические реакции. При этом в условиях механических и тепловых полей и достаточно высоких для полимера темпера-

тур, обеспечивающих подвижность элементов структуры, что облегчается рекомбинацией макрорадикалов и химическими преобразованиями [2], происходит формирование новой структуры, в том числе с наноразмерными параметрами. При достаточно высокой температуре возможен процесс деструкции, пиролиза или карбонизации полимера, идущие в тем большей мере, чем выше значение давления в УФ [2]. Согласно микроструктурным исследованиям в результате ВП на критических параметрах в полиимид-фторопластовых КМ наблюдается появле-

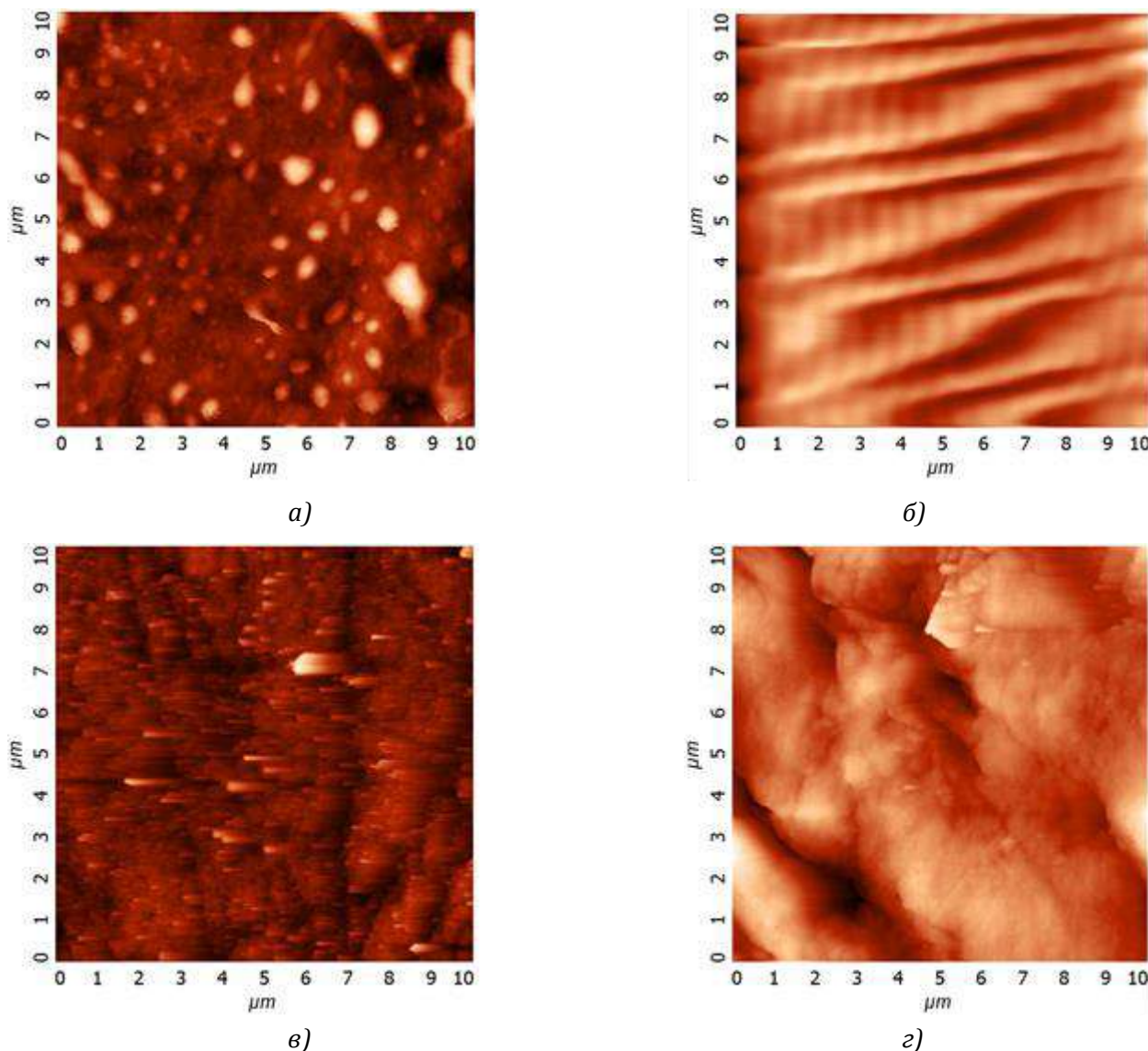


Рис. 2. Микроструктуры КМ 50 % ПИ + 50 % Ф-4, после СП (а, б) и ВП (в, г) давлением $P = 1...2$ ГПа (основная зона):

а, в – ПИ; б, г – Ф-4

ние переходной зоны (рис. 1, б, зона II) между зоной наноструктурирования и основной. Превышение критических параметров ВП ($A_v > 92$ кДж/м, $E_\phi > 42$ кДж/м, $P > 2$ ГПа) приводит к выбросу материала в центре прессовки и образованию кумулятивного канала (рис. 1, з)

Исследования, проведенные на атомно-силовом микроскопе, позволили выявить существенные изменения в структуре полиимид-фторопластовых КМ после ВП в сравнении со статически спрессованными (рис. 2, 3). Структура ПИ, полученного СП (рис. 2, а), представляет собой полимер, состоящий из аморфной области с равномерно распределенными в ней участками кристаллической фазы, а Ф-4 – (рис. 2, б) имеет характерную для него слоистую структуру, состоящую из чередующихся аморфных и кристаллических областей [1, 4]. В результате ВП на критических параметрах ($P = 1...2$ ГПа) более жесткий стеклообразный ПИ (рис. 2, в) значительно деформируется в направлении движения УФ и приобретает пластинчатую форму, а более мягкий высокоэластичный

Ф-4 (рис. 2, з) деформируется с образованием блочных частиц нерегулярной формы, аналогичных по форме частицам, полученным при теломеризации Ф-4 [13]. Применение критических параметров ВП приводит к значительным отличиям в структуре центральной части (зоны) прессовки: в образовавшихся наноструктурированных участках (рис. 3) прослеживаются как отдельные монокристаллические нанометровые включения (150...800 нм, рис. 3, а), так и агломераты такого же размера, состоящие из частиц размером от 50 до 100 нм (рис. 3, б), эти частицы имеют более высокую твердость, так как при полировке сточились на 40...270 нм меньше, чем матрица.

ВЫВОДЫ

1. Установлено, что в зависимости от давления и энергии взрывного воздействия в порошковой полимерной смеси возможно как получение композита с предельным уплотнением частиц и их интенсивной пластической деформацией с образованием пластической структуры в стеклообразном

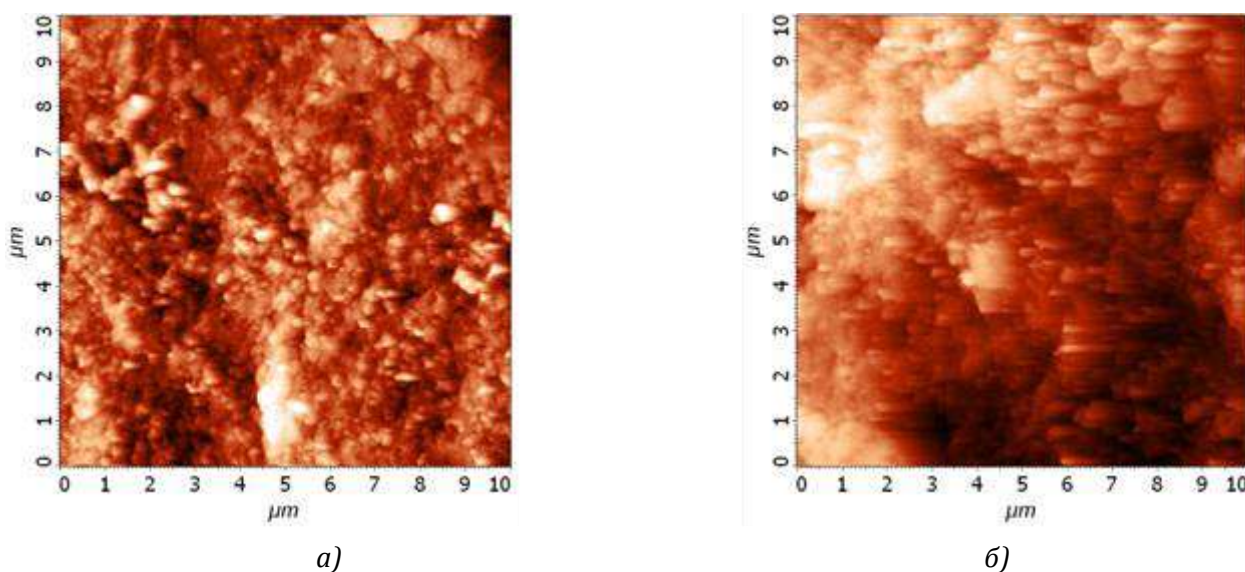


Рис. 2. Микроструктуры КМ 50 % ПИ + 50 % Ф-4 после ВП давлением $P = 1...2$ ГПа с размером нанофазы:

а – 150...800 нм; б – 50...100 нм

полиимиде, так и наноструктурированного композита, что достигается при параметрах взрывной обработки $P = 1...2$ ГПа и пористости полимерной смеси 50 %, когда в центральной части прессовки происходит усиление ударных волн вследствие эффекта их схождения.

2. Исследованиями, проведенными на атомном-силовом микроскопе, выявлены существенные изменения в структуре полиимид-фторопластовых КМ после взрывной обработки в сравнении со статически прессованными. Установлено, что при применении ВП $P = 1...2$ ГПа в центральной части прессовки образуются как отдельные монокристаллические нанометровые включения (150...800 нм), так и агломераты, состоящие из частиц размером от 50 до 100 нм.

Библиографический список

1. Головкин, Г. С. Научные основы производства изделий из термопластичных композиционных материалов / Г. С. Головкин, В. П. Дмитренко. – М: РУСАКИ, 2005. – 472 с.
2. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций: монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров; ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 240 с.
3. Крыжановский, В. К. Производство изделий из полимерных материалов; под общей ред. В. К. Крыжановского. СПб.: «Профессия», 2008. – 460 с.
4. Михайлин, Ю. А. Термоустойчивые полимеры и полимерные материалы / Ю. А. Михайлин. – СПб.: Профессия, 2006. – 624 с.
5. Адаменко, Н. А. Особенности формирования структуры в никель-фторопластовых нанокompозитах при взрывной обработке / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Сергеев И. В. // Российские нанотехнологии. – 2012. – Т.7, № 5-6. – С. 70-74.
6. Адаменко, Н. А. Получение полимерных нанокompозитов взрывной обработкой / Н. А. Адаменко и [др.]. // Российские нанотехнологии. – 2009. – Т. 4, № 1-2. – С. 137-144.
7. Бузник, В. М. Новые наноразмерные и микроразмерные объекты на основе политетрафторэтилена. // Российские нанотехнологии. – 2009. – Т.4, № 11-12. – С. 35-41.
8. Михайлин, Ю. А. Специальные полимерные композиционные материалы. – СПб.: Научные основы и технологии, 2008. – 660 с.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант №14-29-00158

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ

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

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

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

Для ускорения подготовки издания необходимо прислать электронную версию статьи, содержащую аннотацию, ключевые слова, ФИО авторов, название организации на русском и английском языках на электронный адрес: weld@vstu.ru.

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

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

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

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

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

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.

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

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

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

Научное издание

ИЗВЕСТИЯ
Волгоградского государственного технического университета
№ 20 (147), 2014 г.

Серия "СВАРКА ВЗРЫВОМ И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ"
(Выпуск 7)

Межвузовский сборник научных статей

Компьютерная верстка *С. В. Хаустов*

Темплан 2014 г. (научные издания). Поз. № 6н.
Подписано в печать 27.11.14. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
Гарнитура Cambria. Печать офсетная. Усл. печ. л. 10,7. Уч.-изд. л. 8,12.
Тираж 80 экз. Заказ

Волгоградский государственный технический университет.
400005, г. Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28, корп. 1.

Отпечатано в типографии ИУНЛ ВолгГТУ.
400005, Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28, корп. 7.