

Главный редактор научного журнала
«Известия Волгоградского государственного технического университета»
академик РАН, профессор, доктор химических наук, президент Волгоградского государственного технического университета (ВолгГТУ)
И. А. НОВАКОВ

Редакционная коллегия:

Байбурин В. Б., д-р физ.-мат. наук, проф., академик РАЕН, засл. деятель науки РФ, Саратовский государственный технический университет имени Гагарина Ю. А. (г. Саратов, Россия)
Безъязычный В. Ф., д-р техн. наук, проф., Рыбинский государственный авиационный технический университет им. П. А. Соловьева (г. Рыбинск, Россия)
Бодров В. Н., д-р, проф., Университет прикладных наук (г. Берлин, Германия)
Бребельс А., д-р философии, доцент факультета инженерных наук университета г. Левена (г. Левен, Бельгия)
Буренин А. А., чл.-корр. РАН, Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН (г. Комсомольск-на-Амуре, Россия)
Голованчиков А. Б., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Гринберг Б. А., д-р физ.-мат. наук, проф., Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН (г. Екатеринбург, Россия)
Гуревич Л. М., д-р техн. наук, доцент ВолгГТУ
Добрушин Л. Д., д-р техн. наук, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины (г. Киев, Украина)
Злотин С. Г., д-р хим. наук, проф., Институт органической химии им. Н. Д. Зелинского РАН (г. Москва, Россия)
Иванов А. М., д-р техн. наук, проф., Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ, г. Москва, Россия)
Иващенко Н. А., д-р техн. наук, профессор, засл. деятель науки РФ, Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана (г. Москва, Россия)
Королев А. В., д-р техн. наук, проф., Саратовский государственный технический университет (г. Саратов, Россия)
Кузьмин С. В., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Куряев А. А., д-р физ.-мат. наук, проф., Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники (БГУИР, г. Минск, Республика Беларусь)
Лысак В. И., академик РАН, д-р техн. наук, проф., засл. деятель науки РФ, ВолгГТУ
Марков В. А., д-р техн. наук, проф., Московский государственный технический университет МГТУ им. Н. Э. Баумана (г. Москва, Россия)
Мертен Клеменс, д-р техн. наук, проф. Институт химических технологий (г. Штутгарт, Германия)
Навроцкий А. В., д-р хим. наук, проф. ВолгГТУ
Нижегородцев Р. М., д-р экон. наук, главный научный сотрудник, Институт проблем управления им. В. А. Трапезникова РАН (г. Москва, Россия)
Пай В. В., д-р физ.-мат. наук, Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН (г. Новосибирск, Россия)
Полянчиков Ю. Н., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Пустовойт В. Н., д-р техн. наук, проф., засл. деятель науки РФ, Донской государственный технический университет (г. Ростов-на-Дону, Россия)
Русинов В. Л., чл.-корр. РАН, Химико-технологический институт Уральского федерального университета (ХТИ УрФУ) (г. Екатеринбург, Россия)
Рыбин В. В., чл.-корр. РАН, д-р физ.-мат. наук, проф., Санкт-Петербургский политехнический университет (г. Санкт-Петербург, Россия)
Трюэль Жан-Луи, д-р экон. наук, проф., Университет «Париж-12», (г. Сорбонна, Франция), вице-президент Международного клуба экономистов «Круг Кондратьева»
Тхай Куанг Винь, д-р философии, Институт информационных технологий (г. Ханой, Вьетнам)
Федянов Е. А., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Фролов В. А., д-р техн. наук, проф., МАТИ – Российский государственный технологический университет им. К. Э. Циолковского (г. Москва, Россия)
Шарипов В. М., д-р техн. наук, проф., Московский политехнический университет (г. Москва, Россия)
Шаховская Л. С., д-р экон. наук, проф. ВолгГТУ
Шеин А. Г., д-р физ.-мат. наук, проф. ВолгГТУ
Щербаков М. В., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ

Серия «СВАРКА ВЗРЫВОМ
И СВОЙСТВА СВАРНЫХ
СОЕДИНЕНИЙ»

ИЗВЕСТИЯ



ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО
ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

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

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Председатель

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

Н. П. Алешин, академик РАН, д-р техн. наук
(Московский государственный технический
университет им. Н. Э. Баумана)

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

Л. Д. Добрушин, д-р техн. наук (Институт
электросварки им. Е. О. Патона НАН
Украины, г. Киев)

Б. А. Гринберг, д-р физ.-мат. наук (Институт
физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,
г. Екатеринбург)

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

С. В. Кузьмин, д-р техн. наук

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

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

А. В. Крохалев, д-р техн. наук,

В. Г. Шморгун, д-р техн. наук

Е. В. Кузьмин, канд. техн. наук (ответствен-
ный секретарь)

Международный индекс журнала
ISSN 1990-5297.

Журнал распространяется
по подписке.

Индекс журнала по каталогу
Агентства «Роспечать»
для Российской Федерации – 80811(ОК+ЭК).

По вопросам
подписки обращаться
в издательство.

Тел. издательства ВолгГТУ:

(8442) 24-84-06

Факс (8442) 24-84-06

otr@vstu.ru

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

№ 13 (208)
Декабрь
2017

УЧРЕДИТЕЛЬ:
ФГБОУ высшего образования
«Волгоградский государственный технический университет»

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

Журнал зарегистрирован в Федеральной службе по надзору в сфере связи,
информационных технологий и массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-61113 от 19 марта 2015 г.

Печатается по решению редакционно-издательского совета
Волгоградского государственного технического университета

**Авторское право на журнал в целом принадлежит Учредителю,
на отдельные статьи – сохраняется за автором**

*Перепечатка из журнала «Известия Волгоградского государственного
технического университета» категорически запрещена без оформления*

Договора в соответствии с действующим законодательством РФ

*При перепечатке материалов ссылка на журнал «Известия Волгоградского
государственного технического университета» обязательна*

Head Editor of the scientific journal "Izvestiya VSTU":

Novakov I. A. – Academician of RAS, Prof., Doctor of Chemistry, President of VSTU

Editorial board:

Baiburin V. B., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof., Academician of RAS, Honored Scientist of the Russian Federation, Yuri Gagarin State Technical University of Saratov (Saratov, Russia)

Bezyazychny V. F., D. Sc. (Engineering), Prof., Soloviev Rybinsk State Aviation Technical University (Rybinsk, Russia)

Bodrov V. N., D. Sc., Prof., University of Applied Sciences (Berlin, Germany)

Brebels A., PhD, Associate Prof., Faculty of Engineering Science of University of Leuven (Leuven, Belgium)

Burenin A. A., Corresponding Member of RAS, Institute of Machinery and Metallurgy of the FEB RAS (Komsomolsk-on-Amur, Russia)

Golovanchikov A. B., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Greenberg B. A., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the UB RAS (Yekaterinburg, Russia)

Gurevich L. M., D. Sc. (Engineering), Associate Prof. of VSTU

Dobrushin L. D., D. Sc. (Engineering), E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine (Kiev, Ukraine)

Zlotin S. G., D. Sc. (Chemistry), Prof., N.D. Zelinsky Institute of Organic Chemistry of the RAS (Moscow, Russia)

Ivanov A. M., D. Sc. (Engineering), Prof., Moscow Automobile and Road Construction University (MADI) (Moscow, Russia)

Ivashchenko N. A., D. Sc. (Engineering), Prof., Honored Scientist of the Russian Federation, Bauman Moscow State Technical University (Moscow, Russia)

Korolev A. V., D. Sc., Prof., Yuri Gagarin State Technical University of Saratov (Saratov, Russia)

Kuz'min S. V., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Kurayev A. A., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof., Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics (BSUIR) (Minsk, Republic of Belarus)

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

Markov V. A., D. Sc. (Engineering), Prof., Bauman Moscow State Technical University (Moscow, Russia)

Merten C., D. Sc. (Engineering), Prof., Institute of Chemical Process Engineering (Stuttgart, Germany)

Navrotskiy A. V., D. Sc. (Chemistry), Prof. of VSTU

Nizhegorodtsev R. M., D. Sc. (Economy), Chief research worker, V. A. Trapeznikov Institute of Control Sciences of the RAS (Moscow, Russia)

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

Polyanchikov Y. N., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Pustovoit V. N., D. Sc. (Engineering), Prof., Honored Scientist of the Russian Federation, Don State Technical University (Rostov-on-Don, Russia)

Rusinov V. L., Corresponding Member of RAS, Institute of Chemical Technology of Ural Federal University (Yekaterinburg, Russia)

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

Thai Quang Vinh, PhD, Institute of Information Technology (Hanoi, Vietnam)

Truel J.-L., D. Sc. (Economy), Prof., University Paris Est Créteil, Sorbonne, France, Vice-president of International economists club «Kondratiev Circle»

Fedyanov E. A., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Frolov V. A., D. Sc. (Engineering), Prof., MATI – Russian State Technological University named after K. E. Tsiolkovsky (Moscow, Russia)

Sharipov V. M., D. Sc. (Engineering), Prof., Moscow Polytechnic University (Moscow, Russia)

Shakhovskaya L. S., D. Sc. (Economy), Prof. of VSTU

Sherbakov M. V., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Sheyin A. G., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof. of VSTU

SERIES «EXPLOSIVE WELDING AND
PROPERTIES OF WELDED JOINTS»

IZVESTIA



VOLGOGRAD STATE TECHNICAL
UNIVERSITY

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

Editorial board:

Chairman

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

Aleshin N. P., Academician of RAS, D. Sc. (Engineering)
(Bauman Moscow State Technical University,
Moscow)

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

Dobrushin L. D., Dr. Sc. (Engineering) (Paton Electric
Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kiev)

Greenberg B. A., D. Sc. (Physical and Mathematical
Sciences) (M.N. Mikheev Institute of Metal Physics
of the UB RAS, Yekaterinburg)

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

Kuz'min S. V., D. Sc. (Engineering)

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

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

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

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

Kuz'min E. V., Cand. Sc. (Engineering), (executive secre-
tary)

International index of the journal ISSN 1990-5297.

The journal is distributed by subscription.

Index of the journal in the catalogue of the Agency
«Rospechat» for the Russian Federation –
80811(OK+ЭК).

Concerning subscription turn to the editorial office.

Tel. Of VSTU editorial office:

(+7 8442) 24-84-06

Fax: (+7 8442) 24-84-06

otr@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

Twelve times a year

№ 13 (208)

December

2017

FOUNDER:

FSBEI of Higher Education
«Volgograd State Technical University»

Editorial office address:

Volgograd, Lenin avenue, 28.

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

E-mail: izvestiya@vstu.ru

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

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

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

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

<i>С. В. Хаустов, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, В. А. Ивченко, К. В. Попов, В. И. Нестеров, Д. О. Сагулев, Б. Б. Ионов, Л. А. Новикова</i> Программное обеспечение расчета параметров соударения в многослойных системах металлических пластин.....	5
<i>В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, С. А. Легкодимов, Н. В. Маликов, А. Н. Джафаров</i> К вопросу сварки взрывом толстолистовых композитов из разнородных металлов	23
<i>Е. В. Кузьмин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. А. Крикушева, С. Ф. Кузнецов</i> Исследование влияния масштабного фактора на свойства соединений меди при сварке взрывом с воздействием ультразвука	29
<i>В. В. Пай, Я. Л. Лукьянов, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, Е. В. Кузьмин</i> Влияние ультразвука на сварку взрывом	35
<i>М. П. Бондарь, Я. Л. Лукьянов</i> О деформировании механизмом проскальзывания в динамических процессах	39
<i>О. Л. Первухина, И. А. Счастливая, А. М. Федоров, Л. Б. Первухин, Т. А. Шишкин</i> Исследование структуры и свойств по площади крупногабаритных решеток сталь-титан	46
<i>С. Н. Буравова, Е. В. Петров</i> Об особенностях образования полос локализованной деформации	55
<i>П. С. Шлёнский, Е. Д. Пекарь, А. Г. Брызгалин, С. Д. Венцев</i> Особенности применения вакуума при сварке взрывом коаксиального медно-алюминиевого прутка	62
<i>Л. М. Гуревич, Р. Е. Новиков, С. П. Писарев</i> Поведение титано-алюминиевого композита с конической мягкой прослойкой при повышенных температурах	68
<i>В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич, А. Г. Фатыхова, Н. Р. Коваль</i> Оценка энергетических затрат при термообработке сваренного взрывом композита титан ВТ1-0+сталь 08кп+ титан ВТ1-0.....	74
<i>В. О. Харламов, А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. И. Богданов, М. А. Тупицин, Е. А. Иваненко, А. О. Горбунов</i> Межфазное взаимодействие в порошковых твердых сплавах карбида хрома с титаном, полученных взрывом, на стадии прессования	79
<i>А. В. Крохалев, В. О. Харламов, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. Г. Кузнецов</i> Получение твердых сплавов на основе карбида кремния и карбида вольфрама с использованием взрывного нагружения.....	86

УДК 621.791.13

С. В. Хаустов, канд. техн. наук, В. И. Лысак, академик РАН, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. А. Ивченко, магистрант, К. В. Попов, магистрант, В. И. Нестеров, магистрант, Д. О. Сагулев, магистрант, Б. Б. Ионов, магистрант, Л. А. Новикова, магистрант

ПРОГРАММНОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ РАСЧЕТА ПАРАМЕТРОВ СОУДАРЕНИЯ В МНОГОСЛОЙНЫХ СИСТЕМАХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛАСТИН

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В работе рассмотрены принципы расчета послойных скоростей соударения при сварке многослойных композиционных материалов по одновременной схеме, и программное обеспечение расчета режима сварки взрывом, позволяющее разрабатывать технологические процессы получения сваркой взрывом слоистых композиционных материалов.

Ключевые слова: сварка взрывом, слоистые композиционные материалы, одновременная схема, режимы сварки

S. V. Khaustov, V. I. Lysak, S. V. Kuz'min, V. A. Ivchenko, K. V. Popov, V. I. Nesterov, D. O. Sagulev, B. B. Ionov, L. A. Novikova

SOFTWARE OF CALCULATION OF PARAMETERS OF COLLISION IN MULTI-LAYER SYSTEMS OF METAL PLATES

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The paper discusses the principles of calculation of layer velocity of impact in welding of layered composite materials for the simultaneous scheme, and software simulation of explosion welding, which allows to develop technological processes of obtaining the explosive welding of layered composite materials.

Keywords: explosive welding, layered composite materials, simultaneous scheme, modes of welding

В технологии конструкционных материалов одним из приоритетных направлений является автоматизация проектирования слоистых композиционных материалов (СКМ) и технологических процессов их изготовления. Одним из эффективных, и в ряде случаев единственным путем создания высококачественных СКМ, является *сварка взрывом* (СВ) с использованием так называемой одновременной схемы (рис. 1, а), когда энергия, выделяющаяся при взрыве одного накладного заряда взрывчатого вещества (ВВ), затрачивается на пластическую деформацию металла на всех межслойных границах свариваемого пакета [1]. При этом решается несколько взаимосвязанных проблем, таких как синтез внутренней структуры СКМ, выбор оптимальной технологической схемы и параметров режима сварки, расчет и прогнозирование служебных

свойств [1, 2]. Расчетное определение режима сварки в условиях послойного соударения металлических элементов, усложняется за счет существенной нестационарности разгона и соударения отдельных элементов свариваемого пакета пластин.

Постановка задачи

Цель работы – разработка программного обеспечения (ПО) расчета параметров режима СВ многослойных композиций по одновременной схеме.

В случае наиболее часто применяющейся плоскопараллельной схемы СВ (рис. 1, а) [3], обеспечение высокой прочности полученного соединения достигается созданием определенных условий соударения, характеризующихся кинематическими параметрами процесса СВ (см. рис. 1, б) (скоростями соударения V_c , контакта V_k и динамическим углом соударения γ), установочными пара-

метрами (зазором h между пластинами) и параметрами заряда взрывчатого вещества (ВВ) (высотой плоского накладного заряда H , скоростью детонации $D = V_k$), необходимыми для протекания топокхимической реакции твердофазного взаимодействия соединяемых металлов [1]. Данные параметры описывают исходные условия сварки и процессы, обеспечивающие разгон и соударение свариваемых тел.

Вне зависимости от выбранной структуры СКМ и технологической схемы его получения необходимо выбирать или назначать режимы, которые позволяли бы гарантированно получать равнопрочные соединения с минимально возможным числом дефектов, таких как непровары, литые включения, усадочные раковины и т.п. Данная задача имеет особенность, определяемую выбором универсального критериального параметра, который мог бы связать между собой исходные свойства свариваемых материалов и прочность получаемого соединения. В качестве такого параметра выбрана величина удельной (приходящейся на единицу площади свариваемых пластин) энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию металлов W_2 [1], связывающую воедино параметры соударения и массы пластин и четко определяющую нижнюю границу свариваемости в зависимости от технологической деформируемости металлов значением критической величины энергозатрат на пластическую деформацию $W_{2кр}$ [4].

Рассмотрим *принципы расчета параметров режима процесса СВ*, учитывая установленные аналитические взаимосвязи между величинами параметров, описывающих исходные условия сварки и внешние процессы, которые обеспечивают разгон и соударение свариваемых тел, и параметров, отражающих внутренние (сварочные) процессы и яв-

ления, протекающие в соударяющихся металлах и приводящие к их схватыванию.

Режим СВ характеризуется множеством параметров, из которых можно выделить основные – h, H, D, V_c, W_2 , являющиеся достаточными для описания технологии и промышленного производства СКМ [3].

Расчет режима сводится к определению технологических параметров, обеспечивающих определенные условия соударения на первой, второй и последующих границах соударения.

Расчет первой границы – разбивается на четыре этапа.

На *первом* этапе расчета для выбранных свариваемых материалов с плотностями ρ_1, ρ_2 и толщинами δ_1, δ_2 соответственно метаемой и неподвижной пластин задают скорость точки контакта V_k , входящей в диапазон $(0,4...0,6) c_{0min}$ [1] (где c_{0min} – скорость звука в металле, меньшая из двух для выбранного сочетания), $V_k = 2000...2500$ м/с, причем для трудно свариваемых композиций необходимо стремиться к нижней границе.

Второй этап – выбор ВВ. С позиций упрощения технологического процесса предпочтительно применение взрывчатых веществ, выпускаемых промышленно, например, аммонита № 6ЖВ (ГОСТ 21984–76), сварочных аммонитов типа АТ (ТУ 75-11903-624–93) и др. Аммонит № 6ЖВ является достаточно мощным ВВ со скоростью детонации более 2500 м/с, реализуемой в плоских зарядах высотой $H = 12...13$ мм. Аммониты АТ имеют малый срок хранения, что отрицательно сказывается на детонационных характеристиках. Поэтому для практических задач в большинстве случаев используют свежеприготовленные смеси аммонита № 6ЖВ с инертными наполнителями (например, кварцевым песком или селитрой

[1]). Такие смеси хорошо изучены, а их детонационные характеристики представлены в виде таблиц, графиков или эмпирических зависимостей [1], используя которые, определяют высоту заряда H , обеспечивающую необходимую скорость детонации D , равную при параллельной схеме расположения свариваемых пластин (см. рис. 1) скорости контакта V_k .

Третий этап – определение нижней (критической) и верхней границ сварки для выбранной пары материалов. Критическая величина энергозатрат на пластическую деформацию $W_{2кр}$, МДж/м² (зависящая от показателя технологической деформируемости металла – критерия Астрова HB/δ , где HB – твердость материала по Бринеллю, δ – толщина свариваемых пластин) рассчитывается по формуле:

$$W_{2кр} = 0,606 + 0,184 \ln(HB/\delta) \quad (1)$$

выбирая из двух значений меньшее, соответствующее более мягкому материалу [4].

Рассчитаем минимально необходимую (критическую) скорость соударения [1]:

$$V_{с.кр.} = \sqrt{\frac{2(\rho_1\delta_1 + \rho_2\delta_2)W_{2кр}}{\rho_1\delta_1\rho_2\delta_2[1 - (V_k/c_0)]}} \quad (2)$$

определяющую положение нижней (крити-

ческой) границы сварки выбранной пары материалов с данными толщинами (массами) слоев.

Поскольку верхняя граница сварки, характеризующаяся предельными энергозатратами на пластическую деформацию $W_{2пр}$,

для большинства композиций не определена, для ее оценки к $W_{2кр}$ добавляется некоторая величина ΔW_2 . Для таких композиций, как «сталь + титан», «титан + медь», «медь + алюминий», «алюминий + сталь», «алюминий + титан» и некоторых других, ΔW_2 принимают равной 0,3...0,5 МДж/м², для остальных материалов, имеющих относительно широкий диапазон свариваемости, – 0,8...1,0 МДж/м².

Подставляя в (2) вместо $W_{2кр}$ значение $W_{2пр} = W_{2кр} + \Delta W_2$, определим предельное значение скорости соударения $V_{с.пр.}$. При этом любое значение V_c из диапазона

$$V_{с.кр.} \leq V_c \leq V_{с.пр.} \quad (3)$$

должно обеспечивать при сварке образование равнопрочного соединения.

В идеальном случае наилучшими свойствами с точки зрения минимизации структурной и химической неоднородностей обладают соединения, полученные при $W_{2кр}$,

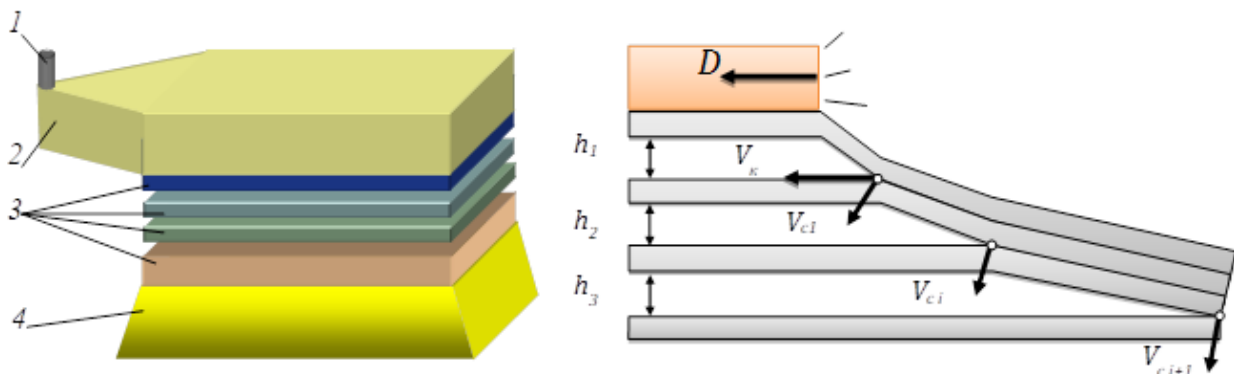


Рис. 1. Одновременная схема сварки взрывом (а) и схема соударения пластин при одновременной сварке взрывом (б):

1 – детонатор; 2 – взрывчатое вещество; 3 – свариваемые пластины; 4 – основание

однако при выборе V_c из диапазона (3) обязательно следует иметь в виду возможные случайные отклонения установочных параметров от расчетных, обусловленные, например, допустимой кривизной свариваемых листов, неточностями сборки пакета, неравномерной плотностью ВВ и т.п. Предварительные оценки показали, в частности, что погрешности величин h и H всего 10 % (при зазоре 1 мм составляет всего 0,1 мм) способны «вывести» W_2 за нижнюю границу сварки на 15...20 %. Особенно сильно влияние технологических погрешностей проявляется при малых отношениях h/H [1]. В связи с этим обстоятельством для повышения надежности процесса сварки изначально в расчеты (2) следует закладывать W_2 на 15...20 % больше критической.

На четвертом этапе рассчитаем величину сварочного зазора h , при которой реализуется необходимая скорость соударения. Расчет проведем по одномерной или двумерной моделям метания [1].

Одномерная модель. Для нахождения сварочного зазора h при заданных параметрах H , V_c , D используются следующие расчетные зависимости [1]:

$$h = H \frac{(1-\theta_V)^2}{(1+2\eta)\theta_V^2-1}, \quad (4)$$

где

$$\theta_V = \frac{1+\eta(1-V_c/D)+\sqrt{\eta^2(1-V_c/D)^2-2\eta V_c/D}}{1+2\eta}, \quad (5)$$

$$\eta = \frac{16}{27}r = \frac{16}{27} \frac{\rho_{ВВ}H}{\rho_1\delta_1}, \quad (6)$$

r – коэффициент нагрузки; $\rho_{ВВ}$ – насыпная плотность ВВ, г/см³.

Если подкоренное выражение в (5) отрицательно, то выбранное сочетание исходных данных (состав смеси и рассчитанная для выбранной скорости детонации D высота заряда H) не обеспечивает разгон метаемой пластины до требуемой V_c . В таком случае необходимо увеличить высоту заряда с од-

новременным «разбавлением» смесевого ВВ для обеспечения постоянства D .

Двухмерная модель. Задача о двухмерном метании металлической пластины расширяющимися продуктами детонации [5] представляет собой уравнение, характеризующее профиль метаемой пластины и решаемое методом характеристик:

$$\frac{-f''(x)}{\{1+[f'(x)]^2\}^{3/2}} = \frac{p}{\rho_1\delta_1 D^2} = \frac{rp}{k+1}, \quad (7)$$

где $f(x) = y$ – функция, описывающая профиль метаемой пластины; y – безразмерный зазор; p – давление; k – показатель политропы.

При двухмерном подходе к задаче метания плоских пластин слоями конденсированных ВВ практический интерес представляет расчет величин углов поворота метаемой пластины β под действием продуктов детонации. Для оценки угла поворота метаемой пластины предложен функциональный вид зависимостей [5], связывающий β с параметрами k , r и y :

$$\beta = \frac{\pi}{2} \left(\sqrt{\frac{k+1}{k-1}} - 1 \right) f(r, y), \quad (8)$$

где $\theta = \frac{\pi}{2} \left(\sqrt{\frac{k+1}{k-1}} - 1 \right)$ – формула Прандтля-

Майера, описывающая разлет политропного газа в вакууме;

$$f(r, y) = r/(r+a+b/a), \quad (9)$$

где a , b – эмпирические коэффициенты, рассчитываемые методом наименьших квадратов для значений $2,2 \leq k \leq 2,8$; $0,2 \leq k \leq 2,2$; $0,03 \leq k \leq 1,5$.

Запишем окончательно полученную полумпирическую зависимость:

$$\beta = \frac{\pi}{2} \left(\sqrt{\frac{k+1}{k-1}} - 1 \right) \frac{r}{r+2,71+0,184/y}. \quad (10)$$

Если полагать показатели политропы k , равные соответственно для гексогена, аммонита № 6ЖВ и смеси «аммонит № 6ЖВ + аммиачная селитра» (в равных долях) 2,8;

2,5 и 2,2, то расчетные формулы для них примут вид:

$$\beta = \frac{0,712r}{r+2,71+0,184/y}; \beta = \frac{0,832r}{r+2,71+0,184/y};$$

$$\beta = \frac{0,922r}{r+2,71+0,184/y}. \quad (11)$$

Для смеси «аммонит № 6ЖВ + кварцевый песок» путем математической обработки большого числа экспериментов показатель политропы k определим по формуле:

$$k = 1,56 \arctg(D^3/2,25 + D^2/35)^2 \quad (12)$$

Используя полуэмпирическую зависимость (12) и считая, что угол соударения γ при заданном зазоре h равен углу поворота β , рассчитаем скорость соударения:

$$V_c = 2D \sin \left[\frac{\pi}{4} \left(\sqrt{\frac{k+1}{k-1}} - 1 \right) \frac{r}{r+2,71+0,184H/h} \right] \quad (13)$$

и решим задачу нахождения сварочного зазора при заданных V_c , D , H и массовых характеристиках метаемой пластины:

$$h = \frac{0,184H}{r \left[\pi \left(\sqrt{\frac{k+1}{k-1}} - 1 \right) / 4 \arcsin(V_c/2D) - 1 \right] - 2,71} \quad (14)$$

соответствии с законами сохранения энергии и импульса, причем каждый новый слой, вовлекаемый в процесс соударения, первоначально находится в состоянии покоя, а под действием давления продуктов детонации происходит разгон сваренного пакета до скорости, обусловленной в основном параметрами заряда ВВ и зазором на i -той границе (рис. 1, б).

Обеспечение высокой прочности соединения металлических пластин при их сварке взрывом по «одновременной» схеме требует строгой и точной дозировки энерговыделения на всех межслойных границах, что может быть достигнуто за счет создания при каждом акте соударения в пакете определенных условий, важнейшими из которых являются скорости соударения слоев V_{ci} .

Экспериментальные данные [6] свидетельствуют об определенной инерционности процесса приведения в движение $i+1$ -й пластины после соударения с ней системы

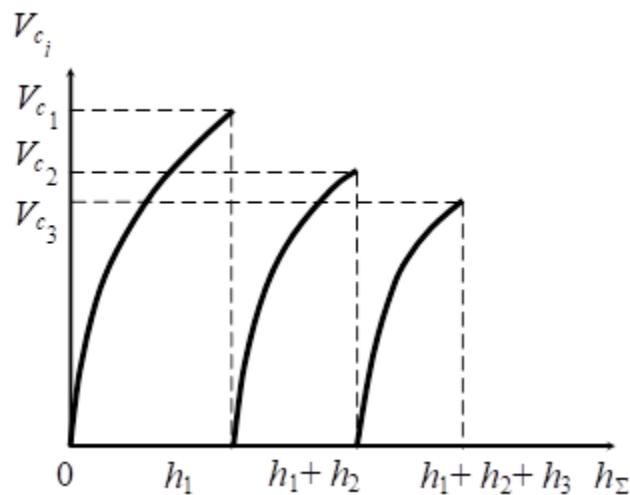


Рис. 2. Характер изменения послыльных скоростей соударения при одновременной сварке взрывом четырехслойного пакета

Расчет второй и последующей границ необходимо вести исходя из того, что при одновременной схеме плакирования происходит последовательное изменение скоростей соударения V_{ci} от границы к границе в

из i сваренных пластин. Этот процесс происходит в два этапа: начальная стадия разгона пакета (интенсивного ускорения пакета из состояния покоя до скорости, определяемой законом сохранения импульса); плавный

набор скорости за счет продолжающего действовать на поверхность пакета остаточного давления разлетающихся ПД (рис. 2). Основными факторами, оказывающими влияние на длительность и характер разгона на начальной его стадии, являются масса свариваемых элементов и остаточное давление ПД на поверхности метаемой пластины [7, 9].

Определение послонных скоростей соударения V_{ci} происходит в два этапа.

На *первом* осуществляется расчет начальной стадии разгона пакета (интенсивного ускорения пакета из состояния покоя до скорости, определяемой законом сохранения импульса); на *втором* – расчет скорости полета пакета в пределах второй стадии разгона (плавного набора скорости за счет продолжающего действовать на поверхность пакета остаточного давления разлетающихся ПД). Рассмотрим подробно каждый этап.

Расчет начальной стадии разгона пакета

1. Скорость $V_i(\tau_0)$ подлета системы из i ранее сваренных пластин объединенной массой M_i к неподвижной $i+1$ -й пластине массой m_{i+1} в момент $\tau = \tau_0$ перед их соударением определяется импульсом сил ударяющей системы $I_i(\tau_0)$ известным образом [8]¹:

$$V_i(\tau_0) = \frac{I_i(\tau_0)}{M_i}. \quad (15)$$

В дальнейшем скорость $V_i(\tau_0)$ будет трактоваться как скорость активной (ударяющей), иначе контактной поверхности системы из i пластин (для краткости изложения – i -й пластины) и $i+1$ -й пластины.

Скорость тыльной (пассивной) стороны $i+1$ -й пластины в начальный момент $\tau = \tau_0$:

$$V_{i+1}(\tau_0) = 0. \quad (16)$$

2. В конце фазы разгона $i+1$ -й пластины, т.е. в момент времени $\tau = \tau_k$ скорости контактной $V_i(\tau_k)$ и тыльной $V_{i+1}(\tau_k)$ поверхностей равны скорости всей системы из $i+1$ сваренных пластин суммарной массой M_{i+1} , определяемой в соответствии с законом сохранения исходного импульса сил:

$$V_{i+1}(\tau_k) = V_i(\tau_k) = \frac{I_i(\tau_0)}{M_{i+1}}, \quad (17)$$

где

$$M_{i+1} = M_i + m_{i+1}. \quad (18)$$

3. Масса $i+1$ -й пластины вовлекается в движение в процессе соударения не мгновенно, а так, что в текущий момент времени τ фазы разгона ($\tau \in [\tau_0; \tau_k]$) объединенная расчетная масса пакета из $i+1$ пластин $M_{\beta, i+1}$ состоит из массы M_i ударяющей системы пластин и части массы m_{i+1} ударяемой $i+1$ -й пластины (рис. 3, б):

$$M_{\beta} \equiv M_{\beta, i+1}(\tau) = M_i + \beta m_{i+1}, \quad (19)$$

где $\beta \equiv \beta_{i+1}(\tau)$ – функция, условно определяющая степень вовлечения массы $i+1$ -й пластины в перемещение путем ее деформирования (рис. 3, а), причем

$$\beta = \begin{cases} 0, & \tau = \tau_0, \\ 1, & \tau = \tau_k. \end{cases} \quad (20)$$

Таким образом, в соответствии с обозначениями (18), (19) и условиями (20):

$$M_{\beta} = \begin{cases} M_i, & \tau = \tau_0, \\ M_{i+1}, & \tau = \tau_k. \end{cases} \quad (21)$$

4. Разность количеств движения контактной $M_{\beta}V_i(\tau)$ и тыльной $M_{\beta}V_{i+1}(\tau)$ сторон $i+1$ -й пластины в любой момент времени τ фазы разгона уравнивается разностью импульсов сил $I_i(\tau_0)$, $I_{i+1}(\tau)$ соответственно в моменты времени τ_0 и τ

$$M_{\beta}[V_i(\tau) - V_{i+1}(\tau)] = I_i(\tau_0) - I_{i+1}(\tau), \quad (22)$$

где $I_{i+1}(\tau)$ – часть исходного импульса, приводящего в движение часть $i+1$ -й пластины в момент времени τ .

¹ Здесь и далее используются удельные массы и импульсы сил, т.е. величины, отнесенные к единице площади пластины, причем масса одной пластины обозначается m , масса системы пластин – M

Из уравнения баланса (22) при $\tau = \tau_0$ с $I_{i+1}(\tau_k) = I_i(\tau_0) = M_i V_i(\tau_0)$, (24)
 учетом формул (15), (16), (21) следует: которое вместе с выражением (17) говорит о

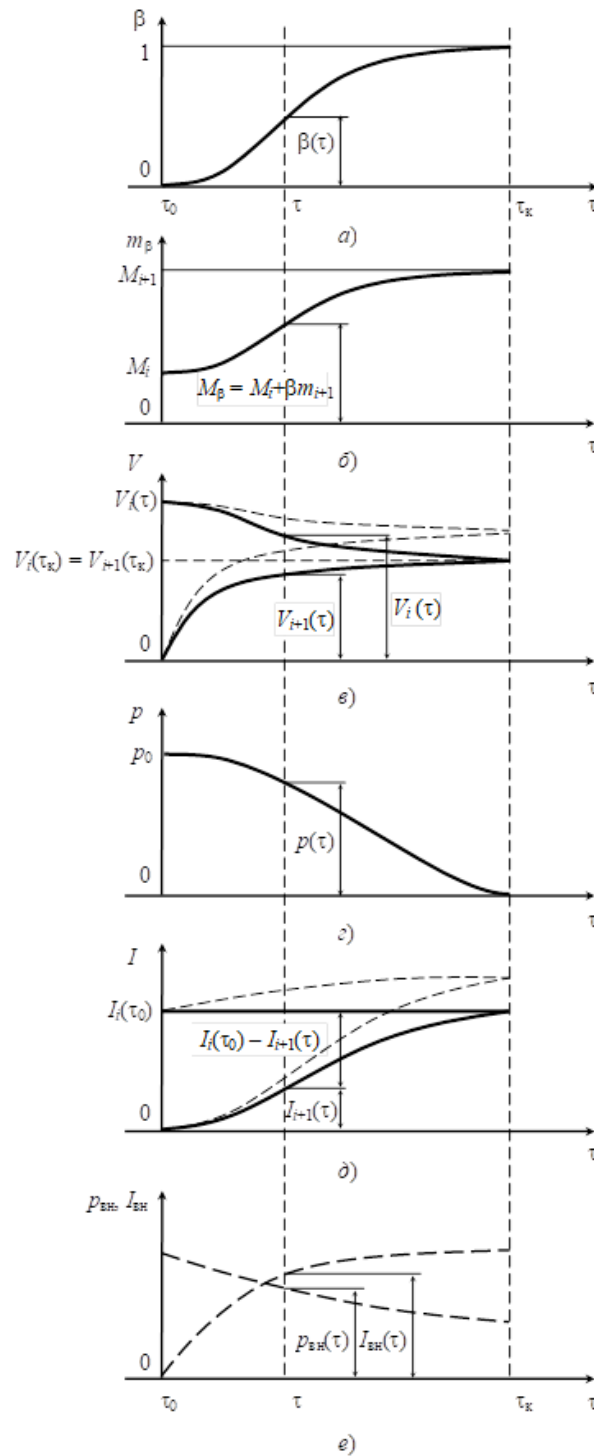


Рис. 3. Характер изменения функции β (а), массы m_β (б), активной и пассивной скоростей пластин (в), контактного давления (г), импульса (д) и внешнего давления и удельного импульса (е) за интервал времени $\tau_0 - \tau_k$:

----- с учетом действия импульса внешних сил в интервале $[\tau_0, \tau_k]$

$I_{i+1}(\tau_0) = 0$, (23) завершении фазы разгона $i+1$ -й пластины.
 а при $\tau = \tau_k$ с использованием (17), (21) получаем из (22) соотношение

Уравнение (22) в силу независимости функций $V_i(\tau)$, $V_{i+1}(\tau)$ и $I_{i+1}(\tau)$ можно переписать следующим образом:

$$M_\beta V_i(\tau) - I_i(\tau_0) = M_\beta V_{i+1}(\tau) - I_{i+1}(\tau) = A, \quad (25)$$

где A – некоторая константа.

Так как равенство (25) должно выполняться для любого момента времени $\tau \in [\tau_0, \tau_k]$, то при $\tau = \tau_0$ с учетом (15) имеем $A = 0$. Следовательно, из (25) получаем выражение для определения скоростей тыльной стороны $i+1$ -й пластины в период фазы разгона $[\tau_0, \tau_k]$ (рис. 3, в):

$$V_{i+1}(\tau) = \frac{I_{i+1}(\tau)}{M_\beta} \quad (26)$$

и ее контактной поверхности

$$V_{i+1}(\tau) = \frac{I_{i+1}(\tau)}{M_\beta}. \quad (27)$$

Таким образом, за период разгона $[\tau_0, \tau_k]$ контактная сторона $i+1$ -й пластины теряет скорость от $V_i(\tau_0)$ (формула (15) до $V_i(\tau_k)$ (формула (17)) в связи с постепенным увеличением движущейся массы M_β системы пластин (см. рис. 3, б). В то же время тыльная сторона рассматриваемой пластины наращивает скорость от $V_{i+1}(\tau_0) = 0$ (условие (16)) до скорости всего пакета из $i+1$ пластины $V_{i+1}(\tau_k) = V_i(\tau_k)$.

Текущей скорости $V_{i+1}(\tau)$ соответствует импульс сил

$$I_{i+1}(\tau) = \int_{\tau_0}^{\tau} p(\tau) d\tau, \quad (28)$$

где функцию $p(\tau) = p_i(\bar{\tau})$ можно трактовать как контактное давление, необходимое для преодоления сопротивления материала $i+1$ -й пластины при передаче движения от активной к ее пассивной поверхности.

Рассмотрим дополнительные условия на введенные выше функции и следствия из них, полагая, что процесс изменения контактных скоростей точек поверхностей ударяемой пластины и присоединения массы βm_{i+1} можно приближенно описать гладкими функциями. Для этого потребуем, чтобы

$$\left. \frac{d\beta}{d\tau} \right|_{\tau=\tau_0} = 0, \left. \frac{d\beta}{d\tau} \right|_{\tau=\tau_k} = 0. \quad (29)$$

Кроме того, выравниванию скоростей $V_i(\tau)$ и $V_{i+1}(\tau)$ в конце фазы разгона ($\tau = \tau_k$) должны соответствовать условия

$$\left. \frac{dV_i(\tau)}{d\tau} \right|_{\tau=\tau_k} = 0, \left. \frac{dV_{i+1}(\tau)}{d\tau} \right|_{\tau=\tau_k} = 0. \quad (30)$$

Так как на основе формул (19), (26), (27)

$$\left. \frac{dV_i(\tau)}{d\tau} \right|_{\tau=\tau_0} = -\frac{m_{i+1}}{M_\beta^2} I_i(\tau_0) \frac{d\beta}{d\tau}, \quad (31)$$

$$\left. \frac{dV_{i+1}(\tau)}{d\tau} \right|_{\tau=\tau_0} = \frac{1}{M_\beta} \frac{dI_{i+1}(\tau)}{d\tau} - \frac{m_{i+1}}{M_\beta^2} I_{i+1}(\tau) \frac{d\beta}{d\tau}, \quad (32)$$

то первое условие (28) с использованием (29) и (31) выполняется не только при $\tau = \tau_0$, но и при $\tau = \tau_k$. Из второго условия (30) на базе (32) и (28) получаем

$$\left. \frac{dI_{i+1}(\tau)}{d\tau} \right|_{\tau=\tau_k} = 0, p(\tau)|_{\tau=\tau_k} = 0. \quad (33)$$

Однако при $\tau = \tau_0$ из выражений (28), (29) и (32) имеем

$$\left. \frac{dV_{i+1}(\tau)}{d\tau} \right|_{\tau=\tau_0} = \frac{1}{M_\beta} \left. \frac{dI_{i+1}(\tau)}{d\tau} \right|_{\tau=\tau_0} = \frac{p(\tau_0)}{M_i}. \quad (34)$$

Для удовлетворения условиям (18) и (29) функции $\beta = \beta(\tau)$ достаточно придать вид (см. рис. 3, а)

$$\beta = 1 - (1 - \bar{\tau}^k)^n \quad (35)$$

при показателях степени

$$k > 1, n > 1. \quad (36)$$

Здесь и далее $\bar{\tau}$ – приведенное время фазы разгона

$$\bar{\tau} = \frac{\tau - \tau_0}{\tau_k - \tau_0}, \bar{\tau} \in [0; 1], \quad (37)$$

где значения $\bar{\tau} = 0$ и $\bar{\tau} = 1$ соответствуют временам начала ($\tau = \tau_0$) и конца ($\tau = \tau_k$) фазы разгона $i+1$ -й пластины длительностью $\tau_k - \tau_0$.

$$p_i = p_{0i}(1 - \bar{\tau}^\lambda)^\nu, \quad (38)$$

пренебрегая для упрощения анализа периодом возрастания контактного давления от нуля до наибольшего его значения p_{0i} . Если потребовать при $\bar{\tau} = 0$ и $\bar{\tau} = 1$ выполнения условия

$$\left. \frac{dp}{d\bar{\tau}} \right|_{\bar{\tau}=0} = 0, \quad (39)$$

то необходимо, чтобы показатели степени

$$\chi > 1, \nu > 1. \quad (40)$$

Для определения величины импульса $I_{i+1}(\tau)$ в любой момент времени $\tau \in [\tau_0, \tau_k]$ путем взятия интеграла (28) при произвольных значениях принятых показателей степени χ и ν , разложим функцию (38) в биномиальный ряд

$$p_i = p_0 \sum_{u=0}^{\infty} C_v^u (-\bar{\tau}^\chi)^u, \quad (41)$$

где u - числа натурального ряда, C_v^u - биномиальные коэффициенты

$$C_v^u = \frac{\nu(\nu-1)\dots(\nu-u+1)}{u!}. \quad (42)$$

Ряд (41) сходится для $\bar{\tau} < 1$.

После подстановки (41) в (28) и интегрирования получаем

$$I_{i+1}(\tau) = (\tau - \tau_0) p_{0i} \sum_{u=0}^{\infty} (-1)^u C_v^u \frac{\bar{\tau}^{\chi(u+1)}}{\chi u + 1}. \quad (43)$$

Поскольку при $\tau = \tau_k$ ($\bar{\tau} = 1$) выполняется равенство (24), то выражения (24) и (43)

позволяют определить длительность фазы разгона $i+1$ -й пластины по известным значениям $M_i, V_i(\tau_0)$ и p_{0i} :

$$\tau_k - \tau_0 = \frac{M_i V_i(\tau_0)}{p_{0i} \sum_{u=0}^{\infty} C_v^u (-1)^u (\chi u + 1)^{-1}}. \quad (44)$$

В некоторых случаях при целых значениях χ и ν интеграл (28) от функции (38) берется в конечном виде, например, при $\chi = 1$

$$I_{i+1}(\tau) = (\tau - \tau_0) \frac{p_{0i}}{1+\nu} [1 - (1 - \bar{\tau})^{\nu+1}], \quad (45)$$

откуда с учетом (24) получаем

$$\tau_k - \tau_0 = \frac{(1+\nu)}{p_{0i}} M_i V_i(\tau_0). \quad (46)$$

Дополнительный импульс внешних сил $I_{вн}$, определяемый давлением $p_{вн}$ продуктов детонации на поверхность системы в период $[\tau_0, \tau]$ (рис. 3, e), определяется как

$$I_{вн} = \int_{\tau_0}^{\tau} p_{вн}(\tau) dt. \quad (47)$$

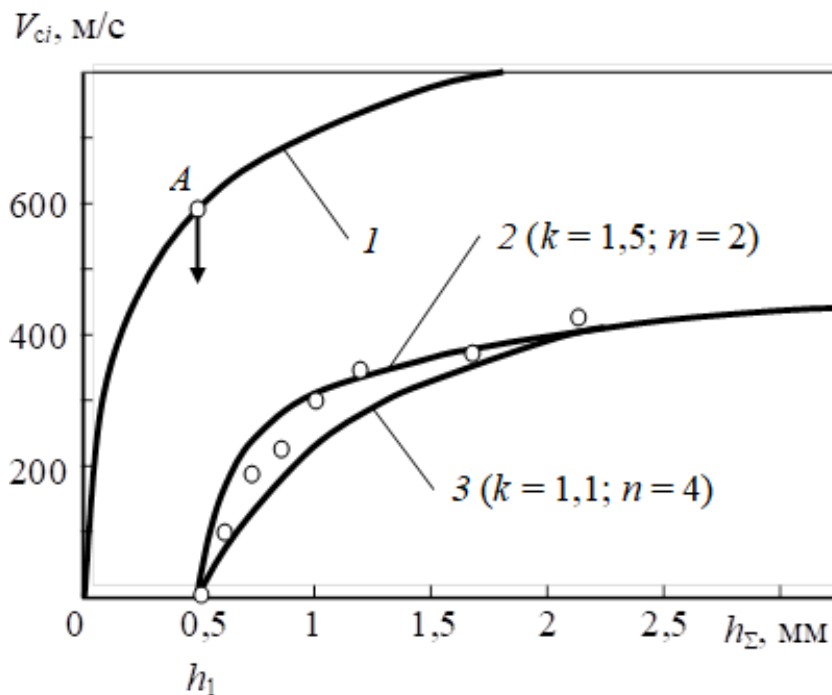
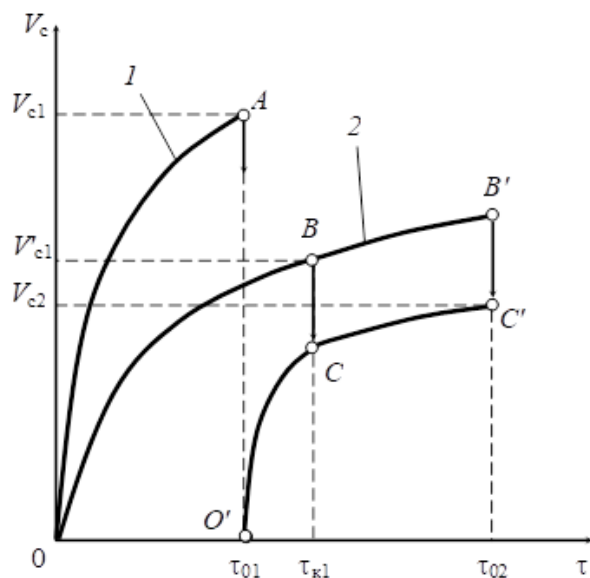
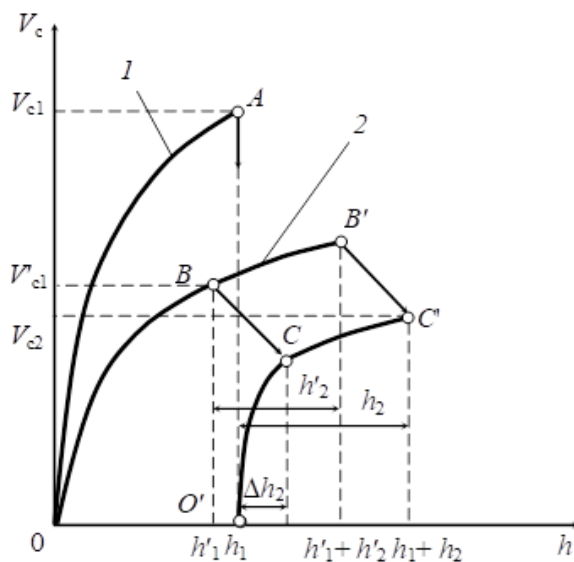


Рис. 4. Сопоставление расчетных и экспериментальных значений скоростей полета элементов пакета из двух алюминиевых пластин толщиной 3,8 + 3,8 мм:

1 - кривая разгона метаемой пластины; 2 и 3 - расчетные значения пассивной скорости пластин (кривые разгона сваренного двухслойного пакета) для различных k и n ; A - момент соударения метаемой (первой) пластины со второй; h_1 - зазор на первой межслойной границе; $h_\Sigma = h_1 + h_2$; \circ - экспериментальные данные



а)



б)

Рис. 5. Графическая интерпретация расчетной модели послыонного изменения скоростей соударения пластин в трехслойном пакете в координатах

$V_c - \tau$ (а) и $V_c - h$ (б):

$$1 - \eta_1 = \left(\frac{16}{27}\right) \frac{m_{BB}}{m_1};$$

$$2 - \eta_1 = \left(\frac{16}{27}\right) \frac{m_{BB}}{(m_1 + m_2)}$$

в виде добавки к рассмотренным выше импульсам $I_i(\tau)$ и $I_{i+1}(\tau)$. Это приводит к увеличению расчетного значения скорости $V_i(\tau_k)$, определяемого выражением (17), примерно на 20 ... 30%.

Итак, рассмотренная модель позволяет рассчитать продолжительность первой стадии разгона пакета из i сваренных пластин (зависимость 44), а также скорость пакета в конце этой стадии (зависимость 17 с учетом

47) при условии правильного выбора настроечных коэффициентов k , n (35) и χ , ν (38).

Первая пара коэффициентов характеризует интенсивность нарастания присоединяемой массы к ударяющей пластине и не влияет на значение τ_k . В конечном итоге от соотношения k и n зависит лишь крутизна кривых $V_{ci}=f(\tau)$ (рис. 4). Сопоставление экспериментальных данных, полученных с использованием реостатной методики [5], с расчетом показывает, что вполне удовлетворительная их сходимость в диапазоне $[\tau_0; \tau_k]$ обеспечивается при $2 \leq n \leq 4$ и $1,1 \leq k \leq 1,5$ [10].

На расчетную длительность начальной стадии ($\tau_k - \tau_0$) существенное влияние оказывает коэффициент χ , входящий в (38) и определяющий интенсивность спада контактного давления на текущей границе соударения p_i . Установлено, что χ (при постоянном $\nu = 1,1$) следует выбирать из диапазона 1,1 ... 4, причем меньшие значения χ соответствуют большим скоростям детонации ($D > 3000$ м/с) и фазе «недоразгона» ($h/H \leq 0,1$).

Расчет второй стадии разгона пакета осуществляется на основе рассчитанных значений τ_k и $V_i(\tau_k)$ по приведенным выше зависимостям.

При этом взаимодействие пластин будем считать полностью завершенным, а дальнейший разгон пакета будет осуществляться только за счет неизрасходованной части энергии заряда ВВ, определяемой величиной остаточного давления ПД на поверхность метаемой пластины $p_{ост}$.

Рассмотрим последовательность выполнения расчетных операций на примере сварки взрывом трехслойной композиции.

В первую очередь определяем скорость соударения первой пластины со второй V_{c1} , являющейся согласно одномерной модели разгона металлических пластин [8] функцией скорости детонации, расстояния или зазора на первой межслойной границе свариваемого пакета h_1 и приведенного коэффициента нагрузки η_1 (4) ... (6) (рис. 5, а, точка А).

Рассчитываем время τ_{01} , за которое метаема (первая) пластина достигнет скорости V_{c1} и соударится со второй пластиной:

$$\tau_{01} = \frac{h_1}{\eta_1 D} \left[1 + \eta_1 + \sqrt{1 + 2\eta_1 \left(1 + \frac{H}{h_1} \right)} \right] \quad (48)$$

По зависимости (44) определяем время завершения первой стадии разгона первых двух провзаимодействовавших пластин пакета τ_{k1} и строим часть кривой разгона пакета из двух пластин в пределах этой стадии (26) (см. рис. 5, а, участок $O'C$). По сути величина τ_{k1} косвенно характеризует часть энергии, израсходованной зарядом ВВ при заданных условиях к данному моменту времени, с учетом которой можно построить вторую часть кривой разгона двухслойного пакета, начиная с τ_{k1} , из следующих соображений. За это время (τ_{k1}) пластина массой, равной сумме масс двух первых соударившихся пластин $m = m_1 + m_2$, разогнлась бы от нуля до некоторой скорости V'_{c1} , рассчитанной, например, по зависимости [8]

$$V = D \left[1 + \frac{(\theta-1)}{\eta\theta} - \frac{l}{Dt} \theta \right] \quad (49)$$

с подстановкой в нее времени τ_{k1} (см. рис. 5, а, точка В), а дальнейший ее разгон при $\tau > \tau_{k1}$ осуществлялся бы вдоль участка кривой ВВ' до соударения с третьей (неподвижной) пластиной спустя время $\tau_{02} - \tau_{k1}$. Вполне очевидно, что характер реального разгона сваренного пакета из двух пластин, начиная с точки С, будет тем же, поэтому для нахождения скорости соударения на второй межс-

лойной границе достаточно из точки C построить кривую CC' , эквидистантную BB' . При этом ордината C' численно определяет V_{c2} .

Проведя аналогичные расчеты и построения, несложно создать картины скоростей и для последующих актов соударения и разгона в многослойной системе.

Для построения кривых разгона в более привычных и наглядных координатах $h - V$ необходимо выполнить некоторые дополнительные расчеты. В этом случае после расчета времени τ_{k1} определяем расстояние h'_2 , которое прошла бы за это время пластина массой, равной сумме масс двух первых соударившихся пластин $m = m_1 + m_2$:

$$h'_2 = \frac{(1-\theta')^2}{(1+2\eta_2)\theta'^2-1}, \quad (50)$$

где

$$\theta' = \left[1 + \frac{2\eta'_1}{1 + \left(\frac{H}{D\tau_{k1}}\right)} \right]^{-\frac{1}{2}} \quad (51)$$

и соответствующую этому времени (или зазору) скорость V'_{c1} (см. рис. 5, б, точка B).

Следующим шагом рассчитываем расстояние, прошедшее тыльной поверхностью двухслойного пакета на первом этапе разгона за время $\tau_{k1} - \tau_{01}$ (см. рис. 5, а), т.е. часть установочного зазора на второй границе Δh_2 (рис. 5, б):

$$\Delta h_2 = \int_{\tau_{01}}^{\tau_{k1}} V_2(\tau) d\tau, \quad (52)$$

а не пройденное расстояние $h'_2 = h_2 - \Delta h_2$ добавляем к h'_1 , определяя тем самым расстояние, которое прошла бы пластина массой $m = m_1 + m_2$ за время $\tau_{02} - \tau_{k1}$ (см. рис. 5, б). Для полученного зазора или расстояния $h'_1 + h'_2$ по уравнениям (4)...(6) (одномерная модель) или (7)...(14) (двумерная модель) рассчитываем скорость полета этой пластины (см.

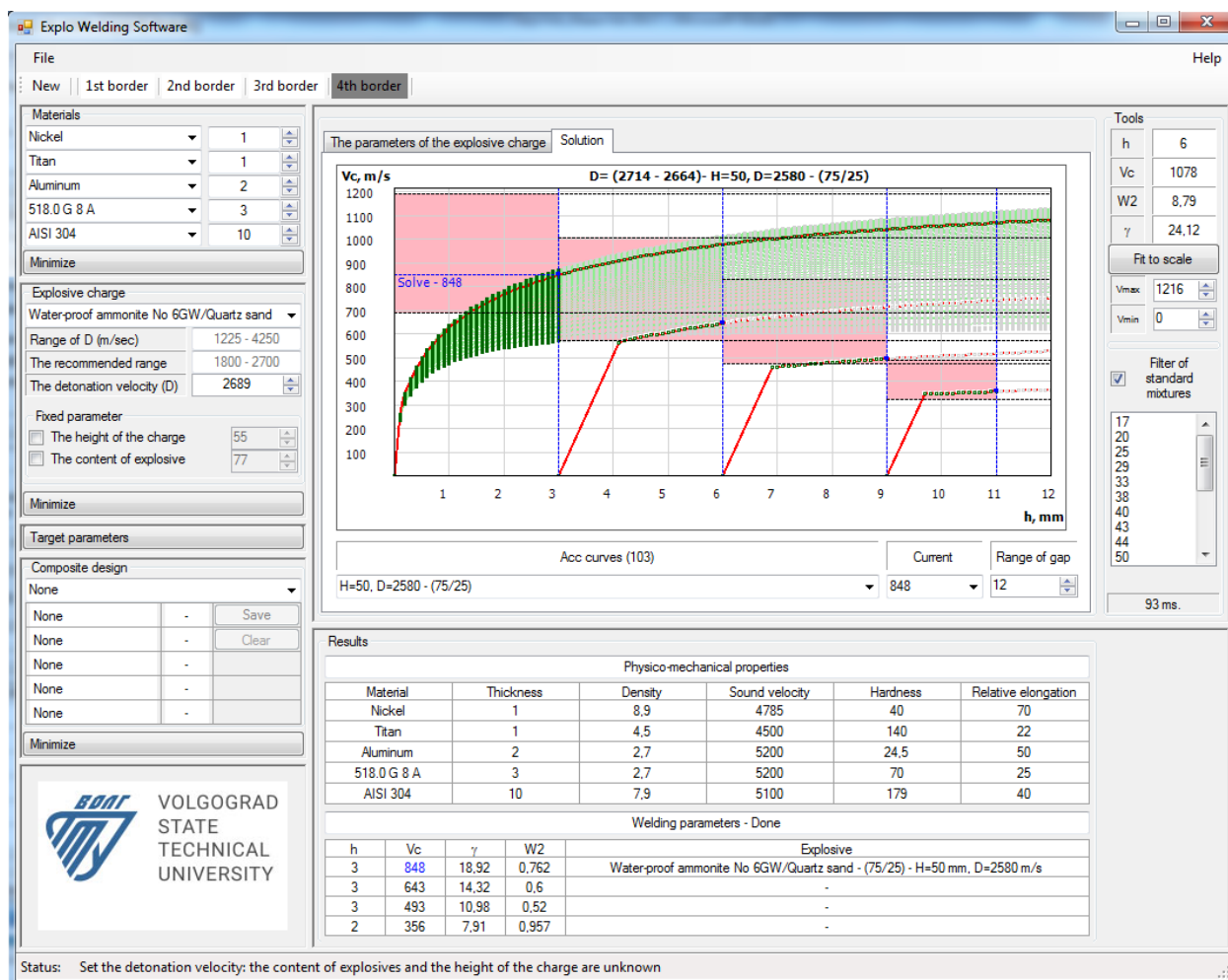


Рис. 6. Главное окно программы с результатом расчета режима сварки взрывом 5-слойной композиции по одновременной схеме

рис. 5, б, точка B'), а затем, как и в предыдущем случае, переносим участок кривой разгона BB' в точку C . Ордината C' определяет скорость соударения на второй межслойной границе V_{c2} .

Разработка программного обеспечения по расчету параметров режима сварки взрывом СКМ по одновременной схеме

Рассмотренные принципы расчета параметров режима процесса СВ лежат в основе разработанного ПО, позволяющего выполнять следующие задачи: проектирование технологических режимов СВ слоистых композиционных материалов по заданным физико-механическим свойствам свариваемых материалов, детонационным характеристикам ВВ; расчет динамических и энергетических параметров СВ по заданным технологическим. На рис. 6 представлен основной интерфейс ПО расчета параметров режима процесса СВ.

Приведем общий порядок работы при расчете режима СВ:

- выбор свариваемых материалов и их толщин;
- выбор ВВ и его параметров;
- расчет вариантов и поиск готового решения.

Выбор свариваемых материалов и их толщин (рис. 7) осуществляется из автоматизированного банка данных (АБД) физико-механических свойств металлов и сплавов, содержащего информацию о физических (плотность, скорость звука) и механических (твёрдость по Бринеллю, относительное удлинение, пределы прочности и текучести) свойствах большинства конструкционных материалов.

Всего можно задать 5 слоев при сварке по одновременной схеме. При этом рассчитываются 4 границы соударения:

- первая граница (1-ая метаемая пластина со 2-ой);
- вторая граница (пакет из 1-й и 2-й пластинами с 3-ей);
- третья граница (пакет из 1, 2 и 3-ей пластинами с 4-ой);
- четвертая граница (пакет из 1,2,3 и 4-ой пластинами с 5-ой).

При *выборе ВВ и его параметров* (рис. 8) указываются:

- тип ВВ (по умолчанию в АБД хранятся аммониты и их смеси: № 6ЖВ, аммонит № 6ЖВ с кварцевым песком, аммонит № 6ЖВ с аммиачной селитрой, А-20, А-40, АТ-1, АТ-2, АТ-3; гранулиты: АС-4, АТ-50);
- содержание аммонита № 6ЖВ в смеси с инертным наполнителем или окислителем C , %;
- высота заряда ВВ H , мм;
- скорость детонации выбранного типа ВВ D , м/с.

Автоматизированный банк данных взрывчатых веществ и их свойств объединяет основные технологические параметры заряда ВВ (H , C) и его скорость детонации D . Информация базируется на экспериментальных данных детонационно-баллистических характеристик широкого спектра ВВ. Интерполяционные формулы и алгоритмы расчета промежуточных значений параметров заряда ВВ позволяют проводить их расчет по всем трем направлениям: $H = f(D, C)$, $D = f(H, C)$, $C = f(D, H)$. При этом рассчитывается рекомендуемый диапазон значений точки контакта и диапазон изменения скорости детонации заряда ВВ. В зависимости от решаемой задачи задаются известные значения параметров заряда ВВ, на основании которых определяются недостающие (высота заряда H , скорость детонации D , процентное содержание ВВ в смеси C).

Materials		
Nickel	1	▲▼
Titan	1	▲▼
Aluminum	2	▲▼
518.0 G 8 A	3	▲▼
AISI 304	10	▲▼

а)

Physico-mechanical properties					
Material	Thickness	Density	Sound	Hardness	Relative
Nickel	1	8,9	4785	40	70
Titan	1	4,5	4500	140	22
Aluminum	2	2,7	5200	24,5	50
518.0 G 8 A	3	2,7	5200	70	25
AISI 304	10	7,9	5100	179	40

б)

Рис. 7. Интерфейс для выбора свариваемых материалов и их толщин (δ_i – толщина в мм) (а), сводная таблица с физико-механическими свойствами (б) (плотность [10^3 кг/м^3], скорость звука [м/с], твердость [НВ], относительное удлинение [%])

На рис. 9 представлен интерфейс «Параметры ВВ», где показаны:

- графическое поле, отображающее семейство кривых $F = f(H, D, C)$, где красным цветом выделена выбранная смесь и определена текущая скорость детонации D при выбранной высоте заряда H ;
- два текстовых окна для ввода диапазонов $\pm \Delta D$, задающих разброс скоростей детонации, который определяет число вариантов решения. Если скорость детонации не

известна, разброс задается в пределах рекомендуемого диапазона D . При этом поиск решения ведется при всех возможных вариантах скоростей детонации выбранного ВВ или смеси на трехмерном пространстве $F = f(H, D, C)$.

Расчет вариантов и поиск готового решения.

По известным установочным параметрам (типу и высоте заряда ВВ; сварочному зазору на границах пакета, составленного из

Explosive charge	
Water-proof ammonite No 6GW/Quartz sand ▼	
Range of D (m/sec)	1225 - 4250
The recommended range	1800 - 2700
The detonation velocity (D)	1967 ▲▼
Fixed parameter	
<input checked="" type="checkbox"/> The height of the charge	25 ▲▼
<input checked="" type="checkbox"/> The content of explosive	60 ▲▼

Рис. 8. Интерфейс для выбора взрывчатого вещества и его параметров

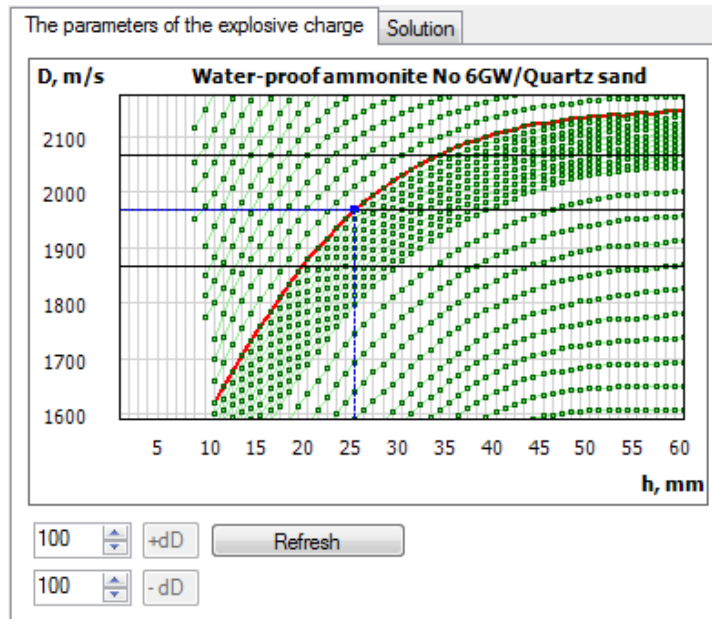


Рис. 9. Интерфейс «Параметры ВВ»

металлов заданных толщин) рассчитываются (по клику на кнопку «1st border») скорости соударения в зависимости от сварочного зазора (так называемые «кривые разгона») и

энерговложения на *первой* границе соударения W_2 . Расчет ведется как по одномерной, так и по двумерной моделям (по выбору).

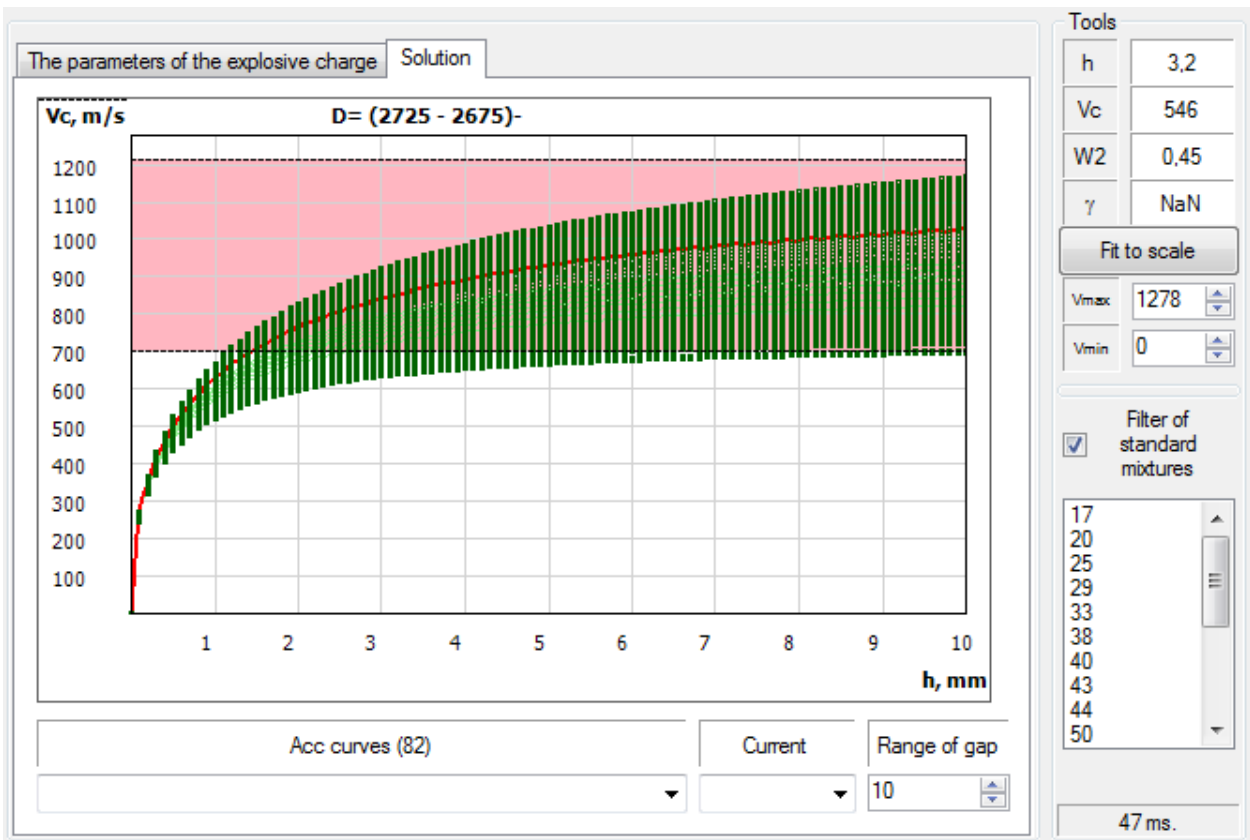


Рис. 10. Графическое представление результатов расчета разгона метаемой пластины в виде семейства кривых $V_c = f(h)$, пунктирными линиями обозначены нижняя (критическая) и верхняя границы свариваемости

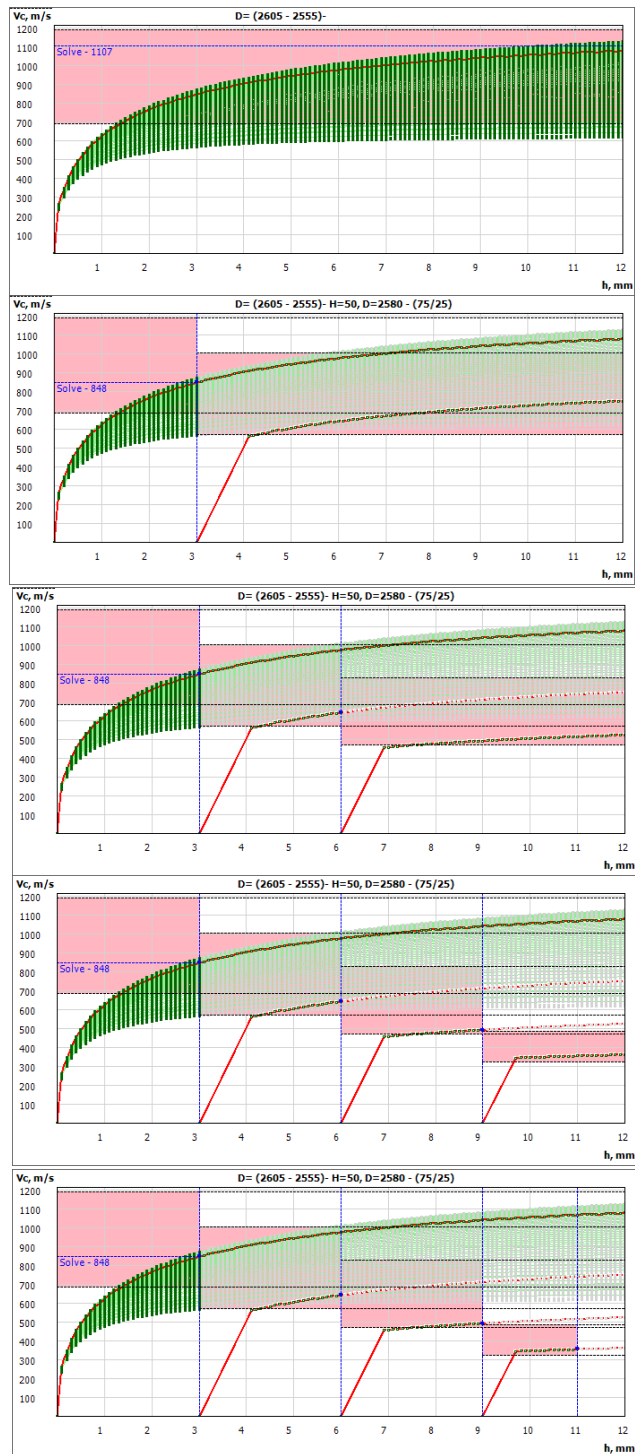


Рис. 11. Этапы расчета послойного изменения скоростей соударения при одновременной сварке взрывом 5-слойного пакета металлических пластин

Результаты расчета первой границы (1st border) представляют собой все возможные варианты кривых разгона $V_c = f(h)$ метаемой пластины для выбранных скоростей детонации $D \pm \Delta D$ по семейству кривых, а также по спискам (см. рис. 10), содержащим в себе варианты решения в виде:

– сводной информации по кривым разгона (H, D, C) ;
 – скорости соударения на расстоянии, определяемом пользователем (сварочный зазор h).

Каждая кривая разгона соответствует своему варианту ВВ (с разным содержанием ВВ, высотой заряда и скоростью детонации), попавшему в расчетную область (задаваемую разбросом $\pm D$ на вкладке «Parameters of the explosive charge»). Закрашенная область – показывает диапазон свариваемости, нижнюю (критическую) и верхнюю границу сварки.

На панели инструментов «Tools» (рис. 10) в реальном времени пересчитываются и отображаются (положение курсора определяет скорость соударения на текущей границе и сварочный зазор на котором эта скорость достигается): сварочный зазор h , скорость соударения V_c , энергию W_2 и угол соударения γ . Клик курсора в расчетной области задает текущую кривую разгона (она выделяется цветом) и сварочный зазор. Вместо клика по расчетной области, можно использовать служебные списки, выбирая из них конкретную кривую разгона (Acc curves) или скорость соударения (Current). Выбранная точка должна лежать внутри области, определяющей диапазон свариваемости.

Расчет второй и последующих границ соударения (при сварке более 2-х слоев) (рис. 11)

После установки сварочного зазора h_1 определяющего первую границу соударения, рассчитываются скорость соударения V_{c1} , длительность фазы разгона и строится кривая разгона пакета из двух пластин, состоящая из двух участков – разгон пакета и набор скорости за счет действия остаточно-

го давления продуктов детонации ВВ. На рис. 11 показаны этапы расчета 5-слойного металлического композита.

После расчета первой границы соударения, последовательно становятся доступны кнопки «2nd border», «3rd border» и т.д., устанавливающие активную границу соударения. Клик по графику кривых разгона будет устанавливать сварочный зазор на текущей (активной) границе. Как и в случае с первой границей, необходимо, чтобы выбранные точки (определяемые сварочными зазорами h_i) попадали в диапазоны свариваемости (рассчитанные для каждой границы соударения и определяемые закрашенными областями между пунктирными линиями, см. рис. 11).

Текущая граница указывается на панели меню (рис. 6). При необходимости для всех кривых разгона проектировщик может отметить кривые, соответствующие стандартным смесям (до 5 весовых частей одного из компонентов). При назначении сварочных зазоров, нужно следить, чтобы их сумма не превысила значения, указанного в поле «Range of gap» (рис. 10), при необходимости его можно увеличить.

После расчета всех границ соударения параметры на экран выводятся параметры режима СВ (рис. 12), представленные технологическими (H, h), кинематическими (V_c, γ), энергетическими (W_2) параметрами, типом ВВ и его процентным содержанием C (для смесевых ВВ).

Верификация разработанного ПО (11)

Welding parameters - Done				
h	Vc	γ	W2	Explosive
3	848	18,92	0,762	Water-proof ammonite No 6GW/Quartz sand - (75/25) - H=50 mm, D=2580 m/s
3	643	14,32	0,6	-
3	493	10,98	0,52	-
2	356	7,91	0,957	-

Рис. 12. Параметры режима сварки 5-слойного композита

проведена посредством экспериментально-го контроля геометрии соударения при СВ широкого спектра материалов на различных режимах. Измерения скоростей соударения V_c , контакта V_k и динамического угла соударения γ проводились с помощью метода электроконтактных датчиков и реостатной методики [1, 5]. Расхождения между расчетом и экспериментом не превышали 10...15 %.

Заключение

Разработанное ПО позволяет проектировать технологические процессы изготовления с помощью СВ слоистых композиционных материалов, сводя к минимуму дорогостоящие и трудоемкие эксперименты. Режим процесса СВ при этом однозначно задается технологическими параметрами, такими как величина сварочного зазора и высота накладного заряда ВВ выбранного типа, позволяя не вдаваться в физику процесса. Рассчитанные с помощью ПО режимы СВ обеспечивают введение в систему соударяемых пластин минимального количества энергии, с одной стороны, уменьшая до предела вероятность развития структурной и химической неоднородностей на границе соединения, а с другой, – снижая расход ВВ.

Библиографический список

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

2. The artificial intelligence in the design of the metal explosive welding technology / V. I. Lysak, V. S. Sedykh, S. V. Kuz'min, V. A. Saparin, D. V. Starikov // Metallurgical and Materials Applications of Shock-Wave and High-Strain-Rate Phenomena (EXPLOMET'95) : proc. of the Intern. Conf. – Amsterdam [et al.], 1995. – P. 821-829.

3. Лысак, В. И. Классификация технологических схем сварки металлов взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин // Сварочное производство. – 2002. – № 9. – С. 33-39.

4. Lysak, V. I. Lower boundary in metal explosive welding. Evolution of ideas / V. I. Lysak, S. V. Kuz'min // Journal of Materials Processing Technology. – 2012. – Vol. 212. – № 1. – P. 150-156.

5. 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.

6. Кузьмин, С. В. Кинетика соударения металлических пластин в многослойном пакете при сварке взрывом / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Д. В. Стариков // Прикладная механика и техническая физика. – 1994. – №5. – С. 173-175.

7. Александров, Е. В. Прикладная теория и расчеты ударных систем / Е. В. Александров, В. Б. Соколинский. – М.: Наука, 1969. – 162 с.

8. Физика взрыва / под ред. К. П. Станюковича. Изд. 2-е. – М.: Наука, 1975. – 704 с.

9. Расчётно-экспериментальное определение длительности начальной стадии разгона металлических пластин при сварке взрывом многослойных пакетов / С. В. Кузьмин, В. П. Багмутов, В. И. Лысак, Е. С. Арестов // Физика и химия обработки материалов. – 2009. – № 5. – С. 59-64.

10. Параметры математической модели высокоскоростного соударения металлических пластин при сварке взрывом / Е. С. Арестов, В. П. Багмутов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. В. Севостьянова // Физика и химия обработки материалов. – 2011. – № 5. – С. 62-67.

11. Свид. о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2017660260 от 20 сентября 2017 г. Российская Федерация. Программное обеспечение по расчёту и оптимизации параметров сварки взрывом многослойных металлических композиционных материалов / С. В. Хаустов, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, В. О. Харламов; ВолгГТУ. – 2017.

УДК 621.791.13

*В. И. Кузьмин, канд. техн. наук, В. И. Лысак, академик РАН, С. А. Легкодимов, магистрант,
Н. В. Маликов, магистрант, А. Н. Джафаров, магистрант*

К ВОПРОСУ СВАРКИ ВЗРЫВОМ ТОЛСТОЛИСТОВЫХ КОМПОЗИТОВ ИЗ РАЗНОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В работе рассмотрены кинетика и закономерности формирования соединения при сварке взрывом толстолистового сталеалюминиевого композита. Исследовано влияние толщины метаемого элемента на сдвиговую деформацию и характер пластического течения металла в околошовной зоне при различных условиях взрывного нагружения.

Ключевые слова: сварка взрывом, скорость соударения, сдвиговая деформация, прочность, оплавленный металл

V. I. Kuz'min, V. I. Lysak, S. A. Legkodimov, N. V. Malikov, A. N. Jafarov

TO THE QUESTION OF EXPLOSIVE WELDING OF LARGE THICKNESS COMPOSITES OF DISSIMILAR METALS

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The paper discusses the kinetics and pattern forming compound at explosive welding of thick steel-aluminum composite. The influence of the thickness of the element being thrown on the shear deformation and the nature of the plastic flow of metal in the near-weld zone under different conditions of explosive loading is studied.

Keywords: explosive welding, the impact velocity, shear strain, strength, melted metal

Сварка взрывом является одним из наиболее эффективных способов соединения металлов в твердой фазе, позволяя получать высококачественные композиционные материалы с различным сочетанием слоев и толщин [1-5]. Однако сварка взрывом толстолистовых композиционных материалов, широко применяемых в электроталлургии и судостроении, вызывает ряд затруднений, особенно это характерно для соединений из разнородных металлов с резко отличающимися физико-механическими свойствами, например, таких как алюминий+сталь [6-8]. При этом, с одной стороны для сварки взрывом алюминия со сталью необходимо назначать режимы с большими скоростями соударения, чтобы продеформировать более твердую сталь, а с другой стороны – высокие скорости соударения приводят к повышенному тепловложению в зоне соединения и образованию в ней хрупких интерметаллидов, снижающих проч-

ность композита [9-11].

Целью данной работы являлось изучение закономерностей формирования соединения при сварке взрывом толстолистовых сталеалюминиевых композитов.

Материалы и методы исследования

Для проведения экспериментов в качестве материалов исследования применяли пластины из алюминия А5 и стали Ст3. Контроль скорости детонации взрывчатого вещества осуществлялся электроконтактным методом с регистрацией времени при помощи электронно-счетных частотомеров. При определении максимальной сдвиговой деформации g_{\max} использовали широко апробированную методику [12-14], основанную на применении слоистых моделей со вставками с последующей компьютерной обработкой полученных микроструктур. Металлографические исследования и определение прочности на отрыв слоев проводились по стандартным методикам испытаний сва-

ренных взрывом композиционных материалов [15].

Результаты и их обсуждение

Полученные результаты проведенных исследований показали, что увеличение толщины метаемого алюминия приводит к снижению прочности соединения стале-

$V_c = 200...430$ м/с, в то время как при увеличении толщины метаемого алюминия в два раза ($\delta_1 = 16$ мм) диапазон оптимальных скоростей соударения резко снижается до $V_c = 260...320$ м/с.

Металлографические исследования микроструктуры околосшовной зоны сваренного

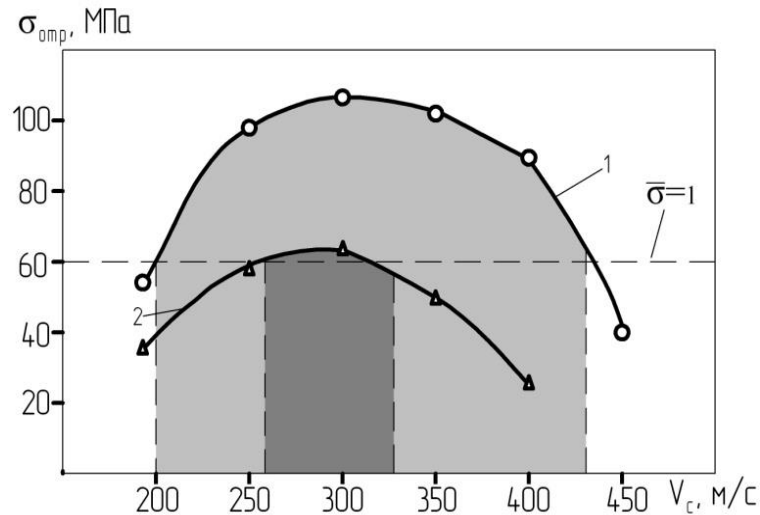


Рис. 1. Влияние толщины метаемого алюминия на область свариваемости и прочность соединения А5+Ст3: 1 - $\delta_1 = 8$ мм; 2 - $\delta_1 = 16$ мм

люминиевого композита и к сужению области свариваемости данной пары (рис. 1). Установлено, что при сварке взрывом алюминия толщиной $\delta_1 = 8$ мм равнопрочное соединение достигается в достаточно широком диапазоне скоростей соударения

взрывом сталеалюминиевого композита показали (рис. 2, 3): чем меньше толщина метаемой пластины, тем меньшее количество хрупкого оплавленного металла образуется на границе соединения алюминия со сталью. Так, при толщине алюминия $\delta_1 = 8$ мм и ско-

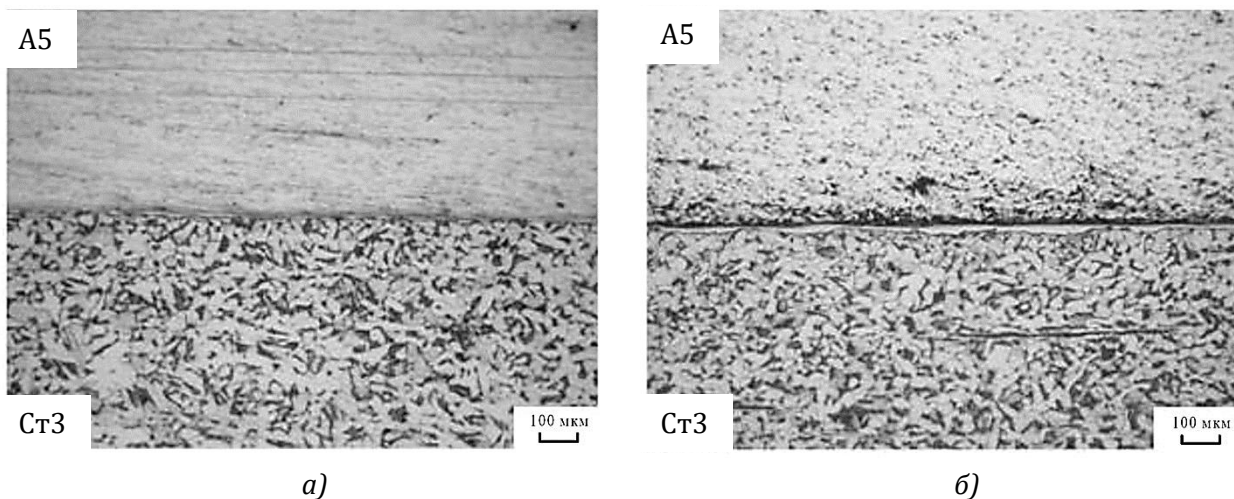


Рис. 2. Микроструктура границы соединения А5+Ст3 при толщине метаемого алюминия $\delta_1 = 8$ мм (а) и $\delta_1 = 16$ мм (б) при $V_c = \text{const}$

рости соударения $V_c = 250$ м/с количество оплавленного металла $k_{\text{опл}}$ не превышает 12 %, а с увеличением толщины алюминия до $\delta_1 = 16$ мм при той же скорости соударения количество оплавов возрастает до 30...35 % (рис. 3).

Для выявления причин резкого сужения диапазона свариваемости с ростом толщины соударяемых элементов было исследовано влияние толщины метаемого алюминия δ_1 на изменение максимальной остаточной сдвиговой деформации g_{max} металла около-

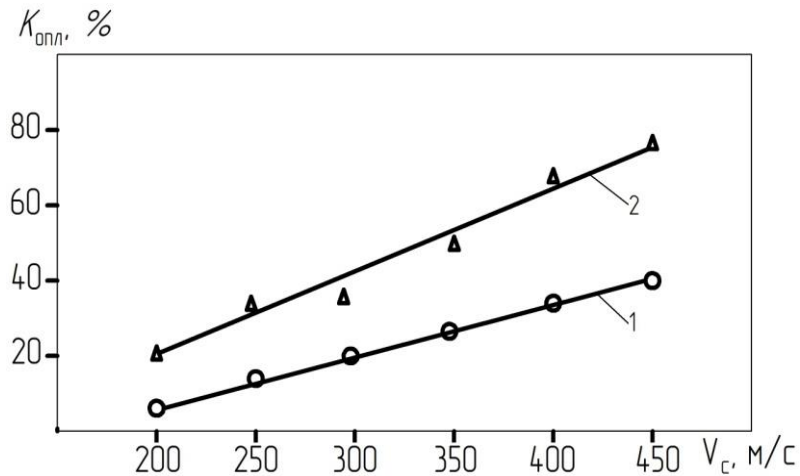
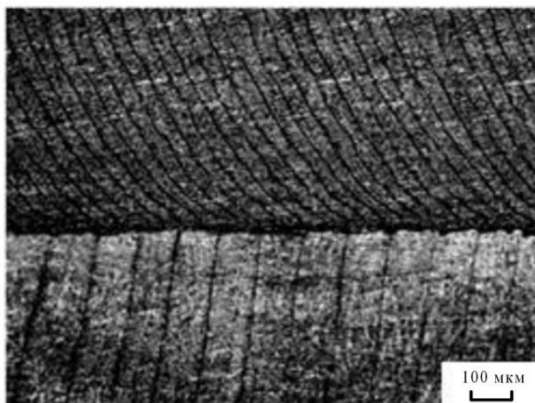
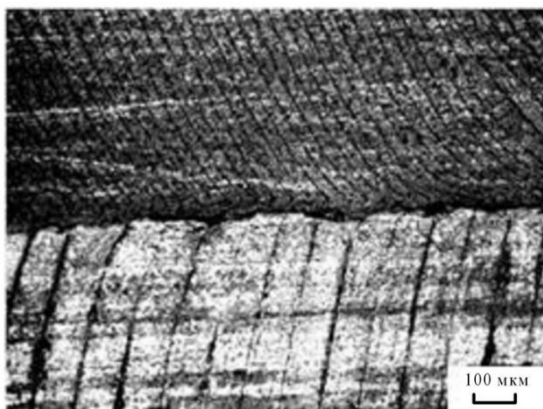


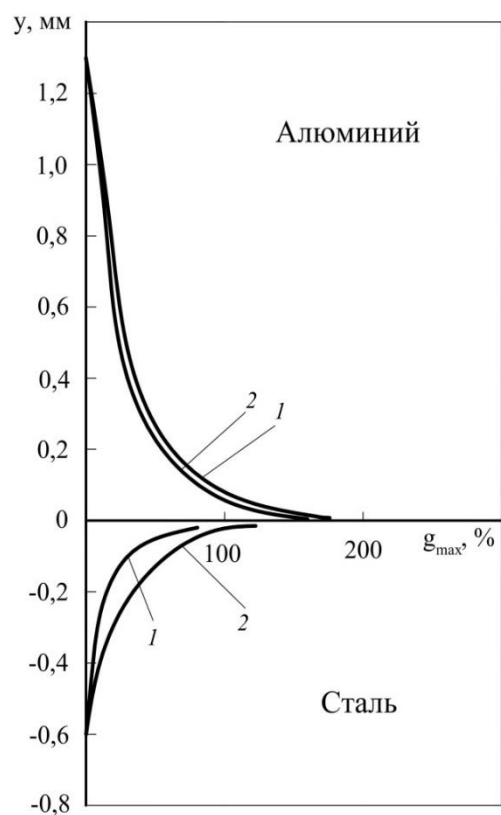
Рис. 3. Влияние скорости соударения и толщины метаемого алюминия на количество оплавленного металла соединения А5+СтЗ: 1 – $\delta_1 = 8$ мм; 2 – $\delta_1 = 16$ мм



а)



б)



в)

Рис. 4. Характер пластического течения металла (а, б) и эпюры сдвиговой деформации (в) на границе соединения А5+СтЗ: 1 – $\delta_1 = 8$ мм; 2 – $\delta_1 = 16$ мм

шовной зоны.

Экспериментально установлено, что с увеличением δ_1 при идентичных режимах взрывного нагружения наблюдается рост сдвиговой деформации g_{\max} и глубины продеформированного металла y со стороны стали (рис. 4). Так, при метании алюминия толщиной $\delta_1=8$ мм сдвиговая деформация в стальном слое составляет $g_{\max}=85\%$, а с увеличением толщины алюминия до $\delta_1=16$ мм

физико-механическими свойствами, картина которых существенно отличается от традиционной при сварке однородных материалов, где сдвиговая деформация наблюдается только в направлении процесса сварки. Установлено, что в процессе сварки в приграничном тонком алюминиевом слое (на расстоянии $y = 0,04...0,07$ мм) фиксируется сложная картина пластической деформации с двойным перегибом (рис. 5).

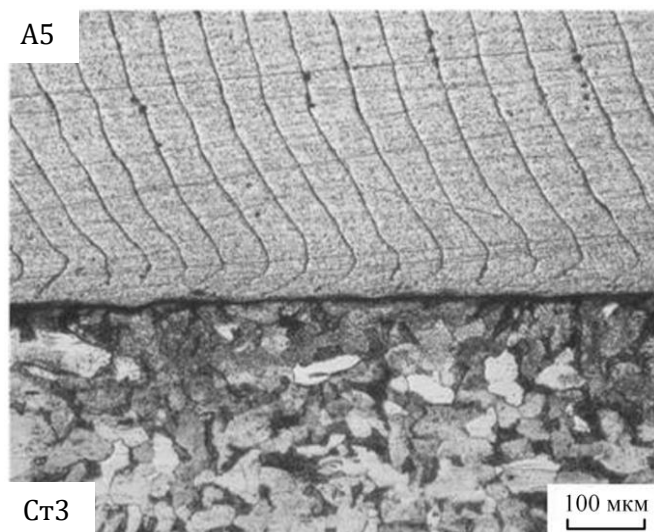


Рис. 5. Характер пластической сдвиговой деформации металла околошовной зоны соединения А5+Ст3

значение g_{\max} возрастает до 120%. В алюминиевом слое с увеличением толщины δ_1 в два раза (с 8 до 16 мм) сдвиговая деформация практически не изменяется – $g_{\max} \sim 170\%$. При этом следует отметить, что глубина продеформированного слоя со стороны алюминия составляет $y = 1,3$ мм, а со стороны стали значительно меньше – $y = 0,6$ мм (рис. 4, в).

Анализ результатов исследования микроструктуры и характера пластического течения металла в околошовной зоне показал, что снижение прочности соединения при сварке взрывом толстолистовых сталеалюминиевых композитов связано с особенностями протекания деформационных процессов в материалах с резко различающимися

Для объяснения такого необычного характера пластической деформации металла в околошовной зоне рассмотрим кинематику взаимодействия соударяющихся тел в процессе сварки взрывом с использованием слоистых моделей со вставками (рис. 6).

В исходном положении слоистая вставка в метаемой алюминиевой пластине находится строго перпендикулярно по отношению к плоскости контакта двух пластин (рис. 6, $t_0=0$). После инициирования заряда взрывчатого вещества и соударения свариваемых пластин в алюминиевом слое первоначально наблюдается традиционная картина сдвиговой деформации металла в виде изогнутых линий в направлении скорости контакта V_k (рис. 6, t_1). В процессе пластиче-

ского течения металла на приконтактных поверхностях в зоне соединения двух металлов образуются участки схватывания

тов в алюминиевом слое наблюдается эффект сдвиговой пластической деформации с двойным перегибом, вследствие чего свар-

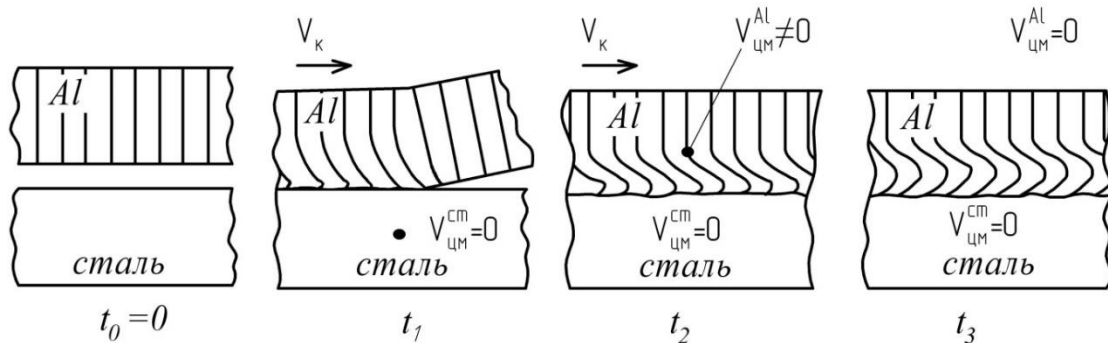


Рис. 6. Кинематика образования сдвиговой пластической деформации с двойным перегибом при сварке взрывом алюминия со сталью: V_k – скорость контакта; $V_{цм}^{Al}$ – скорость центра массы алюминиевого слоя; $V_{цм}^{ст}$ – скорость центра массы стального слоя

двух металлов, т. е. образуется сварное соединение алюминия со сталью. Эти приконтактные участки остаются на месте, т. к. кинетической энергии недостаточно для того, чтобы сдвинуть массивный стальной слой. Однако этой энергии достаточно для продолжения движения вперед более легкого алюминиевого слоя, приводящего к образованию пластической деформации с двойным перегибом (рис. 6, t_2 , t_3). В результате этого сварное соединение подвергается воздействию значительных срезающих напряжений, которые возрастают с увеличением толщины метаемого алюминия и, соответственно, приводят к снижению прочности сваренного взрывом композита.

ВЫВОДЫ

1. Экспериментально установлено, что увеличение толщины метаемого алюминия приводит к снижению прочности сваренного взрывом стале-алюминиевого соединения, а также – сужению области свариваемости данной пары.

2. Показано, что при сварке взрывом толстолистовых стале-алюминиевых компози-

ное соединение подвергается воздействию значительных срезающих напряжений, которые возрастают с увеличением толщины метаемого алюминия и, соответственно, приводят к снижению прочности соединения.

Библиографический список

1. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 544 с.
2. Яковлев, И. В. Сварка металлов взрывом / И. В. Яковлев, В. В. Пай. – Новосибирск: СО РАН. – 2013. – 565 с.
3. Захаренко, И. Д. Сварка металлов взрывом / И. Д. Захаренко. – Минск: Наука и техника, 1990. – 205 с.
4. Конон, Ю. А. Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л. Б. Первухин, А. Д. Чудновский. – М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.
5. Лысак, В. И. Физические основы и области практического применения сварки металлов взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, А. Н. Кривенцов, В. И. Кузьмин / Наука - производству. – 2005. – №1. – С. 17-21.
6. Оголихин, В.М. Сварка взрывом в электрометаллургии / В. М. Оголихин, И. В. Яковлев. – Новосибирск: СО РАН, 2009. – 160 с.
7. Трыков, Ю. П. Композиционные переходники / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев. – Волгоград: ВолгГТУ, 2007. – 328 с.
8. Кузьмин, В. И. 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.
9. Трыков, Ю.П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун. – Волгоград: ВолгГТУ, 2004. – 230 с.
10. 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.

11. Banker, J. G. Aluminum-steel electric transition joints, effects of temperature and time upon mechanical properties / J. G. Banker, A. Nobili // Light Metals 2002. – Pp. 439-445.

12. Кузьмин, С. В. Новая методика исследования пластической деформации металла в околошовной зоне свариваемых взрывом соединений / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. А. Чугунов, А. П. Пеев // Физика и химия обработки материалов. – 2000. – №2. – С.54-60.

13. Пеев, А. П. Особенности пластического деформирования металла околошовной зоны при сварке взрывом меди с алюминием / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин,

В. И. Лысак, Е. А. Чугунов // Физика и химия обработки материалов. – 2003. – №1. – С.71-76.

14. Кузьмин, В. И. Особенности пластического деформирования металла при сварке взрывом композита сталь-алюминий с прослойкой хрома / В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, О. В. Строков, В. В. Литвинов // Физика и химия обработки материалов. – 2008. – №4. – С.18-25.

15. Кузьмин, В. И. Методики испытаний сваренных взрывом композиционных материалов / В. И. Кузьмин, С. В. Кузьмин, А. П. Пеев. – Волгоград: ВолгГТУ. – 2011. – 67 с.

УДК 621.791.13

*Е. В. Кузьмин, канд. техн. наук, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, академик РАН,
Е. А. Крикушева, магистрант, С. Ф. Кузнецов, магистрант*

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МАСШТАБНОГО ФАКТОРА НА СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ МЕДИ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ С ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В работе представлены результаты исследования влияния масштабного фактора на свойства соединений меди при сварке взрывом с воздействием ультразвука. Показан эффект изменения структуры и свойств сварных соединений в условиях сварки взрывом с одновременным воздействием ультразвуковых колебаний, проявляющийся в увеличении прочности соединения, микротвердости и существенном уменьшении параметров волн и количества оплавленного металла в околосварочной зоне по сравнению со сваркой взрывом без применения ультразвука.

Ключевые слова: сварка взрывом, ультразвуковая обработка, зона соединения, параметры волны, прочность, микротвердость

E. V. Kuz'min, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, E. A. Krikusheva, S. F. Kuznetsov

STUDY THE SCALE EFFECTS ON THE PROPERTIES OF THE CONNECTION OF COPPER WELDED BY ULTRASOUND-ASSISTED EXPLOSIVE WELDING

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The paper presents the results of a study the scale effects on the properties of copper compounds under ultrasound-assisted explosive welding. Shows the effect of changes in the structure and properties of welded joints in the conditions of explosive welding with simultaneous influence of ultrasonic vibrations, manifested in the increase of joint strength, micro-hardness and a significant reduction in the parameters of the waves and the amount of the molten metal in the heat-affected zone compared to the explosion welding without application of ultrasound.

Keywords: explosive welding, ultrasound treatment, connection zone, wave parameters, strength, microhardness

Воздействие несколькими видами энергии или совмещение различных способов ее подвода является одним из путей повышения технологичности изготовления конструкционных материалов и представляет значительный научный и практический интерес, напрямую связанный с разработкой и внедрением качественно новых технологий, что, в свою очередь, представляется актуальным, рассматривая современный уровень развития науки и техники.

Из анализа литературных данных [1 ... 3] следует, что эффективность воздействия ультразвука (УЗ) при обработке и сварке материалов зависит не только от частоты, амплитуды, времени действия ультразвуковых колебаний, схемы распространения, площади ввода ультразвука, мощности колебательной системы, типа концентратора и др.,

но также особое внимание уделяется вопросу площади обрабатываемой поверхности [4, 5].

Ранее в проведенном цикле работ [6 ... 11] по исследованию комбинированного процесса сварки взрывом с воздействием ультразвука был обнаружен эффект изменения структуры и свойств сварных соединений в условиях сварки взрывом с воздействием УЗ колебаний, проявляющийся в увеличении прочности, микротвердости и существенном уменьшении параметров волн, количества оплавленного металла по сравнению со сваркой взрывом без применения ультразвука, подробно описанный в работе [7].

Вместе с тем, для более эффективного использования УЗ при сварке взрывом были проведены детальные исследования влияния не только параметров взрывного

нагрузки [6, 8], но и регулируемых параметров ультразвука [10, 12] на структуру и свойства получаемых соединений разных

яния УЗ колебаний на формирование соединения при сварке взрывом длинномерных пластин детально не изучался, что и явилось

Условия проведения исследований

Способ сварки	Свариваемые материалы	Толщины, мм	Частота акустических колебаний, кГц	Амплитуда УЗ колебаний ξ , мкм	Тип ВВ (аммонит/песок), %	Высота заряда H , мм	Зазор h , мм	Скорость контакта V_k , м/с	Скорость соударения V_c , м/с
СВ+УЗ	М1+М1	3,5+3,5	20	7	67/33	30	5	2300	370
СВ			-	-					

пар металлов. Показано, что наибольшее влияние на изменение структуры и свойств свариваемых взрывом соединений оказывает частота УЗ колебаний, в то время как дискретный рост мощности на порядок (с 0,2 кВт до 2 кВт) приводит к уменьшению длины и амплитуды волны зоны соединения не более, чем на 15...20% [6].

Исходя из вышеизложенного, вопрос вли-

целью данной работы.

Материалы и методика исследования

При проведении экспериментов по изучению влияния масштабного фактора на структуру и свойства сваренных взрывом соединений в качестве исходных материалов применялись пластины из отожженной меди М1 размерами: 3,5×250×700 мм – металлическая; 3,5×200×650 мм – неподвижная.

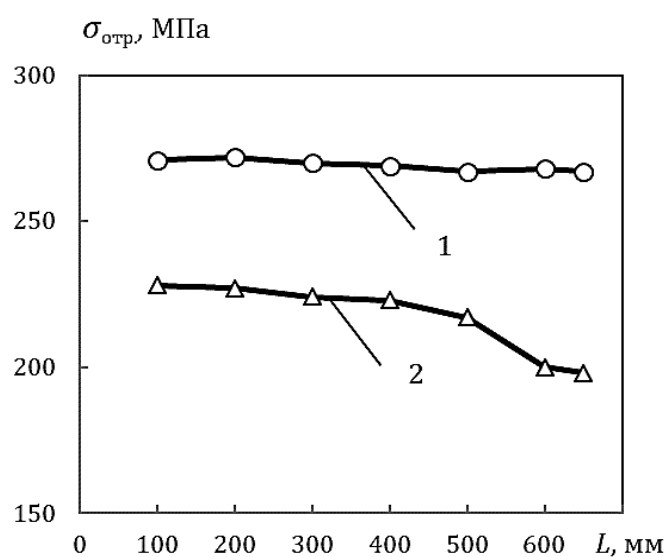
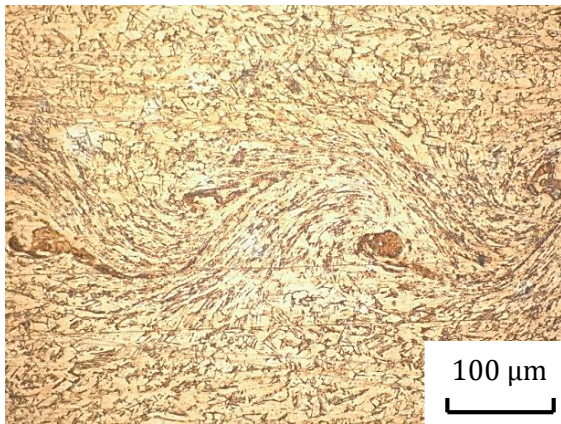


Рис. 1. Изменение прочности соединения $\sigma_{отр}$ по длине соединения М1+М1:

1 – сварка взрывом + УЗ;

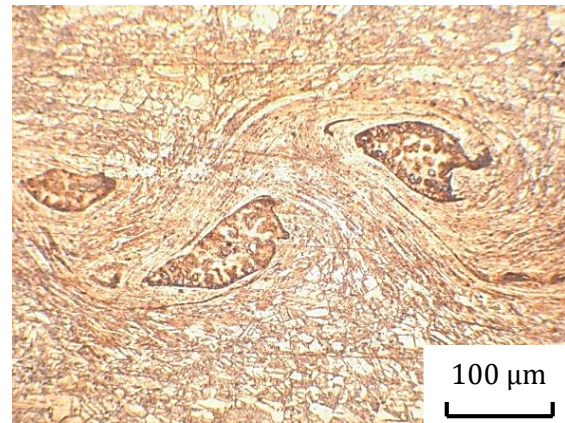
2 – сварка взрывом без применения ультразвука

Сварка взрывом с воздействием УЗ

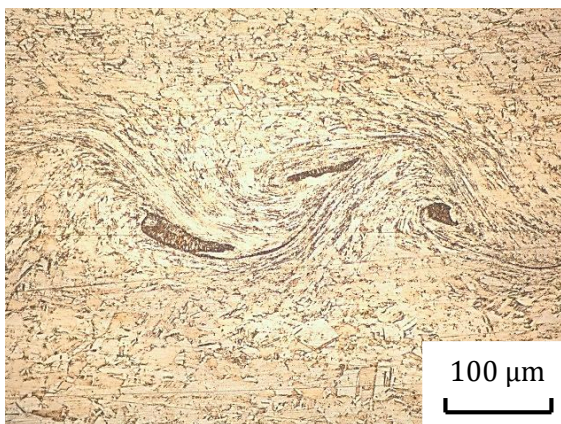


а)

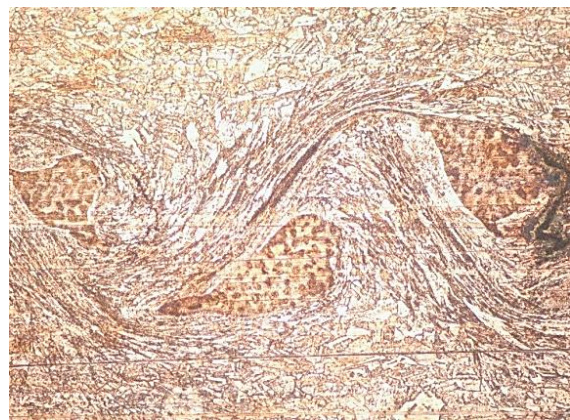
Сварка взрывом



б)



в)



г)

Рис. 2. Микроструктура границы соединения М1+М1:
а, б – начало пластины ($L=100$ мм); в, г – конец пластины ($L=650$ мм)

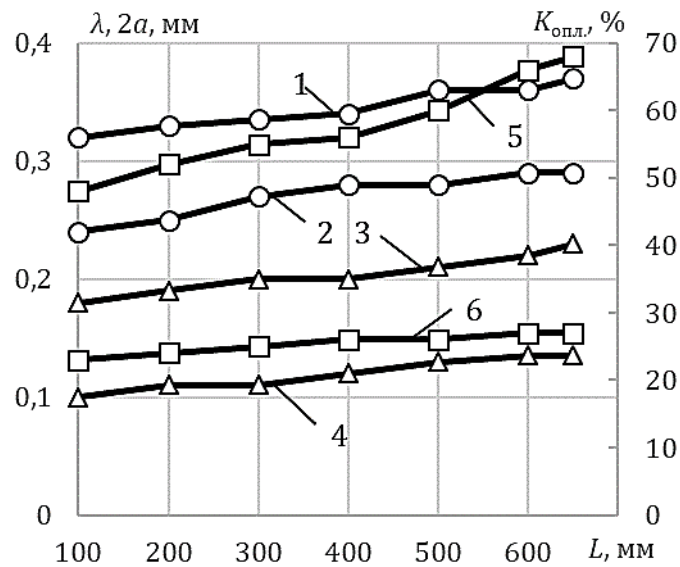


Рис. 3. Изменение длины волны λ (1,2), высоты волны $2a$ (3,4) и количества оплавленного металла $K_{опл}$ (5,6) по длине L соединения М1+М1: 1, 3, 5 – сварка взрывом; 2, 4, 6 – сварка взрывом с воздействием УЗ

Сварку взрывом с воздействием ультразвука производили по схеме с встречно-направленным распространением УЗ колебаний [7]. Для сравнения полученных результатов исследования одновременно производили сварку взрывом контрольных медных пластин таких же размеров на идентичных режимах взрывного нагружения, но без воздействия ультразвука.

Контроль скорости детонации взрывчатого вещества осуществляли электроконтактным методом с регистрацией времени при помощи электронно-счетных частотомеров. Расчет параметров режима сварки взрывом осуществляли с использованием пакета прикладных программ EW Calc [12].

Металлографические исследования зоны соединения выполняли на оптических микроскопах OLYMPUS BX61, Zeiss Axiovert M40.

Условия проведения экспериментов приведены в таблице.

Результаты и их обсуждение

Полученные результаты исследований показали, что при сварке взрывом с одновременным воздействием УЗ крупногаба-

ритных медных пластин наблюдается аналогичный эффект, как и при сварке модельных образцов небольших размеров, характеризующийся увеличением прочности соединения, микротвердости металла околошовной зоны и уменьшением параметров волн, количества оплавленного металла по сравнению с контрольными пластинами, сваренными без воздействия ультразвука на идентичных режимах.

Экспериментально установлено, что по всей длине медной пластины после сварки взрывом с одновременным воздействием УЗ наблюдается увеличение прочности $\sigma_{отр}$ соединения М1+М1 по сравнению с контрольной пластиной, сваренной без воздействия ультразвука (рис. 1). Так, среднее значение прочности соединения медных образцов с воздействием УЗ колебаний составляло $\sigma_{отр} = 270$ МПа, тогда как при сварке без применения ультразвука среднее значение прочности соединения меньше $\sigma_{отр} = 214$ МПа. При этом следует отметить, что при сварке взрывом с одновременным воздействием УЗ по длине пластины значение прочности со-

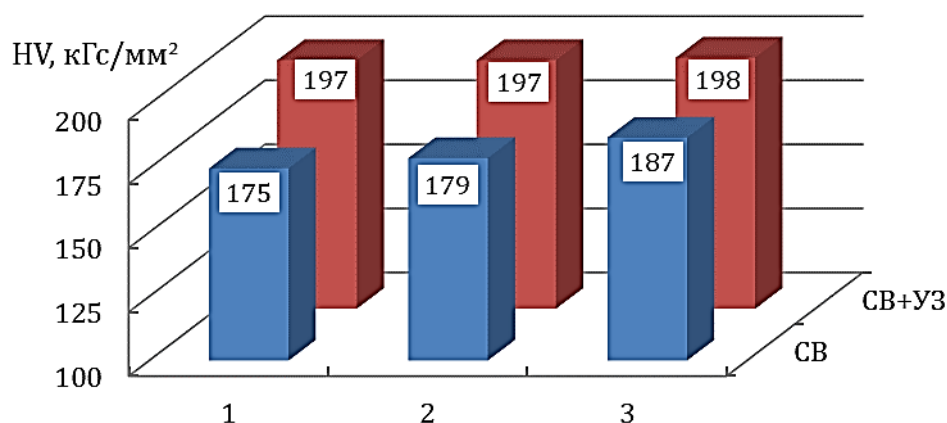


Рис. 4. Характер распределения микротвердости HV в околошовной зоне по длине L соединения М1+М1: 1 – начало пластины ($L=100$ мм); 2 – середина пластины ($L=300$ мм); 3 – конец пластины ($L=650$ мм)

единения $\sigma_{отр}$ практически постоянно, а при сварке взрывом без применения ультразвука наблюдается снижение прочности с 229 МПа – в начале пластины до 198 МПа – в конце пластины (рис. 1) вследствие увеличения количества хрупкого оплавленного металла на границе соединения (рис. 2).

Металлографические исследования показали, что при сварке взрывом с одновременным воздействием УЗ по всей длине соединения М1+М1 параметры волн и количество оплавленного металла значительно меньше по сравнению с контрольной пластиной, сваренной без применения ультразвука. Так, в условиях сварки взрывом с воздействием УЗ колебаний средние значения количества оплавленного металла на границе соединения М1+М1 составляло порядка 26% при размахе $2a \approx 0,11$ мм и длине волны $\lambda \approx 0,24$ мм, тогда как при сварке взрывом без применения ультразвука: $K_{опл} \approx 59\%$, $2a \approx 0,20$ мм, $\lambda \approx 0,35$ мм (рис. 3). При этом, если при сварке взрывом с одновременным воздействием УЗ по длине медной пластины количество оплавленного металла изменяется незначительно $K_{опл} = 24...28\%$, то при сварке взрывом без применения ультразвука по мере увеличения длины пластины количество оплавов существенно растёт с $K_{опл} = 47\%$ – в начале пластины до $K_{опл} = 68\%$ – в конце пластины (рис. 3, 4).

Результаты измерения микротвердости HV в ОШЗ показали, что при сварке взрывом с одновременным воздействием УЗ ее значение по длине медной пластины постоянно, составляющее около 197 кгс/мм². При сварке взрывом без применения ультразвука на идентичных режимах взрывного нагружения значение микротвердости HV , измеренное в непосредственной близости от зоны соединения контрольной медной пластины несколько меньше, составляющее 175

кгс/мм² – в начале пластины и 187 кгс/мм² – в конце пластины (рис. 5).

Таким образом, при сварке взрывом с воздействием ультразвука длинномерных медных пластин аналогично обнаружен эффект изменения структуры и свойств сварных соединений, проявляющийся в увеличении прочности, микротвердости и существенном уменьшении параметров волн, количества оплавленного металла по сравнению со сваркой взрывом без применения ультразвука.

Библиографический список

1. Абрамов, О. В. Воздействие мощного ультразвука на жидкие и твердые металлы / О. В. Абрамов. – М.: Наука, 2000. – 297 с.
2. Takehiko, Watanabe. Ultrasonic welding between mild steel sheet and Al-Mg alloy sheet / Watanabe Takehiko, Sakuyama Hideo, Yanagisawa Atsushi // Journal of Materials Processing Technology. – 2009. – Vol. 209. – Pp. 5475–5480.
3. Microstructure of the pure copper produced by up-setting with ultrasonic vibration / Y. Liu, S. Suslov, Q. Han, C. Xu, L. Hua // Materials Letters. – 2012. – V. 67 (1). – Pp. 52-55.
4. Марков, А. И. Ультразвуковая обработка материалов / А. И. Марков. – М.: Машиностроение, 1980. – 237 с.
5. Кулемин, А. В. Ультразвук и диффузия в металлах / А. В. Кулемин. – М.: Металлургия, 1978. – 264 с.
6. Влияние параметров высокочастотной акустической волны на структуру, свойства и пластическое течение металла зоны соединения свариваемых взрывом материалов с одновременным воздействием ультразвука / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин, А. Н. Дородников // Физика металлов и металловедение. – 2017. – Т. 118, № 5. – С. 513-521.
7. Кузьмин, С. В. Применение ультразвука при сварке взрывом / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин // Научно-технические технологии в машиностроении. – 2017. – № 7 (73). – С. 3-10.
8. Особенности формирования структуры и свойств соединения меди с алюминием при сварке взрывом под воздействием ультразвука / Е. В. Кузьмин, А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Физика металлов и металловедение. – 2017. – Т. 118, № 8. – С. 861-868.
9. Plastic deformation and wave formation on the interface of metals welded by ultrasound-assisted explosive welding / E. V. Kuz'min S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, A. N. Lata // Journal of Physics: Conference Series. – 2017. – Vol. 894, № 1. – 7 p.

10. Влияние схемы распространения ультразвуковых колебаний на структуру и свойства свариваемых взрывом соединений / Е. В. Кузьмин, А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. Н. Дородников // Сварка и диагностика. – 2016. – № 3. – С. 53-57.

11. О влиянии параметров ультразвуковой обработки на структуру и свойства алюминиевых соединений при сварке взрывом / Е. В. Кузьмин, А. П. Пеев, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, А. Н. Дородников // Известия

ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград. – 2014. – № 20 (147). – С. 21-24.

12. Свид. о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2017660260 от 20 сентября 2017 г. Российская Федерация. Программное обеспечение по расчёту и оптимизации параметров сварки взрывом многослойных металлических композиционных материалов / С. В. Хаустов, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, В. О. Харламов; ВолгГТУ. – 2017.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ, грант № 15-08-09438 А, а также при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках “Совета по грантам Президента РФ” (СП-1940.2016.1)

УДК 621.791.13

В. В. Пай, д-р физ.-мат. наук, Я. Л. Лукьянов, н.с., В. И. Лысак, академик РАН,
С. В. Кузьмин*, д-р техн. наук, Е. В. Кузьмин*, канд. техн. наук*

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКА НА СВАРКУ ВЗРЫВОМ

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

В данной работе было продолжено начатое в [1] исследование воздействия ультразвука на процессы деформации металла и термический цикл в сварном шве в момент его формирования при сварке взрывом константановой и медной пластин. С этой целью проводились измерения термоэлектрического сигнала, возникающего при образовании естественной медь-константановой термопары в процессе сварки взрывом, а также изучался характер деформации металла в околошовной зоне при параметрах соударения, обеспечивающих безволновой режим сварки. Показано, что как и в случае с развитым волнообразованием [1], влияние ультразвука на термический цикл и деформацию в сварном шве для безволновых режимов соударения незначительно. Наблюдаемое в ряде экспериментов [2 ... 4] изменение характера деформации металла в околошовной области возможно связано с тем, что возбуждаемые ультразвуковым генератором продольные колебания с частотой 20 кГц в изначально неподвижной пластине вызывают ее поперечные колебания с более низкой частотой – 8 кГц, которые в свою очередь через воздушный зазор передаются метаемой пластине. При этом из-за вибрации метаемой пластины происходит уплотнение находящегося на ней смесового порошкообразного ВВ с частичной сепарацией компонентов смеси. Такой процесс сопровождается изменением детонационных и баллистических характеристик ВВ, а значит и параметров соударения свариваемых пластин, приводя к изменению деформационной картины течения металла, в том числе и параметров волнообразования.

Ключевые слова: сварка взрывом, ультразвук, температура шва

V. V. Pai, Ya. L. Lukyanov, V. I. Lysak, S. V. Kuz'min*, E. V. Kuz'min**

EFFECT OF ULTRASOUND ON THE EXPLOSIVE WELDING

*Lavrentyev Institute of hydrodynamics, SB RAS, Novosibirsk, pai@hydro.nsc.ru
Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

In this paper, the study begun in [1] the effect of ultrasound on the processes of metal deformation and the thermal cycle in the weld seam at the time of its formation during explosive welding of a constantan and copper plates was continued. For this purpose, measurements of the thermoelectric signal produced during the formation of a natural copper-constantan thermocouple during explosive welding were made, and also the nature of the metal deformation in the near-field zone was studied at collision parameters ensuring a waveless welding regime. It is shown that, as in the case of advanced wave formation [1], the effect of ultrasound on the thermal cycle and deformation in the weld seam for the waveless collision regimes is insignificant. The change in the nature of metal deformation in the near-weld region observed in a number of experiments [2 ... 4] is probably due to the fact that longitudinal oscillations excited by an ultrasonic generator with a frequency of 20 kHz in the initially base plate cause its transverse oscillations with a lower frequency of 8 kHz, which in the queue through the air gap is transmitted to the launched plate. At the same time, due to the vibration of the launched plate, there is a compaction of the powdered explosive mixture that is located on it with a partial separation of the components of the mixture. Such a process is accompanied by a change in the detonation and ballistic characteristics of the explosive, and therefore the parameters of the collision of the welded plates, leading to a change in the deformation pattern of the metal flow, including the parameters of wave formation.

Keywords: explosion welding, ultrasound, seam temperature

В работах [2 ... 4] рассматривалось влияние ультразвука на процесс сварки металлов взрывом. Было установлено, что предварительная ультразвуковая обработка образцов с последующей их сваркой взрывом не влияет на структуру и свойства околошовной зоны. Изменение характера деформации в зоне

соединения металлов происходит только при воздействии ультразвука в процессе соударения свариваемых пластин. При этом влияние мощности ультразвукового излучения оказалось незначительным, а решающим фактором, определяющим изменение картины течения металла вблизи границы

соединения, является увеличение времени предварительного акустического воздействия до 60 секунд. Результаты измерений температуры при сварке взрывом медной пластины с константановой в режиме волнообразования, полученные в работе [1] термодинамическим методом с временем предварительного воздействия ультразвука ~ 5 с, показали отсутствие влияния ультразвука

на процесс формирования безволнового режима сварки. Все эксперименты проводились при времени воздействия ультразвука на неподвижную константановую пластину ~ 5 с. Длительность времени воздействия ультразвука выбиралась достаточной для установления стационарного режима колебаний в пластинах. При длине свариваемых пластин ~ 180 мм время распространения в ней зву-

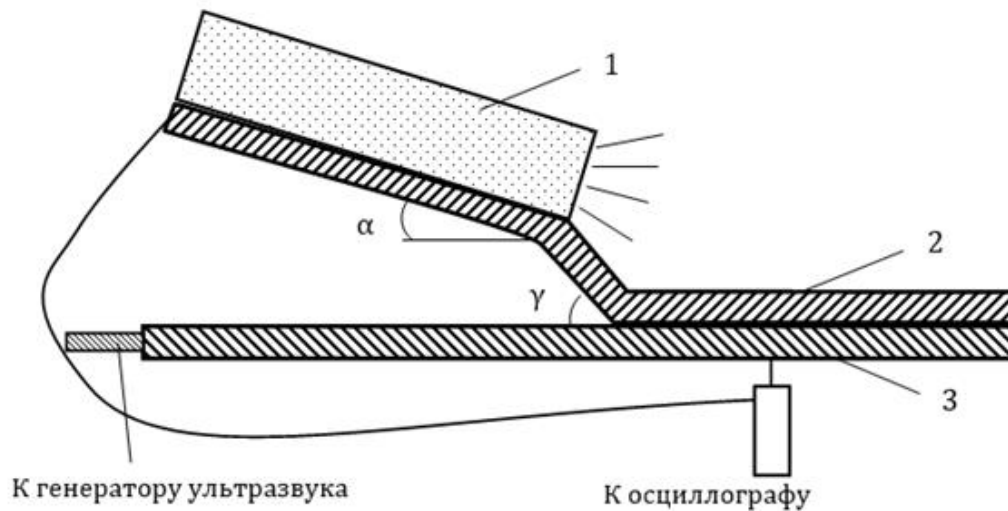


Рис. 1. Схема эксперимента

1 – взрывчатое вещество (ВВ) (аммонит 6ЖВ+NaHCO₃ 2:1 по массе), 2 - метаемая пластина (медь), 3 – базовая пластина (константан), α – начальный угол метаемой пластины, γ – угол соударения

как на термический цикл в сварном шве в момент его формирования, так и на структуру металла в околошовной зоне.

В данной работе было продолжено исследование, начатое в [1], воздействия ультразвука на процессы деформации металла и термический цикл в сварном шве в момент его формирования при сварке взрывом константановой и медной пластин. С этой целью проводились измерения термоэлектрического сигнала, однозначно связанного с распределением температуры в сварном шве [1], возникающего при образовании естественной медь-константановой термодинамической пары в процессе сварки взрывом, а также изучался характер деформации металла в околошовной зоне при параметрах соударе-

ния, обеспечивающих безволновой режим сварки. Все эксперименты проводились при времени воздействия ультразвука на неподвижную константановую пластину ~ 5 с. Длительность времени воздействия ультразвука выбиралась достаточной для установления стационарного режима колебаний в пластинах, не превышало 2 мс, что устанавливалось с помощью микро-

Условия проведения исследований

№ опыта	Начальный угол метаемой пластины α , °	Угол соударения γ , °	Скорость контакта V_c , м/с
1	0	11,8	1900
2	4,8	15,6	1130
3	9,6	21,4	920

фона с чувствительным пьезокерамическим элементом. Поэтому, выбранное время воздействия ультразвука, как минимум, на три порядка превышает необходимое для установления стационарного режима колебаний. Эксперименты проводились по схеме, изображенной на рис. 1.

напряжения на термопарах рис. 2, б), в) соответствует температуре ~ 800 °С, минимальное – остаточной температуре в шве ~ 400 °С.

Во всех экспериментах скорость детонации заряда ВВ составляла 1900 ± 100 м/с. Режимы соударений приведены в таблице.

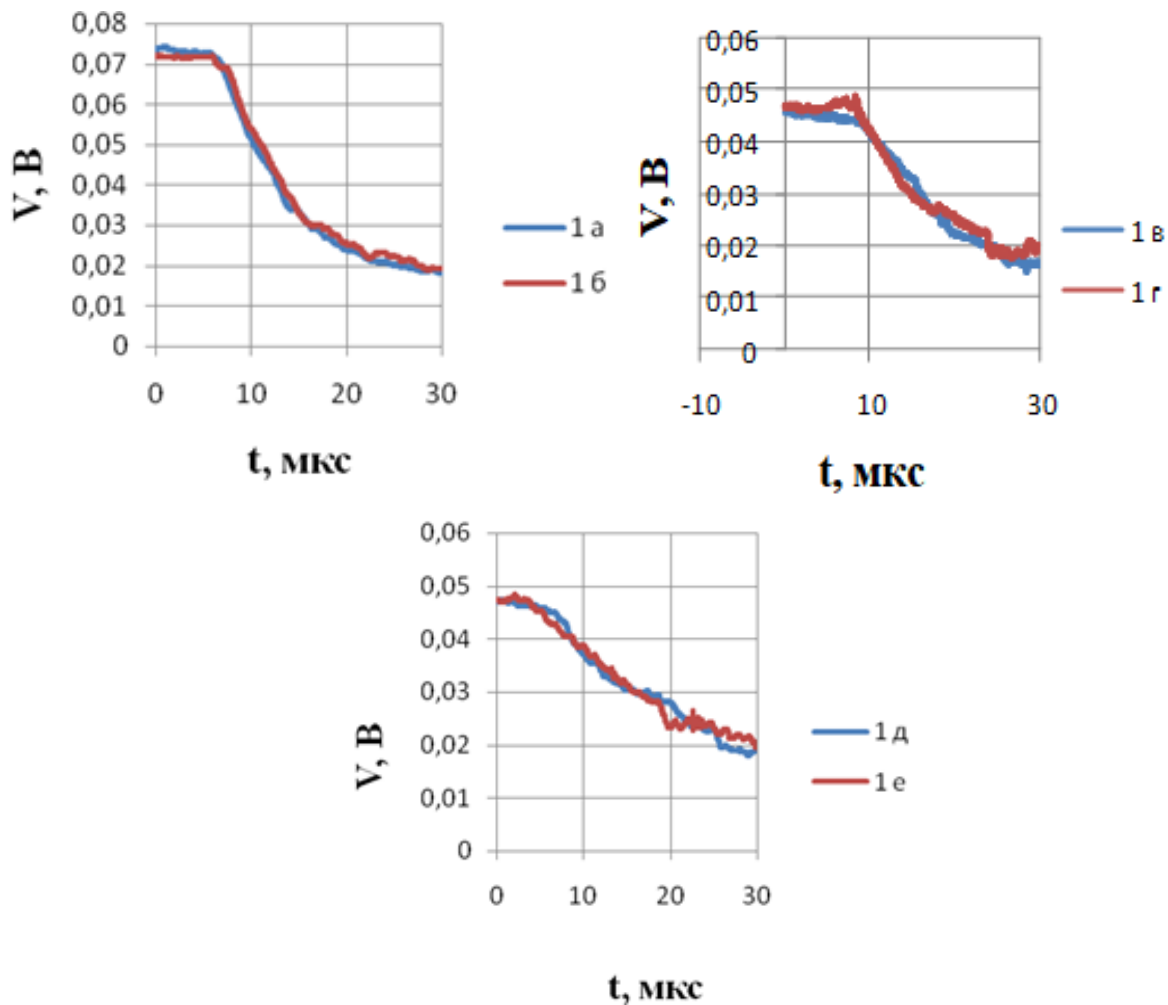


Рис. 2. Осциллограммы термо-ЭДС с естественной термопары:
а, б – термо-ЭДС в режиме волнообразования; в, г, д, е – безволновой режим

Изменение режима соударения производилось варьированием начального угла установки α между метаемой и изначально неподвижной пластиной. Осциллограммы термо-ЭДС с естественной термопары, образовывавшейся в момент сварки медной пластины с константановой, приведены на рис. 2 вместе с аналогичными осциллограммами из работы [1]. Максимальное значение

Здесь α – начальный угол между пластинами, γ – угол соударения, V_c – скорость точки контакта. Осциллограммы на рис. 2, а, б соответствуют экспериментам № 1, рис. 2, в, г – № 2, рис. 2, д, е – № 3 (см. таблицу).

Как видно на рис. 2, сигналы термо-ЭДС при включенном ультразвуковом источнике и без воздействия ультразвука практически совпадают как при соударении в режиме

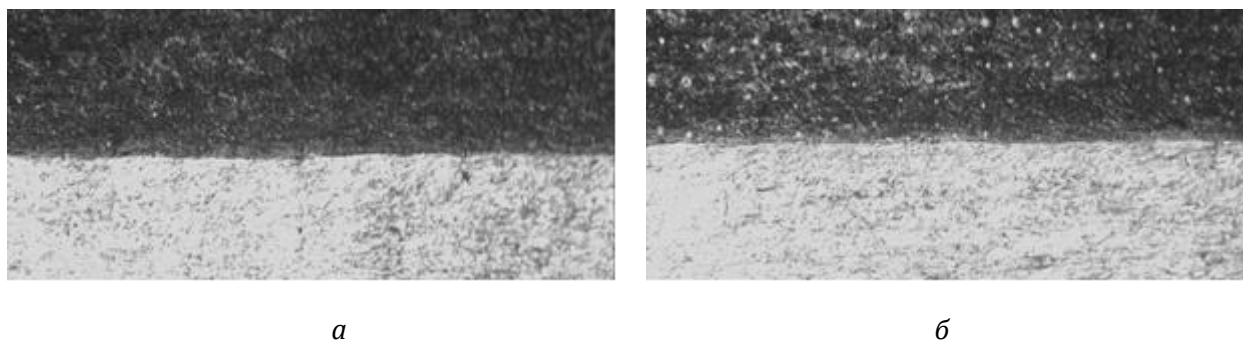


Рис. 3. Макрошлифы сварного соединения:

а – без воздействия ультразвука; б – с воздействием ультразвуком

волнообразования, так и в безволновом режиме, что свидетельствует о независимости термического цикла в сварном шве в момент его формирования от действия ультразвука. К тому же, как можно видеть на рис. 3, где приведены макрошлифы сварного соединения, структура металла и форма шва при воздействии и без воздействия ультразвука также не имеют существенных различий.

Полученные в данной работе результаты указывают на то, что изменения характера деформаций в околошовной зоне при воздействии ультразвука в течение промежутка времени, существенно превышающего время установления стационарного режима колебаний, имеет иную природу, чем изменение механических свойств материалов свариваемых пластин.

Библиографический список

1. Измерение температуры в шве при сварке металлов взрывом под действием ультразвука / В. В. Пай, М. А. Гулевич, И. В. Яковлев, А. П. Пеев, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, Е. В. Кузьмин, А. Н. Дородников // Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 2016. – № 10 (189). – С. 5-10.
2. Формирование структуры и свойств свариваемых взрывом соединений под действием ультразвука / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин, А. Н. Дородников // Физика металлов и металловедение. – 2015. – Т. 116, № 8. – С. 861-866.
3. Кузьмин, С. В. Применение ультразвука при сварке взрывом / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин // Научно-технические технологии в машиностроении. – 2017. – № 7 (73). – С. 3-10.
4. Влияние параметров высокочастотной акустической волны на структуру, свойства и пластическое течение металла зоны соединения свариваемых взрывом материалов с одновременным воздействием ультразвука / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин, А. Н. Дородников // Физика металлов и металловедение. – 2017. – Т. 118, № 5. – С. 513-521.

УДК 621.791.13

*М. П. Бондарь, д-р физ.-мат. наук, Я. Л. Лукьянов, н.с.***О ДЕФОРМИРОВАНИИ МЕХАНИЗМОМ ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ В ДИНАМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССАХ***Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск, bond@hydro.nsc.ru*

Определено соотношение параметров нагружения и микроструктур материалов, при которых происходит переход от сдвигового (дислокационного) механизма деформирования к механизму «проскальзывания» в зоне образования прочного соединения при сварке взрывом. Установлена аналогия в эволюции микроструктур и механизмах высокоскоростного деформирования нанокompозитов и мелкозернистых материалов. Исследована связь размера зоны интенсивной пластической деформации с типом механизма деформации на границе прочного соединения. Показано, что переход от сдвиговой деформации к механизму «проскальзывания» в зоне соединения связан с увеличением энергии необходимой для взаимодействия соударяемых поверхностей.

Ключевые слова: высокоскоростная деформация, зона интенсивной пластической деформации, микроструктура, механизм деформации, деформация проскальзыванием структурных элементов.

*M. P. Bondar. Ya. L. Lukyanov***THE DEFORMATION BY THE MECHANISM OF SLIDING IN DYNAMIC PROCESSES***Lavrentyev Institute of hydrodynamics, SB RAS, Novosibirsk, bond@hydro.nsc.ru*

The correlation between the loading parameters and the microstructures of the materials is determined, under which there is a transition from the shearing (dislocation) deformation mechanism to the "sliding" mechanism in the zone of formation of a strong joint during explosive welding. An analogy is established in the evolution of micro-structures and mechanisms of high-speed deformation of nanocomposites and fine-grained materials. The relationship between the size of the zone of intense plastic deformation and the type of deformation mechanism at the boundary of a strong joint is investigated. It is shown that the transition from shear deformation to the mechanism of "sliding" in the bond zone is associated with an increase in the energy necessary for the interaction of the colliding surfaces.

Keywords: high-speed deformation, the zone of intensive plastic deformation, microstructure, deformation mechanism, deformation and slippage of structural elements.

Наиболее изученным и нашедшим широкое практическое применение динамическим процессом, в котором основная роль принадлежит высокоскоростной деформации, является сварка взрывом. Фундаментальной основой образования прочной связи пар металлов при сварке взрывом является реализация взаимодействия объемных атомов на границе соединения. Связь при сварке взрывом образуется при создании локализованных деформационных процессов на контактах. Проблема образования прочной связи решается выбором кинематических параметров нагружения γ , V_k (γ – угол соударения, V_k – скорость точки контакта) [1]. Известно, что для каждой пары свариваемых материалов определяется «окно сварки» в координатах $\gamma - V_k$. В практиче-

ском применении наибольший интерес представляет нижняя граница сварки взрывом [1]. Полученные в [1] выражения для нижней границы, определяемой наименьшей величиной скорости метания – $V_0 = \sqrt{\frac{\sigma_b}{\rho}}$, (σ_b – прочность при разрушении и ρ – плотность наиболее прочного материала свариваемой пары) сужают область значений γ , V_k .

С параметрами: γ , V_k связаны физические процессы в зоне образования связи, γ определяет ширину зоны интенсивной пластической деформации (ЗИПД) – R , V_k – скорость деформации $\dot{\epsilon}$ ($\dot{\epsilon} = V_k / R$). Связь между параметрами γ , V_k представлена в виде $\gamma = \sqrt{(Hv / \rho V_k)}$ (1), где Hv – микротвердость более прочного материала из свариваемой пары.

В условиях практического использования сварки взрывом оптимизация параметров γ , V_k определяет структурные компоненты образованной связи: R – ширина ЗИПД, δ – толщина кумулятивной струи, характеризующая самоочищение свариваемых поверхностей, λ – характеристика деформации поверхностных слоев соударяемых пластин, за счет которой осуществляется физический контакт между ними.

находится в той же функциональной зависимости от γ , как δ и λ [2].

В настоящей работе исследовалась зависимость между величинами $R(\gamma)$ и $\delta(\gamma)$, и типом соответствующих им деформационных процессов, формирующих микроструктуру области R , обеспечивающую высокопрочное соединение свариваемых материалов.

Впервые экспериментальное определение зависимости R и δ от γ было представле-

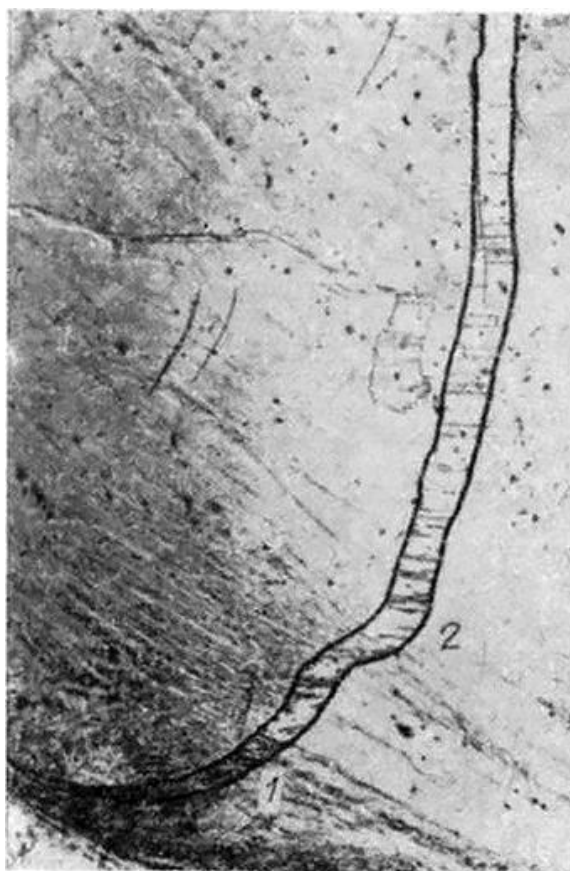


Рис. 1. Двойник, входящий в шов (образец сварен при $\gamma = 24^\circ$, $V_k = 950$ м/с)

В [3] показано, что образование прочного соединения при сварке взрывом связано с определенной величиной R , включающей полосу локализованной деформации – границу соединения с особенностями её структурных характеристик, также показано, что при любых условиях реализации сварки взрывом наличие R является основным критерием образования соединения на контакте соударяемых поверхностей. Величина R

но в [4]. Измерение R проводилось на сваренных медных пластинах. Предварительно в меди путем специального отжига была сформирована крупнозернистая структура с большим количеством двойников. Это позволяло определить деформацию в окрестности зоны соединения – R методом двойников [5]. Метод не требует нарушения сплошности свариваемых образцов и позволяет измерить её действительную величину. Сварка

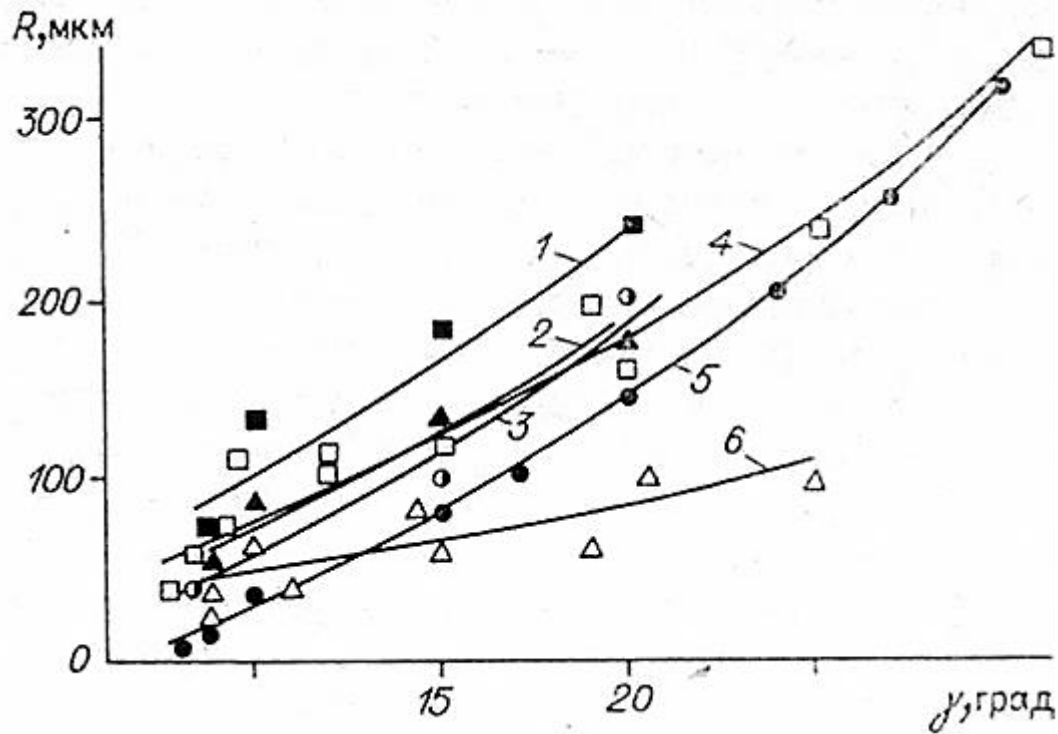


Рис. 2. Зависимость $R(\gamma)$: 1 – $Cu + Cu$ – рекристаллизация; 2 – $Ni + Ni$ – рекристаллизация; 4 – $Cu + Cu$ – двойники; 5 – $\delta_0 \sin^2(\gamma/2)$; 6 – $Ni + Ni$ – двойники

проводилась по несимметричной схеме соударения в широком диапазоне кинематических параметров ($5 < \gamma < 30^\circ$, $800 < V_k < 3500$ м/с). Размер свариваемых пластин – $180 \times 60 \times 5$ мм. Деформация изучалась по изменению направления и формы двойников. На (рис. 1 [4]), показано, что величина сдвиговой деформации – ϵ растет по мере приближения к шву. Степень роста неравномерна, в зависимости от γ и V_k наблюдается один или два скачка, которые регистрируются в виде изломов на двойниках. Расстояние от шва до первого излома (см. рис. 1) определяет R , где величина деформации – ϵ может достигать n ($100 \div 1000$ %) [3]. Определение R также проводилось методом градиентной рекристаллизованной микроструктуры сваренных образцов [4].

С целью обобщения результатов было проведено сравнительное измерение R с помощью двойников и рекристаллизации по образцам никелевых заготовок, сваренных в

том же диапазоне параметров нагружения, как и медь. Никель выбран потому, что, имея отличающиеся от меди физические характеристики (σ_s , энергия дефектов упаковки), в то же время обеспечивает эквивалентность параметров сварки из-за близкой к меди плотности. Кроме этого в никеле, так же, как и в меди, имеются двойники отжига, позволяющие измерить R . Все эксперименты с Ni и Cu проведены на одном размере свариваемых пластин.

Значения $R(\gamma)$, измеренные по двойникам и по рекристаллизованной структуре представлены на рис. 2. Здесь же приведена зависимость толщины кумулятивной струи – $\delta(\gamma)$, подсчитанная для случая толщины медных пластин, равной 5 мм [4]. На рис. 2 кривые $R(\gamma)$, построенные по двум способам измерения, в некоторой степени коррелируют с $\delta(\gamma)$. Отклонение $R(\gamma)$ для никелевых заготовок, измеренное по двойникам (см. рис. 2, кривая 6), от $\delta(\gamma)$ в сторону меньших

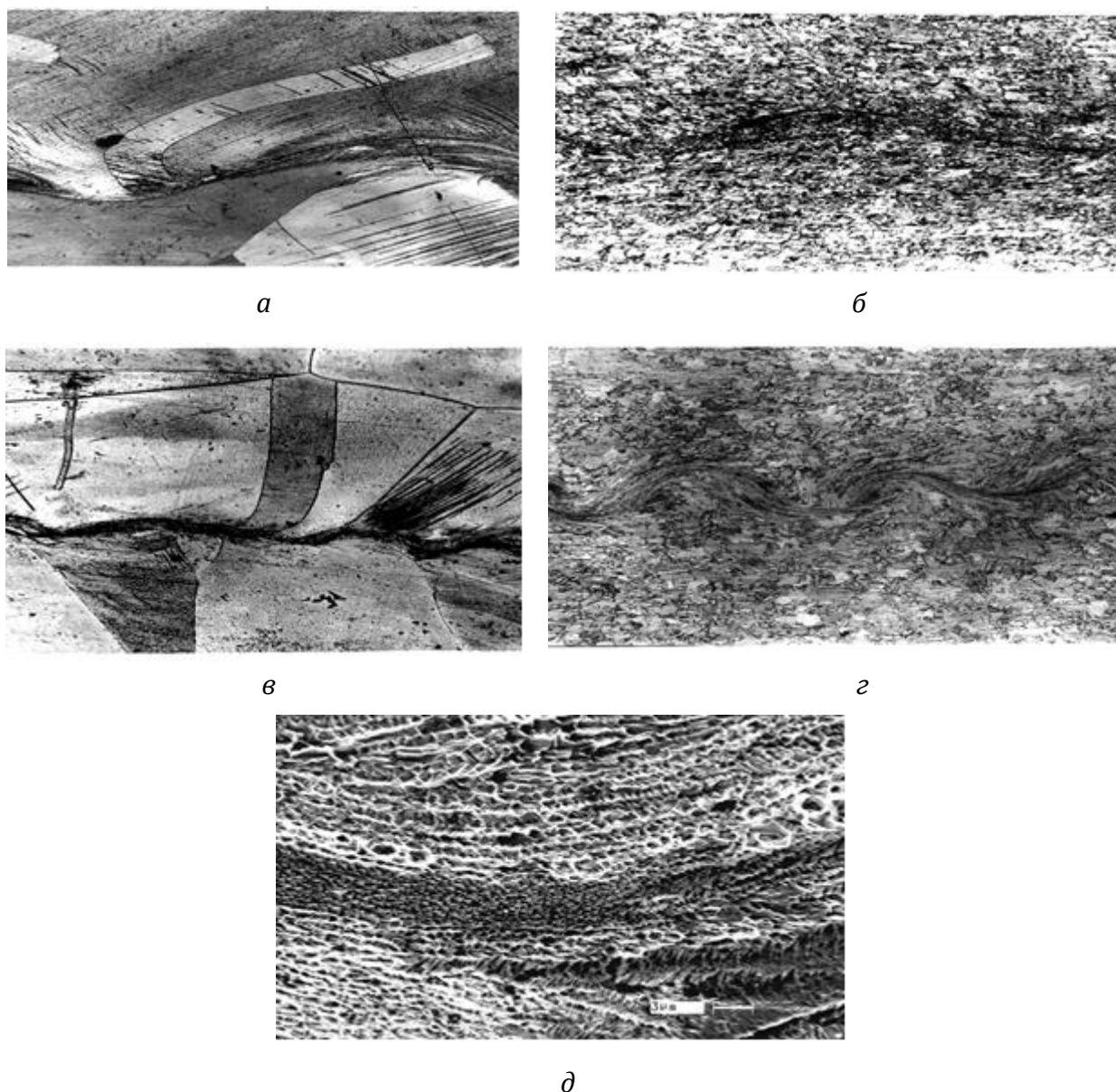


Рис. 3. Микроструктура и прочность образцов меди, сваренных взрывом в области нижней границы ($V_{0\ min}$): а) $V_{к1} = 1060$ м/с, $\gamma_1 = 11^\circ$; б) $V_{к1} = 1060$ м/с, $\gamma_1 = 11^\circ$, $\sigma_b = 230$ МПа – $d \approx 300$ мкм, $\sigma_b = 50$ МПа – $d = 50$ мкм; в) $V_{к2} = 1680$ м/с, $\gamma_1 = 7^\circ$; г) $V_{к2} = 1680$ м/с, $\gamma_1 = 7^\circ$, $\sigma_b = 90$ Мпа – $d \approx 300$ мкм, $\sigma_b = 250$ Мпа – $d = 50$ мкм; д) ЗИПД в зоне образования связи

значений, связано с меньшим размером зерен в Ni по сравнению с размером зерен в Cu , размер зерен в меди на порядок больше, чем в никеле.

Влияние размера зерна – d на величину R в зоне соединения в сваренных медных пластинах исследовано в работе [5]. Величины d в свариваемых парах пластин соответствовали $d \approx 300$ мкм и $d \approx 50$ мкм. Используются два режима сварки: 1-ый – $V_k = 1060$ м/с, $\gamma_1 = 11^\circ$; 2-ой – $V_k = 1680$ м/с, $\gamma_2 = 7^\circ$.

Из выражения (1) и рис. 3 следует, что уменьшение γ приводит к уменьшению R и увеличению V_k и, соответственно, скорости деформации $\dot{\epsilon}$ в зоне образования связи. На рис. 3 приведены микроструктуры зон соединения и соответствующие им прочностные характеристики. Сочетание параметров нагружения первого режима обеспечивает образование прочного соединения в крупнозернистых образцах. При этом микроструктура зоны соединения определяется гради-

ентом сдвиговой деформации, хорошо выявляемой по изменению формы двойников входящих в шов и полосам сдвига (рис. 3, а). Расстояние от шва до места резкого изгиба двойника определяет размер R . Зарождение

Изменение параметров соударения (γ , V_k) при переходе к режиму 2 привело к уменьшению γ и, соответственно, уменьшению R примерно в 2 раза, и к росту V_k и соответственно, к росту напряжения в зоне соеди-

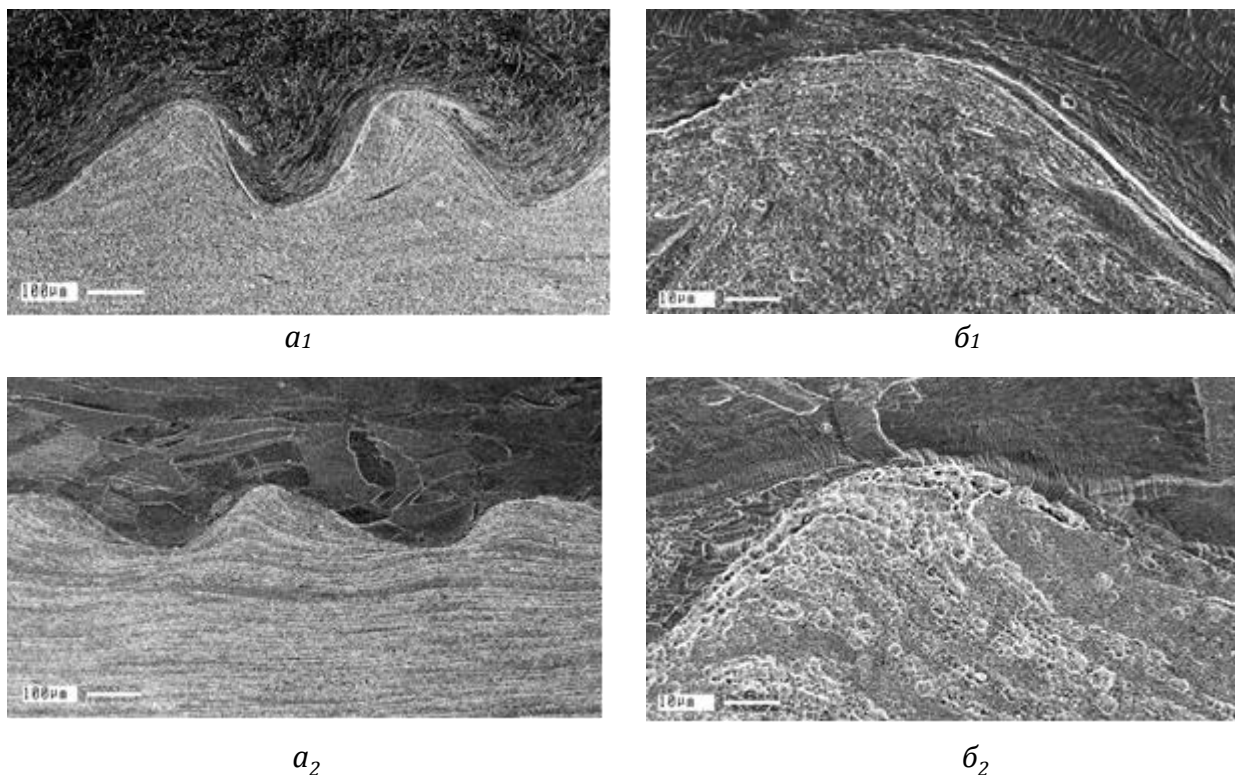


Рис. 4. Микроструктура сваренных образцов: а – нанокompозит МК+ Cu, б - нанокompозит МК + BOM

и распространение ЗИПД в крупнозернистом материале определено потерей сдвиговой устойчивости с ростом деформации материала. В мелкозернистом образце при этом режиме соударения в центре зоны интенсивного пластического течения наблюдается фрагментированная текстурированная микроструктура без признаков сдвиговой деформации в фрагментах. Наблюдаемые в центральной зоне пустоты между фрагментами определили низкую прочность связи (рис. 3, б). Наличие пустот указывает на то, что развитие деформации в мелкозернистом материале для образования связи требует больших напряжений, чем в крупнозернистых.

нения. Об увеличении напряжений при уменьшении R можно судить по соотношению величин, определяющих энергию соударения – V_{k2}^2/V_{k1}^2 , которое составляет $\approx 2,5$. При этом величина скорости деформации $\dot{\epsilon}$ ($\dot{\epsilon} = V_k/R$) увеличивается в 3 раза (от значения $10,6 \cdot 10^6$ до $33,6 \cdot 10^6 \text{ с}^{-1}$).

На рис. 3, д представлена микроструктура локализованной зоны соединения мелкозернистого образца R , сваренного в режиме 2. С ростом напряжения и деформации степень фрагментации увеличивается; развитие высокофрагментированной микроструктуры ограничено нарушением однородности пластического течения – зарождением и развитием ЗИПД. ЗИПД в мелкозер-

нистых материалах образуются в условиях больших деформаций и их скоростей, и развитой фрагментированной структуры как результат проявления мощной ротационной неустойчивости, обусловленной резким снижением сопротивления поворотам (проскальзыванием) фрагментов друг относительно друга. Следует отметить, что ширина локализованной полосы, где реализуется связь, не превышает 5 мкм.

Особый интерес представляет формирование микроструктуры ЗИПД прочного соединения нанокompозитов с материалами разной зернистости. Исследования проведены на сваренных образцах нанокompозита МК состава $Cu-10\%$ об. % TiB_2 с чистой медью, имеющей размер зерна ~ 150 мкм, и с внутреннеокисленной медью - ВОМ с размером зерна ~ 1000 мкм при одинаковых параметрах нагружения. Материалы отличаются природой: внутреннеокисленная медь может быть отнесена к классу дисперсноупрочненных сплавов (медная матрица с частицами Al_2O_3 размером ~ 30 нм). Микротвердость, измеренная с помощью ПМТ-3 при нагрузке 50 г для МК составила - 166, для чистой меди - $60 \div 70$, для ВОМ - 115. Предел текучести - σ_s (МПа): МК-450, медь - 50, ВОМ - 320. Сварка выполнена при одинаковых режимах нагружения: - $V_0 = 400$ м/с, $V_k = 2500$ м/с и $\gamma = 8^\circ$. Получено хорошее качество соединения (рис. 4), определившее высокие прочностные показатели при испытании на изгиб [6]. Особенностью микроструктур ЗИПД для обеих пар свариваемых материалов является то, что формируемая микроструктура ЗИПД со стороны нанокompозита не чувствительна к типу и прочностным характеристикам материалов, соединяемыми с ним (рис. 4, а, б). Размер R , включающий ЗИПД не превышает $\sim (1 \div 5)$ мкм. Микроструктура ЗИПД (см. рис. 4, а₂, б₂) со-

стоит из микроэлементов пар свариваемых материалов, свидетельствующих о её формировании деформацией методом проскальзывания структурных элементов.

Увеличенное изображение микроструктур зон интенсивной пластической деформации на границах соединения у подъема горбов нанокompозита как с чистой медью, так и с ВОМ (рис. 4, а, б), где сдвиговые напряжения при соударении имеют максимальную величину, показывает, что связь образуется методом проскальзывания микроэлементов по границам контактирующих пар свариваемых материалов.

Заключение. Решение задачи, поставленной в настоящей работе, показало, что положение кривых $R(\gamma)$ для крупнозернистого и мелкозернистого материалов относительно кривой $\delta(\gamma)$, представленное на рис. 2, определено механизмами деформации, дислокационным для крупнозернистого и механизмом проскальзывания структурных элементов для мелкозернистого.

Проведенное исследование микроструктуры зон соединения как между мелкозернистыми материалами, так и нанокompозитов с разным классом материалов, созданных сваркой взрывом, показало, что образование прочной связи происходит за счет интенсивной пластической деформации методом проскальзывания. Реализация соединения высокоскоростной деформацией методом проскальзывания требует большей энергии, чем сдвиговой деформацией, и происходит при потере устойчивости ротационной деформации вызванной ростом деформации. Высокая энергия соударения при сварке прочного нанокompозита с материалами разной природы, в частности с крупнозернистой внутреннеокисленной медью, определяет появление микрозернистой структуры в зоне локализованной деформа-

ции $R \sim 5$ мкм, определяющей создание прочной связи.

Библиографический список

1. Захаренко, И. Д. Критические режимы при сварке взрывом / И. Д. Захаренко // Физика горения и взрыва. – 1972. – Т. 8. – №3. – С. 422-428.
2. Захаренко, И. Д. О необходимых условиях сварки взрывом / И. Д. Захаренко // Физика горения и взрыва. – 1979. – Т. 15. – №3. – С. 139-142.
3. Бондарь, М. П. Пластическая деформация и образование связи при сварке взрывом медных пластин / М. П. Бондарь, В. М. Оголихин // Физика горения и взрыва. – 1988. – Т. 24. – №1. – С. 122-127
4. Бондарь, М. П. Деформация на контактах и критерии образования соединения при импульсных воздействиях / М. П. Бондарь, В. Ф. Нестеренко // Физика горения и взрыва. – 1991. – Т. 27. – №3. – С. 103-117.
5. Бондарь, М. П. Тип локализации пластической деформации на контактах, определяющий образование связи / М. П. Бондарь // Физика горения и взрыва. – 1995. – Т. 31. – №5. – С. 122-128.
6. Бондарь, М. П. О связи металла и нанокompозита, возникающей при сварке взрывом / М. П. Бондарь, Е. В. Карпов, Я. Л. Лукьянов // Прикладная механика и техническая физика. – 2016. – Т. 57. – № 5. – С. 15-23.

УДК 621.791.13

О. Л. Первухина, канд. техн. наук, И. А. Счастливая, канд. техн. наук, А. М. Федоров*,
ведущий инженер, Л. Б. Первухин**, д-р техн. наук, Т. А. Шишкин, м.н.с.*

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПО ПЛОЩАДИ КРУПНОГАБАРИТНЫХ РЕШЕТОК СТАЛЬ-ТИТАН

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
им. А.Г. Мерджанова РАН, Черноголовка, opervukhina@mail.ru
* "ЦНИИ КМ "Прометей", г. Санкт-Петербург, happy_irina_prom@mail.ru
** ООО «Битруб Интернэшнл», Красноармейск, bitrub@mail.ru*

Экспериментально показано, что технологический процесс сварки взрывом в среде защитного газа может обеспечивать прочность соединения титана со сталью более 300 МПа по всей поверхности крупногабаритных листов. Установлено, что появление участков несплошности и пониженной прочности, в структуре которых наблюдается повышенное содержание литых включений, обусловлено образованием воздушных карманов в сварочном зазоре.

Ключевые слова: сварка взрывом, крупногабаритный биметалл, сталь+титан, литые включения, интерметаллиды

O. L. Pervukhina, I. A. Shastlivaya, A. M. Fedorov*, L. B. Pervukhin**, T. A. Shishkin*

STUDY ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF LARGE AREA OF LATTICE STEEL-TITANIUM

*Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS,
Chernogolovka, opervukhina@mail.ru
* CRISM "Prometey", St. Petersburg, happy_irina_prom@mail.ru
** Bitrub International, Krasnoarmeysk, bitrub@mail.ru*

It has been shown experimentally that the technological process of explosion welding in a shielding gas environment can provide a strength of more than 300 MPa of the titanium-steel interface over the entire surface of large-sized sheets. It was found that the appearance of areas of discontinuity and reduced strength and an increased content of cast inclusions in the structure is due to the formation of air pockets in the welding gap.

Keywords: explosion welding, large-sized bimetal, steel + titanium, cast inclusions, intermetallides

Открытие в середине XX века сварки взрывом значительно увеличило потенциальные возможности промышленного производства широкого спектра биметаллов, получение которых ранее сдерживалось проблемами свариваемости разнородных металлов. Большая скорость протекания процесса образования сварного соединения при сварке взрывом и её бездиффузионный характер дали возможность сваривать пары разнородных металлов, не свариваемых другими способами, с достаточно высоким качеством. Поэтому первое время исследователи не обращали особого внимания на пути повышения качества сварного соединения и ограничивались лишь контролем

сплошности сварки и измерением прочности сварки слоёв на срез или отрыв. При промышленном производстве крупногабаритных двухслойных листов возникли проблемы стабильности качества по всей поверхности. Особенно отчётливо эти трудности сказываются при сварке биметаллов, одним из слоёв которых являются титан.

Биметалл сталь + титан, применяемый для изготовления трубных решёток конденсаторов энергоблоков АЭС, изготавливается только методом сварки взрывом. В настоящее время в связи с укрупнением оборудования АЭС требуются заготовки биметалла размером свыше 9 кв. метров. В ООО "Битруб Интернэшнл" была разработана принци-

ально новая технология сварки взрывом в среде защитных газов для производства биметалла сталь+титан [1]. В 2011 - 2014 гг. по этой технологии произведены и поставлены в ОАО «Турбоатом» (г. Харьков) двухслойные плиты марки 09Г2С+ВТ1-0 размерами 30(25+5)х3200х3600 мм для изготовления трубных решёток конденсаторов энергоблоков Ростовской и Балаковской АЭС. Технология обеспечивает получение сплошности соединения по нулевому классу, то есть отсутствуют дефекты сплошности соединения площадь которых превышает 1 см². Прочность соединения слоёв по результатам испытания образцов отобранных из краевых зон листов колеблется в широком диапазоне от 160 МПа до 350 МПа. Анализ результатов изготовления трубных решёток показал, что на отдельных решётках при сверлении отверстий в зонах, где УЗК фиксировалось наличие сплошности соединения, выявлены случаи появления расслоений, в расположении которых не выявлено каких-либо закономерностей. В связи с этим была поставлена задача: исследовать структуру и прочность соединения слоёв по всей площади двухслойной заготовки, в том числе в зонах, прилегающих к участкам несплошности и пониженной прочности. На основании этих исследований определить причины появления таких зон.

Методика

Для исследований был отобран двухслойный лист марки 09Г2С + ВТ1-0 размерами 31(26+5)х3300х3700 изготовленный сваркой взрывом в среде аргона по принятой на предприятии технологии и имеющий локальный дефект сплошности (Рис. 1, а).

Ультразвуковой контроль сплошности соединения (УЗК) проводили по всей поверхности листа на различном уровне поисковой чувствительности. Сканирование

проводили с настройкой прибора по стандартному образцу предприятия (СОП) с плоскостным сверлением диаметром 5 мм (D5) и 3,5мм (D3,5).

По результатам ультразвукового контроля двухслойный лист был разрезан на 2 равные части размерами 30(25+5)х1860х3280 мм, из части имеющей дефект сплошности были отобраны образцы для исследования прочности соединения и структуры. Образцы для исследования прочности соединения и структуры из части не имевших дефектов были вырезаны в произвольном порядке из различных зон.

Отбор образцов из части, имеющей дефект, производился:

- по длине листа в направлении сварки и по ширине листа в начальной и конечной зонах;
- в зонах, прилегающих к дефектам сплошности, выявленных при сканировании на уровне чувствительности D5 включая точечные дефекты;
- из зоны дефектов сплошности, выявленного при сканировании на уровне чувствительности D3,5 включая точечные дефекты.

Для объективного сопоставления результатов исследования структуры и прочностных свойств образцы в указанных зонах вырезали парами (Рис. 1, б).

Структурные исследования включали изучение стабильности распределения параметров волновой структуры зоны соединения по длине двухслойного листа с определением площади расплавов в литых включениях, и сравнительный анализ результатов с теоретической оценкой возможной глубины оплавления.

В соответствии с методикой исследований макрошлифы размерами 25х3280 и

100x3280 разбивались на участки длиной 100 мм, на которых с помощью лупы Бринеля при увеличении 24 измерялась амплитуда и период волн (6-8 волн). На график наносили минимальное и максимальное значение размеров волн на каждом участке.

магии основного и плакирующего слоёв в процессе сварки взрывом [6].

Методами оптической и электронной микроскопии изучали форму и состав литых включений. После вскрытия дефекта сплошности («непровара») исследовали

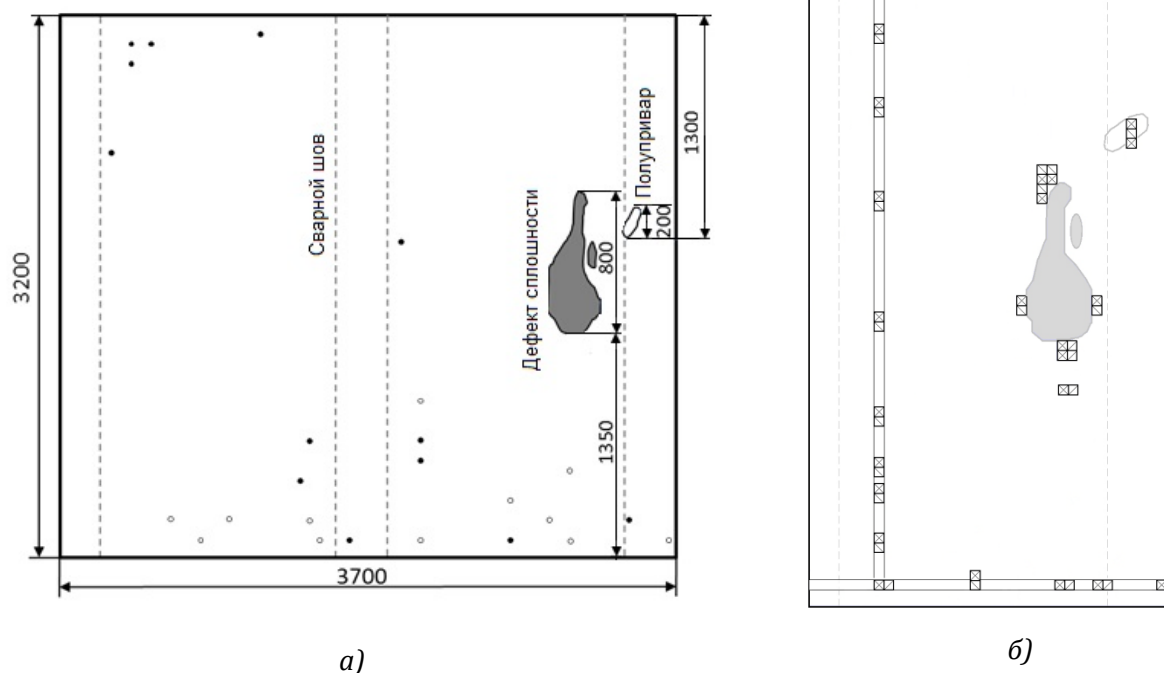


Рис. 1. Карта ультразвукового контроля (а) и схема вырезки образцов (б)

На микрошлифах определяли усредненную толщину расплавов в соединении, как отношение суммарной площади литых включений к длине измеряемого участка по зависимости δ_v [2]:

$$\delta_v = \frac{\sum_{n=1}^k S_n}{L}, \quad (1)$$

где S_n – площадь n-ой из k вихревых зон в плоскости шлифа; L – длина участка соединения.

Результаты измерений наносили на теоретическую кривую определения глубины оплавления в зоне соединения, которую определяли по методикам [3-5].

Результаты измерения волн и распределения расплавов по длине листа сравнивали с экспериментальными данными по дефор-

структуру и состав поверхности основного и плакирующего слоя.

Результаты

Исследование сплошности и прочности соединения по площади листа

При ультразвуковом контроле сплошности сканирование проводили сначала на уровне поисковой чувствительности, D5, а затем при обнаружении несплошности или шумов переходили на браковочный уровень чувствительности D3,5, определяя условные границы дефекта. Такая методика позволила выявить зону «полупривара» (Рис. 1), имеющую пониженные механические характеристики.

Анализ результатов испытаний прочности соединения слоёв на отрыв показал:

1. В зонах, где методом УЗК не выявлено дефектов сплошности, в том числе точечных, составляет 302-424 МПа (Рис. 2). Поверхность разрыва с чётко выраженными волнами по всей поверхности соединения, цвет серебристый без включений.

Для определения прочности соединения на участках, расположенных рядом с точечными дефектами были отобраны дополнительные образцы. Испытания образцов показало, что снижение прочности соединения имеет локальный характер и связано только

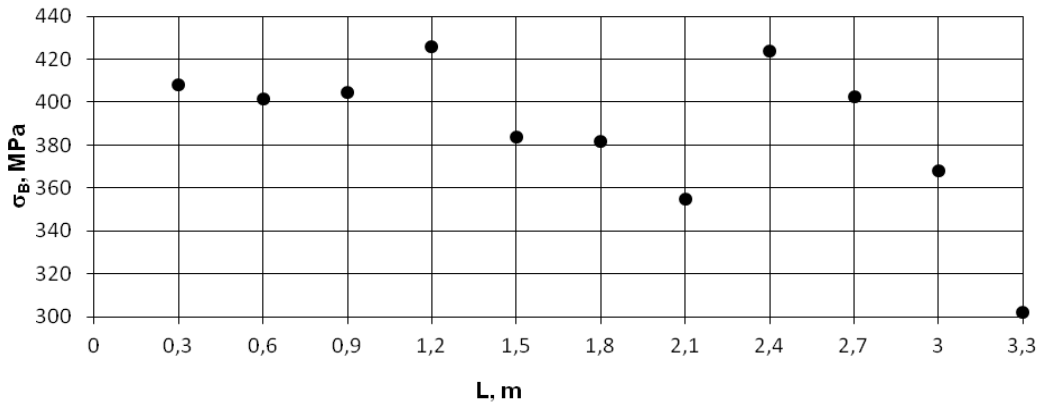


Рис. 2. Изменение прочности соединения на отрыв лакирующего слоя по длине листа, не имеющего дефектов сплошности

2. На участках, вырезанных из зон прилегающих к дефекту сплошности прочность не стабильна и колеблется в широких пределах от 65 МПа до 355 МПа.

с точечными дефектами сплошности, которые попадают в зону отрыва.

3. В зоне «полупривара» прочность образцов меньше 100 МПа. Поверхность разрыва на большей площади тёмная, волны отсутствуют на остальной части волна четко выраженная цвет серебристый.

Исследование структуры по площади биметаллической заготовки

Исследования макроструктуры показало, что стабильное волнообразование наблюдается по всей длине шлифа, в том числе и в начале процесса сварки (Рис. 3). Длина волны колеблется в широких пределах и её размеры зависят от того, насколько нормально к плоскости измерений она попала. Высота волн мало зависит от направления разрезки. В волновой структуре соединения по высоте

4. Прочность соединения образцов с точечными дефектами сплошности, площадь которых не превышает 1 см.кв., составляет 133-154 МПа.

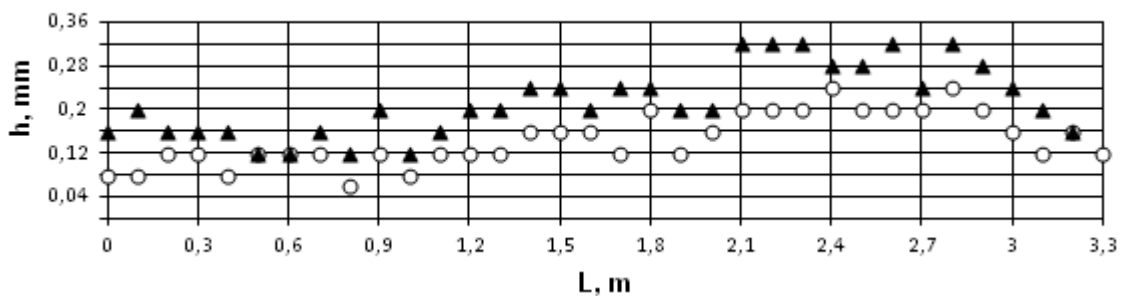


Рис. 3. Изменение высоты волн в соединении по длине листа

волн можно выделить три зоны. В первой зоне от 0-2000 мм высота волн колеблется в пределах от 0,09 до 0,21 мм, длина волн от 0,9-1,3 мм. Вторая зона соответствует началу заметной пластической деформации удлинения основного и листа, которая начинается после прохождения процессом 70-80% длины листа. В этой зоне размеры волн возрастают длина до 1,4 мм, высота до 0,25 мм. Протяжённость третьей зоны 200-250 мм, размеры волн в этой зоне заметно снижаются. Эта зона соответствует резкому повышению деформации удлинения на конечных зонах двухслойных листов [6].

ся размерами литого включения, которые увеличиваются с удалением от начала процесса сварки. Результаты исследования характера распределения литых включений (как усредненной толщины расплавов) представлены на рис. 5 (кривая 1).

Расчет глубины проплавления.

В работах [3, 7, 8] была выдвинута гипотеза: в сварочном зазоре впереди точки контакта при гиперзвуковом (5-8 махов) обтекании свариваемых поверхностей ударно-сжатым газом, нагретым до 3000 К на границе их раздела, происходит термическая ионизация газа с образованием тонких слоев

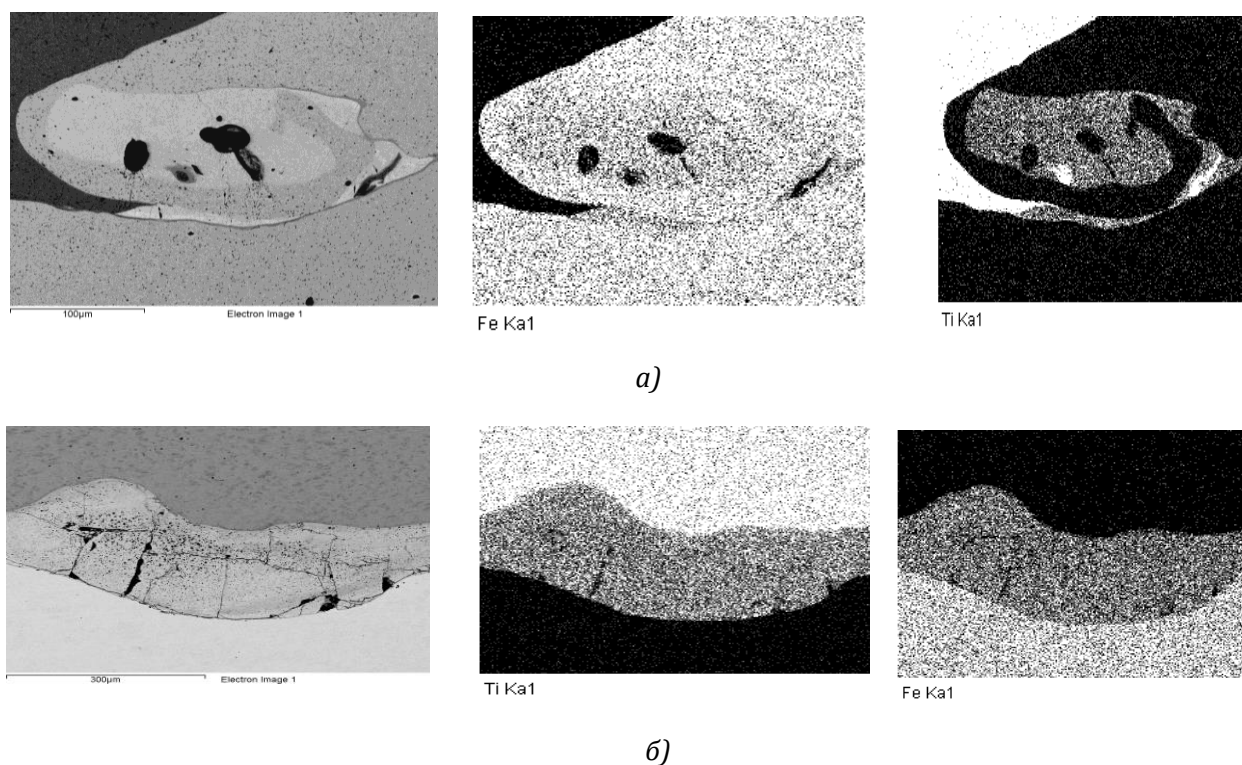


Рис. 4 Рентгеновская карта распределения элементов в литом включении в зоне соединения (а) и в зоне полупривара (б)

На рис. 4, а представлена микроструктура вихревой зоны, соответствующая качественной сварке. Рентгеновские карты распределения элементов показали, что в составе литых включений содержатся титан и железо. В литых включениях были обнаружены также газовые поры и усадочные трещины. Величина этих дефектов определяет

низкотемпературной нестационарной ударной плазмы. Область ударно-сжатого газа, находящаяся впереди точки контакта в каждый момент времени, имеет конечные размеры, зависящие от режима сварки, длины и ширины листа. По предложенной ранее формуле (2) [3], учитывающей истечение газа из сварочного зазора определили измене-

ние длины области ударно-сжатого газа для листов заданных размеров. В работе [8] было показано, что эффект роста области ударно-сжатого газа становится сильно заметен только для листов, шириной более 1500 мм, таким образом имеет место масштабный эффект

$$l = \frac{s\rho_0 b}{\rho_1 b + 2\frac{s}{V_k} \sqrt{\frac{2\gamma}{\gamma+1} P_1 \rho_1 \left(\frac{2}{\gamma+1}\right)^{\frac{2}{\gamma-1}}}} \quad (2)$$

где l – протяженность области ВУСГ; s – расстояние от начала процесса соударения до текущей точки контакта; b – длина линии контакта (ширина листов); ρ_0 – плотность газа до сжатия; ρ – плотность газа в области ВУСГ; V_k – скорость точки контакта; P – давление в области ВУСГ; γ – показатель адиабаты для вытекающего газа.

С увеличением ширины листа растет время воздействия ударно-сжатого газа, определяемое как

$$t = \frac{l}{V_k}, \quad (3)$$

где t – время воздействия ударно-сжатого газа; l – длина области ударно-сжатого газа; V_k – скорость точки контакта.

При увеличении ширины листов в 2 раза протяжённость области и время воздействия на свариваемые поверхности УСГ также возрастает почти в 2 раза.

Зная время воздействия t ударно-сжатого газа можно определить температуру поверхности свариваемых пластин и глубину проплавления материала ξ . По формулам (4-8) была рассчитана глубина проплавления свариваемого материала к длине листа для различной ширины листа по методике [4]. Результаты расчетов представлены на рис. 5 (кривая 2)

$$\xi = \xi_{пл} + \xi_{осн}, \quad (4)$$

где $\xi_{пл}$ – глубина проплавления плакирующего слоя; $\xi_{осн}$ – глубина проплавления основного слоя.

$$\xi = \frac{q \cdot t}{\rho_{Me} \cdot r_{Me}}, \quad (5)$$

где q – тепловой поток из газа в металл; ρ_{Me} и r_{Me} – плотность и теплота плавления металла соответственно.

$$q = S_t \cdot \rho \cdot u \cdot C_p \cdot (T_1 - T_0), \quad (6)$$

где q – тепловой поток из газа на поверхность пластин; S_t – число Стентона; C_p ; ρ – теплоёмкость и плотность газа соответственно; u – массовая скорость газа за фронтом ударной волны; T_1 – температура восстановления; T_0 – начальная температура стенки металла (273°K).

где q – тепловой поток из газа в металл; ρ_{Me} и r_{Me} – плотность и теплота плавления металла соответственно.

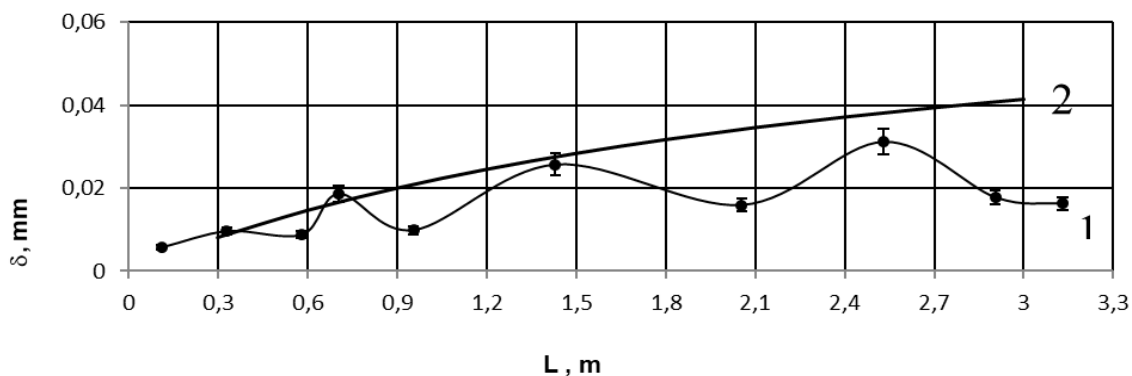


Рис. 5. Изменение глубины оплавления по длине листа:

1 – экспериментальная кривая, 2 – расчетная кривая

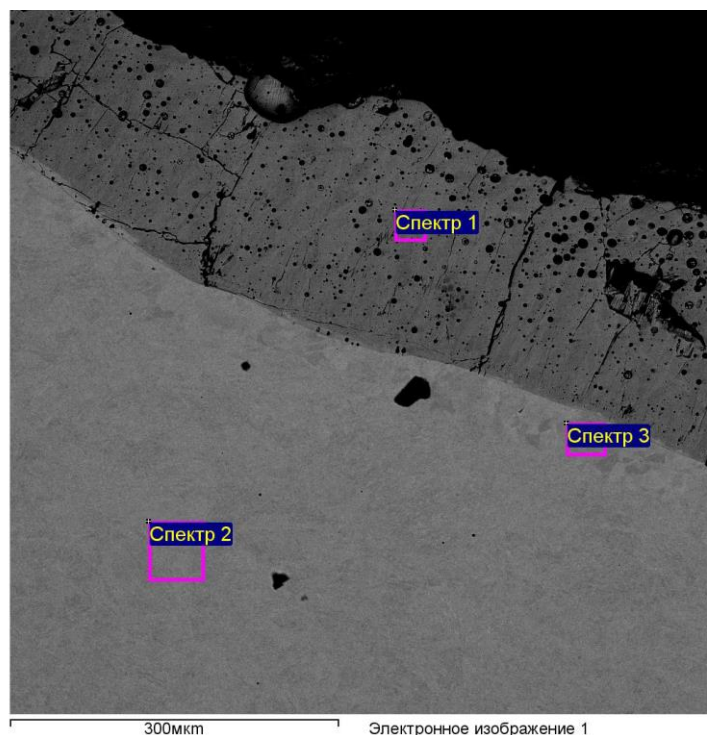


Рис. 6. Микроструктура дефекта со сплошным слоем интерметаллида FeTi

где S_n – площадь n -ой из k вихревых зон в плоскости шлифа; L – длина участка соединения.

$$S_t = \frac{1}{8 \left(2 \cdot \log \frac{a_p}{k} + 1,74 \right)^2}, \quad (7)$$

где a_p – расстояние между пластинами; k – средний размер шероховатости поверхности.

Температура восстановления T_e – это температура, возникающая на границе ударно-сжатого газа и свариваемой поверхности листа, определяется по формуле [5]:

$$T_e = T_{\text{усг}} \cdot \left(1 + \frac{(\gamma-1) \cdot M^2}{2} \right), \quad (8)$$

где $T_{\text{усг}}$ – температура ударно-сжатого газа; M – число Маха; γ – показатель адиабаты

На рис. 5 представлен сравнительный анализ результатов теоретического и экспериментального определения глубины оплавления в зоне соединения (рис. 4, а). Из графиков видно, что увеличение количества расплавов соответствует результатам их теоретического определения для соответствующей длины листа.

Исследование структуры в зонах «непровара» и «полупривара»

В зоне «полупривара» (Рис. 4, б) включение имеет вытянутую вдоль контактной

Локальный элементный состав по сечению к поверхности разрушения в зоне интерметаллида

Спектр	Si	Ti	Mn	Fe
1	0.41	46.93	0.70	51.96
2	0.60		1.51	97.89
3	0.70		1.84	97.46

границы форму, размер включения значительно увеличивается. Рентгеновские карты распределения элементов показали, что в составе литых включений содержатся титан и железо.

Из зоны «непровара» (дефект сплошности на рис. 1) был вырезан фрагмент размером 28x24 мм. На поверхности разрушения обнаружен сплошной слой интерметаллида, покрытого сетью трещин. Толщина слоя со стороны железа в приконтактной зоне превышает 200 мкм. Вид поверхности разрушения представлен на рис. 6, результаты локального элементного состава в таблице.

Методом EBSD интерметаллидная фаза была идентифицирована как FeTi кубической сингонии с параметрами решетки: $a=3,18$, $b=3,18$, $c=3,18$.

Обсуждение

Анализ графиков на рис. 2, 3, 5 позволяет условно выделить три зоны:

1. Зона стабильного процесса сварки взрывом протяжённостью 2000-2200 мм, в которой отсутствует деформация растяжения основного и плакирующего слоя, наблюдается стабильное волнообразование с высотой волн $0,17 \pm 0,08$ мм, глубиной оплавленного слоя примерно 20 мкм и прочностью соединения свыше 300 МПа.

2. Зона от 2200 мм до 3100 мм, в которой наблюдается деформация растяжения основного слоя, идущая со скоростью, превышающей скорость точки контакта, то есть сварка идёт по движущемуся основному слою. Это приводит к незначительной деформации удлинения плакирующего слоя и увеличению высоты волн и глубины оплавления.

3. В конечной зоне от 3100 до 3280 мм наблюдается резкий рост деформации растяжения плакирующего и основного слоя. Это может приводить к нарушению процесса

волнообразования и появлению в узкой зоне шириной 30-80 мм потягов, трещин и срывов плакирующего слоя [6]. Глубина оплавления снижается, а прочность соединения остаётся высокой.

С учетом выявленных зон и требований к качественной сварки можно заключить, что разработанная технология обеспечивает получение прочного соединения слоёв по всей поверхности крупногабаритного листа за исключением конечного участка шириной до 80 мм, который необходимо удалять после сварки взрывом.

Состав литых включений практически не зависит от расстояния до начала процесса сварки и представляют собой механическую смесь интерметаллидов, стали и титана. Поры и рыхлоты в литых включениях не выходят за их пределы. Величина этих дефектов и характер распределения определяются размерами литого включения, а следовательно, режимом сварки взрывом. Основная причина образования этих рыхлот - быстрая кристаллизация литых включений в замкнутом объеме. Образование пор в неоднородности соединения связано с растворением газа, находящегося в сварочном зазоре в условиях высокого давления.

Включения на участках «полупривара» и непровара занимают практически всю поверхность дефектов. Отметим, что указанные дефекты располагаются вблизи сварных швов плакирующего слоя, где возможны резкие колебания сварочного зазора из-за местной деформации листа при электродуговой сварке карты из титана. При заполнении сварочного зазора защитным газом в этих зонах не произошло полной замены воздуха. Наличие воздуха приводит к возгоранию титана и локальному повышению температуры в этих зонах [9] и, как следствие, к расплавлению свариваемых по-

верхностей на глубину 50-80 мкм, прекращению процесса волнообразования. Прочность этих зон падает до нуля из-за наличия сплошной полосы интерметаллида.

Выводы и рекомендации

На основании комплекса исследований структуры и свойств биметаллических модельных образцов сделаны следующие выводы:

1. Разработанная технология производства крупногабаритных двухслойных листов сталь-титан сваркой взрывом в среде защитных газов может обеспечивать стабильность процесса образования соединения слоёв по всей поверхности с прочностью свыше 300 МПа.

2. Площадь литых включений при сварке в защитном газе практически не зависит от длины листа и колеблется в относительно узких пределах и близка к теоретической оценке.

3. Появление участков несплошности и пониженной прочности, в структуре которых наблюдается повышенное содержание литых включений, обусловлено локальным образованием воздушных карманов в сварочном зазоре.

Библиографический список

1. Производство биметалла сталь-титан сваркой взрывом и его применение в конструкциях теплообменников атомных энергетических установок / Л. Б. Первухин, С. В. Сериков, И. К. Устинов, О. Л. Первухина // ТИТАН. – 2009. – № 1. – С. 37–40.
2. Седых, В. С. Расчёт условий оплавления и количества оплавленного металла при сварке взрывом / В. С. Седых, А. П. Соннов // Сварка взрывом и свойства сварных соединений : тр. / ВПИ. – Волгоград, 1974. – Вып. I. – С. 25–34.
3. Определение параметров ударно-сжатого газа в сварочном зазоре впереди точки контакта при сварке взрывом / С. Ю. Бондаренко, Д. В. Рихтер, О. Л. Первухина, Л. Б. Первухин // Автоматическая сварка. – 2009. – №11. – С. 46–48.
4. Ишуткин, С. Н. Численное исследование воздействия газового потока на поверхность сталкивающихся пластин / С. Н. Ишуткин, В. И. Кирко, Н. И. Пак // Физика горения и взрыва. – 1981. – № 1. – С. 151–153.
5. Действие излучения большой мощности на металлы / С. И. Анисимов, Я. А. Имас, Г. С. Романов, Ю. В. Ходыко. – М.: Наука, 1970. – 272 с.
6. Первухина, О. Л. Влияние температуры на деформацию и разрушение титана в процессе сварки взрывом в краевых зонах / О. Л. Первухина, И. В. Денисов, Т. А. Шишкин // Материаловедение. – 2016. – № 1. – С. 40–44.
7. Первухин, Л. Б. Очистка свариваемых поверхностей от окислов и загрязнений и их активация в процессе сварки взрывом / Л. Б. Первухин, О. Л. Первухина, С. Ю. Бондаренко // Автоматическая сварка. – 2010. – №7. – С. 46 – 49.
8. Первухин, Л. Б. Взаимодействие ударно-сжатого газа в сварочном зазоре со свариваемыми поверхностями при сварке взрывом / Л. Б. Первухин, О. Л. Первухина // Сварочное производство. – 2016. – № 6. – С. 20–25.
9. О возможном возгорании выбрасываемых в зазор частиц при сварке титана взрывом / А. А. Бердыченко, Б. С. Злобин, Л. Б. Первухин, А. А. Штерцер // Физика горения и взрыва. – 2003. – № 2. – С.128–137.

УДК 669.23/29: 539.89: 539.219

С. Н. Буравова, д-р физ.-мат. наук, Е. В. Петров, канд. техн. наук

ОБ ОСОБЕННОСТЯХ ОБРАЗОВАНИЯ ПОЛОС ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
им. А.Г. Мержанова РАН, Черноголовка, svburavova@yandex.ru*

Экспериментально исследованы особенности образования полос локализованной деформации. Показано, что локализация пластической деформации сопровождается эффектом самозалечивания, который характеризуется наличием массопереноса к местам повреждаемости и образованием стоячих волн (реверберация), которые увеличивают длительность импульсного деформирования на несколько порядков по сравнению с начальным импульсом.

Ключевые слова: ударная волна, импульсное нагружение, локализация, деформирование, массоперенос, реверберация, стоячая волна

S. N. Buravova, E. V. Petrov

ABOUT THE PECULIARITIES OF FORMATION OF LOCALIZED STRAIN BANDS

*Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS,
Chernogolovka, svburavova@yandex.ru*

It has been shown experimentally that the technological process of explosion welding in a shielding gas environment can provide a strength of more than 300 MPa of the titanium-steel interface over the entire surface of large-sized sheets. It was found that the appearance of areas of discontinuity and reduced strength and an increased content of cast inclusions in the structure is due to the formation of air pockets in the welding gap.

Keywords: shock wave, impulse load, localization, deformation, mass transfer, reverb, standing wave

Полосы локализованной деформации (ПЛД) возникают практически во всех случаях импульсного нагружения металлов: пробивание и проникание снарядов в преграду, сварка взрывом, дождевая, пылевая, кавитационная эрозия, действие кумулятивных струй и т.д. Исключение составляет плоская ударная волна, за которой ПЛД никогда не возникают [1], а процесс деформирования проявляется в образовании двойников. В реальных условиях динамического нагружения трудно установить причину образования ПЛД (синоним полос адиабатического сдвига), предшественника разрушения материала. В 1944 г. Zener С. и Hollomon J. Н. объяснили образование ПЛД тепловым разупрочнением материала, возникающим в результате перехода механической работы деформации в тепло. Несмотря на огромное количество публикаций, термомеханическая модель локализации деформации не смогла

предложить какие-либо физические представления о зарождении и развитии процесса локализации, не способна прогнозировать места возникновения полос деформации, не отвечает на вопрос - почему локализация протекает в узкой полосе, в то время как соседний материал остается недеформированным. Надо отметить, что структурные исследования, где делается попытка обосновать термомеханическую модель, не могут служить доказательством наличия таковой, поскольку выполняются на сохраненных образцах без учета особенностей процесса деформирования, формирующего структуру материала. При таком подходе структура может описывать только изменения, которые произошли в результате взрывного воздействия, но причина изменения микроструктуры остается неизвестной, что часто приводит к неадекватной трактовке экспериментов. Так, при исследовании коллапса

толстостенных цилиндров авторы [2, 3] пришли к выводу, что полосы сдвига и трещины возникают в областях интенсивной деформации, в зонах "перемолотого" материала. Интенсивный рост деформации приводит к фрагментации зерен, и структура становится мелкозернистой. При достижении максимальной степени упрочнения, (или максимального наполнения двойниками - основным механизмом динамического деформирования) пластическое течение теряет устойчивость, что приводит к появлению полос сдвига, переходящих в трещины. Роль исходной структуры в инициировании процесса локализации оказывается незначительной - медь и фторопласт, имеющие качественно различные структуры, образуют схожую систему трещин вблизи центральной части образца. Однако, изучение коллапса трубчатого образца с позиции волновой механики (совместно с рассмотрением волнового процесса) [4] показало, что деформация материала происходит в основном на стадии прохождения ударной волны, а повреждаемость возникает на стадии разгрузки, процессы деформирования и разрушения разнесены по времени и не являются взаимозависимыми.

Многочисленными экспериментами по переходу откольной трещины в ПЛД [4-6] показана откольная природа ПЛД. Причиной локализации деформации является высокоскоростное растяжение, а не тепловое разупрочнение, хотя реакция кристаллической решетки на механическое и тепловое воздействие одинакова. В условиях динамического нагружения растягивающие напряжения возникают в зонах интерференции волн разгрузки. ПЛД образуются, когда растягивающие напряжения в области интерференции не превышают динамической прочности материала, и сплошность мате-

риала сохраняется. ПЛД, по существу, является незавершенной откольной трещиной, поэтому и становится предвестником разрушения. Откольная модель локализации деформации решила проблемы, которые не смогла выполнить термомеханическая модель.

При сварке взрывом ПЛД наблюдаются в сварном шве. Возникают ПЛД на выступах рельефа поверхности сварных пластин, которые, в силу дозвуковой скорости границы контакта, образуются перед точкой контакта. Последовательное вдавливание выступов рельефа приводит к образованию системы ПЛД в зоне сварного шва. Высота выступа равна приблизительно 20–40 мкм, (по оценкам для сварки титана со сталью) [7]. Аналогичный механизм возникновения полос деформации наблюдался в экспериментах по ударному нагружению стальным шаром [8]. Тонкие полосы адиабатического сдвига на шлифах пересекались с выступами (начинались на ступеньках с выступами) на границе контактной поверхности.

В работе экспериментально изучаются процессы, сопутствующие образованию ПЛД. Структурные исследования образца после взрывного нагружения сопровождались анализом волнового процесса. Исследование проводилось с помощью оптического микроскопа Neophot-30, растрового электронного микроскопа LEO-1450, автоэмиссионного сканирующего электронного микроскопа сверхвысокого разрешения Zeiss Ultra Plus. Взрывное нагружение образцов в форме толстостенного полого или сплошного цилиндра осуществлялось ударом тонкой алюминиевой пластины, разогнанной накладным зарядом аммонита 6ЖВ или гексогеном насыпной плотности. Давление ударной волны, при этом составляло 7–15 ГПа.

Изучение поведения частиц легирующей фазы вблизи полос откольной повреждаемости (трещины и ПЛД) проводилось на дисперсно-упрочненном алюминиевом сплаве. Частицы содержали магний, марганец и медь и располагались в образце в виде колоний, сформированных в процессе технологической прокатки. Расстояние между колониями интерметаллидов менялось от 15 до 40 мкм. Индивидуальный размер частиц упрочняющей фазы составлял 0.5–3.5 мкм, однако многие частицы комковались, образуя конгломераты из множества мелких частиц, размером 5–10 мкм.

Измерение микротвердости по обе стороны от полосы деформации в работе [10] обнаруживает области с пониженной микротвердостью, толщиной до 50 мкм, в то время как сама полоса проявляет повышенную микротвердость. Аналогичный результат подтвержден в работе [11]. Однако, снижение микротвердости в областях, примыкающих к полосам локализации, авторы [10, 11] объясняют традиционно, термическим влиянием. Известно, что микротвердость в сталях зависит от содержания углерода и изменяется практически линейно, уменьшаясь примерно на 80 единиц на каждые 0.1%

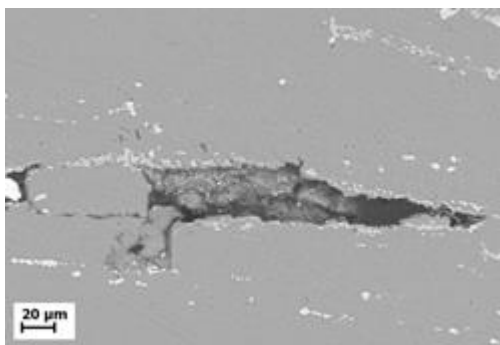


Рис. 1. Микроструктура области откольной повреждаемости

Обращает внимание на рис. 1 скопление интерметаллидов на краях ПЛД. Сегрегация частиц свидетельствует о миграции их из матричного материала к местам откольной повреждаемости. Толщина слоя, из которого поступают ультра-тонкие частички к области растущего разрушения, составляет 10–20 мкм. Массоперенос материала к ПЛД является общим свойством, сопровождающим процесс локализации пластической деформации при импульсном нагружении.

Энерго-дисперсионный анализ стального образца на углерод (метод материального контраста) обнаружил вблизи зоны откольной повреждаемости слой, толщиной 20–40 мкм, обедненный углеродом, и очень тонкий слой, непосредственно примыкающий к зоне разрушения, обогащенный углеродом [9].

(по массе) снижения содержания углерода [11]. Как следует из наших данных энерго-дисперсионного анализа, в работах [10, 11] наблюдали области с пониженным содержанием углерода. Наличие обедненного слоя свидетельствует о массопереносе углерода из прилегающей зоны матричного материала к областям откольной повреждаемости.

Материал внутри ПЛД испытывает существенные изменения. Высокие степень и скорость деформации в зоне интерференции волн разгрузки приводит к сильному измельчению материала внутри полосы. Рисунок 2 показывает, что размер многих интерметаллидов снижается до 0.2 мкм, что свидетельствует о перестройке структуры в результате их фрагментации и частичном растворении.

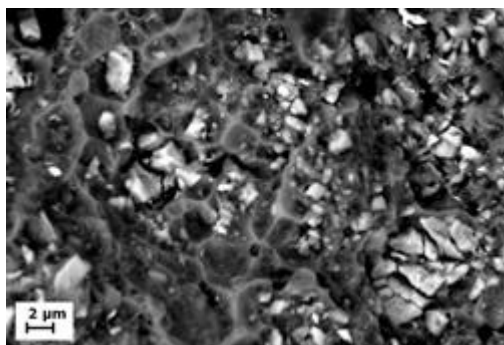


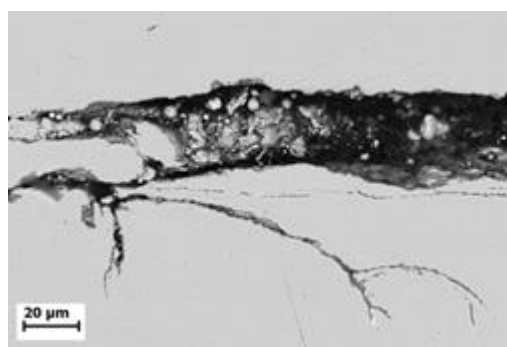
Рис. 2. Микроструктура ПД в алюминиевом сплаве

Особенно это касается нерастворимых интерметаллидов на основе примесных элементов железа и кремния ($Al_{12}Mn_2Cu$), (Al-Fe-Si) и (Al-Fe-Si-Mn), размер их (~ 3.5 мкм) сокращается в 4–8 раз. Мелкие интерметаллиды (1–2 мкм), двух θ (Al_2Cu) и трехкомпонентный состав S (Al_2CuMg) в исходном сплаве имеют форму неправильных многоугольников. После деформации они приобрели округлые формы и размер их не превышал 0.5 мкм. Перед деформированием сердцевина крупных частиц содержала нерастворимые интерметаллиды, вокруг которых образовывался яркий ободок, обогащенный медью. После деформации контур ободка фрагментов частиц сохранялся, но цвет его приближался к цвету основного сплава, что свидетельствует о потере меди. Интерметаллиды в ПД подвергаются частичному растворению, что приводит к из-

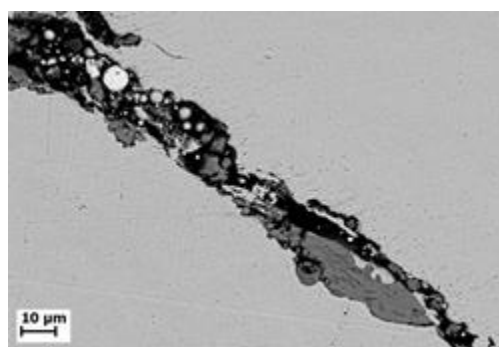
менению фазового состава частиц упрочняющей фазы.

Аналогичные процессы перестройки структуры материала в ПД имеют место в исследованной стали. Рисунок 3а демонстрирует микроструктуру стального образца после нагружения ударной волной: материал в ПД раздроблен. Наблюдаемое ветвление трещины является характерным свойством для сталей с перлитоферритной исходной структуры. В полосах адиабатического сдвига обнаружен метастабильный карбид χFe_3C_2 [12]. Тот факт, что метастабильный карбид сохраняет кристаллическую структуру Fe_3C , свидетельствует о наличии свободного углерода в зоне локализации деформации.

Поставка атомов углерода из матрицы в зону откольной повреждаемости увеличивает содержание углерода в зоне локализации.



а)



б)

Рис. 3. Микроструктура ПД в стальном образце: а) общий вид; б) образование сфероидальных глобул перлита

Увеличение амплитуды давления в ударной волне свыше 12 ГПа приводит к сфероидизации перлита в ПЛД, как это видно на рисунке 3б. Заметим, что сфероидизация в обычных условиях требует высокой температуры, а длительность отжига на 5–7 порядков превышает длительность взрывной обработки материала.

Миграция частиц интерметаллидов и углерода из матричного материала в зону откольной повреждаемости, перестройка внутренней структуры ПЛД, фрагментация, растворение интерметаллидов, сфероидизация перлита – это процессы, которые способствуют самозалечиванию растущего разрушения, и которые направлены на компенсацию происходящих изменений в процессе высокоскоростной деформации. По сути, процесс самозалечивания является механизмом структурной релаксации. Эффект самозалечивания откольной повреждаемости является общим свойством и сопровождается динамический процесс локализации деформации.

Интересно оценить длительность процесса самозалечивания. Анализ волновой картины процесса образования ПЛД дает ответ на поставленные вопросы. На рис. 4 приведена классическая $x-t$ диаграмма. В момент прохождения ударной волны (торцевое нагружение длинного тонкого образца) на

боковых гранях возникают волны разгрузки, которые пройдя до противоположной грани образца, отражаются и возвращаются в исходное положение. И этот процесс многократно повторяется. Волновые процессы взаимодействия волн разгрузки между собой и с гранями образца, сопровождаются осцилляцией напряжения - в образце возникают стоячие волны. В силу симметрии поперечная составляющая массовой скорости на оси симметрии равна нулю - это узел стоячей волны (здесь зарождается ПЛД), а пучностью является свободная поверхность, где напряжение всегда равно нулю. Характерной особенностью стоячих волн является образование замкнутых областей, длиной $1/4$ длины волны (между пучностью и узлом волны), где количество энергии сохраняется, и не обменивается с соседними областями.

Процесс реверберации (осцилляции) продолжается без действия внешних сил и после того, как ударная волна затухнет. Стоячие волны по существу не являются волнами, т.к. они не распространяются, а осуществляют колебательное движение среды.

Важно подчеркнуть, процесс локализации деформации в силу откольной природы ПЛД, всегда сопровождается реверберацией волн в характерном ультразвуковом диапазоне частоты $\gamma = C_0/2d$. Традиционные моде-

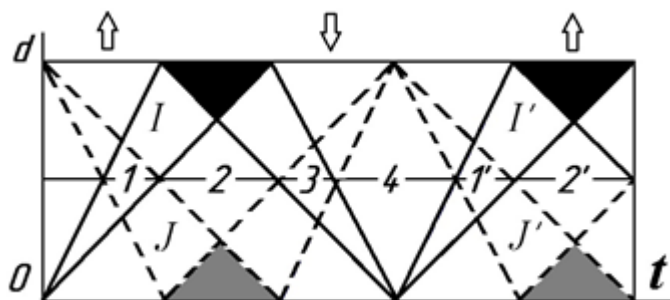


Рис. 4. Волновая картина процесса образования ПЛД

ли откольного разрушения не учитывают реверберацию волн, в то время как именно возникающие стоячие волны приводят к более длительному импульсному деформированию образца.

Для оценки времени затухания стоячей волны на основе геометрической интерпретации законов сохранения определялся коэффициент затухания. Часть внутренней энергии, переходящая в тепло, на P - V диаграмме, которая равна площади между прямой Михельсона и изэнтропой разгрузки. Для идеальной упругопластической среды (модуль упрочнения $M=0$) удельная потеря энергии e , зависит от динамического предела текучести σ_T [13], и равна $e = 2\sigma_T(\varepsilon - \varepsilon_g)/3\rho_0$, ε - степень деформации, ε_g - деформация в упругом предшественнике. Коэффициент затухания α равен отношению энергии e к внутренней энергии ударно сжатого материала. Например, в откольной стальной пластине частота колебаний напряжения составляет $\nu \approx 1.6$ МГц, период стоячей волны равен $T = 0.63 \mu s$, ультразвуковые колебания переходят в область упругого деформирования с коэффициентом затухания $\alpha \approx 0.04 \mu s^{-1}$, за $40 \mu s$, успев совершить 62 колебаний. Изменение коэффициента α по мере дальнейшего затухания в области упругого деформирования, оценить трудно, т.к. данные для амплитуд ультразвуковых колебаний порядка 1–2 ГПа, отсутствуют. Время деформирования, оказалось, превышает длительность начального импульса сжатия на несколько порядков. Импульсное деформирование образца продолжается после того, как ударная волна успеет затухнуть.

Следует обратить внимание на особенность стоячих волн, в узлах которых образуются ПЛД, при этом узлы являются границей замкнутых областей, через которые

традиционно отсутствует обмен энергией и веществом. Однако эксперимент обнаруживает поток материала к возникающим ПЛД. Видимо, массоперенос вещества к области откольной повреждаемости связан со свойством ПЛД, притягивать. Наличие высокой концентрации дефектов в ПЛД (обнаруживается после травления образца на выявление дислокаций) [14], и приобретение дислокациями электрического заряда может объяснить свойство полос притягивать. Эти вопросы остаются не изученными и требуют исследования.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В заключение следует отметить, что при импульсном нагружении образование ПЛД сопровождается массопереносом вещества из слоя матричного материала к ПЛД, и явление миграции, способствующее самозалечиванию возникающей повреждаемости, является общим свойством при локализации пластической деформации. Другой особенностью локализации деформации (в силу откольной природы ПЛД), является возникновение сопутствующей реверберации, при этом стоячие волны с характерным ультразвуковым диапазоном частоты увеличивают длительность деформирования образца на несколько порядков по сравнению с временем действия начального импульса сжатия.

Библиографический список

1. Murr, L. E. Review Observations of common microstructural issues associated with dynamic deformation phenomena: Twins, microbands, grain size effects, shear bands, and dynamic recrystallization / L. E. Murr, E. V. Esquivel // Journal of materials science. – 2004. – Vol. 39. – pp. 1153–1168.
2. Особенности развития структуры титана при взрывном коллапсе толстостенных цилиндров / М. П. Бондарь, О. Л. Первухина, В. Ф. Нестеренко, Я. Л. Лукьянов // Физика горения и взрыва. – 1998. – Т. 34. – №5. – С. 122–129.
3. Бондарь, М. П. Зависимость структуры титана, формирующейся при высокоскоростном нагружении от его исходного состояния / М. П. Бондарь, О. Л. Первухина // Физика горения и взрыва. – 2000. – Т. 36. – №2. – С. 110–121.

4. Беликова, А. Ф. Локализация деформации и связь ее с деформированным состоянием материала / А. Ф. Беликова, С. Н. Буравова, Ю. А. Гордополов // Журнал технической физики. – 2013. – № 2. – С. 153–155.
5. Беликова, А. Ф. Локализация деформации при динамических нагрузках / А. Ф. Беликова, С. Н. Буравова, Е. В. Петров // Журнал технической физики. – 2013. – Т. 83. – №8. – С. 68–75.
6. Буравова, С. Н. Этюды на тему локализации динамической деформации: откольная модель локализации пластической деформации / С. Н. Буравова // Saarbrücken: Palmarium Academic Publishing. – 2014. – С. 140.
7. Беликова, А. Ф. Образование микровыступа перед точкой контакта при сварке взрывом / А. Ф. Беликова, С. Н. Буравова // Известия ВолгГТУ. Серия: Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – 2010. – №5(65). – С. 83–87.
8. Timothy, S. P. The structure of adiabatic shear bands in a titanium alloy / S. P. Timothy, I. M. Hutchings // Acta Metallurgica. – 1985. – Vol. 33. – pp. 667–676.
9. Неоднородные откольные разрушения / Беликова А. Ф., Буравова С. Н. Гордополов Ю. А., Мухина Н. Л., Первухина О. Л. // Известия ВолгГТУ. Серия: Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – 2006. – № 9(24). – С. 52–59.
10. Microstructural development of adiabatic shear bands in ultra-fine-grained low-carbon steels fabricated by equal channel angular pressing / В. Hwang, S. Lee, Y. C. Kim, N. J. Kim, D. H. Shin // Materials science and engineering A. – 2006. – Vol. 441. – pp. 308–320.
11. Rogers, H. C. Material factors in adiabatic shear bands in steels / H. C. Rogers, C. V. Shastri // Shock Waves and High-Strain-Rate Phenomena in Metals. – New York. – 1981. – pp. 285–293.
12. Wittman, C. L. Observation of an adiabatic shear band in AlSi 4340 steel by High-voltage transmission electron microscopy / C. L. Wittman, M. A. Meyers, H. R. Pak // Metallurgical Transaction A. – 1990. – Vol. 21A. – pp. 707–716.
13. Степанов, Г. В. Уруго-пластическая деформация материалов под действием импульсных нагрузок / Г. В. Степанов. – Киев: Наук, Думка. – 1979. – 268 с.
14. Буравова, С. Н. Особенности перехода откольных трещин в полосы локализованной деформации / С. Н. Буравова, Е. В. Петров, А. С. Шукин // Физика горения и взрыва. – 2016. –Т. 52. –№ 5. –С. 1–10.

УДК 621.791.13

*П. С. Шлёнский, м.н.с., Е. Д. Пекарь, ведущий инженер, А. Г. Брызгалин, канд. техн. наук,
С. Д. Венцев, канд. техн. наук*

ОСОБЕННОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ВАКУУМА ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ КОАКСИАЛЬНОГО МЕДНО-АЛЮМИНИЕВОГО ПРУТКА

Институт электросварки им. Е. О. Патона, г. Киев, andreybag60@ukr.net

Описана технология изготовления коаксиальных медно-алюминиевых прутков с наперед заданными диаметром и толщиной медного плакирующего слоя с помощью сварки взрывом, протяжки и термообработки. Прутки предназначены для изготовления шинопроводов систем управления и отвечают техническим требованиям, характерным для авиационной промышленности. Для увеличения длины изделий с качественной коаксиальной сваркой взрывом предпринята попытка вакуумирования сварочного зазора. Рассмотрены недостатки и дефекты изделий, характерные для сварки с вакуумированием и без него. Предложена гипотеза появления при коаксиальной сварке взрывом дефектов изделия, расположенных практически по его образующей.

Ключевые слова: сварка взрывом, вакуум, коаксиальный биметаллический пруток, кумулятивный эффект

P. S. Shlonskiy, E. D. Pekar, A. G. Bryzgalin, S. D. Ventsev

FEATURES OF VACUUM APPLICATION AT EXPLOSION WELDING OF COAXIAL COPPER-ALUMINUM ROD

The Paton Electric Welding Institute, Kiev, andreybag60@ukr.net

The technology of coaxial copper-aluminum rods manufacturing with the predetermined diameter and thickness of a copper clad layer with the help of explosion welding, broaching and heat treatment is described. The rods are designed for the production of control systems busbars and meet the technical requirements specific to the aviation industry. To increase the length of products with the high-quality welded joint, an attempt was made to vacuuming the welding gap. The shortcomings and defects in products characteristic for welding with and without vacuum are considered. A hypothesis for the appearing in coaxial welding of a defect, located practically along its generatrix, is proposed.

Keywords: explosion welding, vacuum, coaxial bimetall rod, cumulative effect

Как известно, в авиастроительной отрасли производители стремятся к снижению веса летательных аппаратов, поэтому изготовление токоведущих элементов со сплошным сечением из меди, обладающей высокой электропроводностью, но при этом и высокой плотностью, нецелесообразно. По токоведущим шинам течет переменный ток высокой частоты и здесь имеет место скин-эффект - при протекании по проводнику ток распределяется неравномерно по сечению, преимущественно в тонком поверхностном слое.

Принимая во внимание дороговизну импортного специального оборудования, позволяющего изготовить токоведущие биметаллические шины для самолетов, нами по заказу ГП «Антонов» была разработана комбинированная технология получения коак-

сиальных медно-алюминиевых прутков с помощью сварки взрывом и последующей протяжки.

Суть технологии заключается в следующем: по техническому заданию необходимо было изготовить биметаллические прутки диаметром 8,0 и 9,0 мм с толщиной медного покрытия не менее 0,3 мм и уровнем механических свойств: временным сопротивлением разрыву прутка не менее 90 МПа и относительным удлинением не менее 25%.

Биметаллическая заготовка изготавливалась путем приварки медной трубки с наружным \varnothing 28 мм и толщиной стенки 1 мм к алюминиевому прутку \varnothing 24 мм. Приведенные геометрические параметры выбирались исходя из допущения о сохранности массы и объема применяемых материалов при протяжке, условий обеспечения требуемых



Рис. 1. Вид заготовок перед сваркой взрывом



Рис. 2. Заготовка длиной 300 мм после сварки взрывом

конечных размеров прутка и оптимальных режимов сварки взрывом. Алюминиевый прутки протачивался для придания ему формы, обеспечивающей установку сварочного зазора и формовку хвостовика для последующей протяжки, сборка под сварку осуществлялась путем размещения алюминиевого прутка внутри медной трубки со сварочным зазором, медная трубка в свою очередь коаксиально вставлялась в поли-

этиленовую трубу с внутренним диаметром 47 мм, которая служила контейнером для взрывчатого вещества (ВВ) (рис. 1) [1].

Протяжка биметаллических прутков осуществлялась на оборудовании НИЦ «Материалобработка взрывом» ИЭС им. Е.О. Патона.

Длина алюминиевой заготовки при разработке технологии составляла 300 мм, при этом заготовка после сварки взрывом

Механические свойства биметаллических прутков, полученных сваркой взрывом, протяжкой и термообработкой

№ образца	Вид образца	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %
1	Исходный	121	150	12
2	ТО 180 °С, 30 мин	143	150	13
3	ТО 250 °С, 60 мин	171	187	18
4	ТО 300 °С, 40 мин	127	149	28
5	ТО 350 °С, 60 мин	44	113	57
6	Биметаллический пруток фирмы «Copperweld» без ТО	-	186	11
7	Требования ТЗ	-	≥ 90	≥ 25



а) б)
Рис. 3. Удлиненные заготовки под сварку взрывом (а), засыпка ВВ в составной контейнер (б)

внешне не имела видимых дефектов (рис. 2).

Механические свойства биметаллических прутков диаметром 9 мм, полученных сваркой взрывом, протяжкой и термообработкой, а также биметаллических прутков, полученных на установке фирмы «Copperweld», США, диаметром 8 мм и требования технического задания, приведены в

таблице.

Требованиям ТЗ удовлетворяют биметаллические прутки, подвергнутые термообработке при температуре 300 °С в течение 40 минут. Такие изделия проявили достаточно высокую способность к деформированию как при стандартных испытаниях на загиб [2], так и при формообразовании кон-



а)



б)

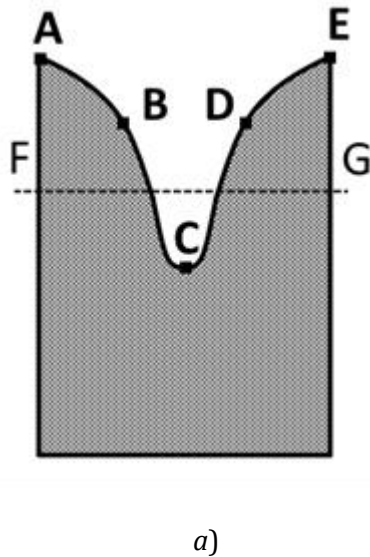


в)

Рис. 4. Длинномерная коаксиальная заготовка после сварки взрывом: а) общий вид, снизу - без вакуума, сверху - с вакуумом, направление детонации слева направо; б) пузырь на поверхности; в) разрыв лакирующего слоя, снизу - без вакуума, сверху - с вакуумом

тактных площадок токоведущих шин.

Измерение удельного электрического сопротивления (R) отожженного биметаллического прутка (режим №4) постоянному току в пересчете на температуру $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ [3] составило $0,027 \times 10^{-6}$ Ом·м, что удовлетворяет требованиям ТЗ.



а)



б)

Рис. 5. Схема образования дефектов: а) развертка фронта детонации ВВ, расположенного на цилиндрической поверхности; б) схема деформирования медной плакирующей трубы в её поперечном сечении, где штриховая линия – первоначальная (до сварки) форма сечения трубы, оранжевая линия – форма сечения трубы, соответствующее сечению FG рис. 5 а, серый круг – алюминиевый стержень

Таким образом, с помощью сварки взрывом, протяжки и термообработки удалось получить необходимые свойства биметаллического прутка.

Отметим, что рабочая часть заготовки (без учета хвостового перехода под протяжку) составляла около 200 мм, что является не технологичным с точки зрения производительности.

Для изучения возможности получения длиномерных биметаллических прутков была выполнена сварка взрывом коаксиальных заготовок длиной 1 м с плакирующим слоем толщиной 1 мм (рис. 3).

Для равномерного распределения ВВ по длине свариваемых заготовок, контейнер

для ВВ изготавливали из нескольких отрезков труб.

В процессе сварки находящийся в зазоре воздух должен истекать через выходное отверстие со скоростью, большей скорости детонации, при этом воздух значительно уплотняется и разогревается, в нем образу-

ется ударная волна. Все это существенным образом может повлиять на качество получаемых сварных соединений. Кроме того, на некоторой длине свариваемой коаксиальной сборки, зависящей от площади поперечного сечения выходного отверстия (сварочного зазора) и скорости контакта, скорость истечения воздуха из зазора становится меньше V_k . Определенный объем воздуха остается между свариваемыми элементами, образуя пузыри. Было предположено, что избежать этого можно вакуумированием сварочного зазора. Были проведены эксперименты на таких же образцах и на тех же режимах с вакуумированием сварочного зазора, остаточное давление составляло 1×10^{-5} ат.

После выполнения сварки взрывом длинномерной заготовки с вакуумированием на расстоянии около 500 мм от края заготовки, ближнего к точке инициирования, наблюдается начало дефектов в виде разрыва плакирующего слоя и повреждения поверхности алюминия, которая приобретает рваную форму (рис. 4). На образце без вакуумирования наблюдается аналогичная картина, но дефекты появляются ближе к его началу на расстоянии примерно 250 мм, имеются также дефекты в виде пузырей, появляющиеся на расстоянии 100 мм от края образца.

Характерным для обоих образцов является то, что большинство пузырей и все дефекты в виде разрывов сосредоточены на одной образующей. По-видимому, это связано с тем, что вследствие неравномерности фронта детонации, по одной из образующих он всегда будет отставать. Такая неравномерность будет зависеть, прежде всего, от смещения центра инициирования заряда ВВ от центра сварочной сборки, а также от неравномерности скорости детонации и толщины заряда по длине сборки. Установившийся после некоторого времени от начала инициирования фронт детонации можно

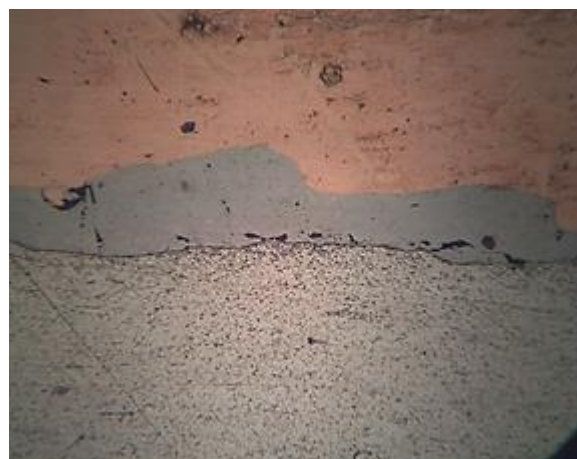
представить в виде линии ABCDE на развертке цилиндрической поверхности на плоскость (рис. 5, а). На некоторой плоскости поперечного сечения сварочной сборки, обозначенной линией FG, под продетонировавшем ВВ (заштрихованная зона) медная оболочка будет практически прижата к алюминиевому стержню, уменьшив свой радиус. Там же, где ВВ еще не продетонировало (незаштрихованная зона), медная оболочка будет иметь свой первоначальный радиус, приобретая форму, отличную от цилиндрической. При отсутствии вакуумирования, из-за давления сжатого ударной волной воздуха, радиус медной оболочки в центре незаштрихованной зоны сечения FG, вероятно, может стать несколько большим первоначального (рис. 5, б).

При прохождении фронта детонации по этому (не цилиндрическому) участку медной трубы образуется кумулятивная струя меди, под действием которой происходит разрушение алюминия и медной оболочки. Судя по характеру создаваемых дефектов можно предположить, что алюминий был доведен до состояния кипения.

Следует отметить, что при сварке с ваку-



а)



б)

Рис. 6. Интерметаллиды на границе соединения медь-алюминий после сварки взрывом: а – с вакуумированием, б – без вакуумирования

умированием образующиеся интерметаллиды имели меньший размер. На рис. 6 представлены фотографии шлифов с характерными участками границы соединения с интерметаллидами. Вероятно, это связано с тем, что при сварке с вакуумом отсутствует нагрев за счет истекающего из зазора воздуха.

Проведенные исследования показали, что задача получения сваркой взрывом длинномерных коаксиальных биметаллических заготовок малого диаметра с тонким плакирующим слоем является трудно выполнимой без применения каких-либо специальных мер, в частности, на наш взгляд, необходимо обеспечивать:

- максимально равномерный фронт детонации по плоскости поперечного сечения коаксиальной сборки под сварку;
- стабильность скорости детонации ВВ;
- равномерность по длине сборки геометрических характеристик (сварочного зазора, высоты заряда);
- по возможности устранение воздуха из зазора.

ВЫВОДЫ

1. Вакуумирование зазора при сварке взрывом коаксиальных заготовок наружным зарядом повышает качество сварного соединения, заключающееся в увеличении длины сваренных заготовок, на которой отсутствуют дефекты типа пузырей и разрыва внешнего слоя, а также уменьшении размера и количества интерметаллидов при сварке пары медь+алюминий.

2. Вакуумирование не устраняет полностью в коаксиальном соединении меди с алюминием образование дефектов в виде разрыва внешнего слоя, которые образуются, по-видимому, в результате формирования на некотором этапе сварки кумулятивной струи.

Библиографический список

1. Изготовление коаксиальных медно-алюминиевых прутков с помощью сварки взрывом и протяжки Запрессовка труб взрывом / Л. Д. Добрушин, П. С. Шленский, А. Г. Брызгалин, И. Г. Лавренко, И. М. Ромашко // Автоматическая сварка. – 2015. – №3-4. – С. 72-76.
2. ГОСТ 1579-93 «Проволока. Испытания на перегиб».
3. ГОСТ 7229-76 «Кабели, провода и шнуры. Метод определения электрического сопротивления токопроводящих жил и проводников».

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

Л. М. Гуревич, д-р техн. наук, Р. Е. Новиков, аспирант, С. П. Писарев, канд. техн. наук

ПОВЕДЕНИЕ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА С КОНИЧЕСКОЙ МЯГКОЙ ПРОСЛОЙКОЙ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru

Моделирование с помощью метода конечных элементов разрушения цилиндрического образца титано-алюминиевого композита Д20-АД1-ВТ6С при варьировании толщины мягкой прослойки и температуры 100 и 200 °С показало значительную зависимость усилия разрушения от угла конической прослойки АД1. Исследованы различия распределения деформации композита при изменении температуры от 100 до 200 °С при различных толщинах алюминиевой прослойки и угле конусности.

Ключевые слова: титан, алюминий, мягкая прослойка, конус, угол конусности, деформация, разрушение, моделирование, метод конечных элементов, температура

L. M. Gurevich, R. E. Novikov, S. P. Pisarev

THE BEHAVIOR OF TITANIUM-ALUMINIUM COMPOSITE WITH TAPERED SOFT LAYER AT ELEVATED TEMPERATURES

Volgograd State Technical University, mv@vstu.ru

Finite element modeling of a cylindrical sample of a titanium-aluminum composite D20-AD1-BT6C with the variation of the thickness of a soft interlayer and a temperature of 100 and 200 °C demonstrated the significant dependence of the destruction force on the angle of the conical interlayer AD1. The differences in the distribution of the deformation of the composite are studied with a temperature change from 100 to 200 °C for different thicknesses of the aluminum interlayer and the cone angle.

Keywords: titanium, aluminum, soft interlayer, cone, taper angle, deformation, destruction, modeling, finite element method, temperature

В связи с низкой интенсивностью роста алюминидов при температурном интервале твердофазной диффузии, снижающей эффективность технологии получения СММК [1] ранее была исследована возможность интенсификации процессов структурообразования при взаимодействии титана с расплавом алюминия и выявлена их стадийность [2 ... 4].

Для соединения сваркой плавлением трудносвариваемых традиционными способами разнородных сплавов часто используют переходные элементы, созданные с помощью сварки взрывом. Прочность переходных элементов во многом определяет надежность разнородных конструкций, работающих в сложных условиях нагружения. Технология получения заготовок переходных титано-алюминиевых элементов сваркой взрывом предусматривает введение

между основными металлами промежуточных мягких прослоек, играющих роль «буфера пластичности» и диффузионного барьера [1].

В работах [2, 3, 4] под руководством Ю.П. Трыкова исследованы закономерности изменения механических свойств композиций с мягкими прослойками при изменяющихся относительных толщинах мягкой прослойки χ ($\chi = \delta/d$, где δ – толщина прослойки, d – поперечный размер испытываемого образца), разработана классификация сваренных взрывом композиционных соединений с различными вариантами механической неоднородности и предложены полуэмпирические методы расчета их прочности. Во всех случаях рассматривалась плоская мягкая прослойка, перпендикулярная направлению приложения нагрузки, однако в реальных условиях часто используются трубчатые пе-

реходники с мягкими прослойками, соединенными по коническим поверхностям [5].

Развитие высокопроизводительной компьютерной техники и основанных на методе конечных элементов (МКЭ) компьютерных пакетов расчетов позволяет определять поведение композиционных материалов при различных схемах нагружения и вариантах их конструкции. В работе [6] выполнена верификация моделирования МКЭ поведения титано-алюминиевого композиционного

материала с мягкой прослойкой в условиях растяжения на основе ранее полученных результатов испытания образцов композита Д20-АД1-ВТ6С (модель ТУ-М-Т) [1] с варьированием относительной толщины прослойки АД1, нормальной к направлению приложения нагрузки, в интервале $0,03 \leq \chi \leq 1,0$.

Целью настоящей работы являлась проверка влияния конической алюминиевой прослойки на поведение нагруженного

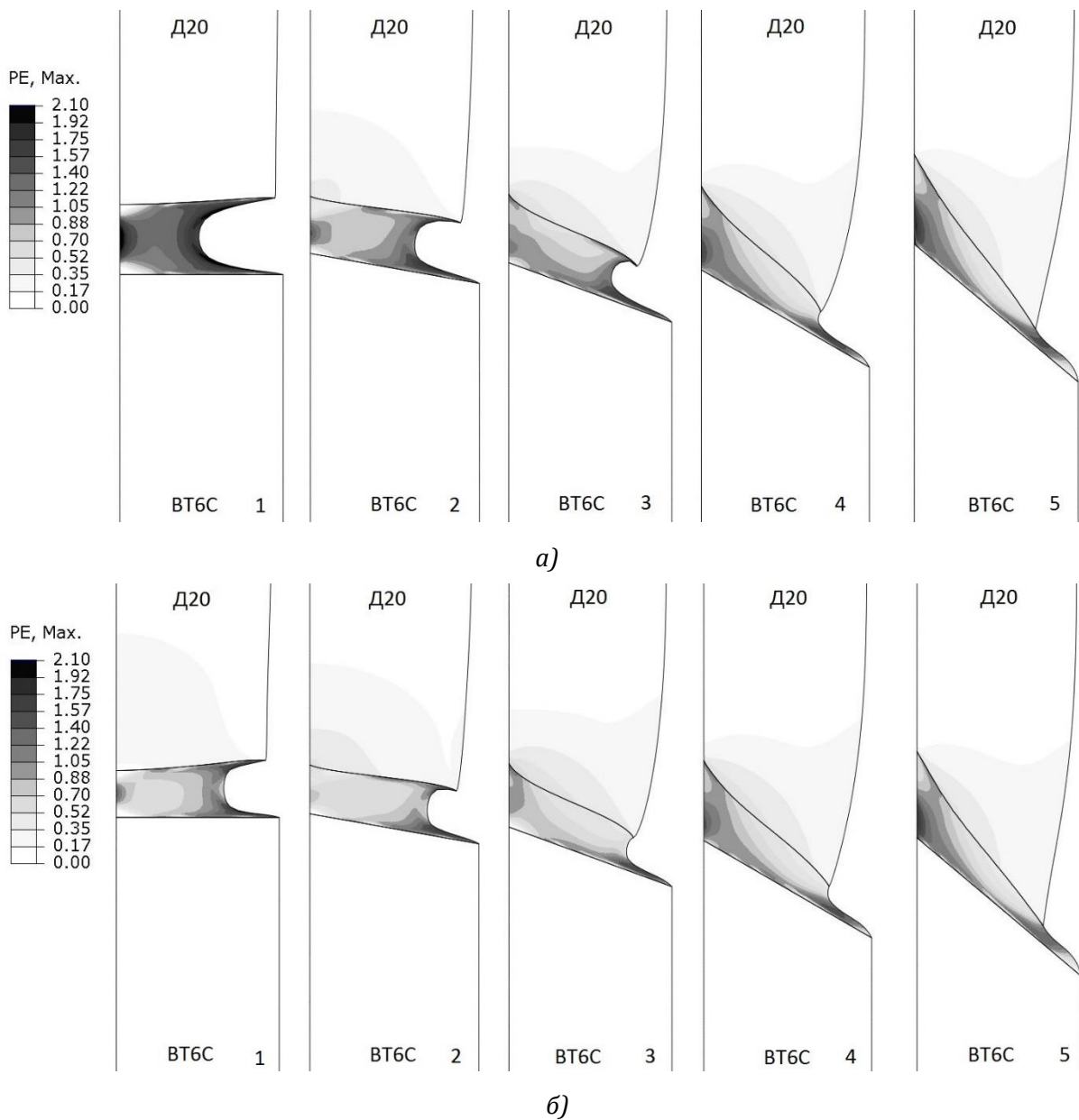


Рис. 1. Распределение локальной деформации при удлинении 1,5 мм образца композита Д20-АД1-ВТ6С с толщиной мягкой прослойки 0,5 мм при температурах 100 (а) и 200 °С (б); 1, 2, 3, 4 и 5 – соответственно угол конуса 0, 10, 20, 30 и 40°

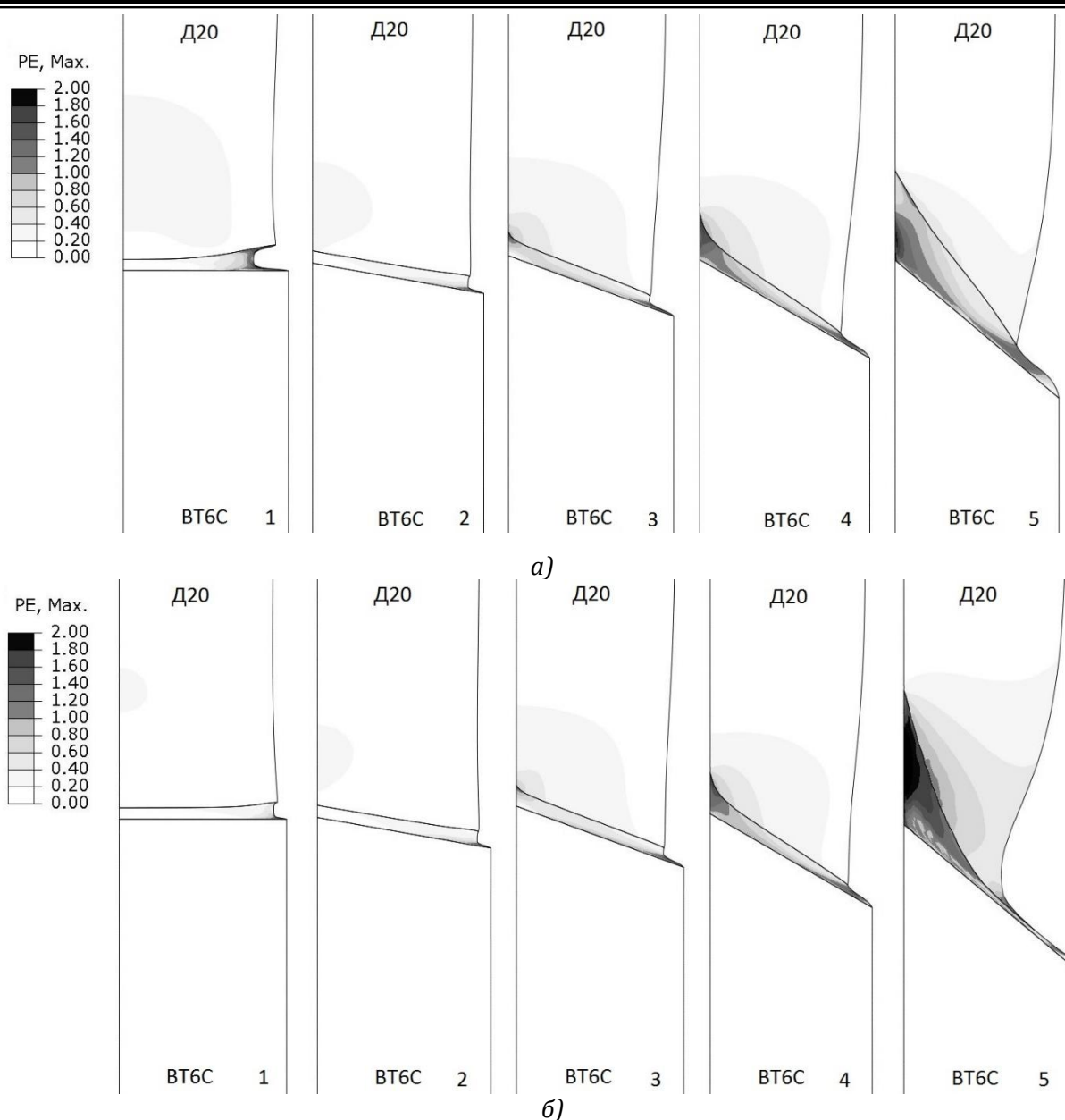


Рис. 2. Распределение локальной деформации при удлинении 1,5 мм образца композита Д20-АД1-ВТ6С с толщиной мягкой прослойки 0,2 мм при температурах 100 (а) и 200 °С (б); 1, 2, 3, 4 и 5 – соответственно угол конуса 0, 10, 20, 30 и 40°

композита Д20-АД1-ВТ6С при температурах 100 и 200 °С.

Моделирование процессов растяжения цилиндрического образца $\varnothing 6$ мм трехслойного титано-алюминиевого композита Д20-АД1-ВТ6С с конической алюминиевой прослойкой проводилось в модуле Abaqus/Explicit пакета SIMULIA/Abaqus, использующем явную схему интегрирования для нелинейных быстротекущих динамиче-

ских процессов. Расчет основан на использовании модели пластичности Мизеса. Углы конуса варьировались от 0 до 40 градусов при толщинах прослойки вдоль направления приложения растягивающего усилия 1,0; 0,5 и 0,2 мм. Материалы слоев деформируемого твердого тела задавались изотропными с повышающимися пределами текучести $\sigma_{0,2}$ при росте локальной пластической деформации. Для учета зависимости свойств

от величин деформации и температуры использовалась модель пластичности Джонсона-Кука [7]

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

где ε_p – эффективная пластическая деформация; T_m – температура плавления; T_r – комнатная температура; T – температура моделируемого процесса, 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 .

Возможность разрушения мягкой прослойки и алюминиевого сплава описывалась моделью разрушения Джонсона-Кука [8]. Параметры моделей пластичности и разру-

шения Джонсона-Кука для выбранных материалов приведены в отечественной литературе [9, 10]. Прочность связей между слоями соответствовала прочности менее прочного элемента пары. Выбранный размер стороны кубической ячейки конечно-элементной сетки, равный 0,1 мм, обеспечивал достаточную точность при приемлемом времени расчетов. Осевая симметрия цилиндрического тела позволяла для сокращения времени моделирования использовать модель Axisymmetric.

Проведенное моделирование показало изменение характера деформирования и разрушения основных слоев композиции при варьировании относительной толщины мягкой прослойки и угла конусности при температурах 100 и 200 °С (рис. 1 и 2). В слу-

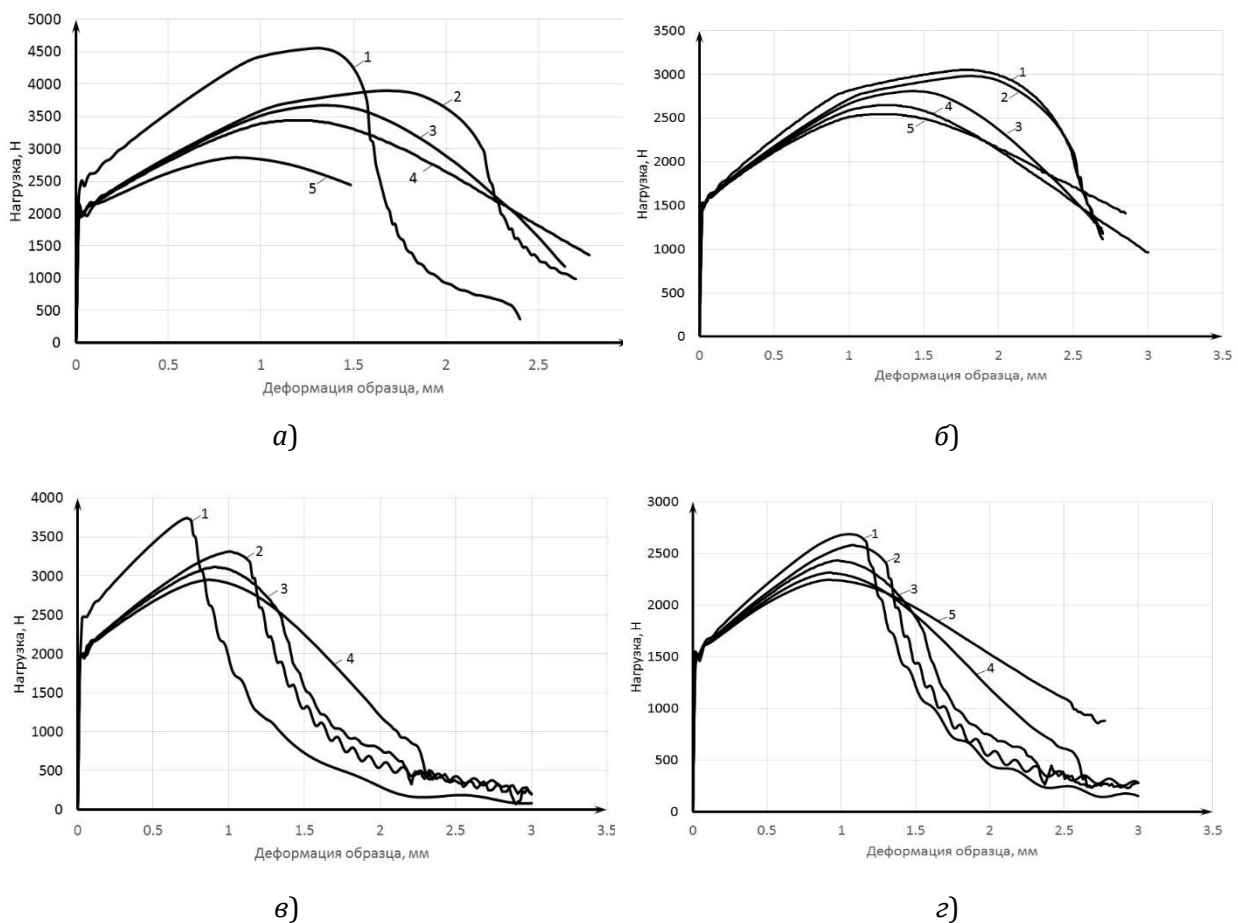


Рис. 3. Кривые зависимости суммарной деформации образца от приложенной нагрузки: а и б – $\delta = 0,2$ мм; в и г – $\delta = 0,5$ мм; а и в – 100 °С; б и г – 200 °С

чае использования мягкой прослойки толщиной 0,5 мм, перпендикулярной направлению приложения нагрузки, при 100 и 200 °С вся пластическая деформация локализуется практически только в пределах прослойки алюминия. Увеличение угла конусности от 0 до 40 градусов приводит на периферии к интенсивной пластической деформации алюминиевой прослойки и вовлечению в осевую и радиальную деформации алюминиевого сплава Д20. Одновременно происходит рост осевой деформации алюминиевой прослойки в осевой зоне. Рост температуры деформирования до 200 °С позволяет полностью вовлекать в деформацию сплав Д20.

При использовании мягкой прослойки толщиной 0,2 мм после начальной небольшой деформации алюминиевой прослойки на периферии образца происходит вовлечение в деформации алюминиевого сплава, причем с увеличением угла конусности при 200 °С зона повышенной локальной деформации в сплаве Д20 постепенно растет. Увеличение угла конуса приводило к формированию в осевой зоне прослойки АД1 на границе с ВТ6С локального участка с повышенной пластической деформацией.

Приведенные на рис. 3 кривые зависимости суммарной деформации образца от приложенной нагрузки показывают влияние

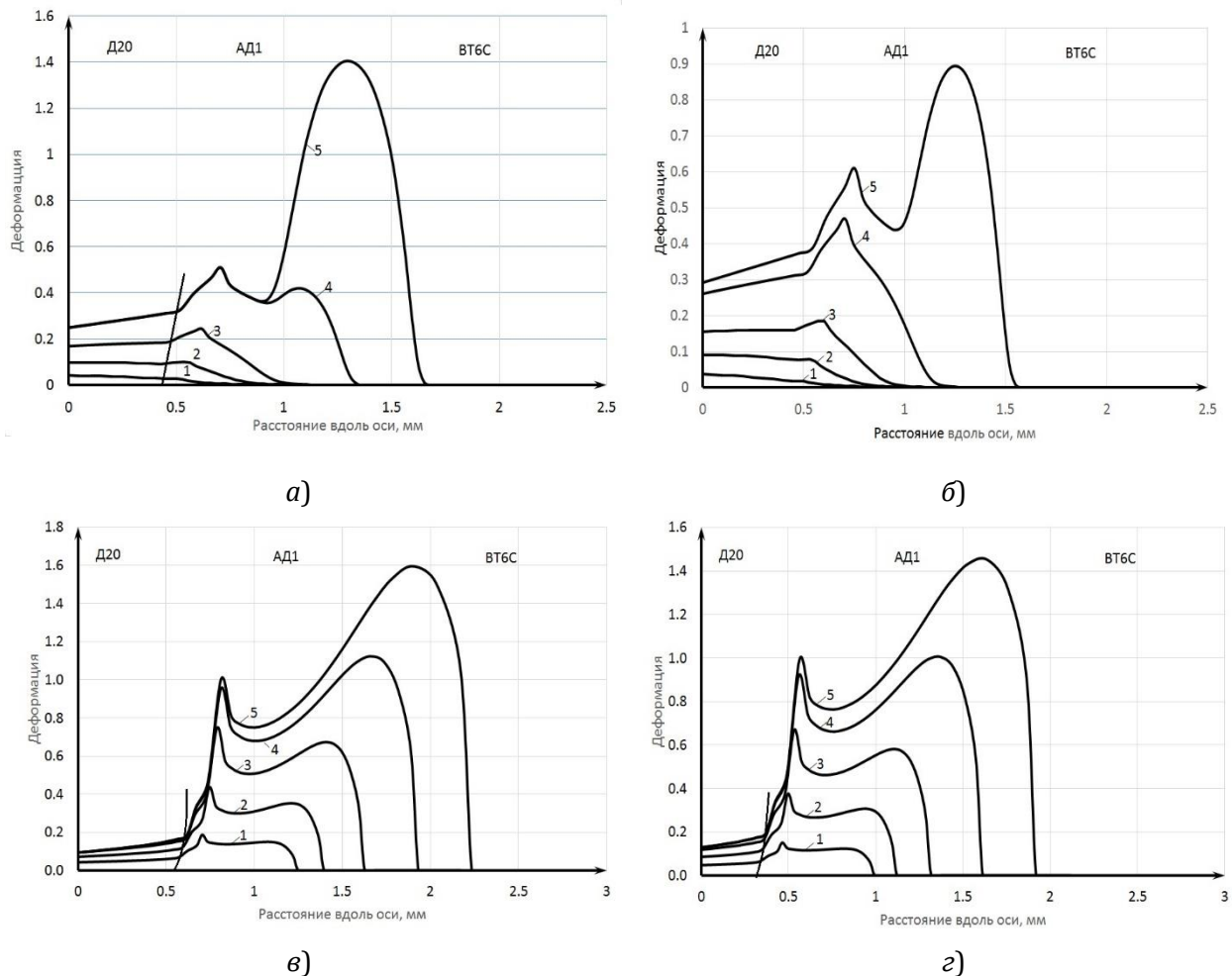


Рис. 4. Распределение деформации ячеек образца с $\delta = 0,5$ мм вдоль оси при изменении общего удлинения в зависимости от температуры и угла конуса: а и б – угол конуса 10°; в и г – угол 30°; а и в – 100 °С; б и г – 200 °С, 1 – удлинение 0,3 мм, 2 - 0,6 мм, 3 - 0,9 мм, 4 - 1,2 мм, 5 - 1,5 мм

угла конуса мягкой прослойки при различных ее толщинах и температурах.

Для образцов с толщинами мягкой прослойки 0,2 и 0,5 мм рост угла конуса приводит к уменьшению усилия растяжения, необходимого для достижения одних и тех же величин деформации. Увеличение угла конуса одновременно смещает максимальное усилие растяжения в зону больших значений деформации при температуре 100 °С (рис. 2, а и в). При 200 °С четко проявляется уменьшение усилия, необходимого для достижения заданной величины деформации при росте угла конуса.

Распределение продольной деформации в алюминиевой прослойке неоднородно (рис. 4). Первоначально на кривой распределения деформации ячеек вблизи оси образца развивается экстремум в слоях, примыкающих к алюминиевому сплаву, а затем деформация начинает интенсивно развиваться в слоях, примыкающих к титановому слою. Эта зависимость характерна для различных углов конуса и температур испытания.

ВЫВОДЫ

1. Проведенное моделирование с помощью метода конечных элементов при различных температурах деформирования цилиндрического образца титано-алюминиевого композита Д20-АД1-ВТ6С с варьированием относительной толщины и угла наклона конической прослойки АД1 показало, что и в этом случае уменьшение толщины приводит к увеличению усилия, необходимого для деформирования образца, и переносу значительной части пластической деформации на слой Д20.

2. Для различных углов конуса и температур испытания показано, что первоначально развивается экстремум на кривой

распределения деформации ячеек вблизи оси образца в слоях примыкающих к алюминиевому сплаву, а затем деформация начинает интенсивно развиваться в слоях, примыкающих к титановому слою.

Библиографический список

1. Кусков, Ю. Н. Прочность сваренных взрывом титано-алюминиевых соединений и ее расчетная оценка / Ю. Н. Кусков, В. С. Седых, Ю. П. Трыков // Сварочное производство. – 1975. – № 9. – С. 11 – 13.
2. Трыков, Ю. П. Деформация слоистых композитов / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич. – ВолгГТУ. Волгоград, 2001. – 242 с.
3. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун. – Metallurgizdat, 2004. – 230 с.
4. Трыков, Ю. П. Особенности деформирования сваренного взрывом титано-алюминиевого композита / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. Н. Гурулев // Сварочное производство. – 1999. – № 1. – С. 11-15.
5. Трыков, Ю. П. Композиционные переходники / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев; ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 328 с.
6. 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". / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – № 15(118). – С. 6-9.
7. 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 // Proceedings of the 7th Int. Symp. on Ballistics. – 1983. – Pp. 541-547.
8. 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.
9. 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.
10. Гуревич, Л. М. Особенности поведения при растяжении слоистого титаноалюминиевого композита с осевыми эллиптическими отверстиями // Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. М. Волчков, Р. Е. Новиков, А. А. Загребина // Известия ВолгГТУ. Серия "Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении" / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – № 5(160). – С. 96-99.

УДК 621.791

*В. Г. Шморгун, д-р техн. наук, О. В. Слаутин, канд. техн. наук, В. П. Кулевич, аспирант,
А. Г. Фатыхова, бакалавр, Н. Р. Коваль, магистрант*

ОЦЕНКА ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ЗАТРАТ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ КОМПОЗИТА ТИТАН VT1-0+СТАЛЬ 08КП+ ТИТАН VT1-0

Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru

Приведена методика, позволяющая оптимизировать процесс диффузионного отжига сваренных взрывом слоистых композитов с учетом тепловых затрат на формирование диффузионных прослоек и потерь на нагрев печи, выдержку при заданной температуре, загрузку и выгрузку заготовок на примере системы титан-сталь.

Ключевые слова: термообработка, слоистые интерметаллидные композиты, тепловые затраты, диффузионные прослойки

V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, V. P. Kulevich, A. G. Fatykhova, N. R. Koval

ENERGY COSTS ESTIMATION AT HEAT TREATMENT OF THE EXPLOSIVELY WELDED TITAN VT1-0 + STEEL 08KP + TITAN VT1-0 COMPOSITE

Volgograd State Technical University, mv@vstu.ru

The technique allowing to optimize the process of diffusion annealing of explosion-welded laminated composites taking into account the thermal costs for the diffusion layers formation and losses for heating the furnace, holding at a given temperature, loading and unloading blanks using the example of the titanium-steel system is given.

Keywords: heat treatment, laminated intermetallic composites, heat costs, diffusion layers

Технология получения слоистых интерметаллидных композитов, предусматривает сварку взрывом многослойных пакетов и их последующую прокатку на толщину, обеспечивающую после завершающей высокотемпературной термообработки заданное объемное соотношение основных и образующихся в результате диффузии интерметаллидных слоев [1, 2].

Принципиально важным при назначении режимов термообработки является вопрос технико-экономического обоснования конкретных назначаемых условий термообработки. Поскольку требуемые толщины диффузионных прослоек могут быть получены в широком диапазоне температуры и времени нагревов, то при оптимизации последних необходимо учитывать, в частности, затраты энергоресурсов при эксплуатации печного оборудования.

Для расчета энергозатрат на термообработку многослойных композитов рассмот-

рим цикл, включающий нагрев печи, термическую обработку поштучно N заготовок, отключение печи.

Затраты энергии на цикл составляют [3]:

$$Q = Q_{\text{пол}} + Q_{\text{всп}} + \sum Q_{\text{пот}}, \quad (1)$$
 где $Q_{\text{пол}}$ – количество теплоты, потребное для нагрева заготовок до заданной температуры, Дж; $Q_{\text{всп}}$ – количество теплоты, потребное для нагрева вспомогательных устройств, вводимых в печь вместе с заготовкой (поддоны, крючья), Дж; $\sum Q_{\text{пот}}$ – суммарные тепловые потери за цикл.

Количество теплоты, затрачиваемое на нагрев изделий (полезная теплота) определяется по формуле:

$$Q = N \sum_{i=1}^n C_{\text{изд}(i)} m_{\text{изд}(i)} (t_{\text{изд}}^{\text{кон}} - t_{\text{изд}}^{\text{нач}}), \quad (2)$$

где N – количество изделий, шт; $C_{\text{изд}(i)}$ – удельная теплоемкость однородной части изделия, Дж/(кг·°C); $m_{\text{изд}(i)}$ – масса однородной части изделия, кг; $t_{\text{изд}}^{\text{кон}}$ и $t_{\text{изд}}^{\text{нач}}$ – конечная и начальная температуры заготовки, °C.

Для равномерного прогрева заготовок из слоистых композитов проводить их термообработку необходимо поштучно. Вследствие этого, вспомогательные устройства не используются, и расчет потерь энергии на их нагрев не ведется.

Общие потери энергии при термообработке заготовок из слоистых композитов определяются по формуле:

$$\Sigma Q_{\text{пот}} = k_{\text{п}}(Q_{\text{пот(н)}} + Q_{\text{пот(в)}} + Q_{\text{пот(зв)}}), \quad (3)$$

где $k_{\text{п}}$ – коэффициент неучтенных потерь ($k_{\text{п}} = 1,15 \dots 1,3$); $Q_{\text{пот(н)}}$, $Q_{\text{пот(в)}}$, $Q_{\text{пот(зв)}}$ – тепловые потери соответственно при нагреве печи, выдержке при заданной температуре, загрузке и выгрузке заготовок, Дж.

$$0,5t_{\text{печ}}^{\text{кон}}$$

Затраты на тепловые потери через стенки:

$$Q_{\text{пот(н-кл)}} = \alpha + F_{\text{пов}}\tau_{\text{н}}(t_{\text{ст}}^{\text{нар}} - t_0), \quad (5)$$

где α – коэффициент теплоотдачи от наружной поверхности печи, Дж/(м²·с·град), в соответствии с рекомендациями [3] принимаем $\alpha = 18$ Дж/(м²·с·град); $F_{\text{пов}}$ – суммарная наружная поверхность стенок, м²; $\tau_{\text{н}}$ – время нагрева печи до заданной температуры, с; $t_{\text{ст}}^{\text{нар}}$ – средняя температура наружной стенки, °С; t_0 – температура окружающей среды, °С.

В связи с тем, что температура наружной стенки изменяется по сложному закону

Таблица 1

Технические характеристики электронагревательной печи марки СНЗ 3.6.2/10

Максимальная температура разогрева печи $t_{\text{печmax}}$, °С	Время разогрева печи до максимальной температуры $t_{\text{печmax}}$, Ч	Потребляемая мощность P, кВт	Размеры рабочего пространства печи, мм			Габаритные размеры печи, мм			Масса, кг
			$a_{\text{вн}}$	$b_{\text{вн}}$	$c_{\text{вн}}$	$a_{\text{нар}}$	$b_{\text{нар}}$	$c_{\text{нар}}$	
1000	6	14	300	600	200	1170	1140	1800	400

Тепловые потери при нагреве печи складываются из затрат на нагрев печи и тепловых потерь через стенки печи:

$$Q_{\text{пот(н-кл)}} = C'_{\text{кл}} + m_{\text{кл}}(t_{\text{кл}}^{\text{кон}} - t_{\text{кл}}^{\text{нач}}), \quad (4)$$

где $C'_{\text{кл}}$ – средняя удельная теплоемкость кладки печи, Дж/(кг·°С); $m_{\text{кл}}$ – масса кладки печи, кг; $t_{\text{кл}}^{\text{кон}}$ и $t_{\text{кл}}^{\text{нач}}$ – конечная и начальная температуры кладки печи, °С.

Расчет затрудняется сложным распределением температуры по толщине кладки и использованием огнеупоров по объему кладки. Принимаем допущение, что $t_{\text{кл}}^{\text{кон}} =$

можно принять, что $t_{\text{ст}}^{\text{нар}} = 0,5(t_{\text{ст-max}}^{\text{нар}} + t_0)$, где $t_{\text{ст-max}}^{\text{нар}}$ – максимальная температура стенки при выходе на режим. При расчете теплоизоляции печей не допускается $t_{\text{ст}}^{\text{нар}}$ свыше 70°С при выходе на максимальную температуру печи. Условно принимаем: $t_{\text{ст}}^{\text{нар}} = \frac{(70-t_0)t_{\text{печ}}^{\text{кон}}}{t_{\text{печ}}^{\text{max}}} + t_0$, где $t_{\text{печ}}^{\text{max}}$ – максимальная температура разогрева печи (по паспорту), °С.

Расчеты затрат на нагрев печи могут быть обеспечены, если в паспорте печи указано время на разогрев печи до максималь-

ной температуры.

Приближенно время нагрева печи определяется:

$$\tau_{\text{н}} = \frac{C'_{\text{кл}} + m_{\text{кл}}(t_{\text{кл}}^{\text{кон}} - t_{\text{кл}}^{\text{нач}})}{0,7P - \frac{1,5\alpha F_{\text{пов}}}{2}(t_{\text{ст}}^{\text{нар}} + t_0)}, \quad (6)$$

Отсюда (при $\tau_{\text{н}} = \tau_{\text{н}}^{\text{max}}$) можно определить произведение $C'_{\text{кл}} m_{\text{кл}}$ для подстановки в формулу 4:

температуре $\tau_{\text{вв}}$

$$\tau_{\text{в}} = (\tau_{\text{вв}} + \tau_{\text{вн}}). \quad (9)$$

Для тонких изделий

$$\tau_{\text{вн}} = \frac{m_{\text{изд}} C_{\text{изд}} (t_{\text{изд}}^{\text{кон}} - t_{\text{изд}}^{\text{нач}})}{C_{\text{пр}} \left[\left(\frac{T_{\text{печи}}^{\text{кон}}}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_{\text{изд}}^{\text{нач}}}{100} \right)^4 \right] F_{\text{зо}} + \alpha_{\text{кон}} (t_{\text{изд}}^{\text{кон}} - t_{\text{изд}}^{\text{нач}}) F_{\text{зк}}}, \quad (10)$$

где $C_{\text{пр}} = \frac{5,7}{\frac{1}{\varepsilon_{\text{нагр}}} + \frac{1}{\varepsilon_{\text{изд}}} - 1}$ – приведенная излучательная способность; $\varepsilon_{\text{нагр}}$ и $\varepsilon_{\text{изд}}$ – коэффици-

Таблица 2

Тепловые потери при нагреве печи, выдержке при заданной температуре, загрузке и выгрузке заготовки

Температура, °С	Тепловые потери, кДж						
	При нагреве печи	При загрузке-выгрузке одной детали	При выдержке для формирования диффузионной прослойки толщиной в одном изделии, мкм				
			40	80	120	160	320
800	157091	72	98228	389828	-	-	-
850	176461	86	42403	104368	207643		
900	197872	103	12092	66767	110507	219857	-
950	221636	122	8916	39696	78171	129471	462921
1000	248129	143	7361	25586	49886	74186	244286

$$C'_{\text{кл}} m_{\text{кл}} = \frac{t_{\text{н}}^{\text{кл}} (0,7P - 0,75\alpha F_{\text{пов}} (70 - t_0))}{0,5t_{\text{печ}}^{\text{max}} - t_0}, \quad (7)$$

где P – потребляемая мощность печи, Вт; $\tau_{\text{н}}^{\text{max}}$ – время разогрева холодной печи до максимальной температуры (по паспорту), °С.

Потери тепла при выдержке заготовок при заданной температуре определяются выражением:

$$Q_{\text{пот(в)}} = \alpha F_{\text{пов}} \tau_{\text{в}} (t_{\text{ст}}^{\text{нар}} - t_0), \quad (8)$$

Время выдержки деталей определяется временем нагрева до заданной температуры $\tau_{\text{вн}}$ и временем выдержки при заданной

температуре $\tau_{\text{вв}}$ и временем выдержки при заданной температуре $\tau_{\text{вн}}$.
 Для тонких изделий
 где $C_{\text{пр}} = \frac{5,7}{\frac{1}{\varepsilon_{\text{нагр}}} + \frac{1}{\varepsilon_{\text{изд}}} - 1}$ – приведенная излучательная способность; $\varepsilon_{\text{нагр}}$ и $\varepsilon_{\text{изд}}$ – коэффици-
 цент черноты материалов нагревателя и изделия (принимается равным 0,8); $F_{\text{зо}}$ – облучаемая поверхность заготовки (в условиях данного расчета нагревом за счет облучения можно пренебречь); $F_{\text{зк}}$ – поверхность заготовки, омываемая конвекцией; $\alpha_{\text{кон}}$ – коэффициент теплоотдачи естественной конвекцией, $\alpha_{\text{кон}} = 11,6 - 17,4$ Вт/(м²·град); $T_{\text{печи}}^{\text{кон}}$ и $T_{\text{изд}}^{\text{нач}}$ – соответственно абсолютная температура излучателей или разогретой кладки и исходная температура изделия, К.

Тепловые потери при загрузке-выгрузке

$$Q_{\text{пот(зв)}} = 5,7\psi \left[\left(\frac{T_{\text{печи}}^{\text{кон}}}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_{\text{изд}}^{\text{нач}}}{100} \right)^4 \right] F_{\text{пр}} \tau_{\text{зв}} N, \quad (11)$$

где ψ - коэффициент диафрагмирования выходного отверстия (обычно 0,75 ... 0,8);
 $F_{\text{пр}}$ - площадь выходного отверстия.

буемая толщина диффузионной прослойки, температура и продолжительность термообработки.

В качестве примера рассмотрим расчет

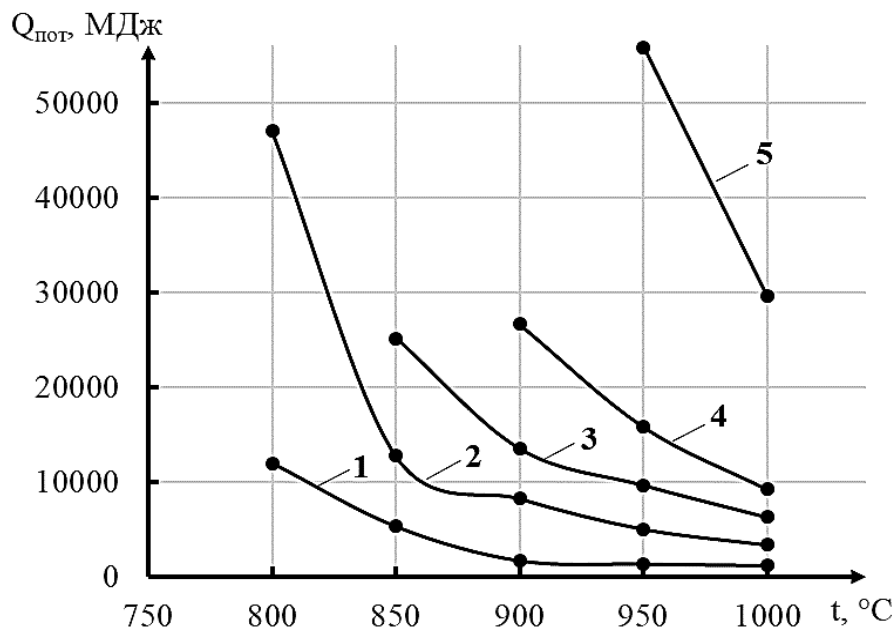
Таблица 3

Общие потери энергии при термообработке партии заготовок из слоистых композитов, кДж

Температура, °С	Толщина диффузионной прослойки, мкм				
	40	80	120	160	320
800	11984643	46976643	-	-	-
850	5310544	12746344	25139344	-	-
900	1700943	8261943	13510743	26632743	-
950	1350636	5044236	9661236	15817236	55831236
1000	1198299	3385299	6301299	9217299	29629299

Входными данными для расчета тепловых затрат на формирование диффузионных прослоек заданной толщины в слоистом ин- терметаллидном композите являются тре-

энергозатрат на термообработку для заго- товки из титан ВТ1-0+сталь 08кп+ титан ВТ1-0, размерами 500x250x1 мм при объемах партий изделий 100 штук. Ис-



Зависимость суммарных энергозатрат при термообработке титано-стального композита от температуры выдержки для выращивания диффузионной прослойки толщиной: 1 - 40 мкм, 2 - 80 мкм, 3 - 120 мкм, 4 - 160 мкм, 5 - 320 мкм

ходя из размеров заготовок и требуемых режимов термообработки, была выбрана печь СНЗ 3.6.2/10. Ее технические характеристики представлены в таблице 1.

В качестве заданной толщины h диффузионной прослойки выбраны следующие значения: 40, 80, 120, 160 и 320 мкм.

Необходимое время выдержки при формировании диффузионной прослойки в твердой фазе выбирали исходя из данных полученных в работе [4, 5].

Исходя из температурно-временных условий формирования диффузионных прослоек в титано-стальном композите был рассмотрен диапазон рабочих температур от 800 до 1000°C с интервалом 50°C. Время термообработки при этом изменялось от 25 мин до 10 ч в зависимости от толщины получаемого интерметаллидного слоя.

Анализ полученных данных показывает, что оптимальный температурный режим определяется требуемой толщиной диффузионной прослойки (a , следовательно, временем выдержки) и с ее ростом, смещается в область более высоких температур (см. рисунок). Так, для получения толщины диффузионной прослойки 40 мкм энергетически выгодной является термообработка при 900°C, а для 120 мкм и выше – 1000°C. Расчеты показали, что несмотря на возможность оптимизации температурно-временных режимов в случае небольших партий изделий, относительные затраты на получение одной

заготовки всегда снижаются с увеличением N за счет уменьшения тепловых потерь на нагрев печи, приходящихся на единицу изделия.

ВЫВОД

В слоистых интерметаллидных композициях заданное объемное соотношение основных и интерметаллидных слоев можно реализовать при различных температурно-временных условиях, однако, для снижения энергозатрат на проведение термообработки необходимо учитывать возможности существующего термического оборудования, конструкцию и количество композиционных заготовок в партии.

Библиографический список

1. Шморгун, В. Г. Комплексные технологические процессы получения слоистых интерметаллидных композитов / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин // Конструкции из композиционных материалов. – 2005. – №3. – С. 3-9.
2. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия: монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва: Металлургиздат, 2016. – 346 с.
3. Рустем, С.Л. Оборудование термических цехов: Учебник для машиностроительных техникумов / С.Л. Рустем. – Москва: Машиностроение, 1971. – 287 с.
4. Трыков, Ю. П. Исследование кинетики диффузии в композитах системы Ti-Fe / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. Ю. Донцов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2008. – № 11. – С. 20-23.
5. Шморгун, В. Г. Структура и свойства многослойных титано-стальных композитов после высокотемпературного нагрева / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, Д. Ю. Донцов, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2012. – № 9. – С. 42-45.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФИ № 17-08-00283

УДК 621.762.4.04

*В. О. Харламов, канд. техн. наук, А. В. Крохалев, д-р. техн. наук, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук,
В. И. Лысак, академик РАН, А. И. Богданов, канд. техн. наук, М. А. Тупицин, м.н.с.,
Е. А. Иваненко, аспирант, А. О. Горбунов, магистрант*

МЕЖФАЗНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ В ПОРОШКОВЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВАХ КАРБИДА ХРОМА С ТИТАНОМ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЗРЫВОМ, НА СТАДИИ ПРЕССОВАНИЯ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В статье приведены результаты расчетных и экспериментальных исследований методами растровой электронной микроскопии, энергодисперсионного микрорентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализа фазового состава твердых сплавов, полученных взрывным прессованием порошков карбида хрома Cr_3C_2 с титаном. Установлено, что при разогреве порошковой смеси в ударных волнах до $660\text{ }^\circ\text{C}$ фазовый состав твердых сплавов соответствует составу исходных компонентов порошковой смеси. При повышении интенсивности взрывного прессования наблюдаются образования вторичных карбидов на границе исходных компонентов. Дальнейшее увеличение температуры приводит к локальному оплавлению и образованию новых мелкодисперсных фаз. При последующем росте температуры в ударных волнах наблюдается переход к рассчитанному равновесному составу.

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

*V. O. Kharlamov, A. V. Krokhalev, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, A. I. Bogdanov, M. A. Tupitsin,
E. A. Ivanenko, A. O. Gorbunov*

FEATURES OF CHEMICAL INTERACTION OF PHASES IN THE FIRM ALLOYS OF CHROMIUM CARBIDE WITH TITANIUM RECEIVED BY EXPLOSION AT THE PRESSING STAGE

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The work presents the findings of theoretical and experimental studies by scanning electron microscopy, energy-dispersive electron microprobe and X-ray diffraction analysis of the phase composition of hard alloys produced by explosive compacting of the powders of chromium carbide Cr_3C_2 with titanium. It was found that when the powder mixture is heated in shock waves to $660\text{ }^\circ\text{C}$, the phase composition of hard alloys corresponds to that of the starting components of the powder mixture. With the increasing intensity of the explosive compacting, formation of secondary carbides is observed on the border of the starting components. A further increase in temperature results in a local melting and formation of new fine phases. With the subsequent temperature rise in the shock waves, a transition to the calculated equilibrium composition is observed.

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

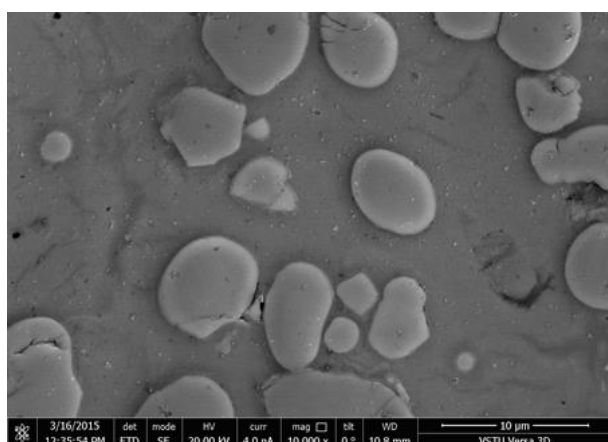
Взрывное компактирование является одним из перспективных видов импульсного прессования и существенно расширяет возможности технологий порошковой металлургии в области созданию новых материалов [1]. Взрывная обработка дает возможность одновременно достигать давлений, достаточных для равномерного уплотнения порошков до практически беспористого состояния, и температур, необходимых для консолидации (сварки) структурных компонентов порошкового материала. Кратковременность воздействия высоких давлений и

температур открывает возможность предотвращения вторичного взаимодействия между компонентами сплавов, что позволяет использовать в качестве материала связки химически активный при высокой температуре металл - титан [2-4].

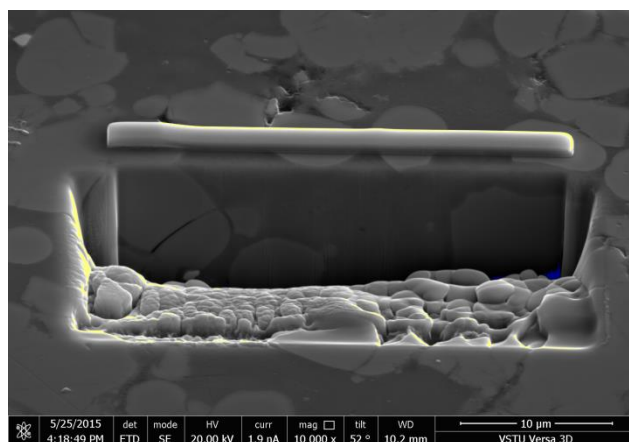
Однако применение титана в качестве металла матрицы ввиду его высокой химической активности дает возможность протекания вторичных межфазных процессов как при ударно-волновом воздействии на порошковые смеси, так и в процессе эксплуатации при высокой температуре, что требу-

ет пристального внимания и исследования путем термодинамических расчетов с последующими прямыми экспериментами.

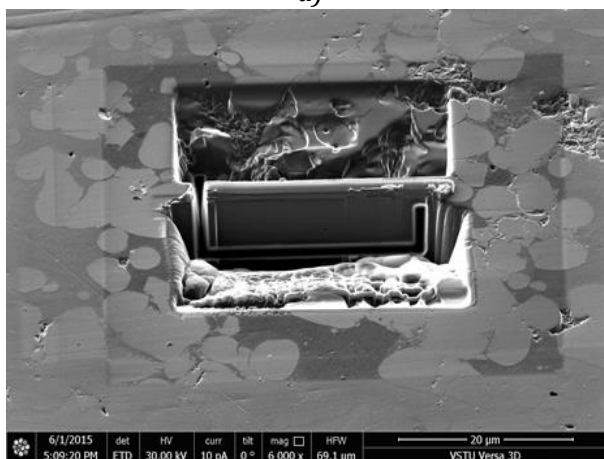
В работе использовались образцы твердого сплава системы $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$, содержащих от 22 до 40 масс. % титана, полученные взрыв-



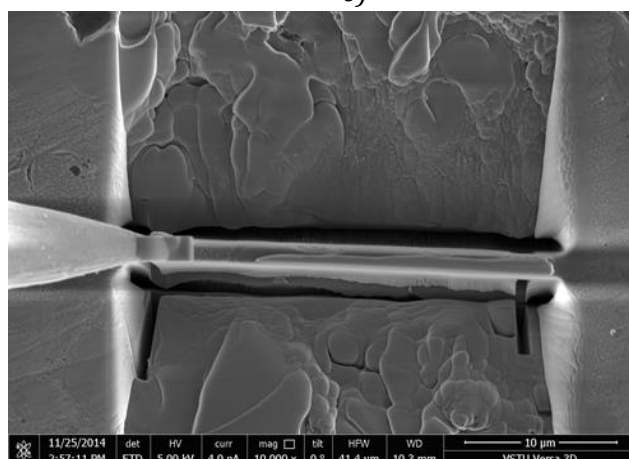
а)



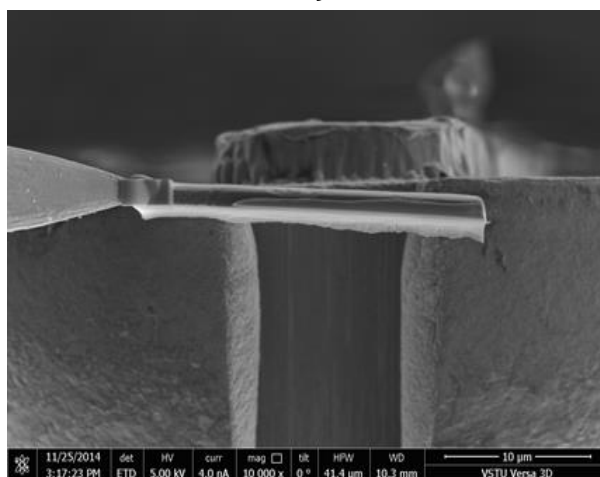
б)



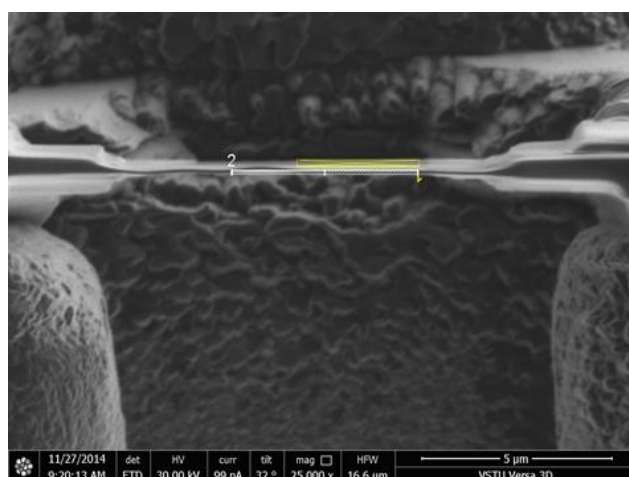
в)



г)



д)



е)

Рис. 1. Методика подготовки образца для просвечивающего микроскопа (фольги), РЭМ Versa 3D:

- а – микроструктура твердого сплава системы $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$, после механической полировки;
- б – участок с защитным платиновым покрытием, отполированный ионным пучком;
- в – заготовка фольги; г – игла-манипулятор припаянный к заготовке фольги; д – заготовка

ным прессованием смеси порошков чистого карбида хрома Cr_3C_2 КХНП-1 (ТУ 14-22-28-90) с порошками титана ПТС (ТУ 14-22-57-92) на подложке из стали 09Г2С по схеме с нормально падающей детонационной волной [5].

В процессе взрывного прессования разогрев порошковой смеси в ударных волнах составлял от 650 до 1300 °С, максимальное давление сжатия от 12 до 15 ГПа, что гарантировало получение монолитного твердого сплава системы Cr_3C_2 -Ti на стадии прессования [6].

Термодинамические расчёты фазового состояния проводили с помощью программного пакета Thermo-Calc, основанном на численном моделировании равновесия фаз CALPHAD [7].

Исследования микроструктуры и фазового состава полученных материалов проводились с помощью оптического металло-

графическом микроскопа Carl Zeiss Axiovert, рентгеновского дифрактометра Bruker D8 ADVANCE (Bruker AXS GmbH, Germany), двухлучевого растрового электронного микроскопа (SEM) FEI Versa 3D, оснащенного газинжекционной системой осаждения платины GIS, детектором проходящих электронов STEM, который позволяет получать изображение в просвечивающем режиме темного (DF) и светлого поля (BF) с высокой контрастностью к кристаллографическим плоскостям и соответственно зёрненной структуре. Интегрированная система микрорентгеноспектрального энергодисперсионного анализа EDAX Apollo X позволяет определять элементный состав с высокой степенью локализации на специально подготовленном образце – фольге, толщиной около 50 - 100 нм.

Методика подготовки фольги включала приготовление микрошлифа на полуавтомате

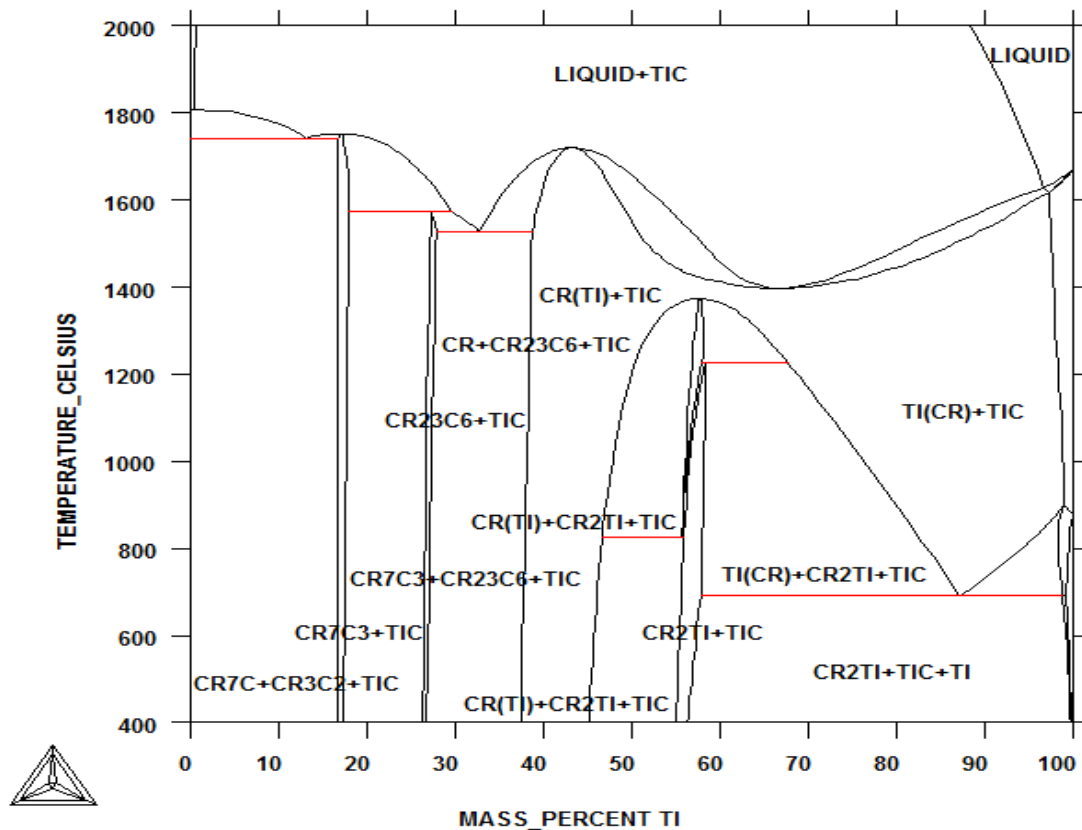
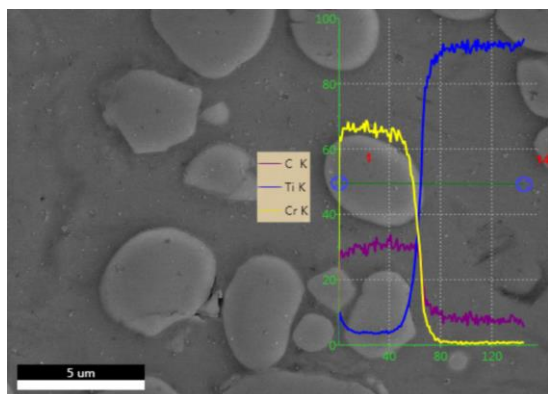


Рис. 2. Квазибинарное сечение Cr_3C_2 -Ti системы Cr-C-Ti (Thermo-Calc)

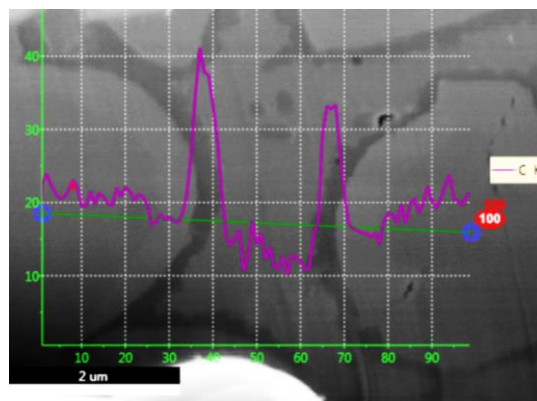
тическом шлифовально-полировальном станке с микропроцессорным управлением TegraPol-11. Затем образец помещали в камеру электронного микроскопа, в котором на интересующем месте образца (рис. 1, а), с

в длину 20...25 мкм, в высоту 5...7 мкм и толщиной 1...2 мкм.

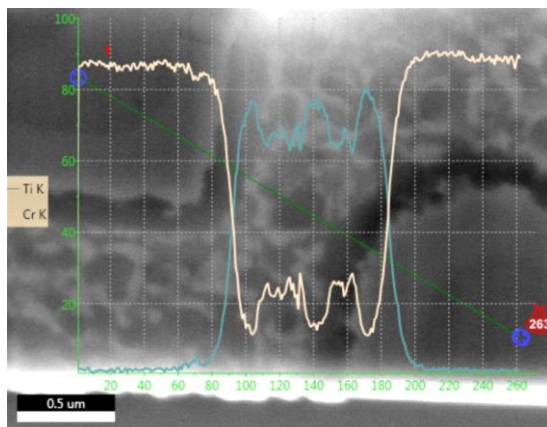
Затем к получившейся пластинке подводится и припаивается с помощью осаждения платины игла – манипулятор (рис. 1, г). Сле-



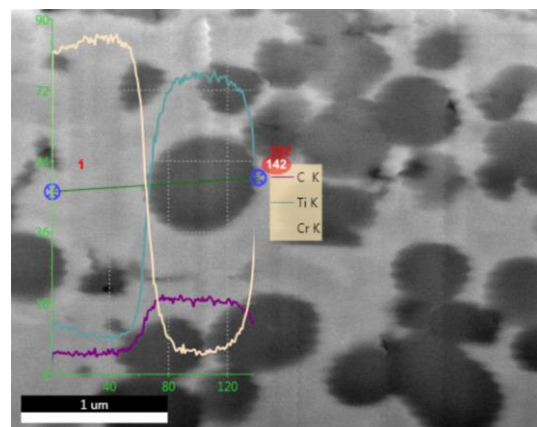
а)



б)



в)



г)

Рис. 3. Микроструктуры твердых сплавов системы $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$, на различных стадиях межфазного взаимодействия, SEM Versa 3D:

- а – структура, соответствующая фазовому составу исходных компонентов;
- б – стадия появления двойного граничного слоя; в – стадия оплавления с появлением мелкодисперсных фаз; г – равновесная структура твердого сплава $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$ после взрывного прессования

помощью газоинжекционной системы наносится слой платины (рис. 1, б), необходимый для защиты поверхности от воздействия ионного пучка. Далее проводится травление сфокусированным пучком ионов Ga^+ сверху и снизу платинового слоя, подрезается с боков (рис. 1, б, в) получая таким образом заготовку специального образца для просвечивающей микроскопии - фольги размером

дующим этапом заготовка фольги переносится на специальный держатель – медную сетку и крепится на ней (рис. 1, д). Далее фольга утоняется ионным пучком двух сторон пока не станет прозрачной для электронов (толщина порядка 50...100 нм рис. 1, е). Затем медная сеточка с закрепленной на ней фольгой устанавливается в специальный держатель для STEM детектора.

Результаты термодинамических расчётов (рис. 2) показали, что в сплавах карбида хрома с титаном в исследуемом интервале концентраций (до 40 масс. % Ti) равновесными фа-

зами могут быть: исходный карбид хрома Cr_3C_2 , карбид титана TiC , обедненные углеродом карбиды хрома Cr_7C_3 и Cr_{23}C_6 и твердый раствор Ti в Cr .

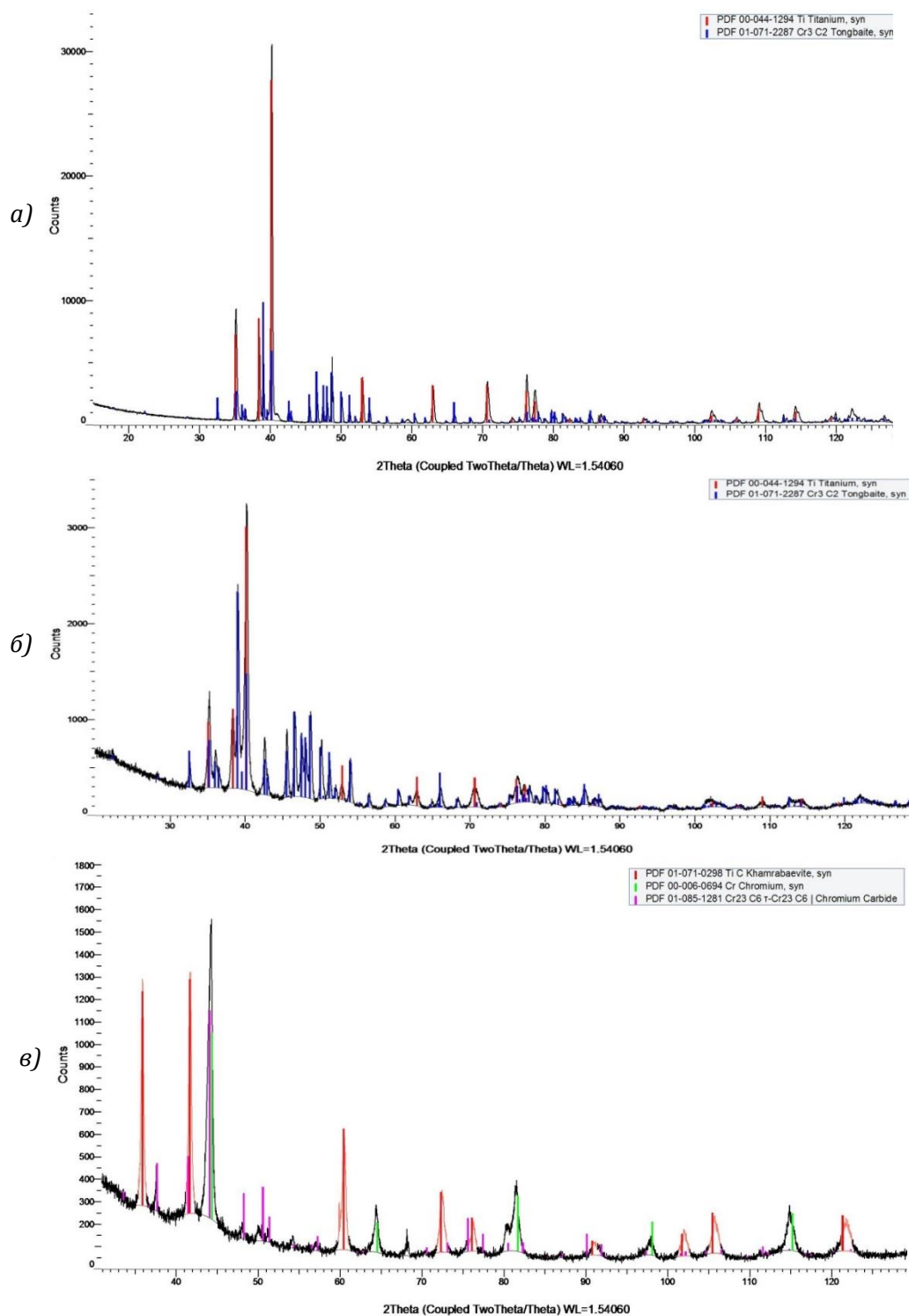


Рис. 4. Дифрактограммы твердых сплавов системы $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$, на различных стадиях межфазного взаимодействия, Bruker D8 ADVANCE:

а – порошковая смесь; б – твердый сплав исходного фазового состава;

в – равновесный фазовый состав после взрывного прессования

Однако изучение микроструктуры и линейного профиля распределения элементов между фазами твердого сплава, полученного взрывом при максимальном давлении сжатия 12 ГПа с одновременным разогревом в ударных волнах до 660°C порошковой смеси карбида хрома Cr_3C_2 с титановой связкой в количестве 22 масс.%. (рис. 3 а) показало, 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.

Обнаруженный факт может быть объяснен 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.

Сравнение дифрактограмм исходной порошковой смеси (рис. 4, а) и твердого сплава (рис. 4, б) подтверждает выдвинутый ранее вывод – фазовый состав, полученного материала соответствует составу исходной порошковой смеси. Изменившееся соотношение пиков интенсивности говорит об изменении текстуры и преимущественной ориентировки кристаллитов, произошедшей в результате действия импульса давления на порошковый материал в процессе прессования взрывом.

При увеличении давления взрывного прессования и соответствующего роста средней температуры разогрева порошковой смеси в ударных волнах на сплавах, содержащих 40 масс. % титана нам, все-таки, удалось обнаружить изменения в микроструктуре и характере распределения элементов между фазами (рис. 2, б, в, г).

На границе «карбид – связка» образовался двойной слой (рис. 2, б). На внешней сто-

роне карбидной частицы обнаружена светлая прослойка толщиной около 700 нм, со стороны материала темный слой толщиной около 400 нм, что свидетельствует об изменении среднего атомного номера в наблюдаемой области.

Распределение интенсивности характеристического излучения атомов углерода вдоль линии сканирования показывает, что при приближении к границе карбидной частицы 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, что может быть объяснено диффузией углерода из приграничных слоев частиц карбида хрома в сторону титановой связки с образованием слоя карбида титана на ее границе.

С увеличением температуры разогрева сплавов при взрывной обработке наблюдаются признаки оплавления поверхности исходных частиц карбида хрома и материала матрицы, что вызывает появление в металлической связке сплава трех мелкодисперсных фаз, выделившихся при кристаллизации расплава (рис. 3, в): предположительно твердого раствора на основе хрома, карбида титана и фазы Лавеса TiCr_2 , появление которой термодинамически возможно (см. рис. 2) 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 (рис 3, в).

Последующий рост интенсивности взрывного нагружения приводит к полному переходу твердого сплава в равновесное состояние: в его структуре (рис. 3, г) исчезают

частицы карбида хрома Cr_3C_2 , вместо них появляются частицы новой фазы округлой формы размером от 500 нм до 1.2 мкм, равномерно располагающиеся в матрице.

Микрорентгеноспектральный анализ вдоль линии сканирования в этом случае показывает, что в составе частиц содержатся титан и углерод, тогда как матрица сплава состоит в основном из хрома. На дифрактограмме (рис. 4, в) появились интенсивные пики, соответствующие карбиду титана TiC , чистому хрому и карбиду хрома Cr_{23}C_6 . Это не вполне соответствует проведенному расчету фазовых равновесий в рассматриваемой системе при содержании титана 40 масс. % (рис. 2), в соответствии с которыми карбидная фаза твердого сплава должна представлять собой карбид титана TiC , а связка – твердый раствор титана в хроме, что связано с неполным протеканием процесса фазового превращения вследствие ограниченного времени существования жидкой фазы при взрывном прессовании.

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 660°C соответствует составу исходных компонентов порошковой смеси.

2. При повышении интенсивности взрывного нагружения наблюдаются межфазные

взаимодействия между компонентами твердого сплава проходящие главным образом в жидкой фазе, в результате которых исходные структурные составляющие исчезают и появляются новые, в результате чего сплав практически полностью переходит в равновесное состояние: основной карбидной фазой становится карбид титана и карбид хрома Cr_{23}C_6 , а металлической связкой – хром.

Библиографический список

1. 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.
2. 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.
3. Оптимизация составов порошковых твердых сплавов, используемых в подшипниках скольжения, смазываемых водой / А. В. Крохалев, О. А. Авдеюк, К. В. Приходьков, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Вестник машиностроения. – 2013. – № 5. – С. 42-44.
4. Триботехнические свойства порошковых твердых сплавов карбида хрома с титаном, полученных взрывным прессованием / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2012. – № 3. – С. 67-72.
5. 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.
6. Тонкое строение межфазных границ в твердых сплавах системы карбид хрома – титан / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Б. А. Гринберг // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2015. – № 2. – С. 38-43.
7. Hans Lukas. Computational thermodynamics. The Calphad method. / Hans Leo Lukas, Suzana G. Fries, Bo Sundman. – Cambridge: University Press, 2007. – 324 p.

УДК 621.762.4.04

*А. В. Крохалев, д-р техн. наук, В. О. Харламов, канд. техн. наук, М. А. Тупицин, м.н.с.,
С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, академик РАН, А. Г. Кузнецов, магистрант*

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

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В статье 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. Kuz'min, V. I. Lysak, A. G. Kuznetsov

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

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The article presents the results of experimental research on the production of coatings of hard metal on steel base explosively pressing mixtures of tungsten carbide WC powder with titanium by a normally incident detonation wave.

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, $Cr_3C_2 - Ni$ (рис. 1). Отличи-

тельной 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

Таблица 1

Составы и плотность используемых порошковых смесей

Порошковая смесь	Содержание связки, %		Насыпная плотность, г/см ³	
	по объему	по весу	при свободной засыпке	по объему
WC+Ti	50	22	WC+Ti	50
SiC+Ti	50	58	SiC+Ti	50

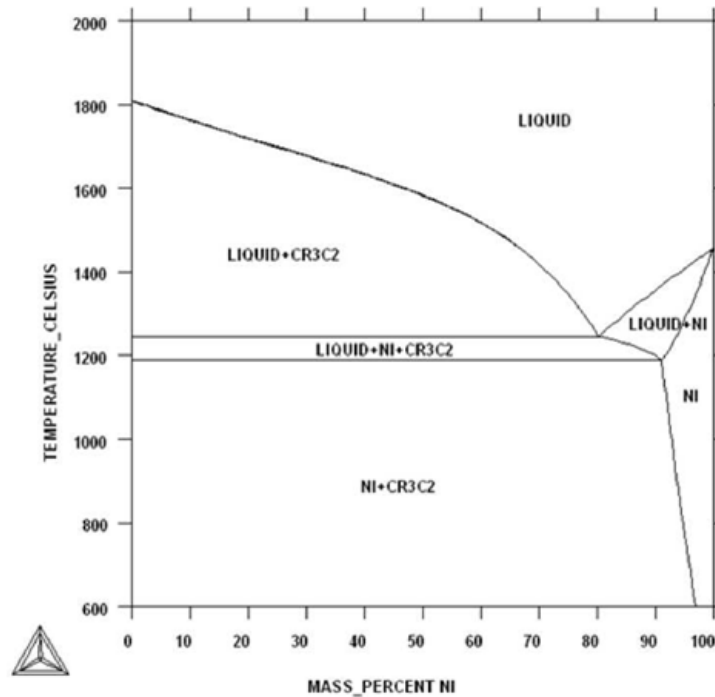


Рис. 1. Квазибинарное сечение Cr₃C₂ - Ni системы Cr-C-Ni, расчет с использованием пакета Thermo-Calc

порошковых смесей карбидов с металлами энергии взрыва. Взрывная обработка порошков позволяет одновременно достигать и давлений, достаточных для уплотнения порошков до практически беспористого состояния, и температур, достаточных для сварки структурных компонентов порошкового материала в единое целое [1, 2]. Необходимым условием формирования твердого сплава на стадии прессования при этом является обеспечение температуры разогрева не менее $(0,35...0,4) T_{ил}$ (где $T_{ил}$ - абсолютная температура плавления основного карбида сплава) и использование в качестве металлической связки сильного карбидообразователя с низкой акустической жесткостью [3.5].

В соответствие 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 методом

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 содержа-

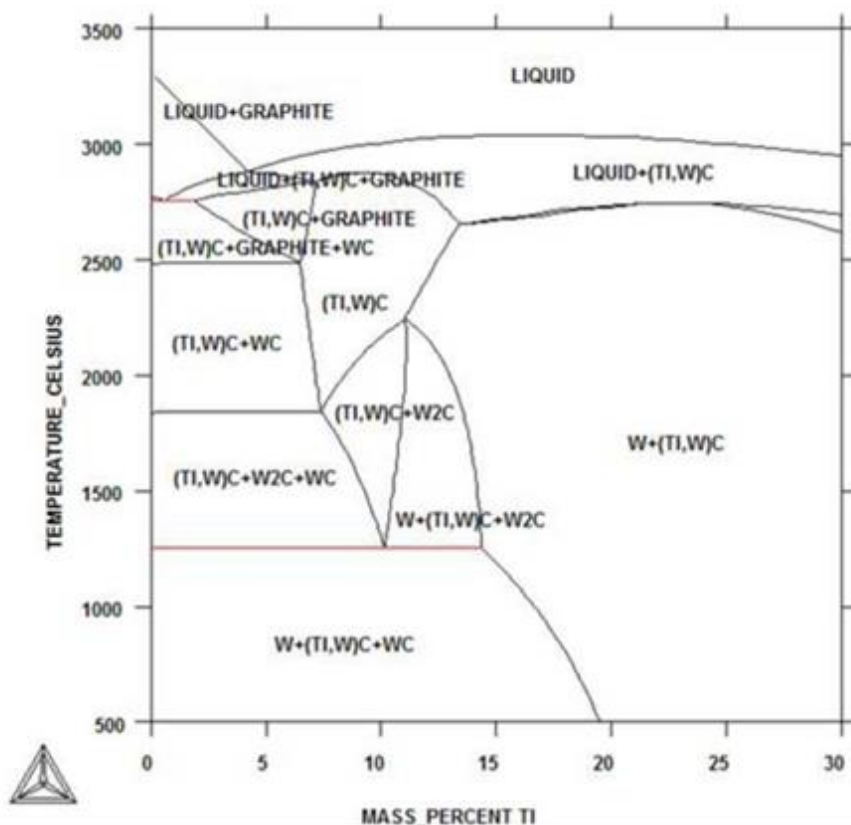


Рис. 2. Квазибинарное сечение WC-Ti системы Si-C-Ti

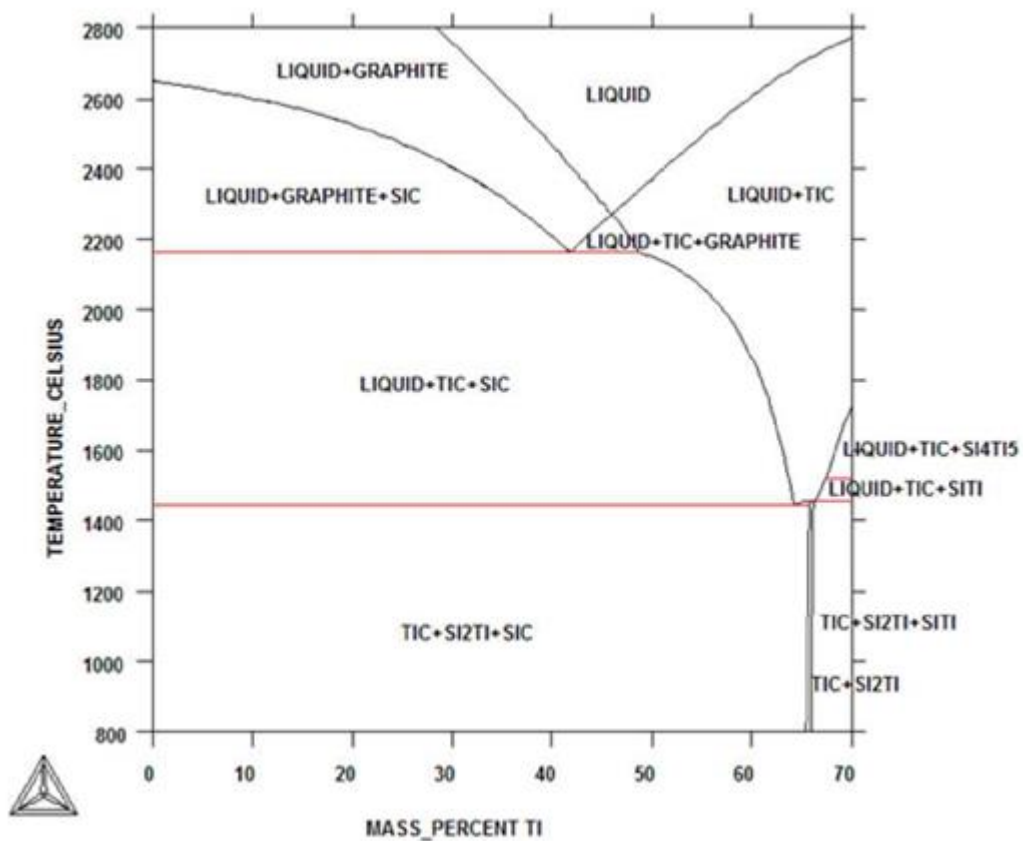


Рис. 3. Квазибинарное сечение SiC-Ti системы Si-C-Ti

ния Ti от 0 до 65 % количество непрореагировавшего SiC уменьшается вплоть до полного его исчезновения.

и взрывной метод получения твердых сплавов из них, по-видимому, является единственным.

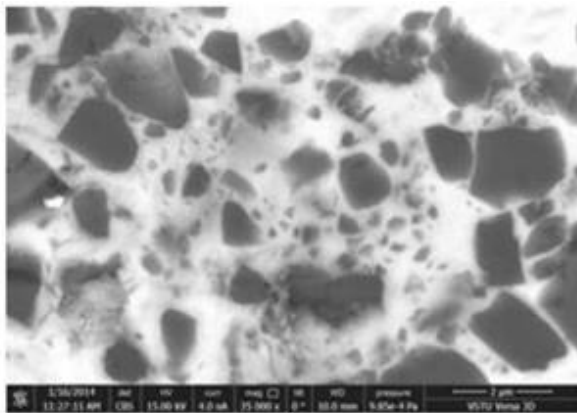
Таблица 2

Условия нагружения и твердость полученных материалов

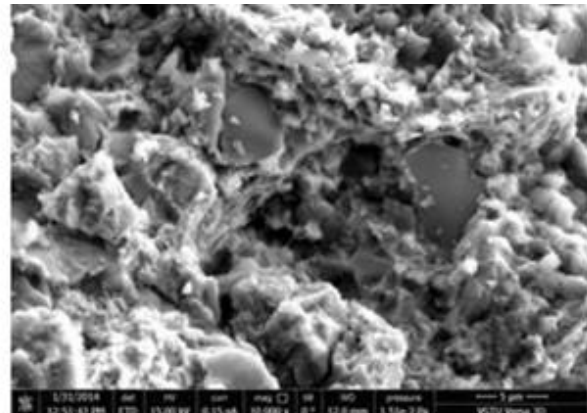
Порошковая смесь	Исходное состояние порошка	Толщина слоя порошка, мм	Толщина прокладки, мм	Высота заряда, мм	Параметры сжатия		Твердость полученного материала, HV
					P, ГПа	T, °C	
WC+Ti	утряска	7	0,8	60	10	950	532...671
SiC+Ti	свободная засыпка	7	0,8	160	15	1080	494...553

Следовательно, достаточно длительное воздействие высокой температуры на рассматриваемые материалы без изменения их фазового состава практически невозможно,

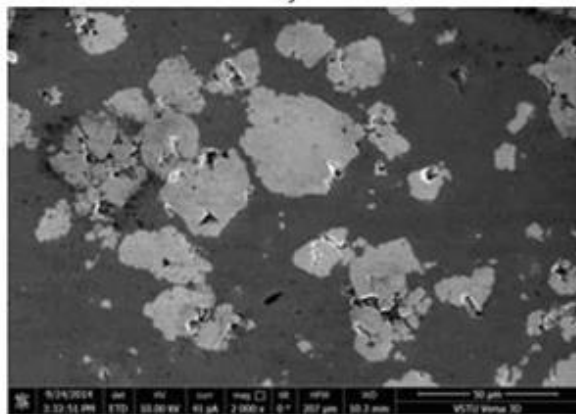
При проведении исследований исходные порошковые смеси (табл. 1) располагали на поверхности монолитной металлической подложки и нагружали путем подрыва



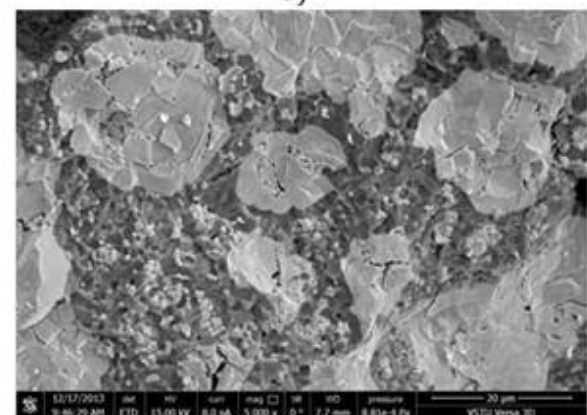
а)



б)



в)



г)

Рис. 4. Микроструктура и вид изломов твердых сплавов карбида кремния и карбида вольфрама с титановой связкой, РЭМ Versa 3D:

а, б – SiC-Ti; в, г – WC-Ti; а, в – шлиф; б, в – излом

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.

пористого 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 карбид-

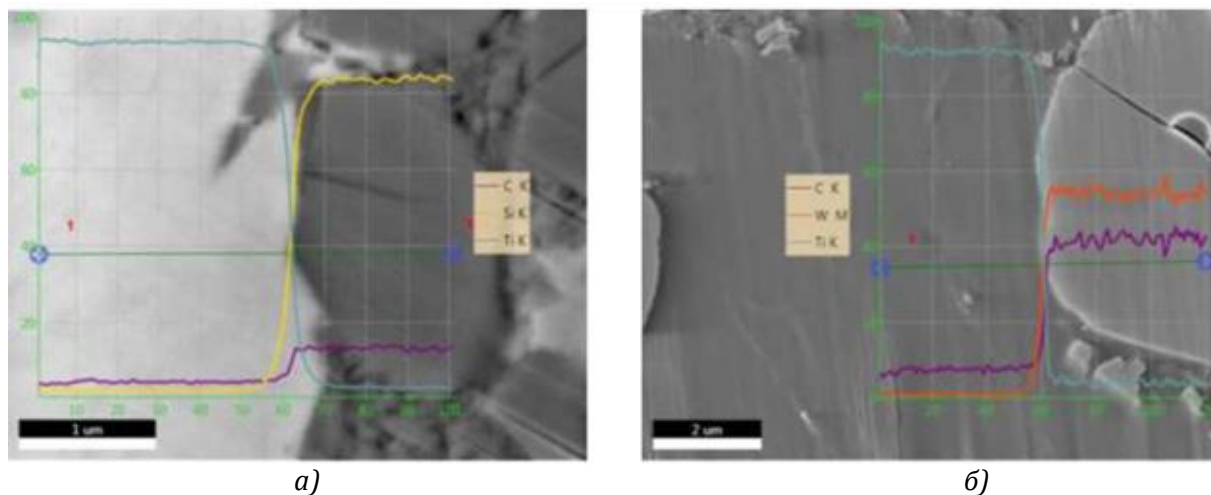


Рис. 5. Распределение элементов между фазами твердых сплавов карбида кремния (а) и карбида вольфрама (б) с титаном, РЭМ Versa 3D

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 электронного микроскопа Versa 3D, подтвердило это предположение: порошковые смеси оказались уплотненными практически до бес-

ной и металлической фазам статистически (рис. 4, в).

Изучение линейного профиля распределения элементов между фазами полученных твердых сплавов, проведенное с помощью энергодисперсионного микроанализатора EDAX Apollo X (см. рис. 5), не выявило следов химического взаимодействия между компонентами исходных порошковых смесей: титан целиком

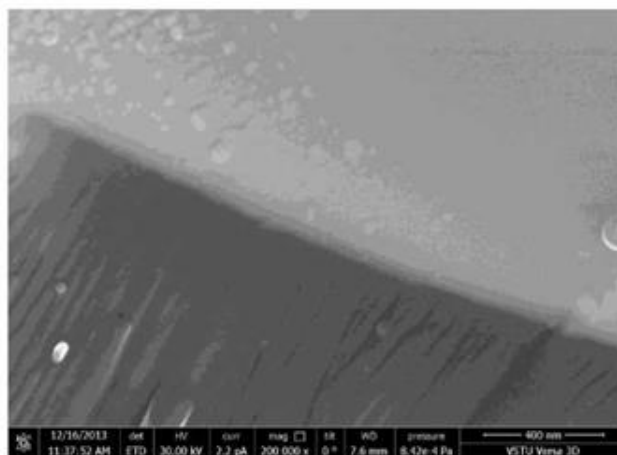


Рис. 6. Микроструктура зоны соединения карбидной и металлической фаз в твердых сплавах системы WC - Ti, излом, РЭМ Versa 3D

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 / A. V. Krokhalev, O. A. Avdeyuk, K. V. Prikhod'kov, A. N. Savkin, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak // Russian Engineering Research. – 2014. – Vol. 34, No. 2. – Pp. 85-88.
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. 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. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – 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. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград. – 2013. – № 18 (121). – С. 62-67.

Выпускающий редактор
Н. Н. Кваша

Компьютерная верстка:
Е. В. Кузьмин

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

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

Темплан 2017 г. Поз. № 6ж. Подписано в печать 14.12.2017 г. Формат 60 × 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Cambria. Печать офсетная. Усл. печ. л. 10,93. Уч.-изд. л. 7,77.
Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ №
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены РИО ИУНЛ ВолгГТУ
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.
Отпечатано в типографии ИУНЛ ВолгГТУ
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.