

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:

Анциферов В. Н., академик РАН, д-р физ.-мат. наук, проф., Научный центр порошкового материаловедения (г. Пермь, Россия)
Байбурин В. Б., д-р физ.-мат. наук, проф., академик РАН, 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)
Камаев В. А., д-р техн. наук, проф., засл. деятель науки РФ, ВолгГТУ
Королев А. В., д-р техн. наук, проф., Саратовский государственный технический университет (г. Саратов, Россия)
Кузьмин С. В., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Кураев 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)
Ревин А. А., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
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., Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет) (г. Москва, Россия)
Шарилов В. М., д-р техн. наук, проф., Московский государственный машиностроительный университет (МАМИ, г. Москва, Россия)
Шаховская Л. С., д-р экон. наук, проф. ВолгГТУ
Шеин А. Г., д-р физ.-мат. наук, проф. ВолгГТУ
Яковлев И. В., д-р техн. наук, проф., Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН (г. Новосибирск, Россия)

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)

Ю. П. Трыков, д-р техн. наук, засл. деятель
науки РФ

И. В. Яковлев, д-р техн. наук (Институт
гидродинамики им. М. А. Лаврентьева
СО РАН, г. Новосибирск)

А. П. Пеев, канд. техн. наук (ответственный
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

№ 10 (189)
Октябрь
2016

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:

Anziferov V. N., Academician of RAS, D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof., The Department for Powder Material Science (Perm, Russia)

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)

Kamaev V. A., D. Sc. (Engineering), Prof., Honored Scientist of the Russian Federation, VSTU

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

Kuzmin 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

Revin A. A., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

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., Moscow Aviation Institute (National Research University) (Moscow, Russia)

Sharipov V. M., D. Sc. (Engineering), Prof., Moscow State University of Mechanical Engineering (MAMI) (Moscow, Russia)

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

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

Yakovlev I. V., D. Sc. (Engineering), Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of the SB RAS (Novosibirsk, Russia)

**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 Materials Science of the RAS)

Kuzmin 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. Petersburg)

Trykov U. P., D.Sc. (Engineering), Honored Scientist of the Russian Federation

Yakovlev I. V., D. Sc. (Engineering) (Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of the SB RAS, Novosibirsk)

Peev A. P., Cand. Sc. (Engineering), (executive secretary)

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

№ 10 (189) October 2016

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 conclusion 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>В. В. Пай, М. А. Гулевич, И. В. Яковлев, А. П. Пеев, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, Е. В. Кузьмин, А. Н. Дородников</i> Измерение температуры в шве при сварке металлов взрывом под действием ультразвука.....	5
<i>В. В. Пай, И. В. Яковлев, А. В. Пластинин, Ю. П. Бесшапошников, В. И. Чернухин</i> Локальная сварка взрывом труб с трубными решетками.....	11
<i>В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. А. Иваненко, А. Н. Лата</i> Исследование влияния кинематических и энергетических параметров на структуру и свойства биметаллических соединений при сварке взрывом с одновременной штамповкой.....	18
<i>А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин, А. Н. Дородников, М. М. Пустошкин</i> О влиянии времени предварительной ультразвуковой обработки на формирование зоны соединения меди при сварке взрывом с применением ультразвука.....	25
<i>А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин, А. Н. Дородников, А. Е. Сорокин</i> Влияние времени предварительного воздействия высокочастотных акустических волн на пластическое течение металла ОШЗ при сварке взрывом меди с применением ультразвука	30
<i>С. В. Хаустов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. А. Никулин, А. С. Яицкая, Д. А. Хачаян, С. Б. Динь</i> Программное обеспечение расчета параметров режима сварки взрывом.....	39
<i>Л. М. Гуревич, О. С. Киселев, Р. Е. Новиков</i> Эволюция диффузионной зоны в сваренном взрывом титано-алюминиевом композите при 750°C	47
<i>Л. М. Гуревич, О. С. Киселев, Р. Е. Новиков</i> Исследование фазового состава интерметаллидного слоя, формирующегося при взаимодействии титана с расплавом алюминия при отжиге сваренного взрывом титано-алюминиевого композита.....	53
<i>В. О. Харламов, А. В. Крохалев, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. В. Логинов</i> Структура и фазовый состав термодинамически неравновесных твердых сплавов системы Cr ₃ C ₂ -Ti, полученных взрывным прессованием порошков	58
<i>М. А. Тупицин, А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, С. Б. Динь, И. В. Егоров</i> Исследование уплотнения взрывом смесей порошков карбида вольфрама с титаном при различном содержании металлической связи	64
<i>А. В. Крохалев, В. О. Харламов, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. В. Логинов</i> Выбор металлической связи при получении твердых сплавов взрывом	68
<i>Д. Б. Крюков, А. О. Кривенков, С. Н. Чугунов, Д. В. Козлов</i> Особенности новых схем армирования композиционных материалов с интерметаллическим упрочнением	72
<i>Л. Б. Первухин, О. Л. Первухина, И. В. Денисов, Т. А. Шишкин, Д. В. Ноняк</i> К вопросу о предельных размерах листов, получаемых сваркой взрывом	76
<i>И. С. Лось</i> Исследование механических свойств и коррозионной стойкости многослойных материалов, полученных сваркой взрывом	87
<i>М. О. Беляков, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. Н. Лата, А. А. Дербенцев</i> Технологические приемы, направленные на повышение прочности, при сварке взрывом толстолистового биметалла	95

УДК 621.791.13

*В. В. Пай, д-р физ.-мат. наук, М. А. Гулевич, канд. физ.-мат. наук,
И. В. Яковлев, д-р техн. наук, А. П. Пеев*, канд. техн. наук, В. И. Лысак*, академик РАН,
С. В. Кузьмин*, д-р техн. наук, Е. В. Кузьмин*, канд. техн. наук, А. Н. Дородников, аспирант*

ИЗМЕРЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ В ШВЕ ПРИ СВАРКЕ МЕТАЛЛОВ ВЗРЫВОМ ПОД ДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

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

В данной работе исследуется воздействие ультразвука на термический цикл в сварном шве в процессе его формирования при сварке константановой и медной пластин. С этой целью измерялось как распределение температуры в шве невозмущающим термопарным методом, так и параметры волн на границе соединения. Показано слабое влияние ультразвука на термический цикл и деформацию в сварном шве для режима соударения с развитым волнообразованием и зонами расплава в области максимальных деформаций.

Ключевые слова: сварка взрывом, ультразвук, температура, термопарный метод

V. V. Pai, M. A. Gulevich, I. V. Iakovlev, A. P. Peev, V. I. Lysak, S. V. Kuz'min, E. V. Kuz'min, A. N. Dorodnikov

THE MEASUREMENT OF TEMPERATURE IN THE COMPOUND OF METALS DURING EXPLOSIVE WELDING UNDER THE ACTION OF ULTRASOUND

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

This paper considers the impact of ultrasound on the thermal cycle of the welded joint in the process of its formation during welding constantan and copper plates. For this purpose, not only a temperature distribution been measured in welded joint by thermocouple nonperturbing method but also parameters of waves at the interface of connection. Showing a weak influence of ultrasound on the thermal cycle and deformation in the welded joint for mode of impact with developed wave formation and zones of molten metal in the area of maximum deformation.

Keywords: explosion welding, ultrasound, temperature, thermocouple method

Влиянию ультразвуковых колебаний на процесс формирования соединения при сварке металлов взрывом посвящен ряд работ [1 ... 5], в которых рассматриваются вопросы, связанные как с изменениями деформационной картины, так и структуры металла в зоне соединения. В данной работе исследуется воздействие ультразвука на термический цикл в сварном шве в процессе его формирования при сварке константановой и медной пластин. Выбор металлов свариваемой пары обусловлен тем, что для этой пары ранее был разработан невозмущающий термопарный метод измерения температуры на границе соединения [6]. Суть метода заключается в том, что в результате образования естественной термопары при

сварке взрывом (при этом один спай – это граница соединения, которая сильно разогрета, а другой спай находится при комнатной температуре) на ней появляется электрическое напряжение. Регистрируя зависимость этого напряжения от времени, можно определить зависимость температуры на границе соединения металлов от расстояния до точки контакта в процессе соударения, подробно физическая модель явления изложена в [6, 7]. Метание медной пластины толщиной 2 мм на константановую толщиной 2 мм осуществлялось плоским зарядом смеси аммонита с гидрокарбонатом натрия в весовых пропорциях 3:2 толщиной 20 мм, имеющим скорость детонации 2,06 км/с. Константановая пластина была разрезана

вдоль направления детонации на две одинаковых части, к одной из которых прикреплялся привод от ультразвукового генератора, другая часть не подвергалась ультразвуковому воздействию.

воздействию на константановую пластину ультразвука.

Электрическая схема измерения распределения температуры в шве в процессе сварки взрывом приведена на рис. 2.

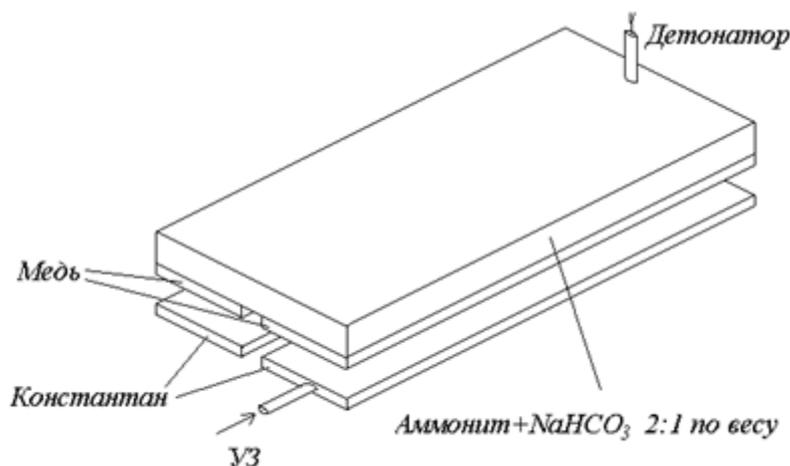


Рис. 1. Схема эксперимента

Привод ультразвукового генератора был электрически изолирован от пластины слоем керамики- Al_2O_3 толщиной 50 мкм, нанесенным на контактирующие поверхности с помощью установки детонационного напыления ССДС2000 [8].

Температура на границе соединения металлов зависит от их деформации в процессе формирования сварного шва. Поэтому в случае изменения характера деформации в зоне соединения в первую очередь должны наблюдаться изменения в термическом

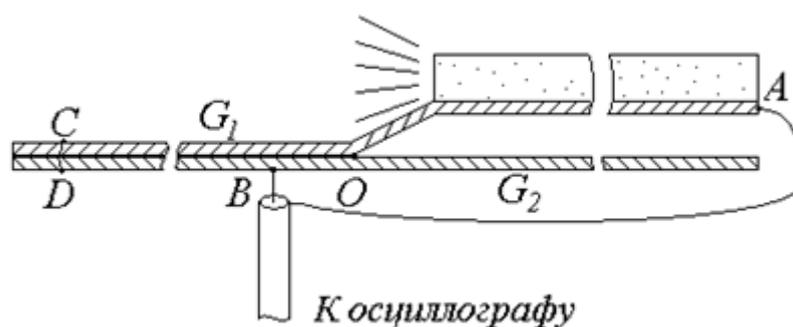


Рис.2. Электрическая схема измерения температуры в шве при сварке взрывом

Также была разрезана и медная пластина, чтобы избежать передачи ультразвуковых колебаний между ее частями, заряд взрывчатого вещества не разделялся, что обеспечивало одинаковые параметры соударения для обеих частей пластин. На рис. 1 изображена схема эксперимента по измерению температуры в шве при сварке взрывом при

цикле. Рассмотрим подробнее метод расчета распределения температуры в шве в процессе его формирования. Как показано в [6, 7], возникающие из-за термоэлектрического эффекта Зеебека токи между участками границы соединения, имеющими разную температуру, приводят к появлению магнитного поля. Рассмотрим течение металла в си-

стеме отсчета, связанной с точкой торможения (контакта) соударяющихся пластин. Дифференциальный закон Ома в движущейся частице каждого из металлов с учетом термоэлектрического эффекта и магнитного поля [7] имеет вид

$$E = \frac{1}{\sigma_i} j + \alpha_i \nabla T - \mu_0 [u \times H], i=1, 2; \quad (1)$$

где μ_0 – универсальная магнитная постоянная; α_i – термоэлектрический коэффициент; σ_i – проводимость металла; i – индекс; значение $i = 1$ соответствует меди; $i = 2$ – константану; u – вектор скорости движения металла.

При этом вектор напряженности магнитного поля H перпендикулярен плоскости чертежа на рис. 2. В каждом из металлов это поле удовлетворяет уравнению

$$\frac{1}{\mu_0 \sigma_i} \Delta H - \operatorname{div}(Hu) = 0, \quad (2)$$

описывающему диффузию магнитного поля и его одновременный снос движущимся металлом [7]. Источники магнитного поля расположены на границе металлов Γ , их плотность, определенная из условия непрерывности тангенциальной составляющей электрического поля при переходе из одного металла в другой, равна

$$\frac{1}{\sigma_1} \frac{\partial H}{\partial n_1} + \frac{1}{\sigma_2} \frac{\partial H}{\partial n_2} = (\alpha_2 - \alpha_1) \frac{dT(\gamma)}{d\gamma}, \quad (3)$$

где $T(\gamma)$ – температура границы соединения металлов; γ – расстояние от точки контакта вдоль границы; производные $\frac{\partial H}{\partial n_1}$ и $\frac{\partial H}{\partial n_2}$ берутся по нормали к границе Γ внутрь областей, занимаемых каждым металлом.

Граничным условием на свободных поверхностях течения является обращение в нуль магнитного поля. Вольтметр (осциллограф) подключен одним полюсом в средней области константановой пластины, другим на краю медной пластины (рис. 2). При достаточных размерах пластин и по истечении большого промежутка времени с момента

начала соударения течение металла вдали от краев в системе отсчета, связанной с точкой торможения O , можно считать плоским и установившимся (рис. 2). В этой системе отсчета измерительный провод, жестко прикрепленный к константановой пластине, двигаясь вместе с металлом, пройдет вдоль границы G_2 расстояние от $+\infty$ до $g_2(t)$ – текущей на момент t координаты точки крепления вольтметра. Электрическое напряжение на вольтметре можно найти путем интегрирования уравнения (1) вдоль свободной границы G_1 от точки A до точки C , от точки C до точки D через границу металла, от точки D до точки B вдоль свободной границы G_2 :

$$\begin{aligned} V(t) = \int_A^B E dl = \int_A^C E dl + \int_C^D E dl + \\ + \int_D^B E dl = \mu_0 \int_{+\infty}^{-\infty} \frac{1}{\mu_0 \sigma_1} \frac{\partial H}{\partial n_1} \cdot dg_1 + \int_{T_0}^{T_\Phi} (\alpha_2 - \\ - \alpha_1) dT + \mu_0 \int_{-\infty}^{g_2(t)} \frac{1}{\mu_0 \sigma_2} \frac{\partial H}{\partial n_2} \cdot dg_2. \end{aligned} \quad (4)$$

Элементы длин свободных границ G_1 и G_2 есть dg_1 и dg_2 , соответственно производные $\frac{\partial H}{\partial n_1}$ и $\frac{\partial H}{\partial n_2}$ берутся по нормали к свободным границам меди и константана, T_Φ – остаточная температура в шве. Для определения функции $T(\gamma)$ на границе Γ по измеренной зависимости напряжения на вольтметре от времени $V(t)$ необходимо решить обратную задачу уравнения диффузии с конвекцией (2) в области занимаемой металлами. Так как область заметных деформаций металлов соизмерима с размерами волн, возникающими на границе соединения металлов, то в остальной части течения можно считать скорость u постоянной, равной скорости точки контакта. В наших экспериментах амплитуда волн составляла $\sim 0,05$ мм, что заметно меньше толщины свариваемых пластин. Поэтому для приближенного расчета распределения температуры вдоль шва бу-

дем считать границы течения металла прямыми, скорость течения постоянной.

Найдем, решая численно уравнение (2) с учетом граничных условий на G , G_1 , G_2 , зависимость напряжения на вольтметре от времени, предполагая, что

$$T(\gamma) = T_\phi + (T(0) - T_\phi)\exp(-\beta\gamma^2), \quad (5)$$

где $T(0)$ – температура в точке контакта (торможения).

Выбор вида функции $T(\gamma)$ обусловлен тем, что в работе [7] для различных режимов сварки пары медь-константан такая зависи-

$$V_{\min} \approx \int_{T_0}^{T_\phi} (\alpha_2 - \alpha_1) dT. \quad (7)$$

Определив из осциллограммы (рис. 3) величины V_{\max} и V_{\min} , найдем значения $T(0)$ и T_ϕ .

Тогда, варьируя величиной параметра β , добьемся наилучшего совпадения рассчитанной функции $V_\phi(t)$ с экспериментально определенной, минимизируя функционал

$$\langle \delta V^2 \rangle V_{\max} = \int_{-\infty}^{+\infty} (V_\phi(t) - V(t))^2 dT. \quad (8)$$

С квадратичным отклонением, не превышающим 5%, теоретически определенная

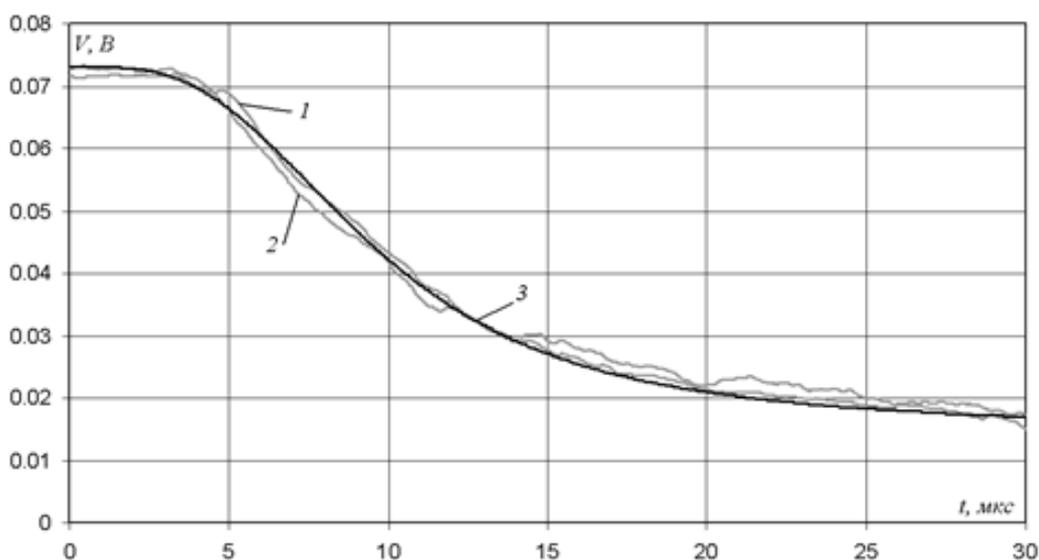


Рис. 3. Зависимость напряжения от времени на естественной термопаре:

1, 2 – экспериментально определенные напряжения при воздействии и без воздействия ультразвука соответственно; 3 – расчетная зависимость напряжения от времени $V_\phi(t)$

мость наилучшим образом аппроксимирует искомое решение.

Максимальное значение напряжения достигается, когда измерительный провод находится далеко справа от точки контакта (рис. 2) и будет определяться температурой в точке контакта (торможения)

$$V_{\max} = \int_{T_0}^{T(0)} (\alpha_2 - \alpha_1) dT. \quad (6)$$

Так как проводимость константана много меньше проводимости меди $\sigma_2/\sigma_1 \approx 0,03$, то, пренебрегая сопротивлением меди, минимальное напряжение будет соответствовать остаточной температуре в шве

функция $V_\phi(t)$ по найденному распределению температуры в шве совпадает с обеими зависимостями напряжения от времени как при воздействии, так и без воздействия ультразвука (рис. 3). На рис. 4 показано, рассчитанное вышеописанным образом, распределение температуры вдоль сварного шва в процессе его формирования.

После проведения сварки два полученных биметаллических образца, один из которых в процессе соударения подвергался действию ультразвука, разрезались вдоль направления детонации для получения

микро- и макрошлифов зоны сварного соединения. На рис. 5 а, б показаны изображения волн на границе соединения металлов.

рения и локальных участков оплавленного металла над гребнем и во впадине волны. В то время как микроструктура сваренных

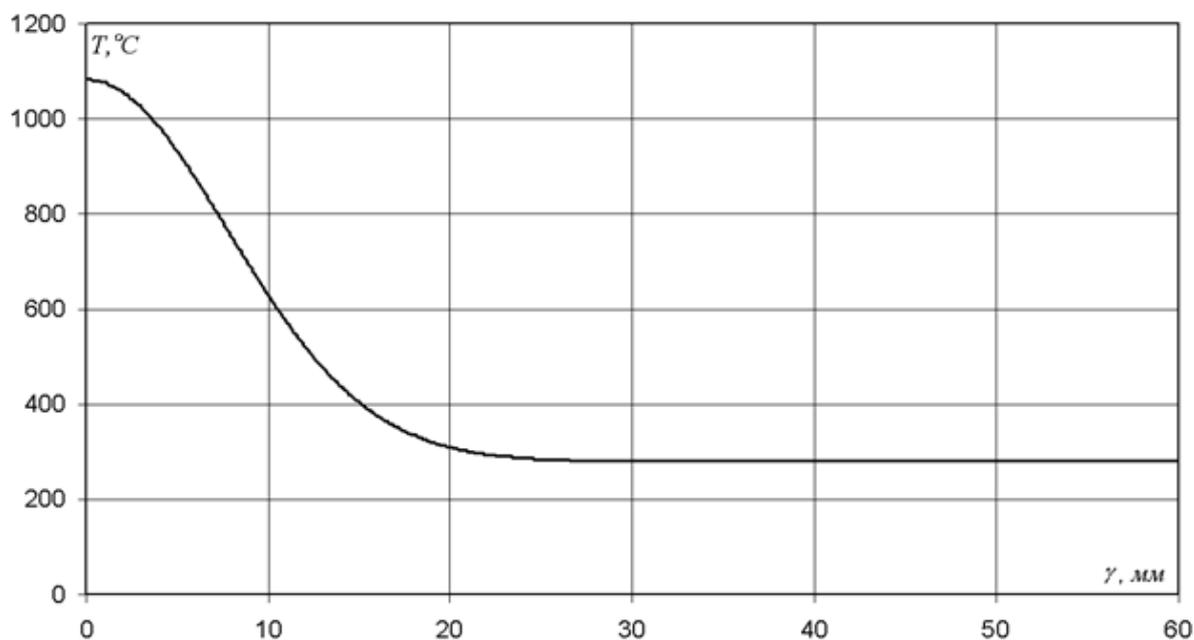
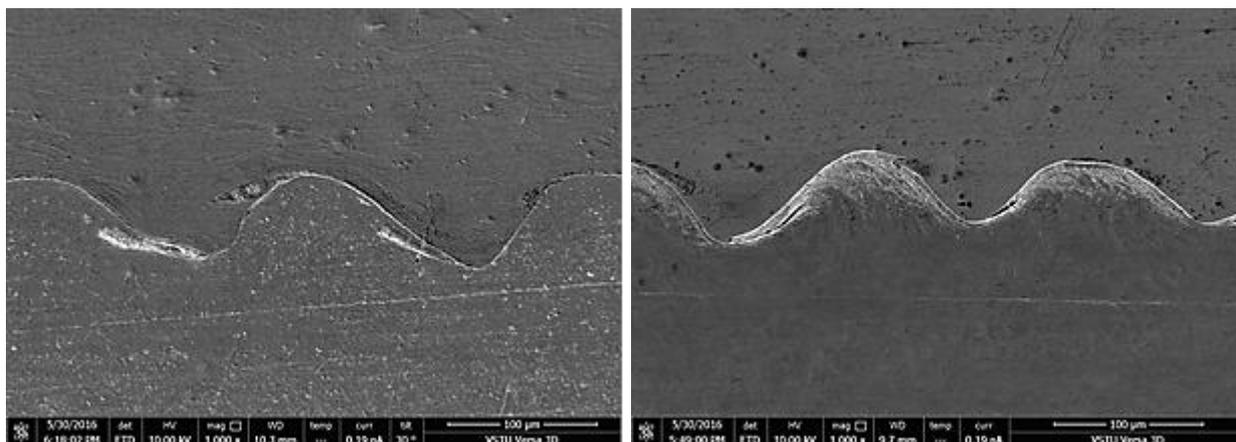


Рис. 4. Распределение температуры в шве в процессе сварки взрывом



а

б

Рис. 5. Макрошлифы сварного шва (вверху медь):

а – без ультразвука; б – с ультразвуком

Как видно из сравнения макрошлифов, амплитуда и длина волн при воздействии и без воздействия ультразвука отличаются не более чем на 10...15%, однако пластическое течение металла в окрестностях точки контакта несколько отличается. При отсутствии ультразвукового воздействия наблюдается формирование волнообразного профиля зоны соединения с образованием зоны завих-

взрывом образцов с воздействием ультразвука характеризуется более интенсивным пластическим деформированием металла, находящегося под его воздействием, о чем свидетельствует высокая плотность полос скольжения в гребне волны (светлые участки на рис. 5, б). Зоны завихрения и участки оплавленного металла имеют меньший объ-

ем в сравнении с образцами, полученными без воздействия ультразвука.

Таким образом, из сравнения температурных циклов в шве и параметров волн при сварке взрывом медных пластин с константовыми в условиях воздействия ультразвука и без его воздействия, разницы, превосходящей погрешности измерений, не наблюдается. Это может объясняться тем, что степень влияния ультразвука на процессы, происходящие при сварке металлов взрывом, зависит как от материалов свариваемых пар, так и от режима соударения. В данной работе измерения проводились при параметрах соударения пластин, обеспечивающих развитое волнообразование с расплавами на границе соединения металлов. По-видимому, процесс деформации металлов в зоне соединения наиболее чувствителен к ультразвуковому воздействию в условиях пограничного режима соударения с волнообразованием и без волнообразования.

Библиографический список

1. 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. Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений». Вып. 7 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – № 20 (147). – С. 21-24.
2. Особенности формирования медно-алюминиевых соединений при сварке взрывом с воздействием ультразвука / Е. В. Кузьмин, А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. Н. Дородников, А. Е. Сорокин, Е. А. Никулин // Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 2015. – № 10 (170). – С. 70-78.
3. Влияние времени воздействия и мощности высокочастотных акустических волн на тонкую структуру и зону соединения меди при сварке взрывом / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин, А. Н. Дородников, А. Д. Москалев // Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 2015. – № 10 (170). – С. 91-97.
4. О пластическом течении металла в окрестностях точки соударения свариваемых взрывом металлов под воздействием ультразвука / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин, А. Н. Дородников // Известия ВолгГТУ. Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений». Вып. 7 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – № 20 (147). – С. 25-30.
5. Structure and Properties of Joints Produced by Ultrasound-Assisted Explosive Welding (Формирование структуры и свойств свариваемых взрывом соединений под действием ультразвука) / А. Р. Pееv, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, E. V. Kuz'min, A. N. Dorodnikov // The Physics of Metals and Metallography. – 2015. – Vol. 116, No. 8. – Pp. 817-822.
6. Об измерении поля температуры при плоском установившемся течении металла / С. Н. Ишуткин, Г. Е. Кузьмин, В. В. Пай, Л. Л. Фрумин // Журн. прикл. мех. и технич. физики. – 1992. – № 2. – С. 157-165.
7. Кузьмин, Г. Е. Экспериментально-аналитические методы в задачах динамического нагружения материалов / Г. Е. Кузьмин, В. В. Пай, И. В. Яковлев. – Изд. СО РАН, 2002. – 312 с.
8. Ульяницкий, В. В. ССДС2000 – оборудование нового поколения для детонационного напыления / В. В. Ульяницкий // Упрочняющие технологии и покрытия. – №10. – 2013. – С. 36-41.

УДК 621.791.13

В. В. Пай, д-р физ.-мат. наук, И. В. Яковлев, д-р техн. наук, А. В. Пластинин, канд. физ.-мат. наук, Ю. П. Бесшапошников, канд. техн. наук, В. И. Чернухин*, канд. техн. наук.*

ЛОКАЛЬНАЯ СВАРКА ВЗРЫВОМ ТРУБ С ТРУБНЫМИ РЕШЕТКАМИ

*Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск, yakovlev@hydro.nsc.ru
АО «Уралхиммаш», Екатеринбург

В работе представлены результаты исследования возможности использования эмульсионных взрывчатых веществ для локальной сварки взрывом труб с трубными решетками, технологически совместимой с одновременной запрессовкой взрывом труб в трубных решетках в процессе изготовления теплообменных аппаратов.

Ключевые слова: сварка взрывом, трубная решетка, эмульсионные взрывчатые вещества.

V. V. Pai, I. V. Yakovlev, A. V. Plastinin, Y. P. Besschaposchnikov, V. I. Chernukhin.

A LOCAL EXPLOSION WELDING OF TUBES WITH TUBE SHEETS

*Laurentyev Institute of hydrodynamics, SB RAS, Novosibirsk, yakovlev@hydro.nsc.ru
AS «Uralchimmasch», Ekaterinburg*

The paper presents the results of a study of the possibility of using emulsion explosives for the local explosive welding of tubes with tube sheets, technologically compatible with the simultaneous pressing of blast in tube plates in the manufacturing process of heat exchangers.

Keywords: local explosive welding, the tube sheet, emulsion explosives.

Первая работа по взрывной запрессовке труб в трубные решетки была выполнена в Советском Союзе [1]. Действительно, это была скорее запрессовка, а не сварка взрывом. Энергия взрыва позволила запрессовывать (развальцовывать) трубы из высокопрочных металлов и сплавов в трубных решетках или обоймах любой толщины.

По-видимому, первыми работами, посвященными именно сварке взрывом труб с трубными решетками, являются работы Б. Кроссланда (Белфаст, Великобритания) [2]. Им опубликовано несколько десятков статей, докладов на конференциях и отчетов по этой тематике.

Практически во всех работах, как [2 ... 9], так и многих других, приводятся схемы сварки взрывом, обеспечивающие удовлетворительное качество соединения трубы с трубной решеткой. При этом основное внимание уделяется разработке формы зарядов и схемы инициирования. Существенное

внимание уделяется точности, форме и качеству подготовки отверстий в трубной решетке.

Эти схемы предусматривают использование различных взрывчатых веществ как с малой скоростью детонации, так и детонирующего шнура. В некоторых из этих схем возможна, но не гарантирована, сварка взрывом трубы с трубной решеткой. Следует отметить, что ни в одной из схем запрессовки и сварки взрывом труб с трубными решетками не используется в качестве основного взрывчатого вещества детонирующий шнур. Кроме этого инициирование заряда в каждой трубке осуществляется электродетонаторами, а запрессовка и сварка труб производится массовым подрывом детонаторов. Проблема состояла только в том, что во всех схемах использовались взрывчатые вещества с относительно большой скоростью детонации и способных детонировать при малых критических диаметрах.

Только в Великобритании ежегодно несколько миллионов труб крепилось к трубным решеткам или коллекторным трубам [8]. Соединение труб вальцовкой и традиционными видами сварки не отвечает требованиям эксплуатации под высоким давлением и высокой температуре. Установлено, что сварка взрывом труб с трубными решетками позволяет увеличить срок службы теплообменников в 20 раз [9].

опыт использования ЭМВВ при сварке металлов взрывом [10].

На первом этапе требовалось провести оценочный расчет заряда ЭМВВ для достижения необходимых параметров соударения трубы с внутренней поверхностью отверстия в трубной решетке, таких, которые обеспечивают качественное соединение.

В наших исследованиях использовались фрагменты реально используемых труб и

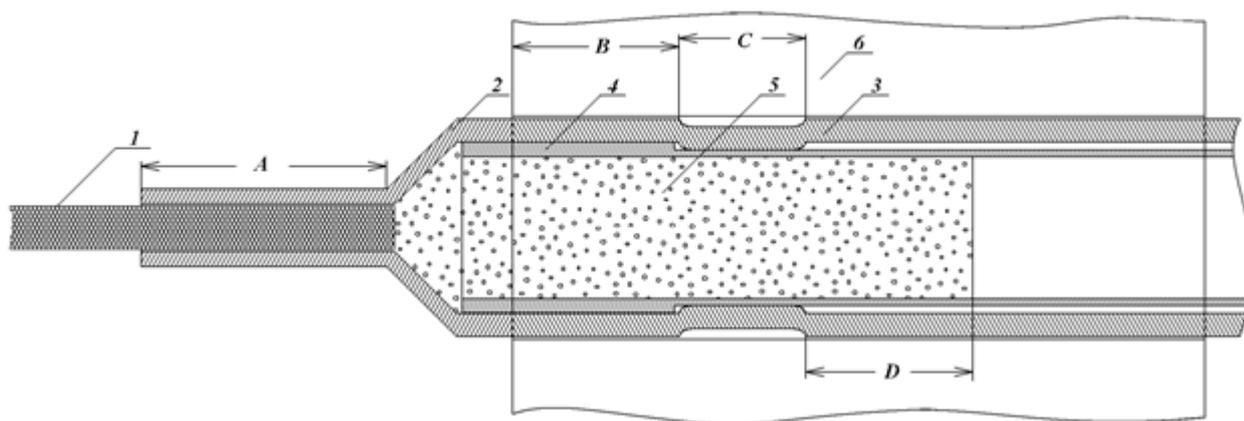


Рис. 1. Схема проведения исследований:

- 1 – детонирующий шнур; 2 – полимерный соединитель детонирующий шнур – ЭМВВ;
3 – стальная труба; 4 – полимерный цилиндр; 5 – ЭМВВ; 6 – трубная решетка

Соединения труб, получаемые методом сварки взрывом, существенно независимы от материала труб и трубных решеток и имеют гораздо большую площадь контакта.

Целью наших исследований являлась как разработка схемы взрывного нагружения трубы, формы участка трубы, обеспечивающего качественную сварку трубы с трубной решеткой, так и адаптация этой схемы к низкоскоростному эмульсионному взрывчатому веществу, удобному к использованию при массовых подрывах.

Преимущество этих взрывчатых веществ состоит в низкой скорости детонации, устойчивой детонации в цилиндрических зарядах малых диаметров, стабильного запуска детонации от детонирующего шнура и удобстве формирования заряда ВВ. Имеется

трубных решеток. При диаметре отверстия 16,3 мм и внешнем диаметре трубки 16 мм, путем обкатки участка трубы, предназначенного для сварки взрывом, внешний диаметр этого участка доводится до величины 14,5 мм, обеспечивая зазор между трубкой и трубной доской равным 0,5 мм (рис. 1). По этой схеме производится расчет величины заряда и параметров соударения трубы с трубной решеткой.

Внутренний диаметр обкатанного участка трубы при этом будет 12,5 мм, так как начальная толщина стенки трубы, равная 1,0 мм, практически останется неизменной. Внутрь обкатанного участка стальной трубы вставляется без зазора винипластовая трубка с внутренним диаметром 6 мм, служащая демпфирующей прокладкой между зарядом ЭМВВ и метаемой стальной трубой. Оценка

параметров метания трубы и параметров соударения для заданных параметров трубы и трубной решетки дает следующие результаты. Давление за фронтом детонационной волны при скорости детонации $D = 2,6$ км/с, плотности ЭмВВ $\rho = 0,63$ г/см³, показателе политропы продуктов взрыва $k = 2,5$ будет $p = \rho D^2 / (k + 1) \approx 10$ кбар. В первом приближении можно считать, что в течение всего времени разгона давление остается постоянным, равным давлению в точке Чепмена-Жуге. Тогда, из закона сохранения энергии следует:

$$p(V_0 - V_1) = E_1 + E_2, \quad (1)$$

где V_0, V_1 – объемы на единицу длины трубы, занимаемые продуктами детонации в процессе метания: начальный и конечный, соответственно; E_1, E_2 – кинетические энергии единичной длины металлической трубы и винипластовой трубки (кинетической энергией продуктов взрыва, вследствие их радиального движения, пренебрегаем).

Кинетические энергии E_1, E_2 вычисляются по следующим формулам:

$$\begin{aligned} E_1 &= m_1 u^2 / 2, \\ E_2 &= m_2 u^2 (R^3 - r^3) / R^2 (R^2 - r^2), \end{aligned} \quad (2)$$

где R, r – внешний и внутренний радиусы винипластовой трубки в момент соударения; m_1, m_2 – массы металлической трубы и винипластовой трубки на единицу длины, соответственно; u – радиальная скорость соударения трубы с поверхностью отверстия.

Подставив исходные численные значения в (1), (2), получим величину скорости соударения металлической трубки с поверхностью отверстия в трубной доске равную ~ 400 м/с. Угол соударения при этом оказывается $\sim 7^\circ$ при скорости точки контакта 2,6 км/с, что соответствует режиму сварки взрывом нержавеющей сталь – сталь, находящемуся вблизи нижней границы области свариваемости данной пары металлов.

ЭмВВ представляет собой пластичную консистенцию на основе аммиачной и натриевой селитры, воды, жидкого горючего, эмульгатора (сорбитана), парафина или церезина и сенсibilизатора. Обычно используются сенсibilизаторы двух типов: сенсibilизатор МС-В представляет из себя стеклянные микросферы (баллоны), сенсibilизатор Expancel – полимерные микросферы по цене значительно превышающей стоимость МС-В. Созданное таким образом ЭмВВ обладает скоростью детонации в пределах 2,5 ... 3,5 км/с. Этот диапазон скоростей определяется процентным содержанием компонентов и диаметром заряда.

При решении задачи сварки труб с трубными решетками будет необходим заряд со скоростью детонации 2,5 ... 2,6 км/с. Предварительные исследования показывают, что такой скоростью детонации должно обладать ЭмВВ сенсibilизированное стеклянными микробаллонами МС-В в количестве 20% по весу и плотностью 0,63 г/см³.

В схемах сварки труб с трубными решетками ЭмВВ инициируется одним из типов детонирующего шнура – ДША, ДШВ, и ДШЭ. Как показывают предварительные эксперименты, максимально устойчивое инициирование цилиндрического заряда ЭмВВ диаметром 6 мм должен обеспечивать детонирующий шнур марки ДША.

Одним из основных требований к взрывчатым веществам (ВВ), используемым в сварке металлов взрывом, является относительно низкая скорость детонации. Это наиболее важное требование при сварке труб с трубными досками. Во всех схемах сварки труб с трубными досками внешняя поверхность трубы практически параллельна внутренней поверхности отверстия в трубной доске. Следовательно, в процессе соударения трубы с трубной доской ско-

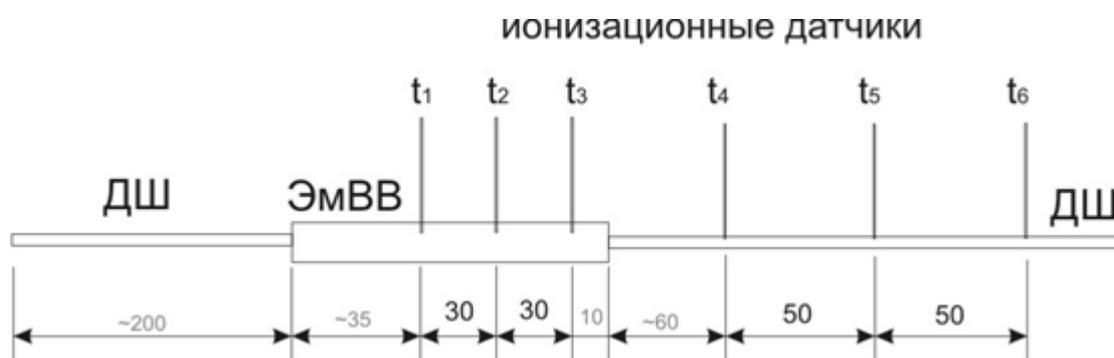
рость точки контакта должна быть дозвуковой по отношению к скоростям звука свариваемых металлов. При параллельной схеме сварки взрывом скорость точки контакта равна скорости детонации ВВ. Отсюда и возникают ограничения на использование ВВ с высокой скоростью детонации. В проведенных исследованиях использовались эмульсионные ВВ двух составов: стандартный и модифицированный по сорбитану.

Для исследования передачи детонации и измерения скорости детонации в ЭмВВ и в

ответственной запрессовка и значительный участок сварки трубы с трубной решеткой.

Следующей задачей являлась оптимизация схемы локальной сварки взрывом труб с трубными решетками технологически совместимой с одновременной запрессовкой труб в трубных решетках посредством комбинированного заряда (унитарного патрона).

Оптимальная схема соединения сваркой взрывом труб с трубными решетками подразумевает такую схему нагружения, при



Подрыв – от детонатора -> ДШ -> ЭмВВ -> ДШ

Рис. 2. Исследование передачи детонации и измерения скорости детонации в ЭмВВ

детонирующем шнуре использована система ионизационных датчиков, связанных с осциллографом, представленная на рис. 2. Необходимость подобных исследований целесообразна в силу того, что во взрывных технологиях возможно использование различных типов детонирующего шнура.

В результате проведенных исследований на фрагменте трубной доски и труб, представленных заказчиком, установлено, что заряд ЭмВВ диаметром 6 мм частично запрессовывает трубу (по схеме, близкой к рис. 1). Заряд ЭмВВ диаметром 9 мм трубу запрессовывают, а сварка точечная. Требуемый эффект получен при использовании заряда ЭмВВ диаметром 11 мм, есть каче-

которой по границе труба – трубная решетка формируется три зоны (рис. 1).

Первая зона (В) обеспечивает запрессовку трубы заподлицо с трубной доской. Вторая зона (С) обеспечивает качественную сварку и третья зона (Д) обеспечивает запрессовку части трубы в трубной решетке. При этом изменения геометрических размеров ненагружаемой части трубы на выходе из трубной решетки и перемычек между отверстиями в трубной решетке, в которых при данном подрыве не ввариваются трубы, должны быть минимальными для дальнейшей работы с ними. Кроме этого, что касается перемычек между отверстиями в трубной решетке, то они не должны иметь структурных дефектов.

Для предотвращения нежелательного расширения трубы на выходе из трубной решетки проведены экспериментальные исследования по запрессовке трубы по схеме: детонирующий шнур – ЭмВВ – детонирую-

Труба для сварки с трубной решеткой была подготовлена следующим образом:

Зона (А) – 5 мм, зона (В) – 20 мм, зона (С) – 5 мм.

В зоне (В) – зоне развальцовки; внешний



Рис. 3. Конструкция системы труба – заряд ВВ

щий шнур. Установлено, что осуществляется безотказная детонация всех составляющих заряда взрывчатых веществ.

В результате проведенных исследований была определена реальная конструкция системы труба – заряд ВВ, соответствующая схеме нагружения, представленной на рис. 1. Эта конструкция приведена на рис. 3.

Диаметр отверстия в трубной решетке – 16,3мм.

Труба – внешний диаметр – 16 мм, толщина стенки – 1 мм.

диаметр трубы – 14,5 мм, внутренний диаметр – 13 мм.

Зона (Д) зависит от толщины трубной решетки.

Пластиковый контейнер с ЭмВВ диаметром 13 мм вставляется в трубу без зазора.

Детонирующий шнур вводится в контейнер до контакта с ЭмВВ.

В последующих экспериментах использовалось ЭмВВ со стеклянными микробаллонами (МС-В).

Результаты проведенных экспериментов



Рис. 4. Фрагмент трубной решетки, полученный при использовании заряда ЭмВВ диаметром 11 мм

позволили выявить следующее:

1. Заряд ЭмВВ диаметром 6 мм слабо запрессовывает трубу в зонах (А) и (С). Сварка в зоне (В) отсутствует.

2. Заряд ЭмВВ диаметром 9 мм хорошо запрессовывает трубу в зонах (А) и (С), сварка в зоне (В) представлена локальными участками.

3. Заряд ЭмВВ диаметром 11 мм хорошо запрессовывает трубу в зонах (А) и (С) и дает качественную сварку в зоне (В).

На рис. 4 представлен фрагмент трубной решетки с результатами, полученными при использовании заряда ЭмВВ диаметром 11 мм.

Специальным исследованиям были посвящены вопросы, связанные с деформациями отверстий в трубной решетке, соседних с теми, в которые запрессовывались трубы. Было установлено, что при максимальном заряде ЭмВВ диаметром 11мм, максималь-

му инициирования группового подрыва зарядов, принятую при запрессовке труб в трубные решетки детонирующим шнуром.

Практически все соединения труб с трубными решетками подвергались металлографическим исследованиям, а некоторые еще и механическим испытаниям. Сделанные ранее выводы по характеру связи в зонах (А), (В) и (С) основаны именно на результатах проведенных исследований.

Так как сваренная взрывом поверхность между трубой и трубной решеткой не плоская, то провести механические испытания на прочность сцепления на отрыв слоя не представляется возможным. Поэтому был применен один из допустимых разрушающих методов контроля сварного соединения. Этот метод заключается в отрыве лакирующего слоя зубилом. На рис. 5 показаны фрагменты трубной решетки с результатами этого теста. Видно, что в зоне сварки (Зо-

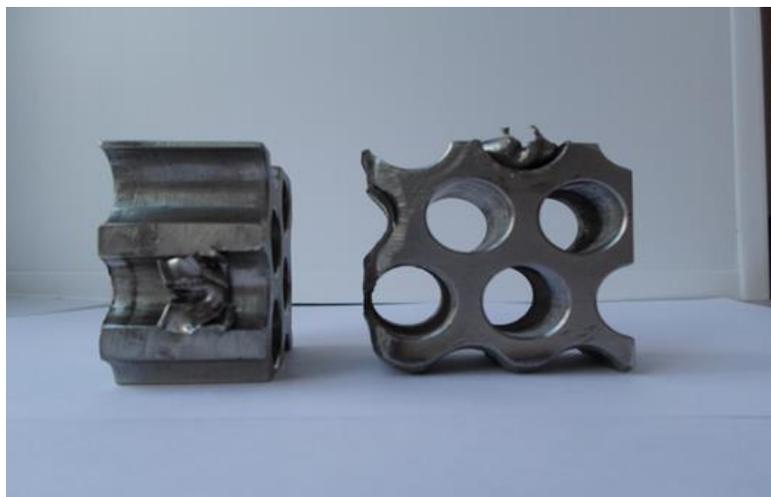


Рис. 5. Фрагмент трубной решетки с отрывом лакирующего слоя зубилом.

ное изменение диаметра отверстия в трубной решетке меньше или равно 0,1 мм, что находится в пределах точности подготовки цилиндрического отверстия в трубной решетке.

Таким образом, система инициирования заряда ЭмВВ допускает стандартную систе-

на (С)) обеспечено качественное соединение трубы с трубной решеткой.

Наиболее показательным является исследование микроструктуры границы соединения при сварке взрывом. На рис. 6 приведены фотографии микроструктуры



а (x500)



б (x50)

Рис. 6. Микроструктуры труба – трубная решетка:

а – в области сварки, б – в области запрессовки

труба – трубная решетка (а – в области сварки, б – в области запрессовки).

На рисунке отчетливо видны характерные для сварки взрывом волны, свидетельствующие о развитых пластических деформациях границы соединения, неоднородности и пустоты в шве отсутствуют, есть незначительные расплавы. Все это вместе с разрушающим контролем говорит о высоком качестве соединения.

Металлографические исследования межтрубных перемычек не выявили дефектов типа трещин и недопустимых деформаций (рис. 6 б).

В заключение следует отметить, что известно более 120 работ посвященных сварке взрывом труб с трубными решетками [11], однако предлагаемая схема, предполагающая использование эмульсионных ВВ и специальную подготовку труб, является принципиально новой и высокоэффективной.

Библиографический список

1. Луковкин, А. И. Запрессовка труб взрывом / А. И. Луковкин // Судостроение. – 1966. – №3. – С. 54-58.
2. Shribman, V. The Techniques and the Mechanism of Explosive welding / V. Shribman, A. S. Bahrani, B. Crossland // Journ. of the Inst. of the Production Engineer. – February 1969. – P. 69-83.

3. Crossland, B. Review of the present state-of-the-art in explosive welding / B. Crossland // J. Metals Technology. – January 1976. – P. 8-20.

4. Crossland, B. Explosive plugging of nuclear heat exchangers / B. Crossland, A. S. Bahrani, W. J. Townsley // В сб. трудов: III Symposium «Explosive working of metals». – Marianske Lazne. – 19-22.10.1976. – Vol. 1. – P. 59-98.

5. Crossland, B. The present state of the theory and application of explosive welding / B. Crossland // Proceedings of the Second Conference on the Mechanical Properties of Materials at High Rates of Strain held in Oxford. – 28-30 March. – 1979. – Conference Series Number 47. – Chapter 4. – P. 394-409.

6. Explosive welding technique allows minimal «stand off». J. Canadian Welder and Fabricator. – October. – 1980.

7. Kubota, A. Development of plugging for steam generator tubes / A. Kubota, T. Nivatsukino, T. Fukada, S. Shimoyashiki, K. Ohashi // IWGER Specialists Meeting on «Maintenance and Repair of LMFBR Steam Generators. – Oarai Japan. – June 1984.

8. Bembenek, Z. Možnosti uplatneni vibuchovegho svorovani pri virobe vicevstvich ocelovych bezesvich trub / Z. Bembenek, N. Ruckova, J. Vacek, J. Tesar // В сб. трудов 7 Международного симпозиума «Использование энергии взрыва для производства металлических материалов с новыми свойствами». – Пардубице. – ЧССР. – 1988. – С. 40-47.

9. Krishnan, J. Explosive welding of tubes and tubeplates for various combinations of metals using an impactor / J. Krishnan, A. Kakodkar, S. Challappa, G. P. Reddy, G. Haldar // В сб. трудов 7 Международного симпозиума «Использование энергии взрыва для производства металлических материалов с новыми свойствами». – г. Пардубице. – ЧССР. – 1988. – С. 150-157.

10. Сильвестров, В. В. Исследование низкоскоростных эмульсионных ВВ / В. В. Сильвестров, А. В. Пластинин // ФГВ. – 2009. – т.45. – №5. – С. 124-133.

11. Яковлев, И. В. Сварка металлов взрывом / И. В. Яковлев, В. В. Пай. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2013. – 565 с.

УДК 621.791.13

*В. И. Кузьмин, канд. техн. наук, В. И. Лысак, академик РАН,
Е. А. Иваненко, магистрант, А. Н. Лата, магистрант*

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КИНЕМАТИЧЕСКИХ И ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ
НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ
С ОДНОВРЕМЕННОЙ ШТАМПОВКОЙ**

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Приведены сравнительные результаты исследования влияния энергетических параметров на максимальный прогиб и радиальную деформацию при сварке взрывом с одновременной штамповкой. Показано влияние скоростей соударения и контакта на структуру и свойства полученных биметаллических соединений.

Ключевые слова: сварка взрывом, штамповка, кинетическая энергия, радиальная деформация, максимальный прогиб

V. I. Kuz'min, V. I. Lysak, E. A. Ivanenko, A. N. Lata

**RESEARCH OF INFLUENCE OF KINEMATIC AND ENERGETIC PARAMETERS ON THE STRUCTURE AND
PROPERTIES OF BIMETALLIC BILLETS DURING EXPLOSIVE WELDING WITH SIMULTANEOUS**

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The paper presents the comparative results of the research of influence of energy parameters for the maximum deflection and radial deformation during explosive welding with simultaneous stamping. The work shows the influence of the velocity of the collision point and velocity of the impact on the structure and properties of the bimetallic compounds.

Keywords: explosive welding, stamping, matrix, kinetic energy, radial deformation, maximum deflection

В процессе сварки взрывом полный запас энергии W системы свариваемых пластин определяется кинетической энергией металлической пластины W_k . После соударения часть ее расходуется на пластическую деформацию металла, часть выносится из системы вследствие кумулятивного эффекта, а часть переходит в кинетическую энергию движения сваренных пластин (пакета) W_1 [1].

Эта энергия является нежелательной, т. к. приводит к остаточной макродеформации и искривлению сваренных заготовок, что увеличивает трудоемкость изготовления биметалла и требует дополнительных затрат на исправление дефектов. В тоже время, энергию W_1 можно эффективно использовать для штамповки, совместив ее со сваркой, т. е. осуществить комбинированный процесс сварки взрывом с одновременной штампов-

кой, что позволит исключить применение дорогостоящего прессового оборудования, уменьшить трудоемкость и повысить производительность [2-7].

Целью данной работы являлось исследование влияния кинематических и энергетических параметров на формирование, структуру и свойства биметаллических соединений при сварке взрывом с одновременной штамповкой.

Материалы и методы исследования

В качестве материалов исследования выбрана пара армко-железо + СтЗ, обладающая хорошей свариваемостью. Сварку взрывом с одновременной штамповкой проводили по схеме с параллельным расположением пластин, установленных на металлической матрице с цилиндрическим профилем (рис.1).

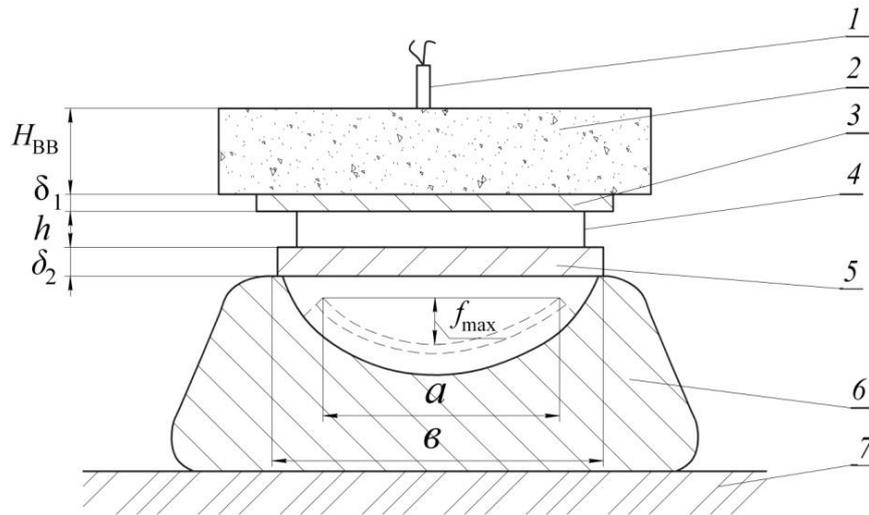


Рис. 1. Схема сварки взрывом с одновременной штамповкой биметаллических заготовок: 1 – электродетонатор; 2 – заряд ВВ; 3 – метаемая пластина; 4 – упор; 5 – неподвижная пластина; 6 – металлическая матрица; 7 – грунт

Контроль скорости детонации взрывчатого вещества (ВВ) осуществлялся электроконтактным методом [8] с регистрацией времени при помощи электронно-счетных частотомеров. После сварки взрывом с одновременной штамповкой проводились замеры цилиндрического профиля полученной биметаллической заготовки для определения радиальной деформации ε_r , максимального прогиба f_{\max} и коэффициента формы детали f_{\max}/a (рис. 1). Определение радиальной деформации пакета проводилось по

методу нанесения «координатных сеток» [1]. Средняя радиальная деформация рассчитывалась по зависимости [9]: $\varepsilon_r = 0,5 \ln b_{\text{ш}}/b$, где $b_{\text{ш}}$ – максимальная ширина дуги профиля отштампованной биметаллической заготовки; b – исходная ширина пакета до взрывного нагружения.

Металлографические исследования и определение прочности на отрыв слоев $\sigma_{\text{отр}}$ полученных сварных соединений осуществлялись по стандартным методикам проведения испытаний для биметаллических и

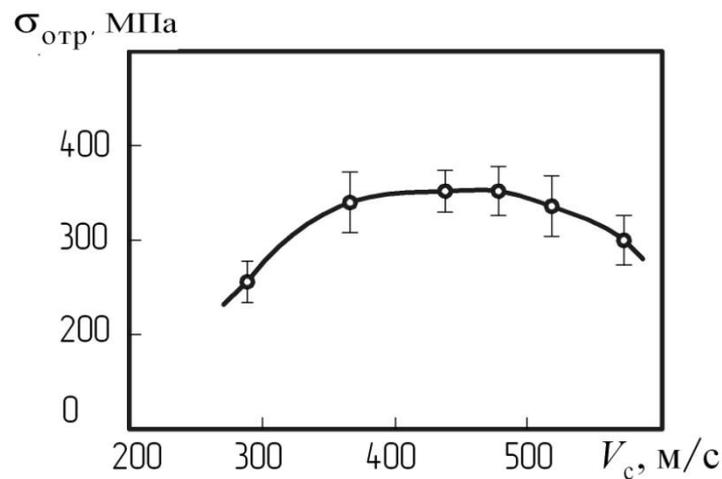


Рис. 2. Влияние скорости соударения V_c на прочность $\sigma_{отр}$ соединения армко-железо+Ст3

композиционных материалов [10].

Обсуждение результатов

Полученные результаты исследований показали, что с увеличением скорости соударения в диапазоне $V_c = 290 \dots 570$ м/с при

наблюдается ее снижение (рис. 2).

Снижение прочности соединения при больших скоростях соударения связано с высокой степенью пластической деформации металла в околосшовной зоне, приводя-

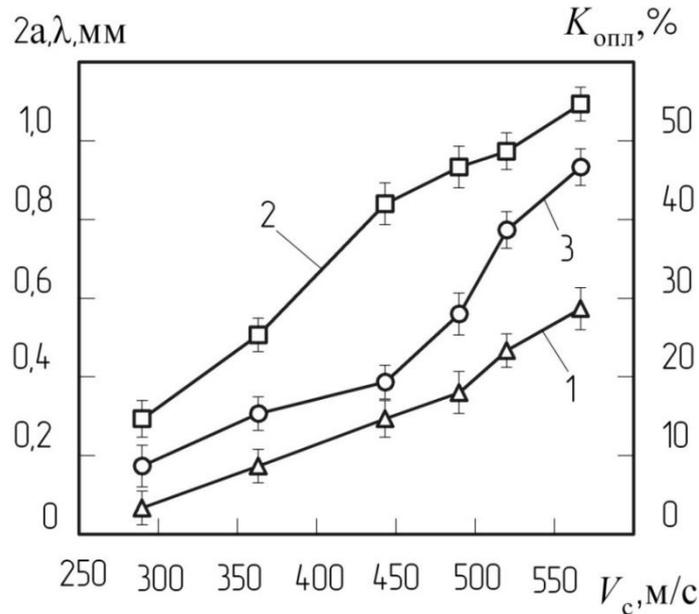


Рис. 3. Влияние скорости соударения V_c на изменение высоты $2a$ (1), длины λ волны (2) и количества оплавленного металла $K_{опл}$ (3) соединения армко-железо+Ст3

постоянном значении скорости контакта ($V_k = \text{const}$) прочность на отрыв слоев $\sigma_{отр}$ соединения армко-железо+Ст3 сначала возрастает до равнопрочности и выше, затем остается постоянной, и при $V_c \approx 500$ м/с

ощей к образованию большого количества хрупкого оплавленного металла (рис. 3).

Аналогичная тенденция изменения прочности на отрыв слоев $\sigma_{отр}$ наблюдается и с увеличением скорости контакта в диапазоне

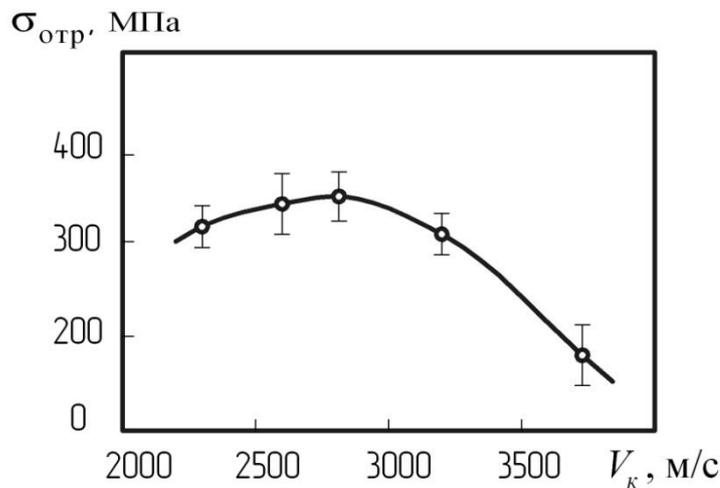


Рис. 4. Влияние скорости контакта V_k на прочность $\sigma_{отр}$ соединения армко-железо+Ст3

$V_k = 2240 \dots 3720$ м/с при постоянном значении скорости соударения V_c (рис. 4).

Резкое снижение прочности при скоростях контакта $V_k > 3000$ м/с объясняется значительным увеличением количества оплавленного металла $K_{опл}$, переходящего в сплошную прослойку расплавов, т. е. $K_{опл} \sim 100\%$ (рис. 5). Следует отметить более узкий диапазон скорости контакта, обеспечивающий получение равнопрочного соединения армко-железо+Ст3.

сварки взрывом для последующей штамповки может быть использована кинетическая энергия движения сваренного пакета W_1 и остаточная энергия продуктов детонации $W_{ост}$, которую получает пакет от продолжающего работать заряда ВВ. Поэтому дальнейшие исследования были направлены на изучение влияния энергетических параметров на формирование биметаллических соединений при сварке взрывом с одновременной штамповкой.

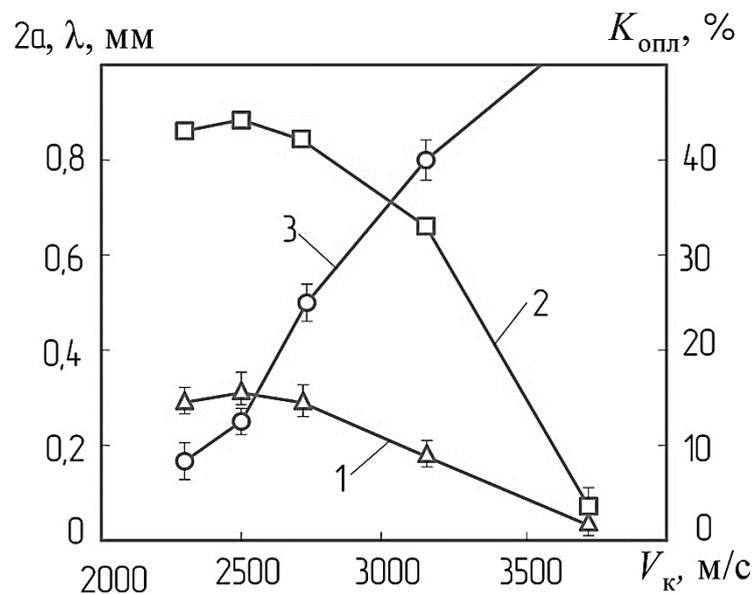


Рис. 5. Влияние скорости контакта V_c на изменение высоты $2a$ (1), длины λ волны (2) и количества оплавленного металла $K_{опл}$ (3) соединения армко-железо+Ст3

Металлографические исследования зоны соединения армко-железо+Ст3 показали, что с увеличением скорости соударения V_c наблюдается рост высоты $2a$ и длины λ волны (рис. 3), а с увеличением скорости контакта V_k размеры волн, наоборот, уменьшаются, и при больших значениях V_k волны практически отсутствуют, т. е. наблюдается прямолинейная граница соединения со сплошной прослойкой расплавленного металла (рис. 5).

В работе [3] показано, что в процессе

В первой серии экспериментов изменяли кинетическую энергию движения сваренного пакета W_1 при постоянном значении энергии заряда W_3 , а во второй серии – изменяли энергию W_3 при постоянном значении энергии W_1 , которые рассчитывали по известным зависимостям [1]:

$$W = \frac{1}{2} \rho_1 \delta_1 D^2 \left(\frac{\sqrt{1+2\eta}-1}{\sqrt{1+2\eta}+1} \right)^2 \quad (1)$$

$$W_1 = \frac{(\rho_1 \delta_1)^2}{\rho_1 \delta_1 + \rho_2 \delta_2} \cdot \frac{V_c^2}{2} \quad (2)$$

$$\eta = \frac{16}{27} \cdot \frac{\rho_{ВВ} \cdot H_{ВВ}}{\rho_1 \delta_1} \quad (3)$$

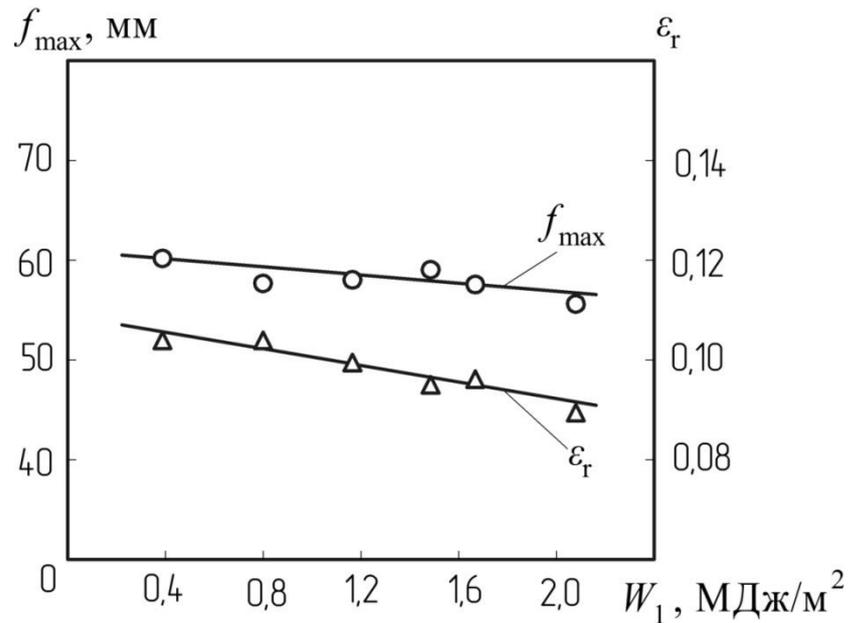


Рис. 6. Влияние кинетической энергии движения сваренного пакета W_1 на максимальный прогиб f_{\max} и радиальную деформации ϵ_r

где δ_1 и ρ_1 – толщина и плотность метаемой пластины, соответственно; D – скорость детонации; $H_{\text{ВВ}}$ – высота заряда ВВ.

Полученные результаты экспериментов показали, что с увеличением кинетической энергии движения сваренного пакета в диапазоне $W_1 = 0,55 \dots 2,11$ МДж/м² при посто-

янной полной энергии W наблюдается незначительное снижение максимального прогиба f_{\max} на ~8% и радиальной деформации ϵ_r на ~12% (рис. 6).

С увеличением энергии заряда в диапазоне $W = 4,74 \dots 13,02$ МДж/м² при постоянной кинетической энергии движения сва-

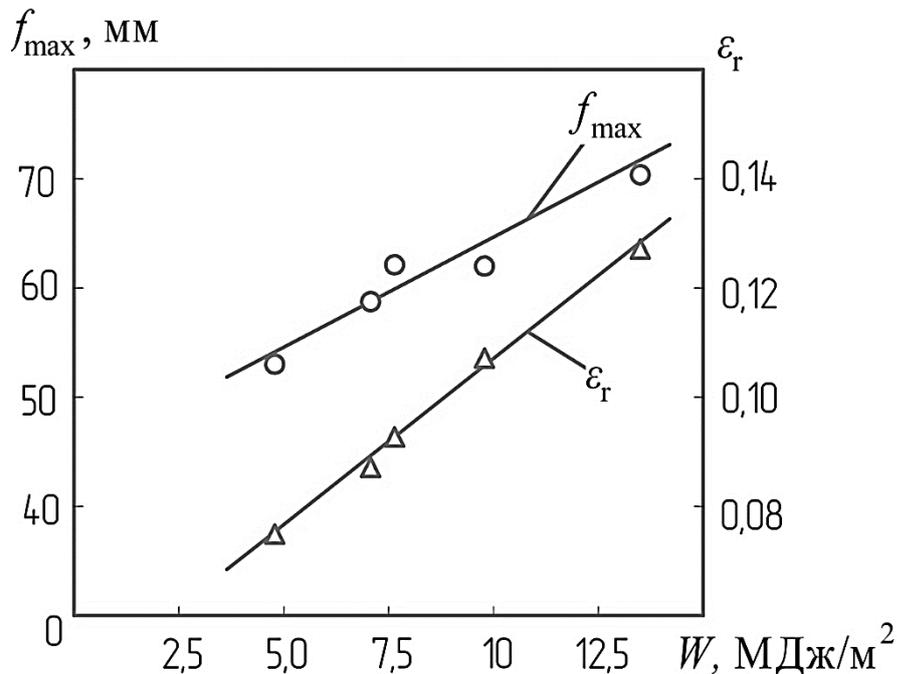


Рис. 7. Влияние полной энергии W на максимальный прогиб f_{\max} и радиальную деформации ϵ_r

ренного пакета W_1 наблюдается увеличение максимального прогиба f_{\max} на ~26% и радиальной деформации ε_r на ~68% (рис. 7).

жения сваренного пакета W_1 в два раза при постоянной полной энергии W приводит к снижению максимальной кинетической

Сравнительные данные влияния энергетических параметров сварки взрывом с одновременной штамповкой на максимальный прогиб и радиальную деформацию

Толщина свариваемых металлов $\delta_1 + \delta_2$, мм	Кинетическая энергия сваренного пакета W_1 , МДж/м ²	Полная энергия W , МДж/м ²	Остаточная энергия $W_{\text{ост.}}$, МДж/м ²	Максимальная кинетическая энергия пакета $W_{\text{п}}^{\max}$, МДж/м ²	Максимальный прогиб f_{\max} , мм	Радиальная деформация ε_r
5+10	0,55	7,40	5,76	6,31	61	0,10
	1,26	7,40	3,62	4,88	59	0,09
	1,26	4,74	0,96	2,22	50	0,07
	1,26	9,31	5,53	6,79	62	0,11

Для объяснения полученных результатов исследования необходимо рассмотреть дополнительное действие остаточной энергии продуктов детонации $W_{\text{ост.}}$, которая определяется как разница между полной энергией W и кинетической энергией метаемой пластины W_k . Тогда сумма кинетической энергии движения сваренного пакета W_1 и остаточной энергии продуктов детонации и составляет ту максимально возможную кинетическую энергию пакета $W_{\text{п}}^{\max}$, которую можно использовать для штамповки:

$$W_{\text{п}}^{\max} = W_1 + W_{\text{ост.}} = \frac{1}{2} \rho_1 \delta_1 \left[D^2 \left(\left(\frac{\sqrt{1+2\eta}-1}{\sqrt{1+2\eta}+1} \right)^2 \frac{V_c^2 \rho_2 \delta_2}{\rho_1 \delta_1 + \rho_2 \delta_2} \right) \right] \quad (4)$$

Сравнительные данные о влиянии энергетических параметров на формирование биметаллических соединений при сварке взрывом с одновременной штамповкой приведены в таблице.

Анализ полученных результатов показал, что увеличение кинетической энергии дви-

жения пакета $W_{\text{п}}^{\max}$ на ~30% и, соответственно, к снижению максимального прогиба f_{\max} и радиальной деформации ε_r (см. табл.). В то время как с увеличением полной энергии W в два раза при постоянной кинетической энергии движения сваренного пакета W_1 максимальная кинетическая энергия пакета $W_{\text{п}}^{\max}$, наоборот, существенно увеличивается, что, соответственно, приводит к увеличению максимального прогиба f_{\max} и радиальной деформации ε_r в среднем на 30...60%.

ВЫВОДЫ

1. Установлено, что при сварке взрывом с одновременной штамповкой с увеличением скорости соударения V_c наблюдается рост параметров волн $2a$, λ и количества оплавленного металла $K_{\text{опл}}$, а с увеличением скорости контакта V_k размеры волн, наоборот, уменьшаются и при больших значениях V_k волны практически отсутствуют, т. е. наблюдается прямолинейная граница со-

единения со сплошной прослойкой расплавленного металла при $K_{опл} \sim 100\%$.

2. Показано, что в процессе сварки взрывом часть кинетической энергии метаемой пластины переходит в энергию движения сваренного пакета W_1 , которая как и остаточная энергия продуктов детонации $W_{ост}$ не участвуют в образовании сварного соединения, при этом сумма этих энергий $W_1 + W_{ост}$ и составляет ту максимально возможную энергию сваренного пакета $W_{п}^{max}$, используемую для последующей одновременной штамповки.

Библиографический список

1. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 544 с.
2. Кузьмин, В. И. Закономерности формирования биметаллических соединений при сварке взрывом с одновременной штамповкой / В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. А. Иваненко // Научно-технические проблемы машиностроения. – 2016. – № 8. – С. 20-25.
3. Особенности процесса сварки взрывом с одновременной штамповкой / В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, Ю. В. Снежко, М. О. Беляков // Известия ВолгГТУ. Серия: Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – 2013. – №18. – С. 45-49.
4. Яковлев, И. В. Сварка металлов взрывом / И. В. Яковлев, В. В. Пай. – Новосибирск: СО РАН. – 2013. – 565 с.
5. Оголихин, В. М. Сварка взрывом в электрометаллургии / В. М. Оголихин, И. В. Яковлев. – Новосибирск: СО РАН. – 2009. – 160 с.
6. Трыков, Ю. П. Деформация слоистых композиций / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгул, Л. М. Гуревич. – Волгоград: РПК "Политехник", 2001. – 241 с.
7. Mynors, D. Applications and capabilities of explosive forming / Mynors D., Zhang B. // J. Mater. Proc. Technol. – 2002. – № 125. – P. 1-25.
8. Штамповка взрывом / Под ред. М. А. Анучина. – М.: Машиностроение, 1972. – 152 с.
9. Кузьмин, В. И. Кинетика полета, определение скоростей движения и соударения пакета при сварке взрывом / В. И. Кузьмин, А. Н. Кривенцов, А. В. Балув // Сварочное производство. – 2000. – № 3. – С.25-28.
10. 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

*А. П. Пеев, канд. техн. наук, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, академик РАН,
Е. В. Кузьмин, канд. техн. наук, А. Н. Дородников, аспирант, М. М. Пустошкин, магистрант*

О ВЛИЯНИИ ВРЕМЕНИ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ЗОНЫ СОЕДИНЕНИЯ МЕДИ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ С ПРИМЕНЕНИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В работе представлены результаты исследования влияния времени воздействия высокочастотных акустических волн на формирование соединения медных образцов, полученных сваркой взрывом. Рассмотрено влияние продолжительности предварительного воздействия высокочастотных акустических волн на изменение параметров волн, образующихся в зоне соединения медных образцов и количества оплавленного металла.

Ключевые слова: сварка взрывом, ультразвуковая обработка, зона соединения, длина волны, амплитуда волны, оплавленный металл.

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

ABOUT INFLUENCE OF INTERIM PRIOR OF ULTRASONIC TREATMENT ON THE FORMATION OF BOND ZONE OF COPPER COMPOUND DURING ULTRASOUND-ASSISTED EXPLOSIVE WELDING

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

Paper presents the results on the influence of exposure time of high-frequency acoustic waves on formation of copper samples obtained by explosive welding. The authors examined the impact of the duration of prior exposure to high-frequency acoustic waves to change the parameters of waves formed at the compound zone of copper samples and amount of melted metal.

Keywords: explosive welding, ultrasonic treatment, compound zone, wave length, wave amplitude, molten metal

При воздействии на материал высококонцентрированными ультразвуковыми (УЗ) колебаниями создаются условия, существенно изменяющие структуру и свойства металлов и сплавов, способствуя тем самым интенсификации технологических процессов их обработки, чего нельзя достичь внешними источниками энергии иной природы [1 ... 3].

Эффективность воздействия ультразвука при обработке и сварке материалов зависит не только от частоты, амплитуды и времени действия ультразвуковых колебаний, но также от схемы распространения и площади ввода ультразвука, мощности колебательной системы, типа концентратора и др. [1, 4].

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, описанный в работе [5].

Вместе с тем, для более эффективного использования УЗ при сварке взрывом на структуру и свойства получаемых соединений необходимо было провести детальные исследования не только параметров взрывного нагружения [6, 7], но и регулируемых параметров ультразвука. Показано, что наибольшее влияние на изменение структуры и свойств свариваемых взрывом соединений оказывает частота УЗ колебаний [8], 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% [9].

Исходя из вышеизложенного, вопрос влияния продолжительности предварительного воздействия УЗ колебаний на формирование

соединения при сварке взрывом детально не изучался, что и явилось целью данной работы.

Материалы и методика исследования

Исследования проводили на образцах из меди М1 в состоянии после отжига.

Постановка опытов проводилась по методике, описанной в работе [10]. Параметры сварки взрывом во всех сериях опытов оставались постоянными, продолжительность предварительного воздействия УЗ колебаний (частота 20 кГц, амплитуда 5 мкм) составляла 2 с, 4 с, 6 с, 8 с, 10 с, 30 с и 60 с; мощность ультразвука составляла 0,2 кВт (см. табл.).

Металлографические исследования зоны соединения выполняли на оптическом микроскопе Zeiss Axiovert M40.

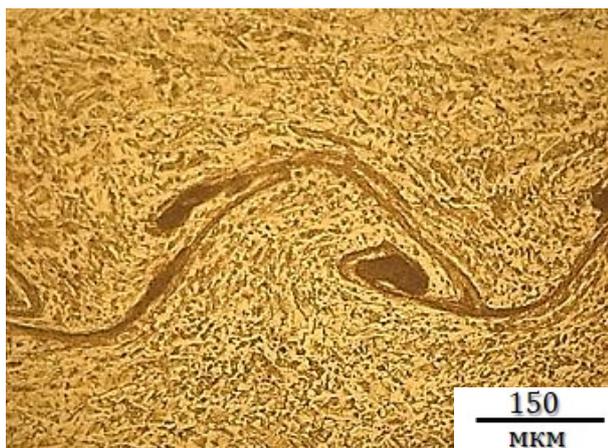
Результаты и их обсуждение

Проведенные металлографические исследования показали, что при сварке взрывом медных пластин (контрольные образцы) наблюдается волнообразный профиль зоны соединения с участками оплавленного металла под гребнем волны. Количество оплавленного металла на границе соединения составило $K_{\text{опл}} \approx 35\%$ при размахе $2a \approx 0,18$ мм, и длине волны $\lambda \approx 0,65$ мм (рис. 1, 2).

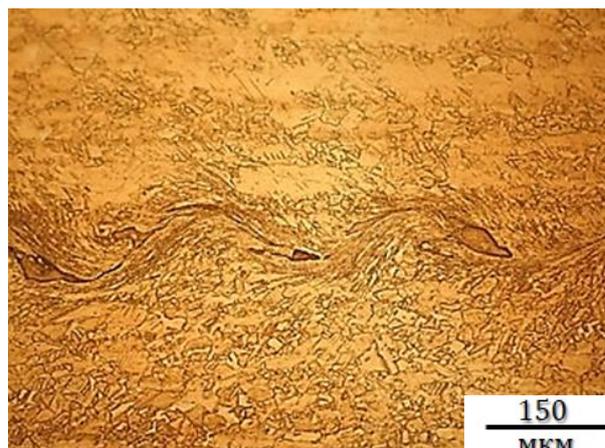
Предварительное нагружение образцов высокочастотным акустическими волнами различной продолжительности воздействия $t_{\text{п.в.}}$ уменьшает параметры профиля границы раздела слоев в процессе формирования соединения при сварке взрывом под воздействием ультразвука, и происходит это мгновенно.

Условия проведения исследований

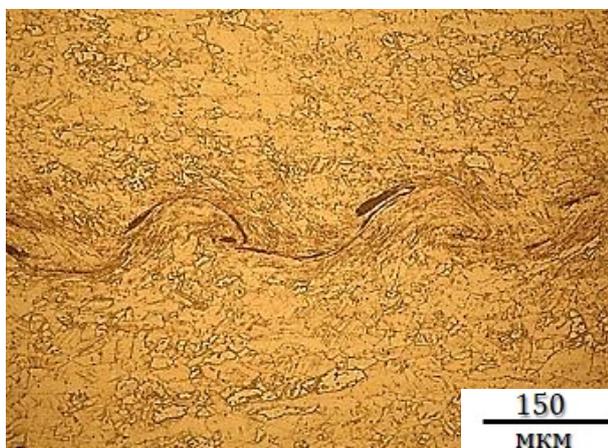
№ опыта	Свариваемые материалы	Толщины, мм	Частота акустических колебаний, кГц	Время обработки, с	Скорость контакта V_k , м/с	Скорость соударения V_c , м/с	Энергия пластической деформации W_2 , МДж/м ²
0	М1+М1	3,5+3,5	-	-	2300	310	0,4
1			20	2			
2				4			
3				6			
4				8			
5				10			
6				30			
7				60			



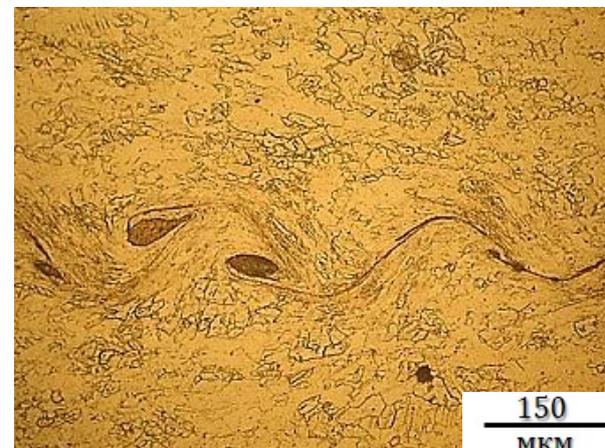
Обр. 0 (СВ)



Обр. 1 (СВ+УЗ – 2с)



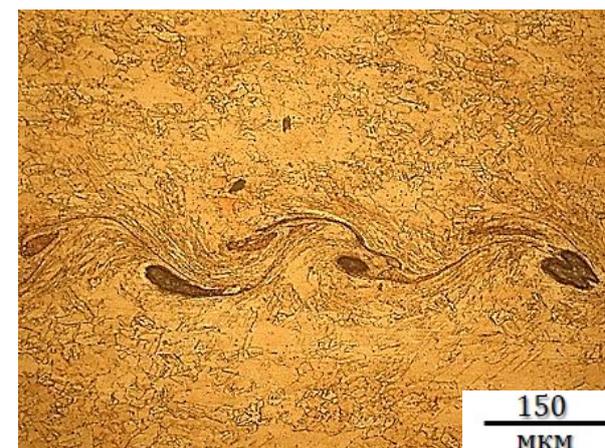
Обр. 2 (СВ+УЗ – 4с)



Обр. 3 (СВ+УЗ – 6с)

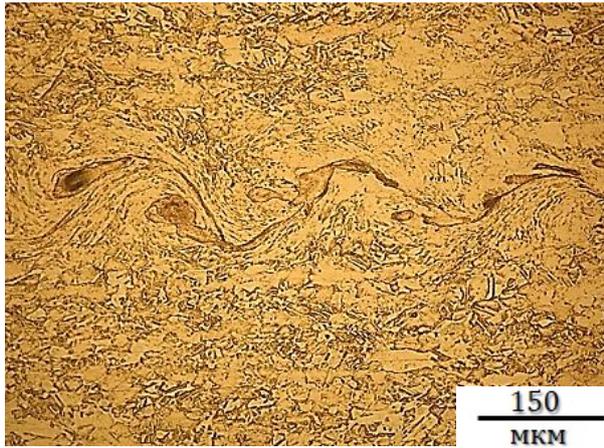


Обр. 4 (СВ+УЗ – 8с)

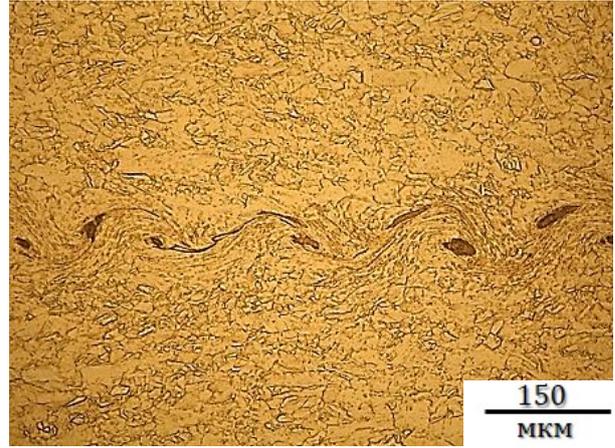


Обр. 5 (СВ+УЗ – 10с)

Рис. 1. Микроструктуры медных образцов, полученные сваркой взрывом на различных режимах (см. табл.)



Обр. 6 (СВ+УЗ – 30 с)



Обр. 7 (СВ+УЗ – 60 с)

(продолжение рис. 1)

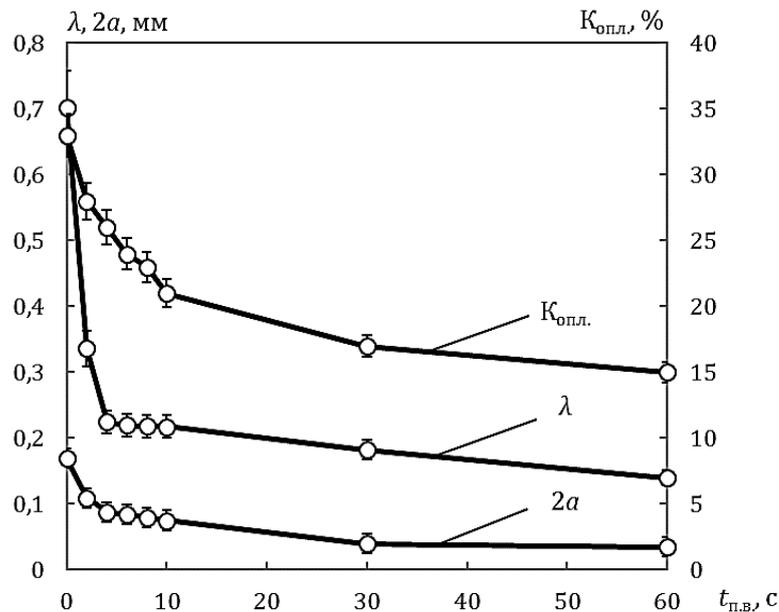


Рис. 2. Зависимость параметров зоны соединения и количества оплавленного металла от времени предварительного воздействия высокочастотных акустических волн

Так, при предварительном воздействии на металл высокочастотными акустическими волнами в течение 2 с количество оплавленного металла на границе соединения составило $K_{опл} \approx 28\%$ при размахе $2a \approx 0,11$ мм, и длине волны $\lambda \approx 0,34$ мм (рис. 1, 2).

В опытах был зафиксирован диапазон времени $t_{п.в.}$, в котором происходит монотонное уменьшение размаха и длины волны

профиля границы раздела слоев. При достижении некоторой предельной величины $t_{п.в.}$ параметры зоны соединения стабилизируются, и дальнейшее увеличение $t_{п.в.}$ к их изменению не приводит (рис. 1, 2).

Наличие неустановившегося периода формирования соединения говорит об инерционности процесса воздействия высокочастотных акустических волн, а предель-

ное состояние, очевидно, наступает при достижении равновесия между генерированием и аннигиляцией дислокаций, выходом вакансий на свободную поверхность кристаллов в ультразвуковом поле.

Библиографический список

1. Артемьев, В. В. Ультразвук и обработка материалов / В. В. Артемьев, В. В. Клубович, В. В. Рубанчик. – Минск: Экоперспектива, 2003. – 335 с.
2. Колобов, Ю. Р. Влияние ультразвукового деформирования поверхности на структуру и механические свойства поликристаллического и наноструктурированного титана / Ю. Р. Колобов, О. А. Кашин, Е. Ф. Дударев, В. А. Клименов // Известия вузов. Физика. – 2000. – №9. – С. 45-50.
3. Структура, фазовый состав и свойства стали 60, подвергнутой ультразвуковой финишной обработке / В. А. Клименов, О. Н. Нехорошков, П. В. Уваркин, Ж. Г. Ковалевская, Ю. Ф. Иванов // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т.9. – С. 173-176.
4. Марков, А. И. Ультразвуковая обработка материалов / А. И. Марков. – М.: Машиностроение, 1980. – 237 с.
5. 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.
6. Особенности получения композиционных материалов сваркой взрывом с воздействием ультразвука / Е. В. Кузьмин, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, А. П. Пеев // Машиностроение и безопасность жизнедеятельности. – 2016. – № 1. – С. 51-55.
7. Особенности сварки взрывом меди с одновременной ультразвуковой обработкой / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин // Известия ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 6 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – № 18 (121). – С. 18-23.
8. 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. Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений». Вып. 7 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – № 20 (147). – С. 21-24.
9. Влияние времени воздействия и мощности высокочастотных акустических волн на тонкую структуру и зону соединения меди при сварке взрывом / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин, А. Н. Дородников, А. Д. Москалев // Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 2015. – № 10 (170). – С. 91-97.
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.

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

*А. П. Пеев, канд. техн. наук, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, академик РАН,
Е. В. Кузьмин, канд. техн. наук, А. Н. Дородников, аспирант, А. Е. Сорокин, магистрант*

ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ ВЫСОКОЧАСТОТНЫХ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН НА ПЛАСТИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ МЕТАЛЛА ОШЗ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ МЕДИ С ПРИМЕНЕНИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В работе представлены результаты исследования влияния времени воздействия высокочастотных акустических волн на пластическое течение металла околошовной зоны при сварке взрывом. Показано, что одной из причин изменения длины и амплитуды волны зоны соединения при сварке взрывом под воздействием высокочастотных акустических колебаний является уменьшение постоянной времени θ , характеризующей темп спада давления в зоне соединения, которая приводит к снижению величины деформирующего импульса I_0 и время τ_c действия сжимающих напряжений, превышающих σ_r^d за точкой контакта, при которых возможно пластическое течение металла.

Ключевые слова: сварка взрывом, ультразвуковая обработка, пластическая деформация, зона соединения, динамический предел текучести

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

INFLUENCE OF TIME PRELIMINARY IMPACT OF HIGH FREQUENCY ACOUSTIC WAVES ON THE PLASTIC FLOW OF HEAT AFFECTED ZONE UNDER ULTRASOUND-ASSISTED EXPLOSIVE WELDING OF COPPER

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The paper presents the results of investigation of time impact high-frequency acoustic waves on the plastic flow of metal heat-affected zone formation of samples received by explosive welding. It is shown that one reason for changing the length and amplitude of the wave of connection zone of explosively welded samples under the influence of high-frequency acoustic oscillations is reduction the time constant characterizing the rate of pressure decline in the joint zone, which leads to a decrease in magnitude of the deforming impulse and the duration of the compressive stresses exceeding beyond the point of contact, at which the plastic flow of metal is possible.

Keywords: explosive welding, ultrasound treatment, plastic deformation, connection zone, dynamic yield strength

Известно, что высокочастотные акустические волны способны влиять на структуру и физико-механические свойства металлов и сплавов [1 ... 6]. В зависимости от структуры материала (дисперсно-упрочненная, неравновесная или равновесная) при ультразвуковой обработке возможно протекание различных процессов: размножение и/или скольжение дислокаций, разблокировка дислокационных скоплений, перемещение вакансий и т.д., которые способствуют изменению структуры и свойств, особенно в поверхностных слоях.

Авторами работ [7 ... 11] были проведены исследования формирования соединения медных пластин при сварке взрывом под воздействием ультразвуковых колебаний.

Было показано, что ультразвуковая обработка изменяет свойства меди на уровне кристаллической решетки, которое выражается в уменьшении размера блоков мозаики и увеличении напряжений второго рода σ_2 по сравнению с эталоном с равновесной структурой. Увеличение времени предварительного воздействия с 10 до 60 с на металл высокочастотных акустических волн приводит к снижению напряжений второго рода. Сравнительный анализ степени влияния мощности и времени предварительного воздействия высокочастотных акустических волн $t_{п.в.}$ на изменение параметров зоны соединения при сварке взрывом под воздействием ультразвука показал, что 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%, в то время как увеличение продолжительности предварительного воздействия $t_{п.в.}$ снижает указанные параметры волны в 2,5 ... 3 раза.

Вопрос влияния продолжительности предварительного воздействия высокочастотных акустических волн на пластическое течение металла при сварке взрывом детально не изучался, что и явилось целью данной работы.

Материалы и методика исследования

Для проведения исследований использовали следующие группы образцов из меди М1 в состоянии после отжига: сваренные взрывом образцы (контрольные образцы) и

сварки взрывом во всех сериях опытов оставались постоянными, продолжительность предварительного воздействия высокочастотных акустических волн (частота 20 кГц, амплитуда 5 мкм) составляла 2 с, 4 с, 6 с, 8 с, 10 с, 30 с и 60 с; мощность ультразвука составляла 0,2 кВт.

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

Для изучения особенностей пластического деформирования приграничных объемов металла в условиях высокоскоростного соударения применяли методику [11], основанную на использовании слоистых моделей с толщиной слоя 50 мкм. Сварку взрывом при одновременном воздействии ульт-

Условия проведения исследований

№ образца	Свариваемые материалы	Толщины, мм	Время обработки, с	Частота акустических колебаний, кГц	Амплитуда УЗ колебаний ξ , мкм	Скорость контакта V_k , м/с	Скорость соударения V_c , м/с
0	M1+M1	3,5+3,5	0	-	-	2300	310
1			2	20	5		
2			4				
3			6				
4			8				
5			10				
6			30				
7			60				

образцы, сваренные взрывом под воздействием высокочастотных акустических волн с различным временем их предварительного воздействия.

Постановка опытов проводилась по методике, описанной в работе [12]. Параметры

ультразвука на неподвижную пластину осуществляли на режимах, обеспечивающих образование синусоидального профиля линии соединения. Для сравнения полученных результатов одновременно производили сварку взрывом на идентичных режимах без

воздействия ультразвука (контрольные образцы).

Результаты и их обсуждение

Проведенные металлографические исследования показали, что при сварке взрывом медных пластин (контрольные образ-

цы) наблюдается волнообразный профиль зоны соединения с участками оплавленного металла под гребнем волны. Количество оплавленного металла на границе соединения составило $K_{\text{опл}} \approx 35\%$ при размахе $2a \approx 0,18$ мм, и длине волны $\lambda \approx 0,6$ мм (рис. 1, 2).

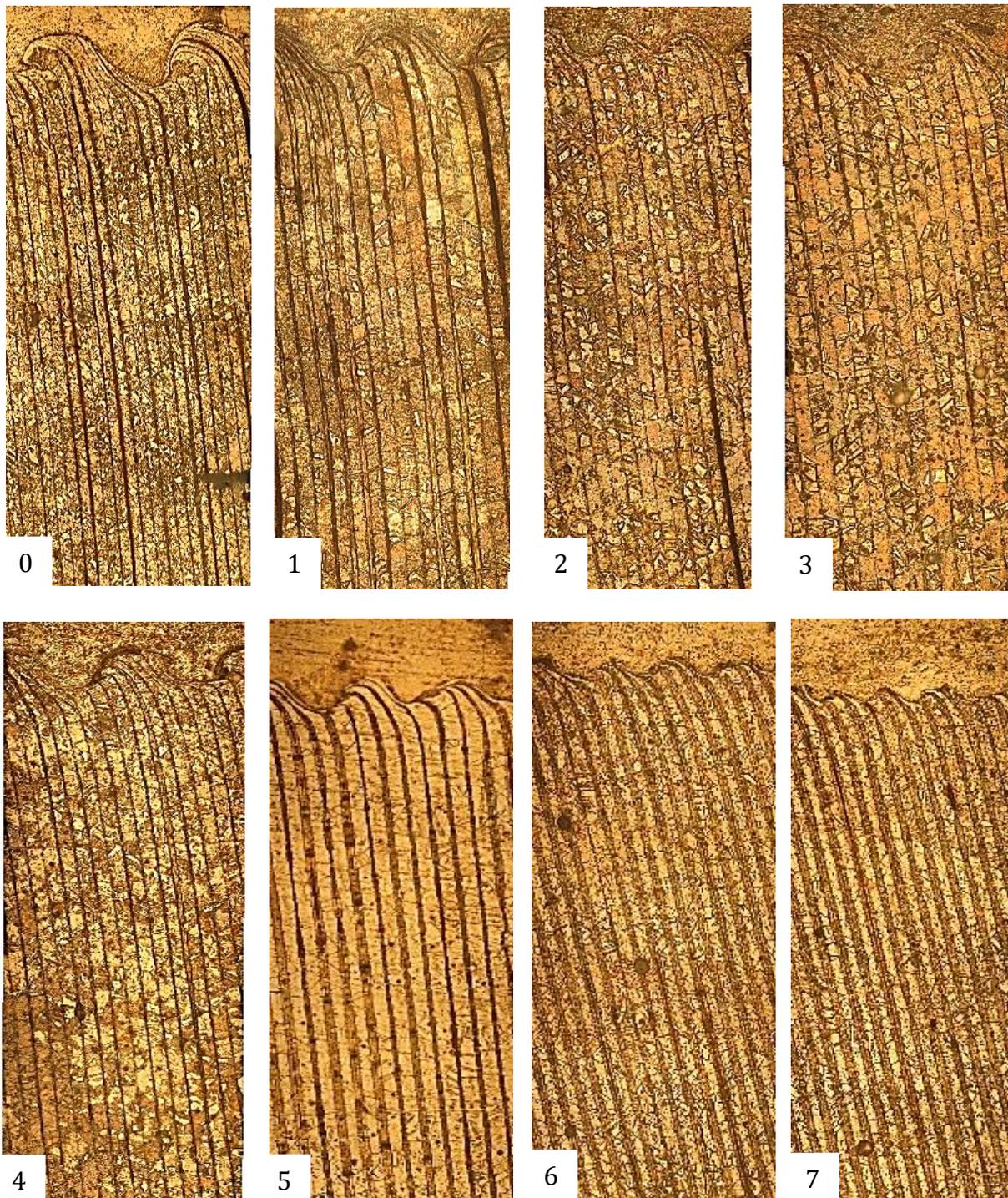


Рис. 1. Макрошлифы слоистых моделей медных образцов ($\times 200$):
 время предварительного воздействия высокочастотных акустических волн
 2 с, 4 с, 6 с, 8 с, 10 с, 30 с и 60 с, согласно № образца (см. табл.)

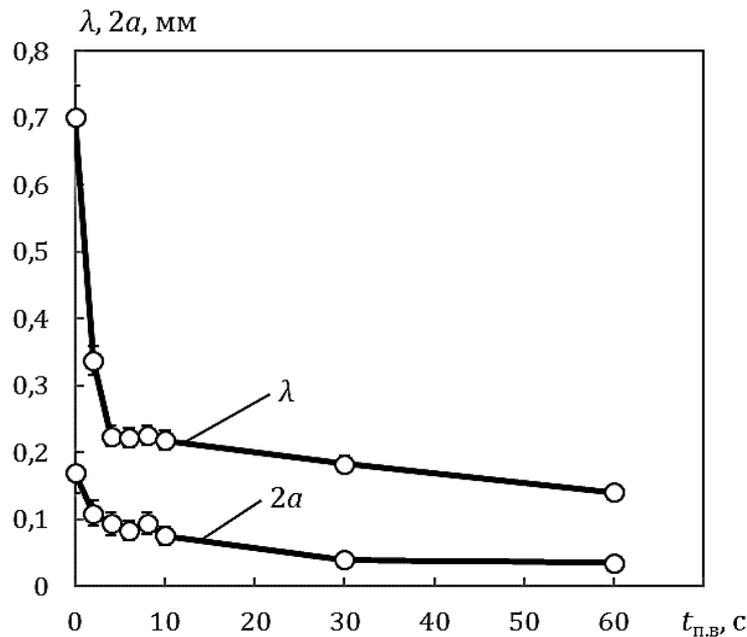


Рис. 2. Зависимость параметров зоны соединения от времени предварительного воздействия высокочастотных акустических волн

Изучение пластического течения металла околошовной зоны с применением слоистых модельных вставок при сварке взрывом медных пластин под воздействием ультразвука позволило выявить следующие особенности. В зоне интенсивной пластической деформации, ширину которой принимаем равной амплитуде волны профиля границы соединения слоев, при отсутствии ультразвукового воздействия наблюдается изменение толщины слоя модельной вставки (в 3...5 раз в сравнении с исходной толщиной) в процессе формирования волны и образования завихрения под гребнем волны со сменой направления течения металла (рис. 1). Предварительное нагружение образца со слоистой модельной вставкой ультразвуком и увеличение времени этого воздействия не приводит к столь значительному изменению толщины слоя модели и не наблюдаются вихри, но эпюра остаточной сдвиговой деформации g_{max} , в этом случае, ниже зоны волнообразования убывает с меньшим градиентом (рис.) в сравнении с контрольным образцом. Это позволяет сделать предполо-

жение об изменении составляющих статей удельной энергии W_2 , затрачиваемой на пластическое деформирование металла. Величина W_2 определяется:

$$W_2 = \frac{m_1 m_2}{2(m_1 + m_2)} V_c \left[1 - \left(\frac{V_k}{c_0} \right)^2 \right], \quad (1)$$

где m_1, m_2 – удельная масса метаемой и неподвижной пластин соответственно; V_c – скорость соударения пластин; V_k – скорость точки контакта; c_0 – скорость звука в металле.

Как правило, оптимальный диапазон значений W_2 при сварке металлов взрывом находится в пределах 0,2 ... 1,8 МДж/м² в зависимости от марки металла. Расчет величины удельной энергии, которая может быть достигнута при обработке металла ультразвуком на режимах проведения данных опытов (табл.), составляет единицы кДж/м², в связи с чем этой величиной по всех дальнейших рассуждениях пренебрегаем.

По условиям опытов величина $W_2 = const$, и W_2 можно разложить на слагаемые W_2' и W_2'' , где W_2' – удельная энергия, за-

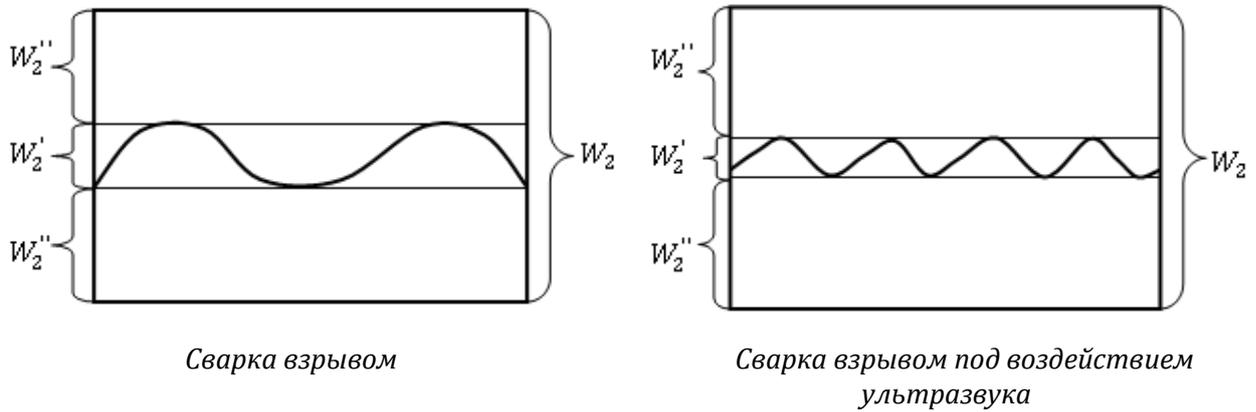


Рис. 3. Изменение баланса составляющих статей удельной энергии W_2 , затрачиваемой на пластическое деформирование металла:
 W_2' – удельная энергия, затрачиваемая на пластическое течение металла в зоне интенсивной пластической деформации;
 W_2'' – удельная энергия, затрачиваемая на пластическое течение металла остального объема деформированного металла

затрачиваемая на пластическое течение металла в зоне интенсивной пластической деформации; W_2'' – удельная энергия, затрачиваемая на пластическое течение металла остального объема деформированного металла (рис. 3).

$$W_2 = W_2' + W_2'' \quad (2)$$

$$W_2^{cb} = W_2^{cb+уз} \quad (3)$$

$$W_2'^{cb} + W_2''^{cb} = W_2'^{cb+уз} + W_2''^{cb+уз} \quad (4)$$

Анализируя правую часть равенства 4 с учетом вышеизложенного и рис. приходим в выводу, что при воздействии ультразвука энергия $W_2'^{cb+уз}$, которая затрачивается на формирование волны на границе раздела слоев, уменьшается, а энергозатраты на деформирование металла $W_2''^{cb+уз}$ более глубоких слоев возрастает.

Анализ эпюр g_{max} и микроструктуры медных образцов показывает, что при формировании соединения под воздействием ультразвука, несмотря на уменьшение параметров границы раздела слоев, в пластическое течение вовлекается больший объем металла ОШЗ по сравнению с образцами без ультразвукового воздействия. При этом стоит отметить, что значения остаточной сдвиго-

вой деформации g_{max} , измеренные на одинаковом расстоянии от условной линии соединения, различны для образцов с воздействием и без воздействия ультразвука. Выявленная закономерность пластического течения металла ОШЗ в процессе образования соединения при сварке взрывом под воздействием ультразвука, очевидно, связана с изменением механических свойств поверхностных слоев металла, в котором генерируются высокочастотные волны непосредственно перед соударением пластин.

Принимая во внимание результаты работ [6 ... 9], согласно которым, изменение размеров и строения зоны при сварке взрывом с применением высокочастотных колебаний является результатом одновременного воздействия этих процессов на стадии формирования соединения и практически не зависит от изменения тонкой структуры материала вследствие предварительной ультразвуковой обработки, можно сделать следующее предположение. При воздействии на металл ультразвуковых колебаний в нем реализуется акустопластический эффект, заключающийся в снижении предела текучести материала при постоянной скорости де-

формации, что дает возможность дислокациям и вакансиям с меньшими энергетическими затратами преодолевать барьеры, перемещаться и взаимодействовать друг с другом. В свою очередь, это ведет к изменению пластических свойств поверхностных слоев металла и условий формирования соединения соударяемых пластин.

предельная прочность материала, зависящая от временного сопротивления разрыву и относительного сужения), численно равное динамическому пределу текучести ($\sigma_T^{Cu} = 640$ МПа [13, 15]).

Еще раз отметим, что опыты проводили в идентичных условиях, при которых энергия, затраченная на пластическое деформиро-

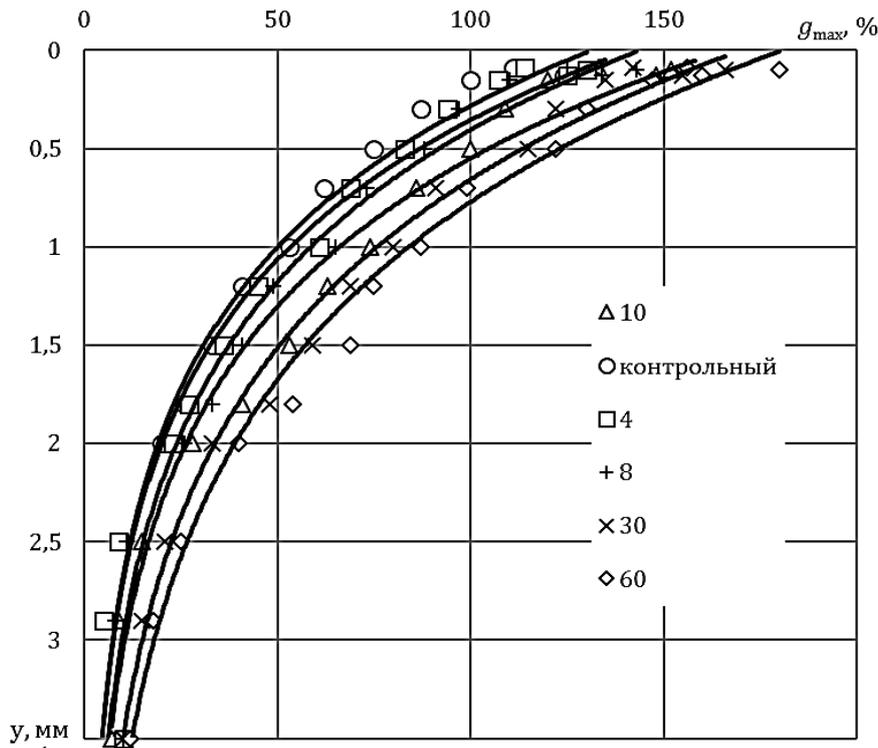


Рис. 4. Распределение максимальной остаточной деформации по сечению слоистой модельной вставки

Попытаемся объяснить с другой стороны изменение параметров волны в зоне соединения с учетом результатов работ [13-15], в которых показано, что площадь, ограниченная эпюрой g_{max} , есть не что иное, как энергия, затраченная на пластическое деформирование металла околошовной зоны при сварке взрывом W_2 или работа деформации, определяемая как [15]:

$$A = S_k \int_0^\delta \varepsilon(y) dy, \tag{5}$$

где $\varepsilon(y)$ – текущее значение деформации; δ – толщина исследуемой пластины; S_k – сопротивление материала деформированию (или

ниже металла околошовной зоны при сварке взрывом W_2 , была постоянной величиной, однако, во всех сериях опытов с воздействием высокочастотных акустических колебаний мы наблюдали увеличение площади в координатах « $g_{max} - y$ », ограниченной эпюрой g_{max} , что говорит об увеличении W_2 , чего не может быть, поскольку энергия, вносимая высокочастотной акустической волной в рассматриваемую систему, на несколько порядков меньше, чем от сварки взрывом.

Логично предположить, что увеличение площади под эпюрой g_{max} при сварке взры-

вом с воздействием ультразвука связано с изменением динамического предела текучести за счет реализации акустопластического эффекта.

Учитывая, что для контрольных и сваренных взрывом образцов под воздействием ультразвука работа деформации должна быть идентичной, то из полученных эпюр g_{max} несложно оценить изменение значения динамического предела текучести при воздействии ультразвука для меди:

$$A^{CB} = A^{CB+уз} \quad (6)$$

$$\left(S_k \int_0^\delta \varepsilon(y) dy \right)^{CB} = \left(S_k \int_0^\delta \varepsilon(y) dy \right)^{CB+уз} \quad (7)$$

$$S_k^{CB+уз} = S_k^{CB} \frac{\left(\int_0^\delta \varepsilon(y) dy \right)^{CB}}{\left(\int_0^\delta \varepsilon(y) dy \right)^{CB+уз}} \quad (8)$$

между составляющими статьями W_2' и W_2'' удельной энергии W_2 , затрачиваемой на пластическое течение металла: снижение σ_T^{Cu} в результате предварительного воздействия ультразвука уменьшает сопротивление металла деформированию, и в условиях сварки взрывом это позволяет отвести часть энергии от точки соударения в более глубокие слои, уменьшая тем самым способность металла к активному пластическому течению (волнообразованию) в окрестностях точки контакта (рис. 2, 4).

В работах [13, 15] убедительно доказано, что размеры образующихся в зоне соединения волн обусловлены величиной деформирующего импульса давления I_d , рассчитыва-

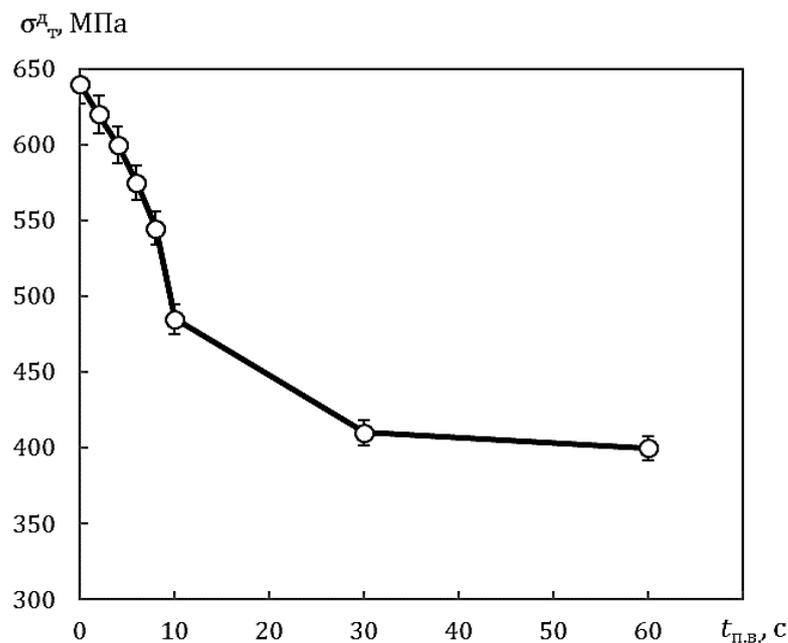


Рис. 5. Зависимость динамического предела текучести сваренных взрывом медных образцов от времени предварительного воздействия высокочастотных акустических волн

Как показано на рис. 5 изменение $S_k^{CB+уз}$ или σ_T^{Cu} происходит не мгновенно, а с некоторой задержкой во времени, очевидно необходимой для достижения требуемой плотности дислокации для реализации акустопластического эффекта. В первом приближении, это может явиться подтверждением предположения об изменении баланса

его по зависимостям:

$$\text{при } \tau_p < \tau_c$$

$$I_d = \int_{\tau_0}^{\tau_p} p_{max} e^{-\tau/\theta} d\tau = p_{max} \theta (1 - e^{-\tau_p/\theta}), \quad (9)$$

в которых величина интенсивности спада давления θ после преобразований (при допущении, что в процессе взаимодействия соударившихся пластин контактное давле-

ние за время τ_p снизится с p_{max} до σ_T^D) приобретает вид:

$$\theta = \frac{\tau_p}{\ln \frac{p_{max}}{\sigma_T^D}} \quad (10)$$

где пиковое давление импульса p_{max} определяется по зависимости [16]:

$$p_{max} = \frac{\rho_1 c_{01} \rho_2 c_{02}}{\rho_1 c_{01} + \rho_2 c_{02}} V_c \quad (11)$$

(ρ_1, ρ_2 и c_{01}, c_{02} – соответственно плотности и скорости звука в метаемом и неподвижных элементах) и изменяется по экспоненциальному закону, а время взаимодействия металлов при высокоскоростном соударении принимаем согласно [17]:

$$\tau_c = \frac{2\delta_{min}}{c_0}, \quad (12)$$

где δ_{min} – минимальная толщина пластины; c_0 – скорость звука.

Расчеты по зависимостям (6 ... 9) показывают, что уменьшение постоянной времени θ , характеризующей темп спада давления в зоне соединения, снижает величину деформирующего импульса I_d и время τ_c действия сжимающих напряжений, превышающих σ_T^D за точкой контакта, при которых возможно пластическое течение металла, что, по видимому, является одной из основных причин изменения длины и амплитуды волны зоны соединения при сварке взрывом под воздействием высокочастотных акустических колебаний.

ВЫВОДЫ

1. Уменьшение динамического предела текучести меди в процессе предварительного ультразвукового воздействия изменяет баланс между частями энергии, затрачиваемой на пластическое течение металла зоны интенсивной пластической деформации и остального объема профедормированного металла и в условиях сварки взрывом это позволяет отвести часть энергии от точки соударения в более глубокие слои, умень-

шая тем самым способность металла к активному пластическому течению (волнообразованию) в окрестностях точки контакта.

2. Показано, что одной из причин изменения длины и амплитуды волны зоны соединения при сварке взрывом под воздействием высокочастотных акустических колебаний является уменьшение постоянной времени θ , характеризующей темп спада давления в зоне соединения, которая приводит к снижению величины деформирующего импульса I_d и время τ_c действия сжимающих напряжений, превышающих σ_T^D за точкой контакта, при которых возможно пластическое течение металла.

Библиографический список

1. Абрамов, О. В. Воздействие мощного ультразвука на жидкие и твердые металлы / О. В. Абрамов. – М.: Наука, 2000. – 297 с.
2. Влияние ультразвуковых колебаний на структуру и свойства ультра-мелкозернистого никеля / А.А. Назарова, Р.Р. Мулюков, В.В. Рубаник, Ю.В. Царенко, А.А. Назаров // Физика металлов и металловедение. – 2010. – Т. 110. – №6. – С. 600-607.
3. Кулемин, А. В. Ультразвук и диффузия в металлах / А. В. Кулемин. – М.: Металлургия, 1978. – 264 с.
4. Эффекты мощного ультразвукового воздействия на структуру и свойства наноматериалов / О. Л. Хасанов, Э. С. Двилис, В. В. Полисадова, А. П. Зыкова // Томск: Издательство ТПУ, 2008. – 149 с.
5. Microstructure of the pure copper produced by upsetting with ultrasonic vibration / Y. Liu, S. Suslov, Q. Han, C. Xu, L. Hua // Materials Letters. – 2012. – V. 67 (1). – Pp. 52-55.
6. Северденко, В. П. Ультразвук и пластичность / В. П. Северденко, В. В. Клубович, А. В. Степаненко. – Мн.: Наука и техника, 1976. – 446 с.
7. Особенности формирования медно-алюминиевых соединений при сварке взрывом с воздействием ультразвука / Е. В. Кузьмин, А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. Н. Дородников, А. Е. Сорокин, Е. А. Никулин // Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 2015. – № 10 (170). – С. 70-78.
8. Structure and properties of joints produced by ultrasound-assisted explosive welding / A. P. Peev, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak, E. V. Kuzmin, A. N. Dorodnikov // The Physics of Metals and Metallography. – 2015. – Vol. 116. – Pp. 817-822.
9. Особенности сварки взрывом меди с одновременной ультразвуковой обработкой / А. П. Пеев, С. В.

Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин // Известия ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 6 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – № 18 (121). – С. 18-23.

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

11. О пластическом течении металла в окрестностях точки соударения свариваемых взрывом металлов под воздействием ультразвука / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин, А. Н. Дородников // Известия ВолгГТУ. Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений». Вып. 7 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – № 20 (147). – С. 25-30.

12. 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.

13. Кузьмин, С. В. Деформационно-временные условия формирования соединений при сварке взрывом / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. А. Чувчилов // Сварка и диагностика. – 2008. – № 1. – С. 6-13.

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

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

16. Качан, М. С. Волны сжатия и растяжения при соударении твердых тел / М. С. Качан, А. В. Тришин // Физика горения и взрыва. – 1975. – №6. – С. 112-115.

17. Эпштейн, Г. Н. Высокоскоростная деформация и структура металлов / Г. Н. Эпштейн, О. А. Кайбышев. – М. : Металлургия, 1971. – 200 с.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ,
грант № 15-08-09438 А

УДК 621.791.13

*С. В. Хаустов, канд. техн. наук, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, академик РАН,
Е. А. Никулин, магистрант, А. С. Яицкая, магистрант, Д. А. Хачанян, магистрант,
С. Б. Динь, магистрант*

ПРОГРАММНОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ РАСЧЕТА ПАРАМЕТРОВ РЕЖИМА СВАРКИ ВЗРЫВОМ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Рассмотрены принципы расчета параметров соударения в условиях сварки взрывом, обеспечивающих получение качественного сварного соединения с минимальной структурной и химической неоднородностью.

Ключевые слова: сварка взрывом, композиционные материалы, пластическая деформация, режимы сварки

S. V. Khaustov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, E. A. Nikulin, A. S. Yaitskaya, D. A. Khachanyan, S. B. Din'

THE SOFTWARE CALCULATION MODE PARAMETERS OF EXPLOSIVE WELDING

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The paper considers calculation principles of collision explosive welding parameters to ensure sound joint with minimal structure and chemical composition heterogeneity.

Keywords: explosive welding, composite materials, plastic deformation, welding conditions

Одна из фундаментальных задач в области технологии конструкционных материалов – переход к автоматизированным методам проектирования *слоистых композиционных материалов (СКМ)* и технологических процессов их изготовления. *Сварка взрывом (СВ)*, в силу присущих ей особенностей, является одним из эффективных, и в ряде случаев единственным путем создания высококачественных композиционных материалов различного назначения, который обычно сопряжен с решением нескольких взаимосвязанных проблем, таких как синтез внутренней структуры СКМ, выбор оптимальной технологической схемы и параметров режима сварки, расчет и прогнозирование служебных свойств [1, 2]. При этом расчетное определение режима СВ – сложная и многоальтернативная задача, решение которой существенно упрощается за счет применения средств автоматизированного проектирования.

Цель работы – создание программного обеспечения (ПО) расчета параметров режи-

ма СВ. В промышленности наиболее часто применяется плоскопараллельная схема СВ (рис. 1) [3]. Обеспечение высокой прочности полученного таким образом соединения достигается созданием определенных условий соударения, характеризующихся кинематическими параметрами процесса СВ (скоростями соударения V_c , контакта V_k и динамическим углом соударения γ), установочными параметрами (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, основных – h, H, D, V_c, W_2 , являющиеся достаточно точными для описания технологии и про-

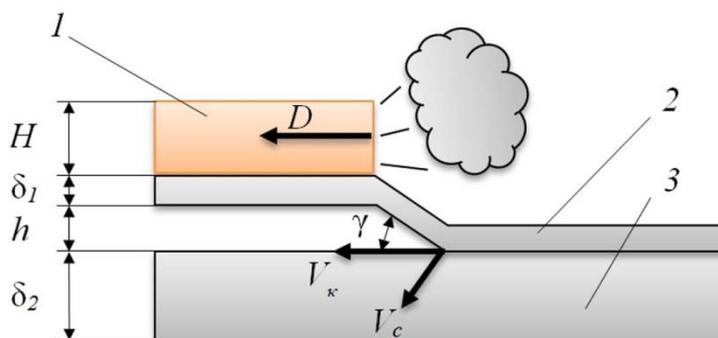


Рис. 1. Плоскопараллельная схема сварки взрывом:

1 – заряд ВВ; 2, 3 – метаемая и неподвижная пластины (δ_1, δ_2 – толщины соответственно метаемой и неподвижной пластин)

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

Режим СВ характеризуется множеством параметров, из которых можно выделить

мышленного производства СКМ [3].

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 (напри-

мер, 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 . Для смеси «аммонит № 6ЖВ + аммиачная селитра» используется эмпирическая зависимость

$$H = \left(\frac{D}{121,5 C^{0,492}} \right)^{3,17} \quad (1)$$

где C – содержание аммонита № 6ЖВ во взрывчатой смеси, % об.

Для выбранной пары свариваемых материалов рассчитывают критическую величину энергозатрат на пластическую деформацию $W_{2кр}$, МДж/м² (зависящую от показателя технологической деформируемости металла – критерия Астрова $HВ/\delta$, где $HВ$ – твердость материала по Бринеллю, δ – толщина свариваемых пластин), выбирая из двух значений меньшее, соответствующее более мягкому материалу [4]:

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

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

$$V_{с.кр} = \sqrt{\frac{2(\rho_1 \delta_1 + \rho_2 \delta_2) W_{2кр}}{\rho_1 \delta_1 \rho_2 \delta_2 [1 - (v_k/c_0)^2]}}, \quad (3)$$

определяющую положение нижней (критической) 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 (3) 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

$$V_{с.кр} \leq v_c \leq V_{с.пр} \quad (4)$$

должно обеспечивать при сварке образование равнопрочного соединения.

В идеальном случае наилучшими свойствами с точки зрения минимизации структурной и химической неоднородностей обладают соединения, полученные при $W_{2кр}$, однако при выборе v_c из диапазона (4) 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 (3) следует закладывать W_2 на 15...20 % больше критической.

На *третьем* 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]:

$$h = H \frac{(1 - \theta_v)^2}{(1 + 2\eta)\theta_v^2 - 1}, \quad (5)$$

$$\theta_v = \frac{1 + \eta(1 - V_c/D) + \sqrt{\eta^2(1 - V_c/D)^2 - 2\eta V_c/D}}{1 + 2\eta}, \quad (6)$$

$$\eta = \frac{16}{27} r = \frac{16}{27} \frac{\rho_{BB} H}{\rho_1 \delta_1}, \quad (7)$$

где r – коэффициент нагрузки; ρ_{BB} – насыпная плотность ВВ, г/см³.

Если подкоренное выражение в (6) 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 одновременным «разбавлением» смеси ВВ для обеспечения постоянства D .

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

$$\frac{-f''(x)}{\{1 + [f'(x)]^2\}^{3/2}} = \frac{p}{\rho_1 \delta_1 D^2} = \frac{rp}{k+1}, \quad (8)$$

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

При двумерном 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 :

$$\beta = \frac{\pi}{2} \left(\sqrt{\frac{k+1}{k-1}} - 1 \right) f(r, y), \quad (9)$$

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

Майера, описывающая разлет политропного газа в вакууме;

$$f(r, y) = r/(r + a + b/a), \quad (10)$$

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 полуэмпирическую зависимость:

$$\beta = \frac{\pi}{2} \left(\sqrt{\frac{k+1}{k-1}} - 1 \right) \frac{r}{r + 2,71 + 0,184/y} \quad (11)$$

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:

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

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

$$\beta = \frac{0,992 r}{r + 2,71 + 0,184/y}. \quad (12)$$

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

$$k = 1,56 \arctg \left(D^3/2,25 + D^2/35 \right)^2 \quad (13)$$

Используя полуэмпирическую зависимость (13) и считая, что угол соударения γ при заданном зазоре h равен углу поворота β , рассчитаем скорость соударения:

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

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

$$h = \frac{0,184H}{r \left[\pi \left(\sqrt{\frac{k+1}{k-1}} - 1 \right) / 4 \arcsin(v_c/2D) - 1 \right]} - 2,71 \quad (15)$$

Приведем общий порядок работы при расчете режима СВ:

- выбор свариваемых материалов и их толщин;
- выбор ВВ и его параметров;
- выбор контролируемого параметра;
- расчет вариантов и поиск готового

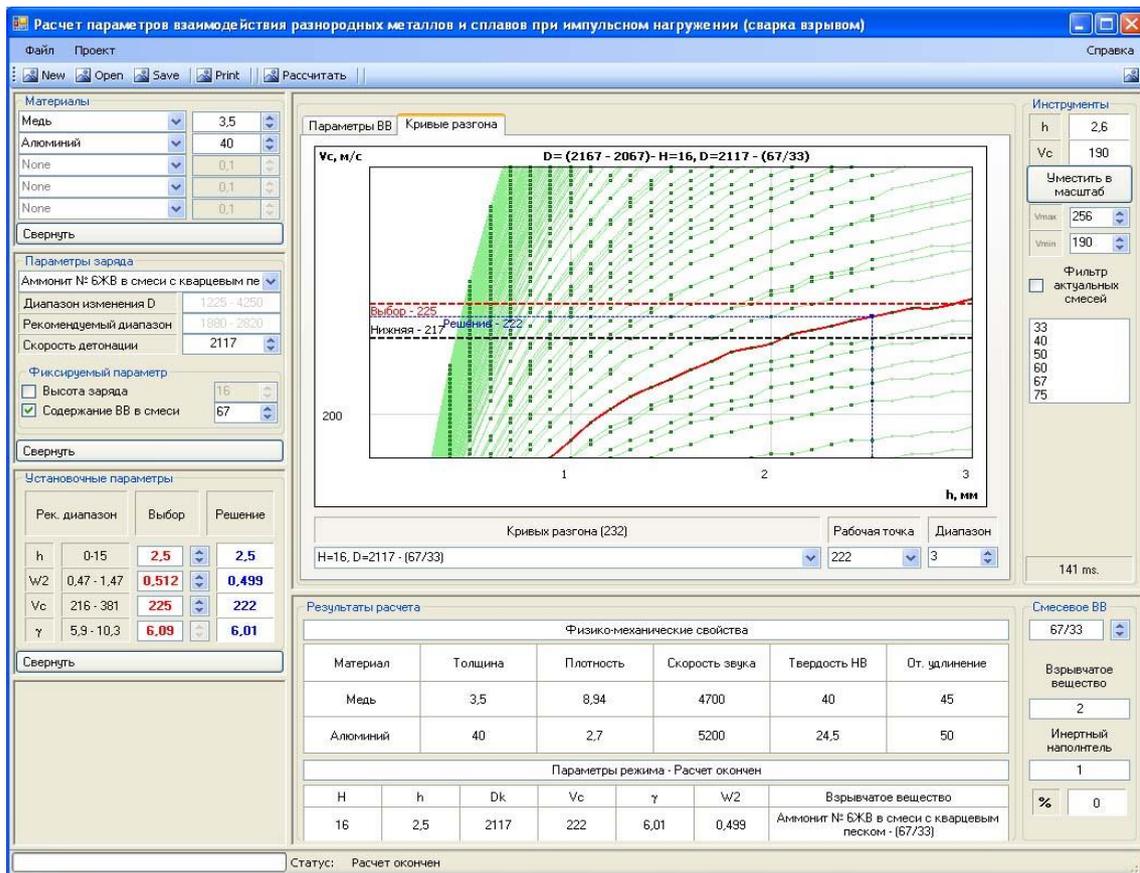


Рис. 2. Основной функциональный экран ПО расчета параметров режима СВ

Рассмотренные принципы расчета параметров режима процесса СВ лежат в основе разработанного ПО, позволяющего выполнять следующие задачи: проектирование технологических режимов СВ композиционных материалов по заданным физико-механическим свойствам свариваемых материалов, детонационным характеристикам ВВ; расчет динамических и энергетических параметров СВ по заданным технологическим. На рис. 2 представлен основной интерфейс ПО расчета параметров режима процесса СВ.

решения.

Выбор свариваемых материалов и их толщин (см. рис. 2) осуществляется из автоматизированного банка данных (АБД) физико-механических свойств металлов и сплавов, содержащего информацию о физических (плотность, скорость звука) и механических (твердость по Бринеллю, относительное удлинение, пределы прочности и текучести) свойствах большинства конструкционных материалов.

При выборе ВВ и его параметров 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 .

$C = f(D, H)$. 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).

На рис. 3 представлен интерфейс «Параметры ВВ», где показаны:

– графическое поле, отображающее семейство кривых $F = f(H, D, C)$, где 1 – выбранная смесь;

– два текстовых окна для ввода диапа-

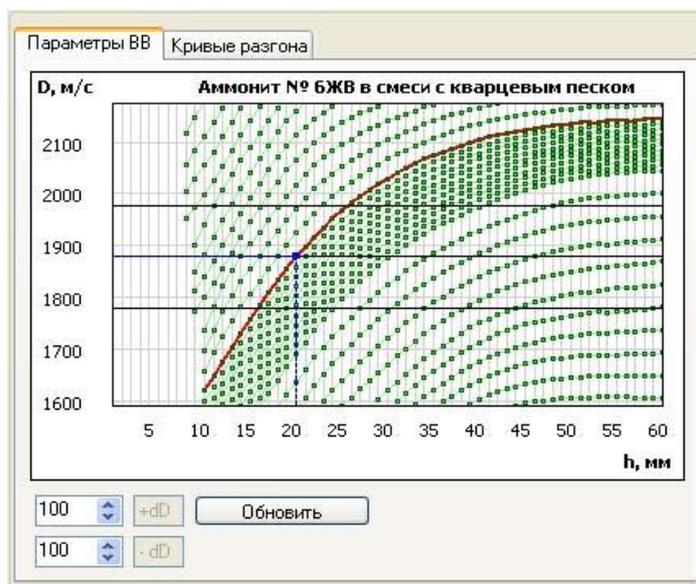


Рис. 3. Зависимость скорости детонации D от высоты H плоского накладного заряда и процентного содержания C аммонита 6ЖВ в смеси с кварцевым песком (красным цветом выделена $F = f(H, D)$ при $C = 60\%$)

Информация базируется на большем количестве экспериментальных данных детонационно-баллистических характеристик широкого спектра ВВ и по сравнению с расчетными формулами повышает эффективность работы в расчетном режиме. Интерполяционные формулы и алгоритмы расчета промежуточных значений параметров заряда ВВ позволяют проводить их расчет по всем трем направлениям: $H = f(D, C)$, $D = f(H, C)$,

зон $\pm \Delta D$, 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 $F = f(H, D, C)$.

При расчете режима сварки проектировщик руководствуется своим опытом, задаваясь некоторой скоростью D и разбросом в более узком диапазоне и отбрасывая заведомо заниженные или завышенные скорости детонации для выбранных материалов и соотношения их толщин.

Выбор контролируемого параметра (рис. 2, вкладка «Установочные параметры») из четырех возможных: сварочного зазора h ; энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию W_2 ; скорости соударения V_c ; угла соударения γ . Конкретный параметр назначается из технологических соображений, когда необходимо рассчитать режим СВ, например, при фиксированном сварочном зазоре или для заданной скорости соударения. Значение контролируемого параметра можно назначить как до поиска вариантов решения, так и скорректировать после, если ни одно из найденных решений (для заданных материалов и выбранного ВВ) не обеспечивает достижения нужного значения.

Расчет вариантов и поиск готового решения. По известным установочным параметрам (типу и высоте заряда ВВ; сварочному зазору на границах пакета, составленного из металлов заданных толщин) рассчитываются

скорости соударения в зависимости от сварочного зазора (так называемые «кривые разгона») и энергозатраты на границе соударения W_2 . Расчет ведется как по одномерной, так и по двумерной моделям (по выбору).

График для расчета полного разгона метаемой пластины показан на рис. 4. Результаты расчета 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. 2), содержащим в себе варианты решения в виде:

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

Расчет разгона метаемой пластины проводится вплоть до значений сварочного зазора $h = 15$ мм (см. рис. 4). На практике зазоры $h > 15$ не назначаются, как правило, на таких расстояниях гарантировано достигается полный разгон пластины, и условия соударения близки к верхней границе СВ, характеризующейся высокими V_c , γ и W_2 , значительным оплавлением металла и образованием различных дефектов. Верхняя и

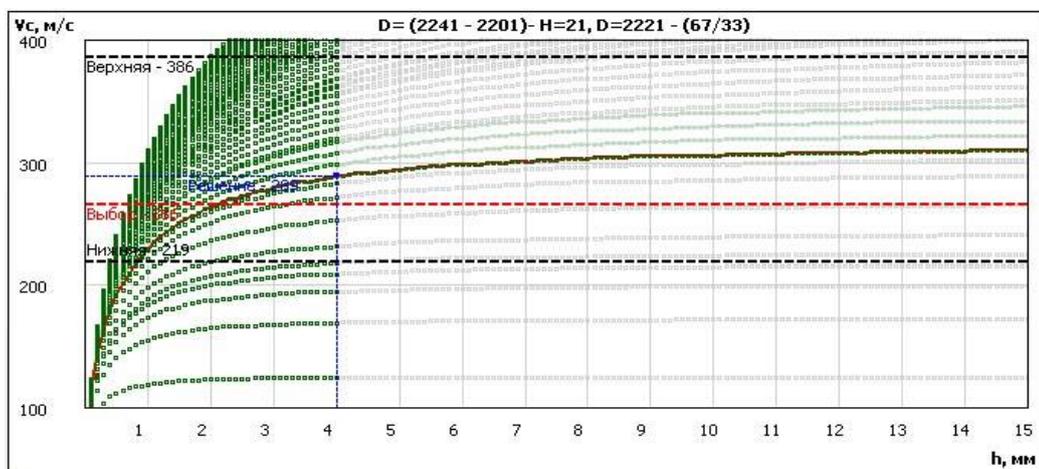


Рис. 4. График для расчета полного разгона метаемой пластины

нижняя границы отображают рекомендуемый диапазон изменения V_c . Поиск требуемого решения заключается в выборе кривой разгона, лежащей в рекомендуемом диапазоне. Пересечение линии выбора с кривыми разгона в рекомендуемом диапазоне определяет возможные варианты решения в зависимости от установочного зазора h . Перемещение по линии выбора осуществляется как визуально с помощью установки курсора мыши и одиночному клику по графику, так и с помощью панели «Установочные параметры» путем изменения установочного зазора h (см. рис. 3). Так же проектировщик может отклонить при расчете нестандартные смеси.

На рис. 2, вкладка «Кривые разгона» дано графическое представление результатов расчета и конечного решения, где отсеяны данные, полученные с использованием нестандартных смесей ВВ. Затем для выбранного решения рассчитываются и выводятся на экран параметры режима СВ (рис. 2, вкладка «Результаты расчета»), 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 проведена посредством экспериментального 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 %. Бо-

лее существенные расхождения (свыше 20 %), как правило, получались для крайних случаев нагружения, не характерных для СВ.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Разработанное ПО позволяет проектировать технологические процессы изготовления с помощью СВ 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. – Изд. СО РАН, 2002. – с. 312.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-08-00598 А

УДК 621.791:621.771

Л. М. Гуревич, д-р техн. наук, О. С. Киселев, канд. техн. наук, Р. Е. Новиков, аспирант*

ЭВОЛЮЦИЯ ДИФФУЗИОННОЙ ЗОНЫ В СВАРЕННОМ ВЗРЫВОМ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВОМ КОМПОЗИТЕ ПРИ 750°C

Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru

**ОАО «Всероссийский научно-исследовательский и конструкторско-технологический институт оборудования нефтеперерабатывающей и нефтехимической промышленности», Волгоград*

Исследованы стадии формирования интерметаллидной прослойки при взаимодействии титана с расплавом алюминия при 750°C. Показано, что повышение с ростом температуры отжига интенсивности реакции образования интерметаллидных зерен на границе с титаном приводит к более активному переносу частиц $TiAl_3$ в расплаве алюминия, ускорению роста толщины интерметаллидного слоя, но, одновременно, к снижению в двухфазном слое объемного содержания интерметаллидных частиц.

Ключевые слова: титан, алюминий, расплав, интерметаллиды, объемное содержание, эволюция

L. M. Gurevich, O. S. Kiselev, R. E. Novikov*

THE EVOLUTION OF THE DIFFUSION ZONE IN EXPLOSIVELY WELDED TITANIUM-ALUMINIUM COMPOSITE AT 750°C

Volgograd State Technical University, mv@vstu.ru

**All-Russian Research and Design Technological Institute of Equipment Refining and Petrochemical Industries, Volgograd*

Stages of formation of intermetallic layer at the titanium reacting with aluminum melt investigated at 750°C. Annealing temperature increase leads to an increase in the intensity of the reaction of formation of intermetallic grains on the border with titanium, greater transfer $TiAl_3$ particles in the melt of aluminum, faster growth intermetallic layer thickness. Simultaneously, the annealing temperature increase decline in the two-phase layer volume fraction of intermetallic particles.

Keywords: titanium, aluminum, melt, intermetallic compounds, volume content, evolution

При производстве титано-алюминиевых слоистых металло-интерметаллидных композитов (СМИК) необходимо реализовать требуемое соотношения толщин основных и интерметаллидных слоев [1]. Низкая интенсивность роста алюминидов внутри не превышающего 100°C температурного интервала твердофазного образования снижает эффективность технологии получения СМИК: для получения толщин интерметаллидных прослоек 50 ... 100 мкм необходимы десятки часов термообработки [2]. В работах [3 ... 5] определена возможность интенсификации процессов структурообразования при взаимодействии титана с расплавом алюминия и выявлена их стадийность.

Целью настоящей работы являлось исследование эволюции диффузионной зоны,
©Л. М. Гуревич, О. С. Киселев, Р. Е. Новиков, 2016

формирующейся при взаимодействии расплава алюминия с титаном в сваренном взрывом титано-алюминиевом композите при 750°C.

Экспериментально выявленные основные стадии взаимодействия титана с расплавом алюминия, выявленные при 675 и 700°C [3 ... 5], повторялись в процессе отжига при температуре 750°C, но с большей интенсивностью. Фотографии характерных микроструктур после отжига композита с толщиной слоя алюминия 0,4 мкм в течение 60 ... 240 мин при 750°C представлены на рис. 1.

Продолжительность стадии формирования сплошной интерметаллидной прослойки на границе титан-алюминий при 750°C составляла около 30 мин, то есть почти в два

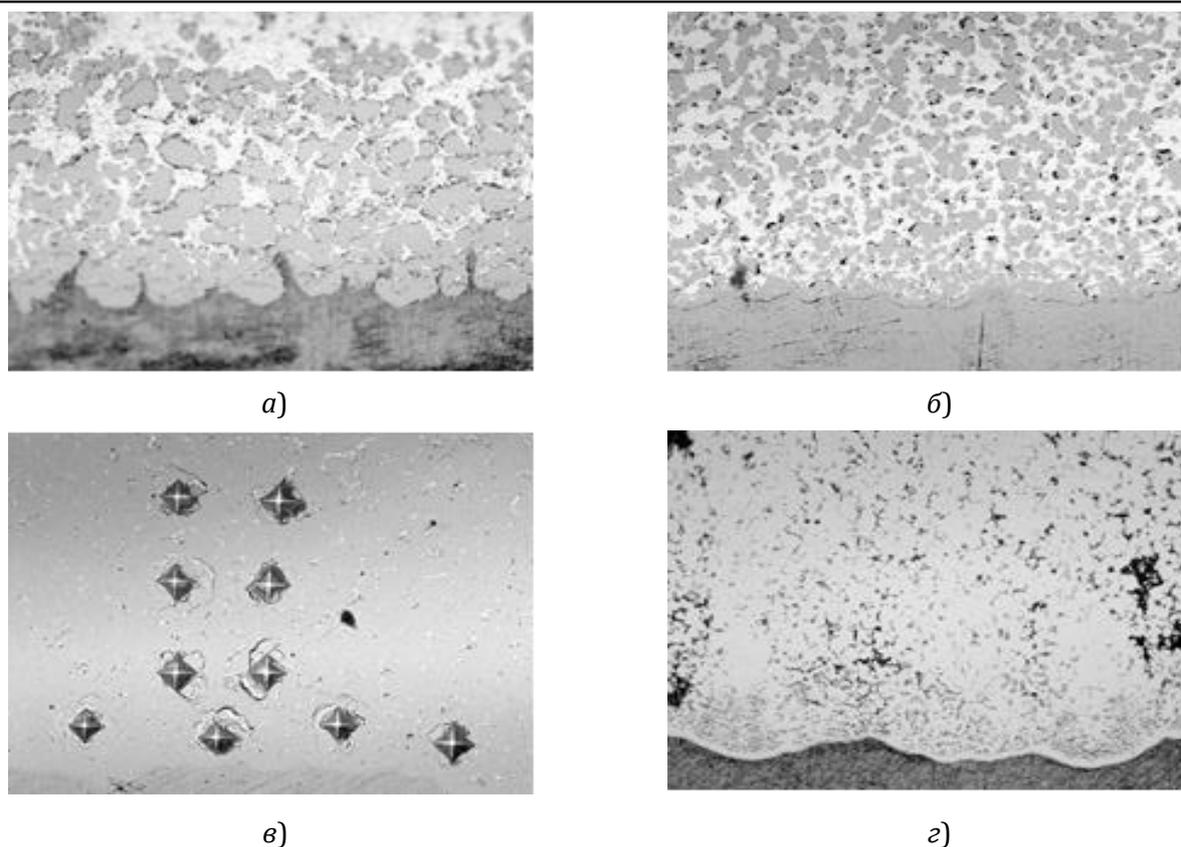


Рис. 1. Структура титано-алюминиевого композита ВТ1-0+АД1 (исходная толщина АД1 – 0,4 мм) после разных периодов отжига при температуре 750°C (×500): а – 60 мин; б – 120 мин; в – 180 мин; з – 240 мин

раза короче, чем при 700°C. После 60 мин отжига (стадия формирования и роста в расплаве двухфазной полосы с фрагментами алюминидов) толщина слоя продуктов реакции составляла в среднем 150 мкм, а объемная доля интерметаллида $V_{об}$ достигала 52 ... 54 об.%. Увеличение выдержки до 120 мин. привело к заполнению всего объема расплава фрагментами алюминидов со средним содержанием $TiAl_3$ 47 ... 51 об.% и толщиной слоя продуктов реакции 480 ... 500 мкм. После отжига в течение 180 мин (стадия увеличения содержания интерметаллидных включений в расплаве) содержание $TiAl_3$ достигло 88 об.% в слое толщиной 600 мкм. Отжиг композита при 750°C в течение 240 мин сопровождался исчерпанием расплава алюминия из пространства между фрагментами интерметаллидов (рис. 1, в),

при этом содержание $TiAl_3$ достигало 94 об.% вблизи границы с титаном и 85 об.% на удалении более 450 мкм от нее при толщине слоя 550 ... 600 мкм.

Кинетика роста толщины слоя продуктов реакции $h_{общ}$ при 750°C (рис. 2, кривая 1) аналогична зависимостям, установленным при исследовании композитов, подвергавшихся отжигу при 675 и 700°C. Скорость роста сплошной интерметаллидной прослойки на границе титан-алюминий ($K_{общ} = 6,6 \times 10^{-9}$ м/с) постоянна при длительности термообработки до 30 мин. На стадии формирования и роста в расплаве непрерывной полосы с глобулитами интерметаллидов скорость увеличения толщины слоя продуктов реакции $K_{общ}$ резко возросла и составляла $8,8 \times 10^{-8}$ м/с в интервале от 30 до 120 мин. На стадии увеличения объемного содержания

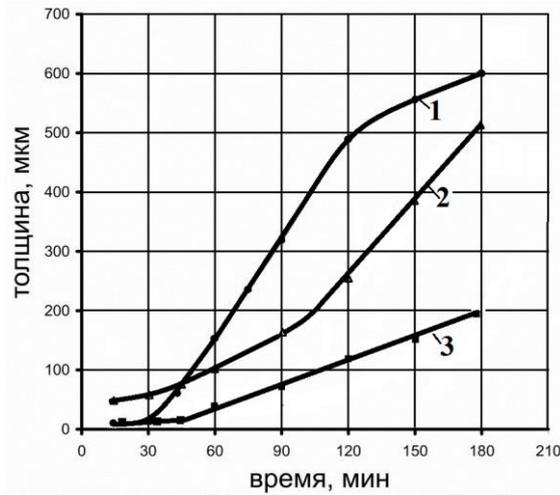


Рис. 2. Изменение толщин слоев в СМК ВТ1-0-АД1 (толщина АД1 – 0,4 мм) в процессе отжига при 750°C: 1 – слой продуктов реакции с глобулитами интерметаллидов ($h_{общ}$); 2 – расчетный «сплошной» интерметаллидный слой ($h_{спл}$); 3 – прореагировавший слой титана ВТ1-0 (h_{Ti})

алюминидов рост толщины $h_{общ}$ замедлялся ($K_{общ} = 3,1 \times 10^{-8}$ м/с).

Увеличение расстояния между кривыми изменения $h_{спл}$ и толщины двухфазного слоя от времени выдержки при 750°C (рис. 2, кривые 1 и 2) связано со снижением содержания $TiAl_3$ по сравнению со структурами, полученными при 675 и 700°C.

Объемное содержание $V_{об изб}$ в закристаллизовавшемся слое алюминия находилось на уровне 10 ... 13 об.% и сохранялось вне двухфазного слоя продуктов реакции с фрагментами интерметаллидов при его формировании и росте. Кинетика роста со-

держания интерметаллидов в алюминии на разном удалении от границы с титаном при отжиге композита ВТ1-0-АД1 при 750°C представлена на рис. 3. На кривых изменения $V_{об}$ при взаимодействии титана с жидким алюминием при 750°C четко выделяются три стадии взаимодействия (рис. 3, кривые 1 ... 5). При формировании и росте в расплаве непрерывной полосы с фрагментами интерметаллидов повышение объемного содержания $TiAl_3$ на фронте формирующегося слоя продуктов реакции происходило со скоростью 1,2 ... 2,2%/мин. После достижения в локальном объеме содержания

Таблица 1

Зависимость длительности основных стадий реакционного взаимодействия от температуры термообработки композита ВТ1-0-АД1 (толщина слоя АД1 – 0,4 мм)

Температура, °C	Продолжительность, с		
	формирования сплошной интерметаллидной прослойки на границе титан+алюминий	формирования и роста в расплаве непрерывной полосы с глобулитами алюминидов	увеличения объемного содержания интерметаллидных включений в расплаве
1	2	3	4
675	5400	7200	6000
700	3600	6600	4200
750	1800	5400	3600

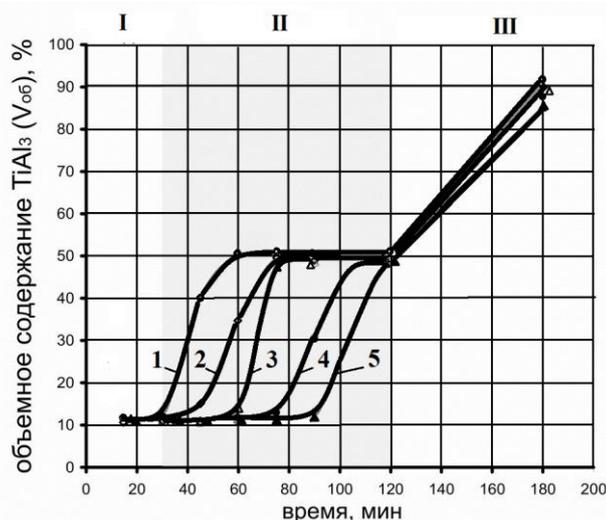


Рис.3. Зависимость содержания включений $V_{об}$ от времени отжига композита ВТ1-0-АД1 (толщина АД1 – 0,4 мм) при 750°C на различных расстояниях от границы с титаном ВТ1-0: I – формирование сплошной интерметаллидной прослойки на границе титан+алюминий; II – формирование и рост в расплаве двухфазной полосы с фрагментами интерметаллидов; III – увеличение объемного содержания интерметаллидных включений в расплаве; 1 – от 0 до 100 мкм; 2 – от 100 до 200 мкм; 3 – от 200 до 300 мкм; 4 – от 300 до 400 мкм; 5 – от 400 до 500 мкм

алюминидов ~50 об.%, то есть прохождения фронта образующегося слоя продуктов реакции, дальнейшее увеличение концентрации интерметаллидов не наблюдалось вплоть до окончания этой стадии. На стадии увеличения содержания алюминидов в расплаве рост $V_{об}$ происходил одновременно по всей толщине слоя продуктов реакции со скоростью 0,6–0,7%/мин. Изменение толщин расчетных «сплошных» интерметаллидных слоев ($h_{спл}$) и прореагировавшего слоя титана ВТ1-0 (h_{Ti}) в процессе термообработки композита ВТ1-АД1 при температурах 675, 700 и 750°C показано на рис. 2.

Сравнение эволюции микроструктур в

системе титан–расплав алюминия при температурах 675 ... 750°C показывает, что увеличение температуры отжига способствует повышению активности диффузионных процессов, увеличению скорости реакции образования алюминида на контактной поверхности и сокращению продолжительности основных стадий реакционного взаимодействия (табл. 1).

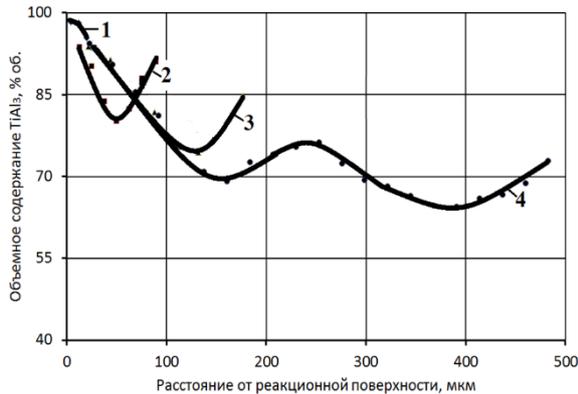
Повышение с ростом температуры отжига интенсивности реакции образования интерметаллидных зерен на границе с титаном приводит к более активному переносу частиц $TiAl_3$ в расплаве алюминия, ускорению роста толщины интерметаллидного

Таблица 2

Зависимость объемного содержания частиц $TiAl_3$ в интерметаллидном слое на стадии роста от температуры термообработки СМК ВТ1-0-АД1 (толщина АД1–0,4 мм)

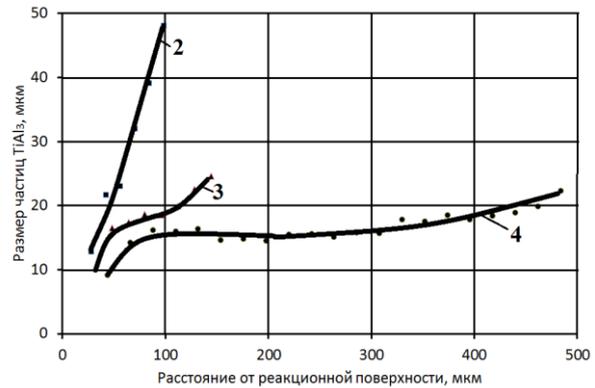
Температура, °С	Содержание частиц $TiAl_3$ ($V_{об}$) в двухфазном слое продуктов реакции, об.%
675	80
700	60
750	50

слоя, но, одновременно, к снижению в двухфазном слое объемного содержания интерметаллидных частиц (табл. 2).



а)

шина слоя АД1 – 0,8 мм). Наиболее крупные частицы располагались на фронте перемещения двухфазного слоя продуктов реакции,



б)

Рис. 5. Распределение объемного содержания (а) и среднего размера (б) частиц алюминида по толщине прослойки после отжига при 750°C СМК ВТ1-0-АД1: 1 – 2 ч; 2 – 3 ч; 3 – 4 ч; 4 – 5 ч

Приведенные графики изменения содержания алюминида по толщине двухфазного слоя продуктов реакции построены по усредненным в полосах толщиной 100 ... 150 мкм данным. Для уточнения динамики изменения размеров и распределения частиц интерметаллида был проведен анализ по методу Розиваля изменения содержания и размера частиц по мере удаления от реакционной поверхности с шагом 20 мкм (рис. 4) при различной длительности отжига (тол-

то есть соответствовали фрагментам $TiAl_3$, первыми отделившимся при разрушении сплошного интерметаллидного слоя. Отделившиеся позднее фрагменты, находящиеся ближе к реакционной поверхности, имели меньшие размеры, что, по-видимому, связано с развивающейся сеткой трещин в интерметаллидном слое на границе раздела титан-расплав алюминия. По мере увеличения длительности отжига размер глобул $TiAl_3$ на переднем фронте перемещения

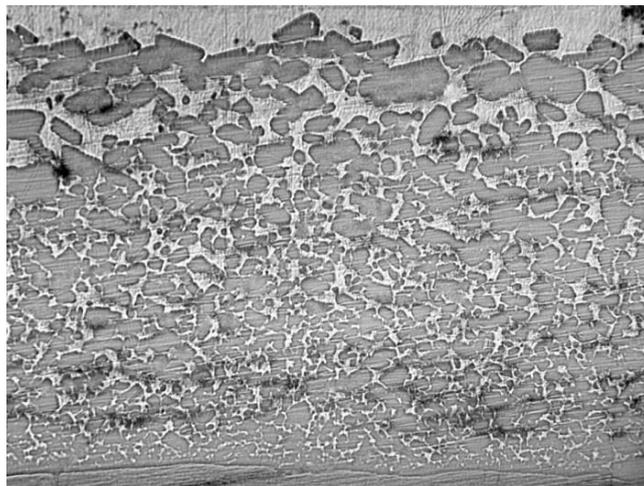


Рис. 6. Изменение размеров и содержания $TiAl_3$ по толщине двухфазного слоя продуктов реакции после отжига СМК ВТ1-0-АД1 при 750°C в течение 5 ч (титан снизу)

двухфазного слоя продуктов реакции уменьшается из-за продолжающейся их фрагментизации или растворения. При отжиге более 5 ч разброс размеров глобулитов по всему двухфазному слою продуктов реакции невелик (10 ... 20 мкм).

Содержание фрагментов интерметаллида в двухфазном слое продуктов реакции плавно уменьшается по мере удаления от реакционной поверхности, от которой постоянно отторгаются новые фрагменты $TiAl_3$. Повышение плотности расположения глобулитов интерметаллидов наблюдаются на фронте двухфазного слоя, где находится полоска отделившихся первыми фрагментов (рис. 6). По мере увеличения длительности отжига и оттеснения фрагментов от реакционной поверхности расстояния между ними увеличивается. Однако при длительности отжига 5 ч при $750^\circ C$ и 7 ч при $675^\circ C$ наблюдается кривая с двумя минимумами объемного содержания интерметаллидов (на расстояниях от реакционной поверхности (150 и 400 мкм).

ВЫВОДЫ

1. Анализ эволюции микроструктуры системы титан-расплав алюминия при температурах $675 \dots 750^\circ C$ показал комплексное влияние температуры отжига, увеличение которой способствует повышению активности диффузионных процессов в системе, увеличению скорости реакции образования

алюминиды на контактной поверхности и сокращению продолжительности стадий реакционного взаимодействия.

2. Повышение с ростом температуры интенсивности реакции образования алюминиды на границе с Ti приводит к более активному переносу частиц $TiAl_3$ в расплаве алюминия, и, в результате, к снижению объемного содержания фрагментов в растущем двухфазном слое.

Библиографический список

1. Особенности деформирования и кинетика диффузии в сваренном взрывом титано - алюминиевом композите / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, А. Н. Жоров, В. Д. Рогозин // Физика и химия обработки материалов. - 2004. - №3. - С. 50-54.
2. Трыков, Ю. П. Научные основы проектирования и изготовления нового класса конструкционных материалов - слоистых интерметаллидных композитов / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич // Конструкции из композиционных материалов. - 2006. - Вып.4. - С. 132-134.
3. Диффузионное взаимодействие в титано - алюминиевом биметалле VT1-АД1 в присутствии жидкой фазы / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, А. Н. Жоров, В. Н. Арисова // Изв. ВолгГТУ. Сер. Материаловедение и прочность элементов конструкций: межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. - Волгоград, 2005. - Вып.1, №3. - С. 9-12.
4. Структурообразование в титано-алюминиевых композитах в присутствии жидкой фазы / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, А. Н. Жоров, Д. Н. Гурулев, В. А. Локтюшин // Журнал функциональных материалов. - 2008. - Т. 2, № 4. - С. 153-157.
5. Структура и свойства слоистых титано-алюминиевых композитов, упрочнённых частицами интерметаллидов / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, О. С. Киселев, А. Ю. Кондратьев, В. В. Метелкин // Известия ВолгГТУ. Серия "Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении". Вып. 3 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. - Волгоград, 2009. - № 11. - С. 5-11.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФИ 16-08-00216_a

УДК 621.791:621.771

Л. М. Гуревич, д-р техн. наук, О. С. Киселев, канд. техн. наук, Р. Е. Новиков, аспирант***ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СЛОЯ, ФОРМИРУЮЩЕГОСЯ ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ ТИТАНА С РАСПЛАВОМ АЛЮМИНИЯ ПРИ ОТЖИГЕ СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА***Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru***ОАО «Всероссийский научно-исследовательский и конструкторско-технологический институт оборудования нефтеперерабатывающей и нефтехимической промышленности», Волгоград*

Исследован фазовый состав интерметаллидного слоя, сформировавшийся при взаимодействии титана с расплавом алюминия в процессе отжига сваренного взрывом титано-алюминиевого композита. Показано, что интерметаллидные слои содержат фрагменты только алюминидов титана $TiAl_3$ в алюминиевой матрице.

Ключевые слова: титан, алюминий, расплав, интерметаллиды, алюминиевая матрица*L. M. Gurevich, O. S. Kiselev*, R. E. Novikov***THE PHASE COMPOSITION OF INTERMETALLIC LAYER FORMED DURING INTERACTION OF TITANIUM WITH ALUMINUM MELT DURING THE ANNEALING OF EXPLOSIVELY WELDED TITANIUM-ALUMINUM COMPOSITE***Volgograd State Technical University, mv@vstu.ru***All-Russian Research and Design Technological Institute of Equipment Refining and Petrochemical Industries, Volgograd*

Intermetallic layer formed during the interaction of titanium with aluminum melt during the annealing of the explosion welded titanium-aluminum composite. It is shown that the intermetallic layers comprise only fragments $TiAl_3$ titanium aluminide aluminum matrix.

Keywords: titanium, aluminum, melt, intermetallic compounds, aluminum matrix

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

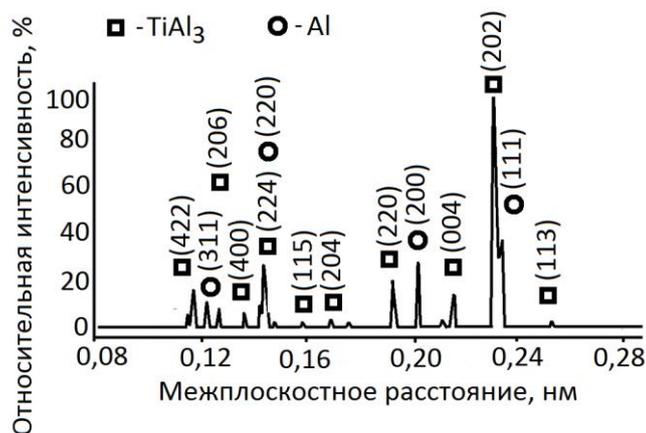


Рис. 1. Дифрактограмма слоя продуктов реакции на расстоянии 200 мкм от границы раздела титан-алюминий после отжига при 675°C в течение 210 мин (индексы плоскостей по [5])

следование фазового состава диффузионной зоны, формирующейся при взаимодействии расплава алюминия с титаном в сваренном взрывом титано-алюминиевом композите при температурах 675 ... 750°C.

Для выявления зависимости фазового состава частиц алюминидов от температурно-временных параметров отжига проводили рентгеноструктурный анализ поверхности шлифа, параллельной реакционной поверхности и удаленной от нее на 0,2 мм (образцы СМК ВТ1-0-АД1 с начальной толщиной слоя АД1 – 0,4 мм, подвергшиеся отжигу при

675°C в течение 360 мин, 700°C – 240 и 300 мин и 750°C – 120 мин). Варьирование температуры и времени отжига позволило изучить структуру на стадиях формирования и роста в расплаве двухфазной полосы с фрагментами интерметаллидов и при увеличении содержания включений алюминидов в расплаве. Идентификацию фаз проводили по базам данных *PDF-2 ICDD*. После отжига при 675°C в течение 210 мин (стадия формирования и роста в расплаве двухфазной полосы с глобулитами алюминидов) металлографически выявлялись зерна алюминидов с про-

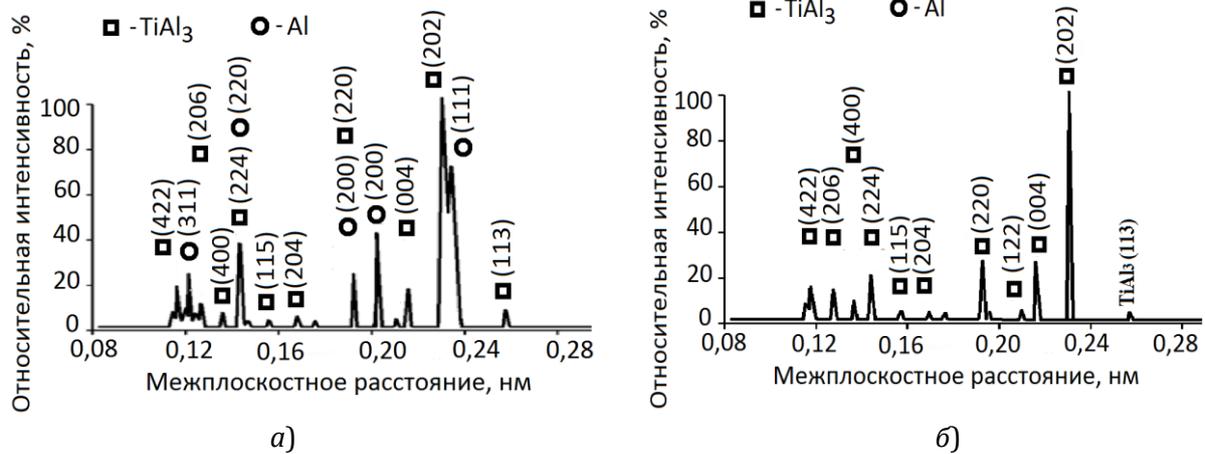


Рис. 2. Дифрактограмма слоев продуктов реакции на расстоянии 200 мкм от границы титан-алюминий после нагрева при 700°C: а – 4 ч; б – 5 ч (индексы плоскостей по [5])

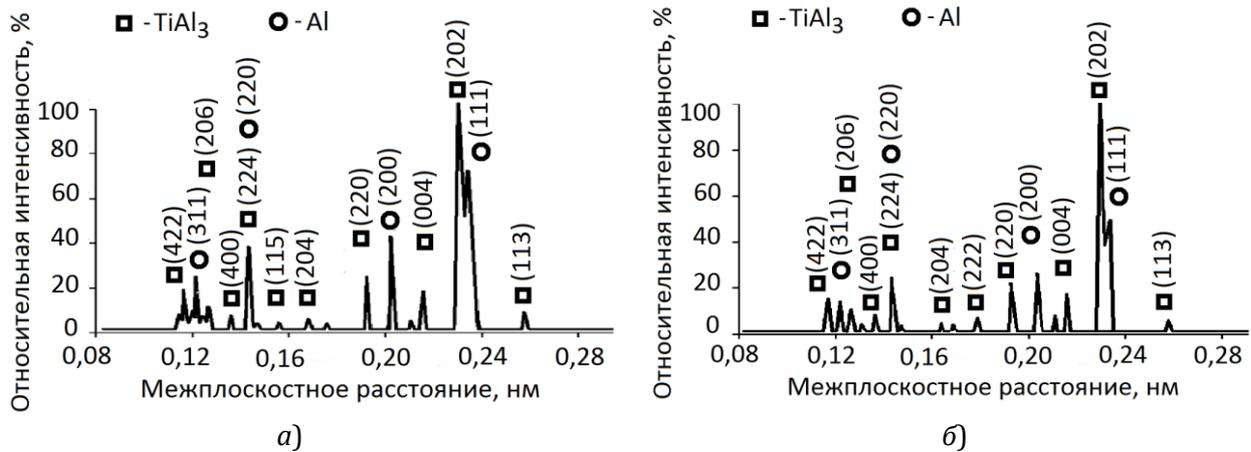


Рис. 3. Дифрактограмма слоев продуктов реакции на расстоянии 200 мкм от границы раздела титан-алюминий после нагрева при 750°C в течение: а – 120 мин; б – 240 мин (индексы плоскостей по [5])

слоями твердого раствора на основе алюминия, а на дифрактограмме обнаружены рефлексы алюминида $TiAl_3$ и $Al(Ti)$ (рис. 1).

Переход к стадии увеличения содержания

вывалось (рис. 2, а). Увеличение длительности термической обработки при $700^\circ C$ не изменяло фазовый состав слоя, упрочненно-го частицами интерметаллида (рис. 2, б).

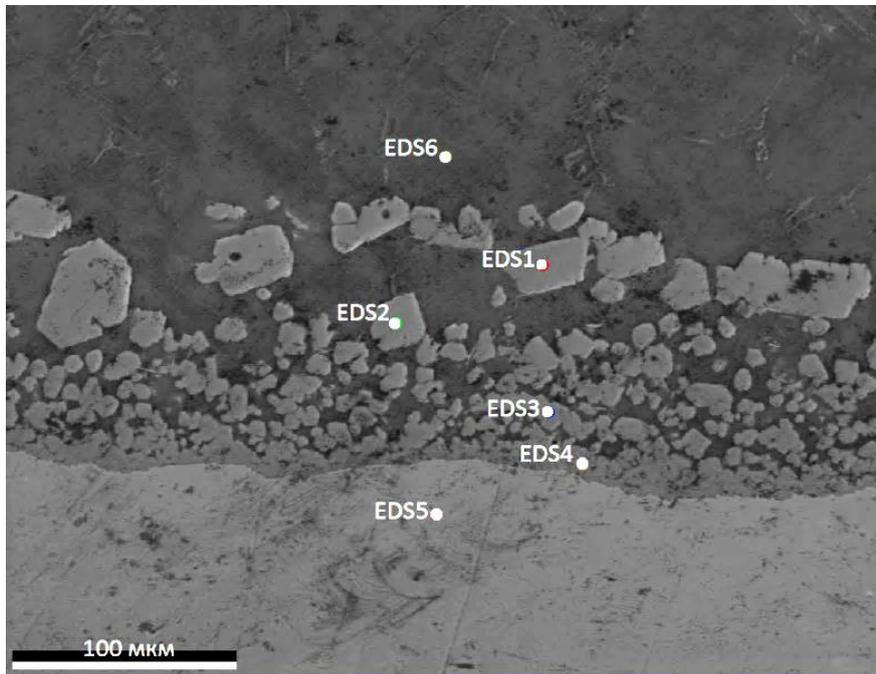
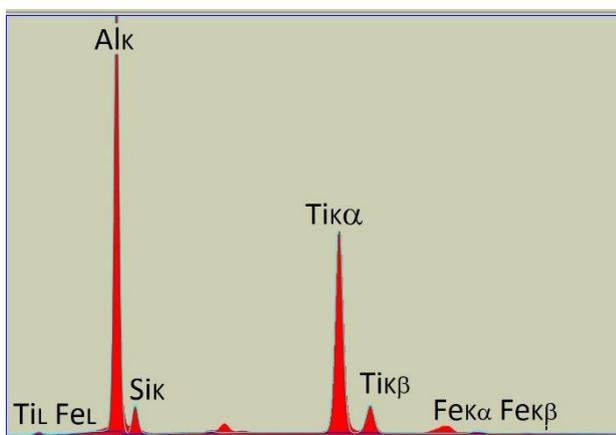


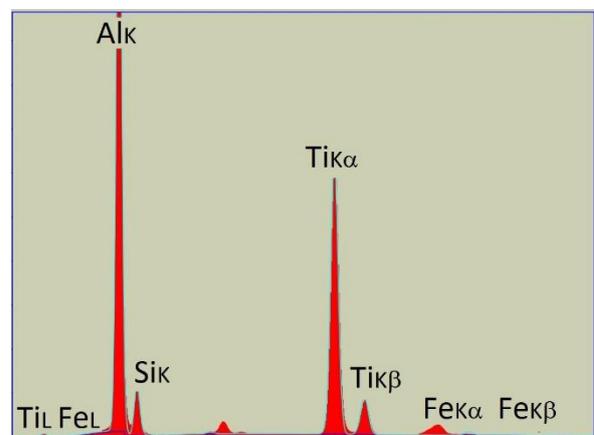
Рис. 4. Зоны исследования на растровом двухлучевом электронном микроскопе системы Versa 3D концентрации элементов (Al и Ti) (отжиг $750^\circ C$)

фрагментов алюминидов в расплаве при отжиге в течение 4 ч при $700^\circ C$ привел к исчезновению рефлексов $Al(Ti)$, содержание которого по результатам металлографического анализа не превышало 8 об.%, но других алюминидов, кроме $TiAl_3$, не образо-

При повышении температуры нагрева до $750^\circ C$ на стадии формирования и роста в расплаве полосы с фрагментами интерметаллидов (после 2 ч) появились только дифракционные максимумы $TiAl_3$ и $Al(Ti)$ (рис. 3, а), рефлексы $TiAl_3$ сохранялись и при уве-



а)



б)

Рис. 5. Примеры спектров, полученных при энергодисперсионном анализе из различных зон: а – EDS2; б – EDS3

личении продолжительности термообработки до 4 ч на стадии увеличения объемного содержания интерметаллидных включений в расплаве (рис. 3, б).

0-АД1 при температурах от 675 до 750°C и временах выдержки от 120 до 300 мин, показывает, что продуктом реакции является только алюминид $TiAl_3$. В образцах с содер-

**Химический состав в различных зонах слоя продуктов реакции
по результатам энергодисперсионного анализа на растровом двухлучевом
электронном микроскопе системы Versa 3D**

Зона	Содержание Al			Содержание Ti			Содержание Si		
	мас.%	ат.%	ошибка, %	мас.%	ат.%	ошибка, %	мас.%	ат.%	ошибка, %
EDS1	54,06	65,02	5,03	54,06	65,02	5,03	54,06	65,02	5,03
EDS2	55,2	66,29	5,01	55,2	66,29	5,01	55,2	66,29	5,01
EDS3	55,43	66	4,88	55,43	66	4,88	55,43	66	4,88
EDS4	53,69	64,53	5,02	53,69	64,53	5,02	53,69	64,53	5,02
EDS5	-	-	-	-	-	-	-	-	-
EDS6	100	100	0,7	100	100	0,7	100	100	0,7

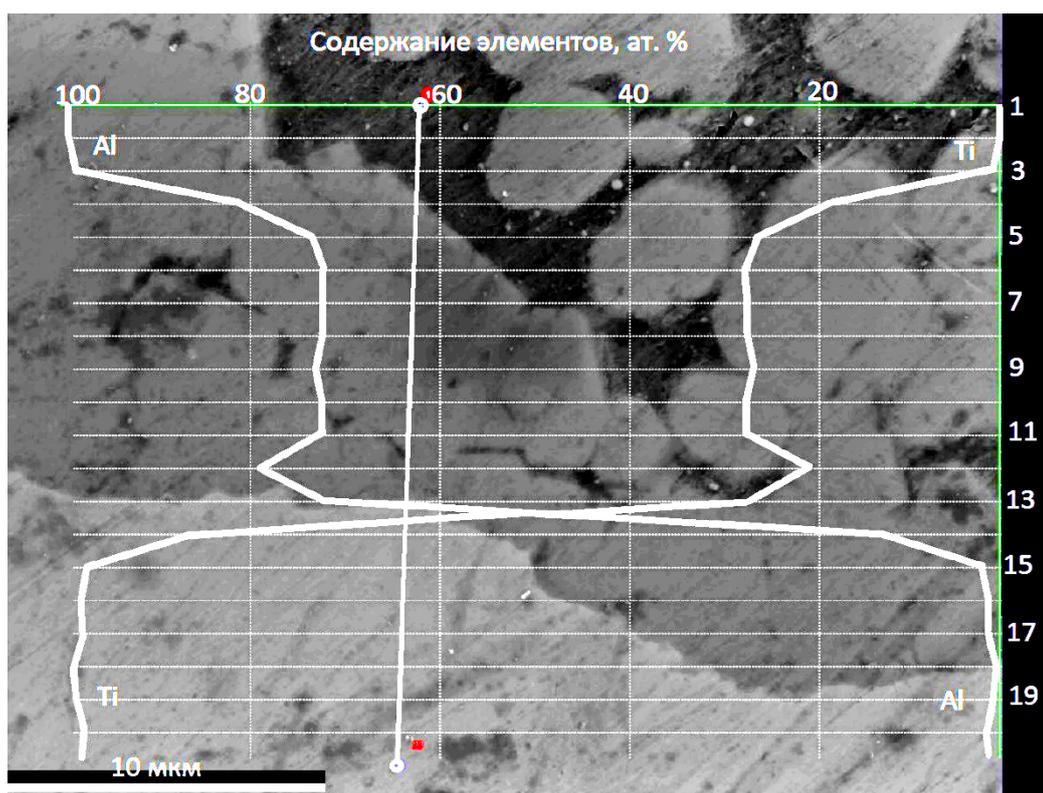


Рис. 6. Полученное при сканировании реакционной зоны, примыкающей к титану, распределение Ti и Al

Анализ результатов рентгеноструктурного анализа слоя продуктов реакции, сформировавшегося при нагреве композита ВТ1-

жанием алюминида в слое продуктов реакции V_{06} менее 95 об.% обнаружены характерные линии $Al(Ti)$.

Энергодисперсионный анализ на растровом двухлучевом электронном микроскопе системы Versa 3D подтвердил наличие в слое продуктов реакции только интерметаллидов $TiAl_3$, в которых было растворено некоторое количество кремния из обмазки, используемой при отжиге образцов (рис. 4 и 5, таблица).

Проведенное сканирование реакционной зоны (рис. 6) также показало наличие в примыкающем к титану слое только двух структурных составляющих: алюминид $TiAl_3$ (66,7 ат.% Ti) и твердого раствора на основе алюминия.

ВЫВОД

Методами рентгеноструктурного и энергодисперсионного анализов установлено, что сформировавшиеся в результате реакционного взаимодействия титана с расплавом алюминия при термообработке сваренных взрывом биметаллических титано-алюминиевых композитов интерметаллид-

ные слои содержат фрагменты только алюминид титана $TiAl_3$ в алюминиевой матрице.

Библиографический список

1. Особенности деформирования и кинетика диффузии в сваренном взрывом титано - алюминиевом композите / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, А. Н. Жоров, В. Д. Рогозин // Физика и химия обработки материалов. - 2004. - №3. - С. 50-54.
2. Диффузионное взаимодействие в титано - алюминиевом биметалле ВТ1-АД1 в присутствии жидкой фазы / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, А. Н. Жоров, В. Н. Арисова // Изв. ВолгГТУ. Сер. Материаловедение и прочность элементов конструкций: межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. - Волгоград, 2005. - Вып.1, №3. - С. 9-12.
3. Структурообразование в титано-алюминиевых композитах в присутствии жидкой фазы / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, А. Н. Жоров, Д. Н. Гурулев, В. А. Локтюшин // Журнал функциональных материалов. - 2008. - Т. 2, № 4. - С. 153-157.
4. Структура и свойства слоистых титано-алюминиевых композитов, упрочнённых частицами интерметаллидов / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, О. С. Киселев, А. Ю. Кондратьев, В. В. Метелкин // Известия ВолгГТУ. Серия "Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении". Вып. 3 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. - Волгоград, 2009. - № 11. - С. 5-11.
5. Горелик, С. С. Рентгенографический и электронооптический анализ / С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. - М.: Металлургия, 1980. - 368 с.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФИ 16-08-00216_a

УДК 621.762.4.04

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

СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИ НЕРАВНОВЕСНЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cr₃C₂-Ti, ПОЛУЧЕННЫХ ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ ПОРОШКОВ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В статье приведены результаты расчетных и экспериментальных исследований методами растровой электронной микроскопии и энергодисперсионного микрорентгеноспектрального анализа фазового состава твердых сплавов, полученных взрывным прессованием порошков карбида хрома Cr₃C₂ с титаном, в исходном состоянии и после нагрева до 1200°C. Установлено, что при нагреве до 600°C фазовый состав твердых сплавов не изменяется и соответствует составу исходных компонентов порошковой смеси. С увеличением температуры нагрева до 650°C наблюдается появление новых мелкодисперсных фаз на границе раздела «карбид хрома – титан». При температуре 700°C образуются два отдельных диффузионных слоя, которые растут в противоположных направлениях. За счет их роста при температуре 1200°C исходные фазы в сплаве полностью исчезают, и образуются две равновесные фазы.

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

V. O. Kharlamov, A. V. Krokhalev, M. A. Tupitsyn, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, V. V. Loginov

THE STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF NON-EQUILIBRIUM THE Cr₃C₂-Ti SYSTEM HARD ALLOYS FABRICATED BY THE EXPLOSIVE COMPACTION OF POWDER MIXTURES

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The paper present the results of numerical and experimental studies by scanning electron microscopy and energy dispersive microprobe analysis of the phase composition of hard alloys obtained by explosive pressing of powders of chromium carbide Cr₃C₂ with titanium in the initial state and after heating to 1200°C. It is established that at heating up to 600°C the phase composition of hard alloys is not changed and corresponds to the composition of the initial powder mixture components. With the increase of heating temperature up to 650°C, there is the emergence of new particulate phases at the interface, "chromium carbide – titanium". At a temperature of 700°C are formed in two separate diffusion layer, which grow in opposite directions. Due to their growth at the temperature of 1200°C the initial phase in the alloy to completely disappear, and the formation of two equilibrium phases.

Keywords: hard alloy, explosive compaction, chromium carbide, titanium

Взрывное компактирование является одним из перспективных видов импульсного прессования и существенно расширяет возможности технологий порошковой металлургии в области созданию новых материалов. 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 меж-

ду компонентами сплавов, что позволяет использовать в качестве материала связи химически активный при высокой температуре металл - титан. Однако применение титана в качестве металла матрицы ввиду его высокой химической активности дает возможность протекания вторичных межфазных процессов в процессе эксплуатации при высокой температуре, что требует пристального внимания и исследования путем термодинамических расчетов с последующими прямыми экспериментами.

В работе использовались образцы твердого сплава системы Cr₃C₂-Ti, содержащие 40 масс. % титана, полученные взрывным пресс-

сованием 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 [1].

В процессе взрывного прессования разогрев порошковой смеси в ударных волнах составлял 500 ... 600 °С, максимальное давления сжатия 11 ... 12 ГПа, что гарантировало получение монолитного твердого сплава системы Cr_3C_2 -Ti на стадии прессования [2]. Далее образцы нагревали в печи без защитной атмосферы при температуре от 300 до 1200°С, выдержке 1 ч. Охлаждение проводили на спокойном воздухе.

Термодинамические расчёты фазовых равновесий в системе Cr_3C_2 -Ti выполнялись с помощью программного пакета Thermo-Calc, основанном на численном моделировании превращения фаз методом CALPHAD [3].

Исследования микроструктуры и фазового состава образцов проводились с помощью оптического металлографического микроскопа Carl Zeiss Axiovert и двулучевого растрового электронного микроскопа (РЭМ) FEI Versa 3D, оснащенного газоинжекционной 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. Интергрированная система микрорентгеноспектрального энергодисперсионного анализа (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) EDAX Apollo X позволяет определять элементный состав с высокой степенью локализации на специально подготовленном образце – фольге, толщиной около 50 ... 100 нм.

Результаты термодинамических расчётов

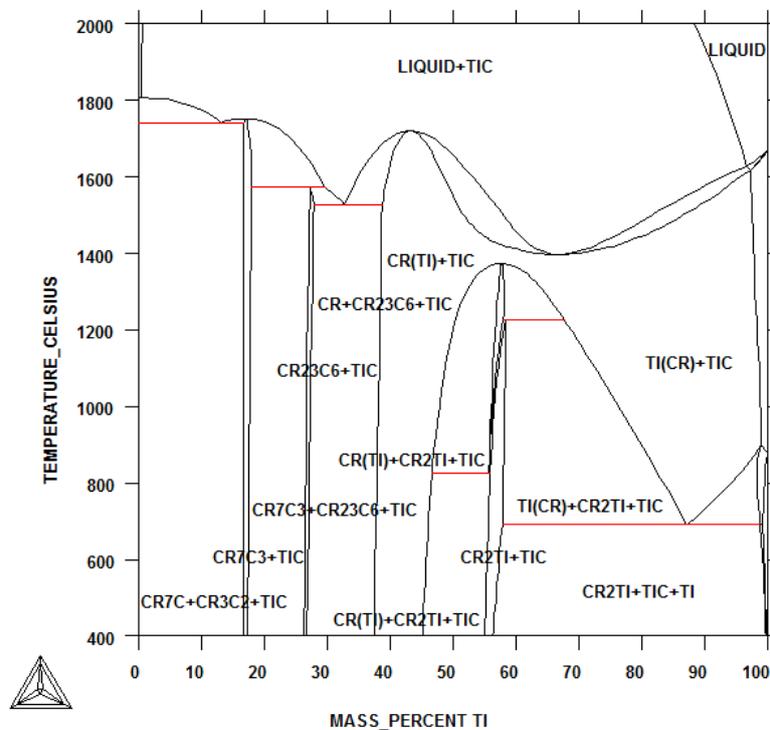


Рис. 1. Расчетная диаграмма состояния системы Cr_3C_2 -Ti (Thermo-Calc)

показали, что в сплавах карбида хрома с титаном (рис. 1) в исследуемом интервале концентраций (40 масс.% Ti) равновесными фазами 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.

Следовательно, воздействие достаточно высокой температуры должно вызывать изменение фазового состава материала. Поскольку каких-либо тройных фаз в системе Cr-C-Ti не образуется, можно ожидать, что взаимодействие исходных компонентов при этом будет приводить к образованию на поверхности раздела между Cr_3C_2 и Ti череду-

фазе сплава, а хром и углерод – в составе карбидной фазы (рис 2). Обнаруженная закономерность может быть объяснена только чрезвычайно малой длительностью воздействия на материал давления и температуры, которая не позволила процессам диффузии в сколь-нибудь заметной степени привести к изменению фазового состава материала.

Исследование зоны соединения компонентов твердого сплава с помощью электронного микроскопа в STEM режиме, показало, что на границе «карбид хрома – титан» при взрывном прессовании формируется двойной слой, хорошо отличимый по контрасту от исходных компонентов твердого

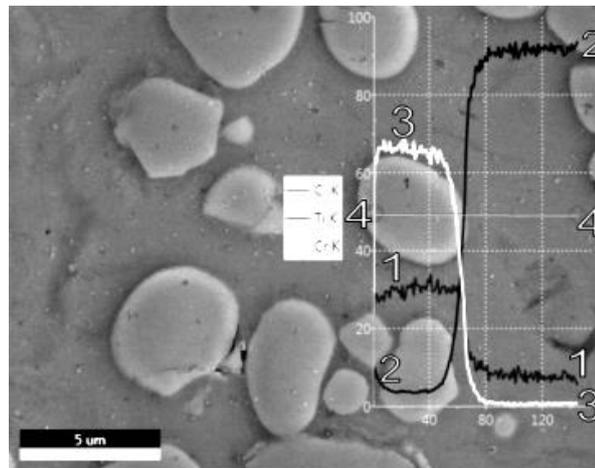


Рис. 2. Распределение элементов между фазами в твердом сплаве в исходном состоянии, РЭМ, VSTU Versa 3D:

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

ющихся слоев стабильных фаз TiC и Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6 или Cr, границы которых будут перемещаться в сторону исходных фаз вплоть до исчезновения (полного или частичного) последних.

Изучение микроструктуры и линейного профиля распределения элементов между фазами исходного образца твердого сплава (без нагрева) показало, отсутствие следов химического взаимодействия между компонентами исходной порошковой смеси: титан целиком остался в составе металлической

сплава (рис. 3, а), и представляющий собой совокупность граничных фаз промежуточного между титаном и карбидом хрома состава [4, 5].

Этот слой сохраняется практически в неизменном виде при последующих нагревах вплоть до температур порядка 600 °C (рис. 3, б-д). Единственным структурным превращением, которое удается зафиксировать в данном температурном интервале, является рекристаллизация титана при 400°C (рис. 3, в).

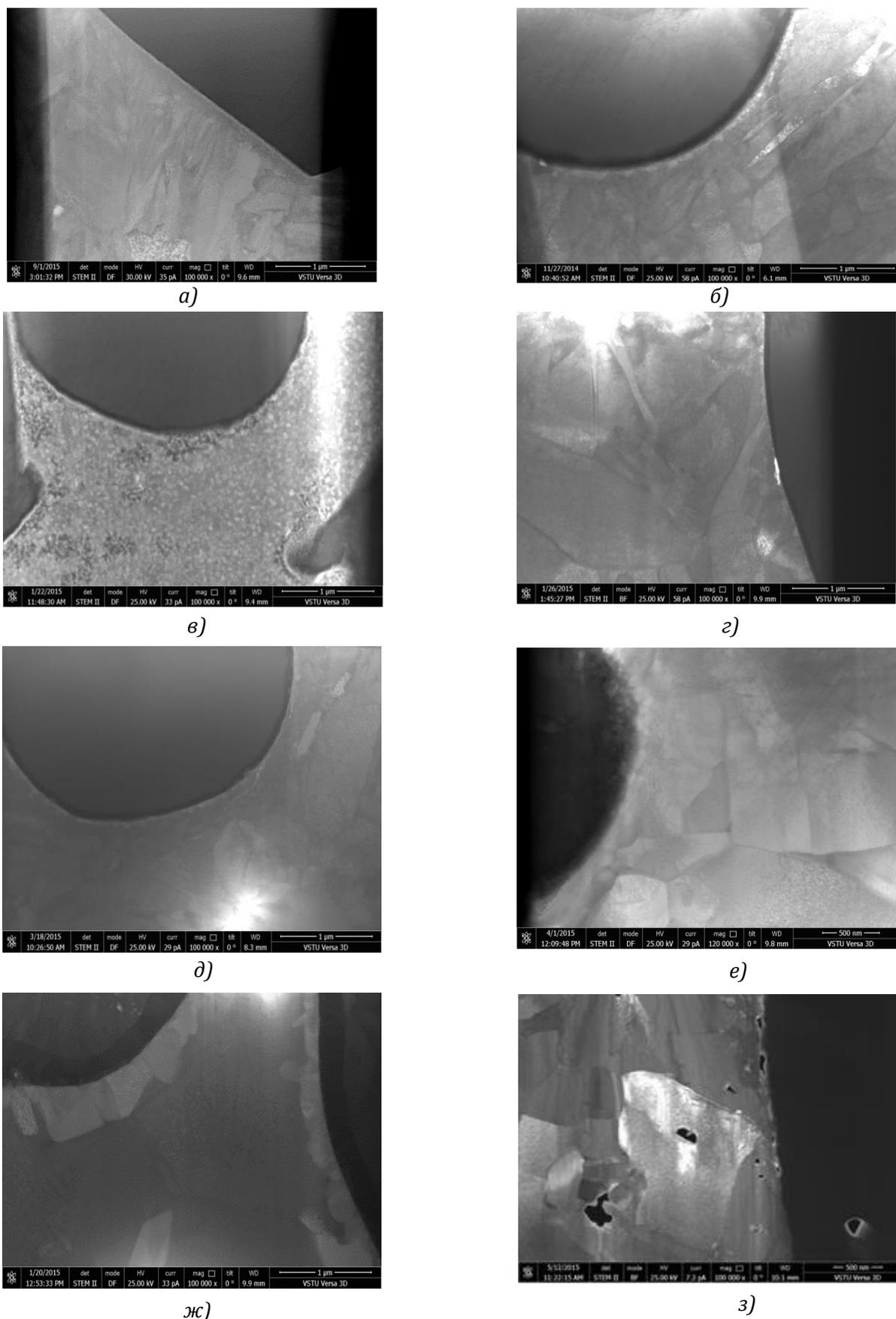


Рис. 3. Микроструктуры твердого сплава системы $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$, после термической обработки, фольга, РЭМ Versa 3D:
 а – исходный; б – 300°C; в – 400°C; г – 500°C; д – 600°C; е – 650°C; ж – 700°C; з – 1200°C

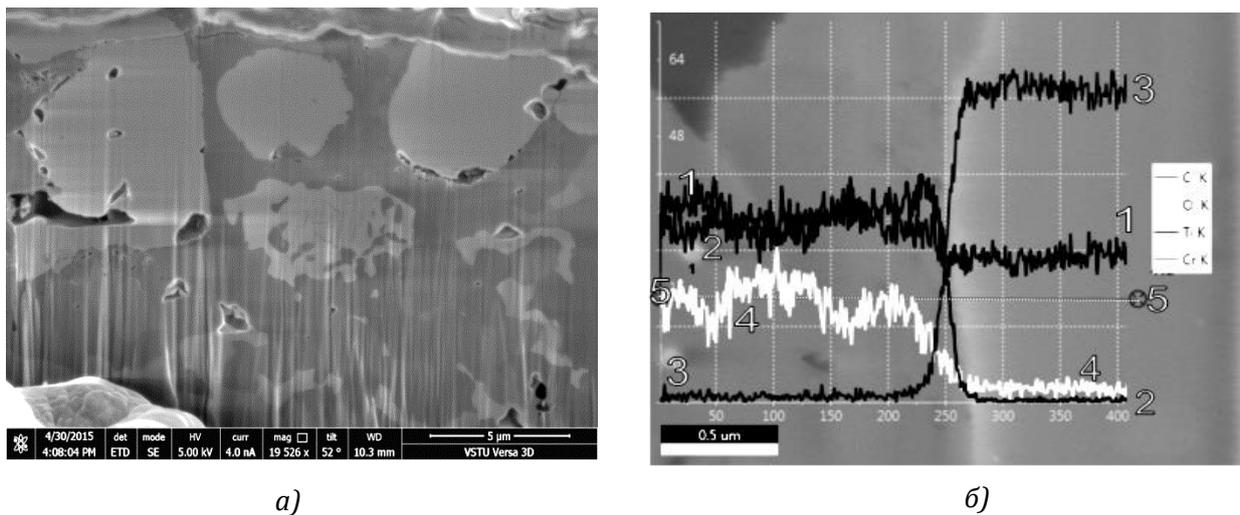


Рис. 4. Микроструктура (а) и распределение элементов (б) между фазами твердого сплава, сформировавшегося в результате межфазного взаимодействия после нагрева до 1200°C, SEM, Versa 3D:

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

При увеличении температуры нагрева твердого сплава после взрывной обработки до 650°C (рис. 3, е) внутри граничного слоя наблюдается появление мелкодисперсных зародышей новых фаз, которые при 700°C (рис. 3, ж) сливаются и образуют два отдельных диффузионных слоя, которые растут в противоположных направлениях. За счет их роста при температуре 1200°C (рис. 3, з). исходные фазы в сплаве полностью исчезают, и он снова становится двухфазным (рис 4, а).

Исследование распределения элементов между фазами в сплаве после перехода в равновесное состояние (рис. 4, б) показало, что этот переход осуществляется в основном за счет диффузии углерода, который перераспределяется между исходными структурными составляющими сплава. Соотношение концентраций элементов в новых фазах позволяет идентифицировать их как карбид хрома Cr_7C_3 и карбид титана TiC . Выявленный фазовый состав не соответствует рассчитанному теоретически (рис. 2), что связано, по-видимому, с насыщением сплава при высокотемпературном нагреве в окис-

лительной атмосфере кислородом, который практически полностью оказывается растворенным в карбиде титана.

ВЫВОДЫ

1. Приведенные данные позволяют сделать заключение, что твердые сплавы системы Cr_3C_2 -Ti полученные взрывным пресованием порошков имеют фазовый состав, соответствующий составу исходных компонентов порошковой смеси, и способны сохранять его при последующих кратковременных нагревах до 600°C.

2. С увеличением температуры нагрева до 650°C наблюдается появление новых мелкодисперсных фаз на границе раздела «карбид хрома – титан». При температуре 700°C образуются два отдельных диффузионных слоя, которые растут в противоположных направлениях. За счет их роста при температуре 1200°C исходные фазы полностью исчезают, а твердый сплав переходит в равновесное состояние: основной карбидной фазой становится карбид титана TiC , а связкой – карбид хрома Cr_7C_3 .

Библиографический список

1. Крохалёв, А. В. Получение порошковых твердых сплавов на основе карбида хрома взрывным прессованием / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Физика и химия обработки материалов / 2014. – № 4. – с. 46-51.
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. Hans Lukas. Computational thermodynamics. The Calphad method. / Hans Leo Lukas, Suzana G. Fries, Bo Sundman. – Cambridge: University Press, 2007. – 324 p.
4. 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. Вып. 6 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – № 18 (121). – С. 62-67.
5. Raghavan, R. Analysis of phase formation in multi-component alloys / R. Raghavan, K. C. Hari Kumar, B. S Murty // Journal of Alloys and Compounds. – 2012 Vol. 544. – P. 152-158.

Исследование выполнено при финансировании гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук

МК-4189.2015.8

УДК 621.762.4.04

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

ИССЛЕДОВАНИЕ УПЛОТНЕНИЯ ВЗРЫВОМ СМЕСЕЙ ПОРОШКОВ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА С ТИТАНОМ ПРИ РАЗЛИЧНОМ СОДЕРЖАНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СВЯЗКИ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В статье приведены результаты экспериментальных исследований по получению покрытий из твердых сплавов на стальном основании взрывным прессованием смесей порошков карбида вольфрама WC с титаном нормально падающей детонационной волной.

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

M. A. Tupitsyn, A. V. Krokhalev, V. O. Kharlamov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, S. B. Din', I. V. Egorov

RESEARCH SEAL BY THE EXPLOSION OF MIXTURES OF POWDERS OF TUNGSTEN CARBIDE WITH TITANIUM WITH DIFFERENT CONTENT OF METALLIC CORDS

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 pressing, tungsten carbide, titanium

В настоящее время твердые сплавы получают путем прессования исходных смесей порошков карбидов с металлами и спекания. В связи с этим существуют некоторые ограничения на выбор материалов, связанные, прежде всего, с химической совместимостью компонентов. Отличительной особенностью подобных систем является появление жидкой фазы при температурах, существенно меньших, чем температуры плавления исходных компонентов сплава, что обеспечивает качественное спекание и практически полное восстановление исходного фазового состава при охлаждении.

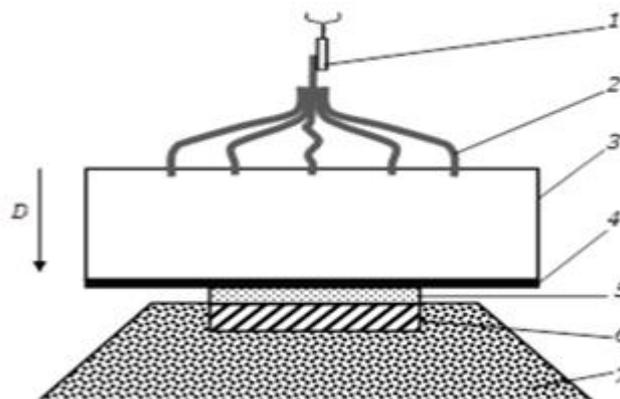


Рис. 1. Схемы нагружения порошковых материалов нормально падающей детонационной волной: 1-электродетонатор; 2-отрезки ДШ; 3-контейнер ВВ; 4-промежуточная пластина; 5 - прессуемый порошок; 6 - стальная подложка; 7 - грунт

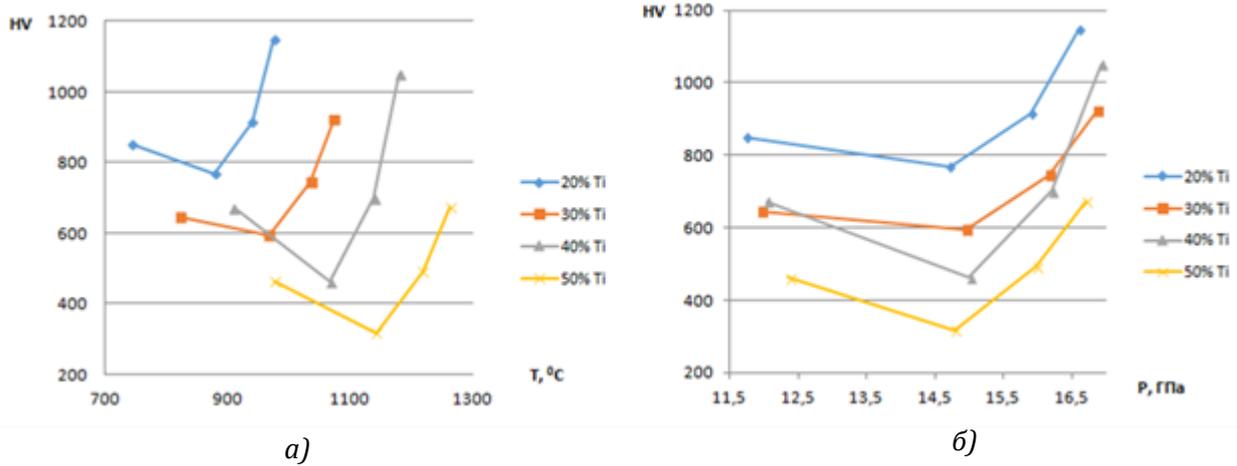


Рис. 2. Твердость порошковых покрытий системы WC-Ti: а) зависимость твердости HV от температуры T; б) зависимость твердости HV от давления P

Обойти данное ограничение можно путем использования при компактировании порошковых смесей карбидов с металлами энергии взрыва. Взрывная обработка порошков позволяет одновременно достигать и давлений, достаточных для уплотнения порошков до практически беспористого состояния, и температур, достаточных для

сварки структурных компонентов порошкового материала в единое целое. Необходимым условием формирования твердого сплава на стадии прессования при этом является обеспечение температуры разогрева не менее $(0,35 \dots 0,4) T_{пл}$ (где $T_{пл}$ – абсолютная температура плавления основного карбида сплава) и использование в качестве ме-

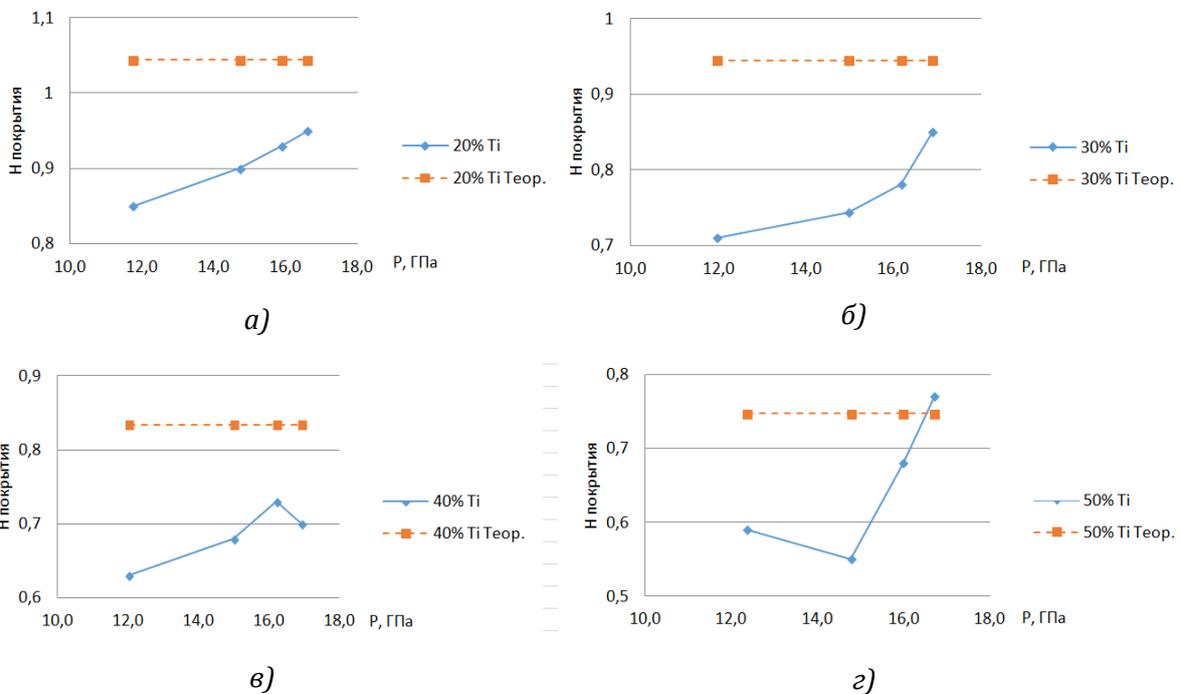


Рис. 3. Теоретическая и практическая толщины покрытий с различным содержанием металлической связки полученных при различном давлении: а) 20 % Ti; б) 30 % Ti; в) 40 % Ti; г) 50 % Ti

таллической связки сильного карбидообразователя с низкой акустической жесткостью.

Целью настоящей работы явилось выявление основных закономерностей уплотнения смесей порошков тугоплавкого карбида вольфрама WC с титаном Ti при взрывном прессовании, а также исследование твердости получившихся покрытий.

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

Были рассмотрены параметры нагружения такие как температура и давление. После расчета было выяснено, что давление изменялось от 12 до 17 МПа (рис. 2), расчет-

ные значения температуры изменяются в несколько ином диапазоне, отличном от расчетной температуры разогрева порошковой смеси (0,35 ... 0,4) $T_{пл}$, что соответствует 1000 – 1150 °С. До данной температуры происходит компактирование без образования молекулярных связей, что не обеспечивает хорошего соединения со стальным основанием и не обеспечивает высокую твердость покрытия. Значения твердости, попавшие в интервал (0,35 ... 0,4) $T_{пл}$ имеют значительное увеличение твердости, что говорит об образовании молекулярной связи и формировании качественного покрытия на стальном основании.

Рассмотрим толщину получившихся покрытий (см. табл.) и проведем сравнение ее с теоретическим значением.

Для расчета теоретического значения

Теоретическое и практическое значение толщины покрытий WC – Ti с различным содержанием металлической связки

Содержание Ti, %	Относительная пористость P_0 , %	Толщина покрытия теоретическая, мм	Давление P, ГПа	Толщина покрытия практическая, мм
20	65,2	1,044	11,7	0,85
			14,7	0,9
			15,9	0,93
			16,6	0,95
30	68,5	0,945	12,0	0,71
			15,0	0,743
			16,2	0,78
			16,9	0,85
40	72,2	0,834	12,0	0,63
			15,0	0,68
			16,2	0,73
			16,9	0,7
50	75,1	0,747	12,4	0,59
			14,8	0,55
			16,0	0,68
			16,7	0,77

толщины полученного покрытия (рис. 3) использовалась относительная пористость смеси порошкового материала с учетом различного содержания металлической связки от 20 до 50% Ti.

Рассматривая теоретические значения наблюдается тенденция к уменьшению толщины покрытия с увеличением содержания металлической связки с 20 до 50 %. При рассмотрении значений, полученных экспериментальным путем видно, что они ниже теоретических. Это свидетельствует о том, что в процессе прессования порошкового материала присутствуют макропластические течения порошка вдоль покрываемой поверхности.

Библиографический список

1. Крохалёв, А. В. Получение порошковых твердых сплавов на основе карбида хрома взрывным прессованием / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Физика и химия обработки материалов / 2014. - № 4. - с. 46-51.
2. Влияние состава сплавов системы «карбид хрома – титан» на их триботехнические свойства / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, М. А. Тупицин // Известия ВолгГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. – Волгоград, 2015. – № 8 (168). – С. 53-57.
3. Методы повышения прочности соединения покрытий системы Cr(3)C(2) – Ti, полученных взрывом, со стальным основанием / В. О. Харламов, А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. Д. Рогозин // Изв. ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 5 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – № 14 (101). – С. 110-119.
4. Влияние термической обработки на механические свойства и микроструктуру покрытий из твердых сплавов системы Cr(3)C(2)–Ti / В. О. Харламов, А. В. Крохалев, М.А. Тупицин, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак, А.С. Яицкая // Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. - Волгоград, 2015. - № 10 (170). - С. 85-90.

Исследование выполнено при финансировании гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук
МК-4189.2015.8

УДК 621.762.4.04

А. В. Крохалев, канд. 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, В. В. Логинов, магистрант

ВЫБОР МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СВЯЗКИ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ВЗРЫВОМ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В работе представлено теоретическое обоснование выбора металлической связки для карбидо-хромовых твердых сплавов, получаемых взрывным прессованием смесей порошков, на основе анализа исследований межфазных границ с помощью просвечивающей микроскопии высокого разрешения. Показано, что, выбирая связку карбидохромового твердого сплава, следует стремиться использовать металлы с возможно большей склонностью к карбидообразованию.

Ключевые слова: твердый сплав, взрывное прессование, карбид хрома, титан, граничная фаза, металлическая связка

A. V. Krokhalev, V. O. Kharlamov, M. A. Tupitsyn, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, V. V. Loginov

THE CHOICE OF BINDER METAL OF HARD ALLOYS FABRICATED BY THE EXPLOSIVE COMPACTION

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The paper presents a theoretical justification for the choice of metallic binder for carbide-chromium hard alloys obtained by pressing mixtures of explosive powders based on the analyzer studies of interfaces using transmission electron microscopy high resolution. It is shown that, by choosing a bunch of chromium carbide alloy should strive to use metals with possibly more propensity to formation of carbide.

Keywords: hard alloy, explosive compaction, chromium carbide, titanium, boundary phase, binder metal

Вне зависимости от механизма формирования прочного соединения частиц порошка при взрывном компактировании, в результате протекания этого процесса должна формироваться поверхность раздела между соединяемыми компонентами – граница, обеспечивающая (применительно к случаю соединения разнородных материалов) «механический континуум» при сохранении

«химического дисконтинуума».

С точки зрения соответствия кристаллического строения фаз по обе стороны от этой границы она может быть когерентной, полукogerентной или некогерентной [1]. Толщина подобной границы как поверхности, разделяющей решетки контактирующих фаз, должна быть признана бесконечно малой, если не принимать во внимание ло-

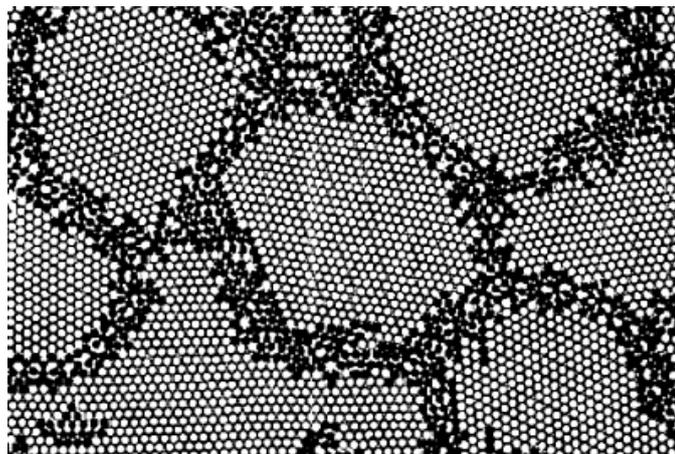


Рис. 1. Атомная структура нанокристаллического материала [3]: черным обозначены атомы в зернограничных областях

кальных искажений, связанных с упругими напряжениями в непосредственной близости от нее.

Следует отметить, однако, что в последние десятилетия в связи с интенсивным развитием прецизионных методов исследования материалов и прежде всего просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения появилась возможность более глубокого (вплоть до визуализации отдельных рядов атомов) изучения границ, что привело к существенным изменениям в представлениях об их атомном строении [2].

ваемой зернограницной фазе [3] как о некотором новом, принципиально отличном от известных, состоянии вещества [4].

Атомная структура зернограницной фазы является дискуссионной. Анализ существующих точек зрения [5] позволяет заключить, что можно ожидать как полностью или частично неупорядоченного (газоподобного или квазижидкого, аморфного) ее строения [6, 7], так и полностью упорядоченного (кристаллического) [8]. Некоторые авторы полагают, что в одном и том же материале можно наблюдать границы раздела, имею-

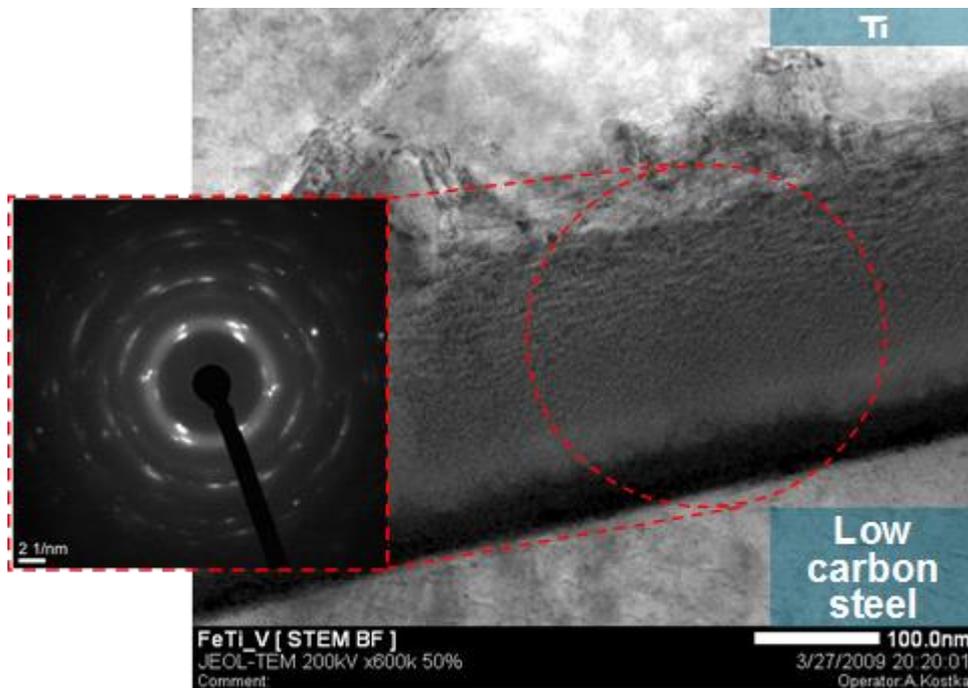


Рис. 2. Тонкое строение и электронограмма границы биметалла титан-сталь, полученного сваркой взрывом

Использование этих методов для выявления тонкой структуры большеугловых границ зерен в традиционных поликристаллических (чаще всего наноразмерных) материалах показало, что подобные границы имеют достаточно большую толщину (несколько десятков Ангстрем) и отличаются по своему строению от строения кристаллов, лежащих по обе стороны от границы (рис. 1). В этом смысле можно говорить о так назы-

вающие как упорядоченные, так и неупорядоченные участки [9].

Данных, касающихся межфазных границ, сформированных в композиционных материалах, в литературе крайне мало. Однако они свидетельствуют о том, что с точки зрения атомного строения границ принципы, сформулированные при изучении традиционных поликристаллических материалов, скорее всего, сохраняют свою актуальность.

Так, например, при исследовании зоны соединения титан-сталь, полученного сваркой взрывом, была обнаружена прослойка толщиной менее 200 нм, имеющая строение, близкое к аморфному (см. рис. 2) и химический состав, изменяющийся от 80 до 56 ат. % Ti и от 20 до 44 ат. % Fe [10]. Подобный факт указывает на то, что зернограничная фаза может иметь не только свое собственное кристаллическое строение, но и свой собственный химический состав, промежуточный по сравнению с составом фаз, образующих межфазную границу.

Наличие граничной фазы и непрерывное изменение химического состава по толщине границы было зафиксировано также [11] в биметалле, полученном сваркой взрывом таких не растворимых друг в друге ни в жидком, ни в твердом состоянии металлов, как медь и тантал (см. рис. 3).

В соответствии с изложенным, при получении твердых сплавов взрывным компактированием порошковых смесей карбидов с

металлической связкой так же следует ожидать появления граничной фазы, причем в ее состав должны входить атомы карбидной фазы (в нашем случае хром и углерод) и атомы металлической фазы. Очевидно, что вероятность образования при прочих благоприятных условиях, а также энергия межатомных связей, а, как следствие, и их прочность при этом должны зависеть от склонности металлов, входящих в эту фазу, к карбидообразованию.

Таким образом, выбирая связку карбидо-хромового твердого сплава, по-видимому, следует стремиться использовать металлы с возможно большей склонностью к карбидообразованию. Однако только прямые экспериментальные исследования могут подтвердить или опровергнуть данную гипотезу.

Традиционно при изготовлении твердых сплавов на основе карбида хрома Cr_3C_2 используют никелевую связку. Никель является более слабым карбидообразователем, чем

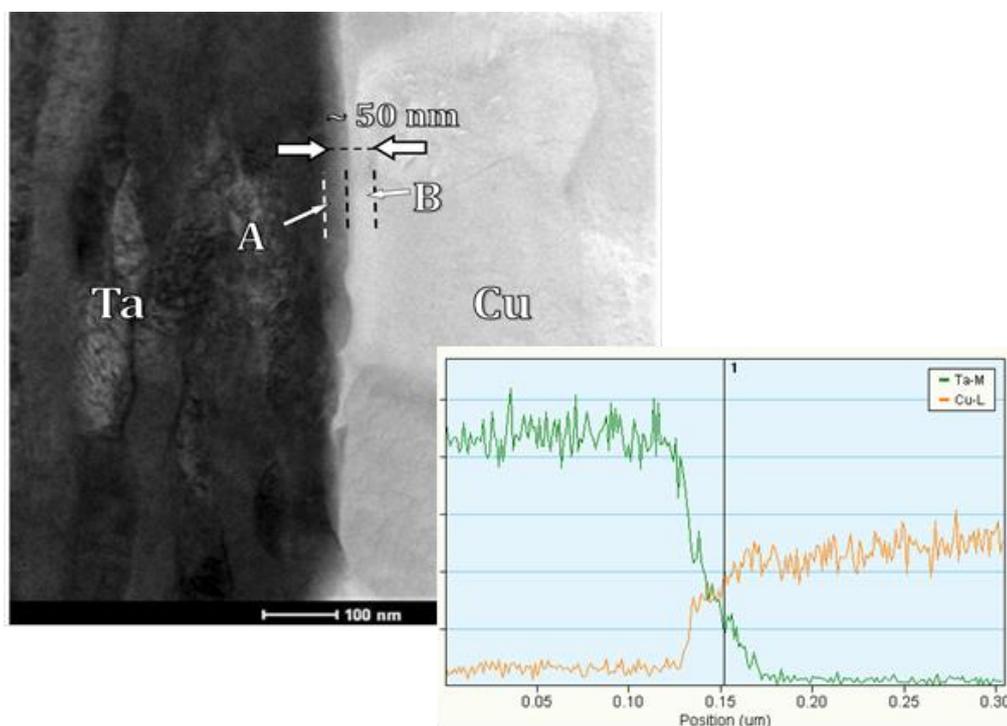


Рис. 3. Строение и химический состав межфазной границы в биметалле медь-тантал

хром. Поэтому, собственно, применение для получения подобных материалов прессования и спекания и не изменяет их фазового состава. Аналогичного эффекта можно ожидать и при взрывном компактировании подобных материалов.

Использование в качестве связки металла с большей склонностью к карбидообразованию, чем у хрома, например, титана, требует, однако, определенной осторожности, так как делает термодинамически более выгодным существование карбида TiC, а не карбида Cr₃C₂. Термодинамическая неравновесность системы увеличивает вероятность химического взаимодействия компонентов порошковой смеси как за счет возможного механического и термического активирования СВС-реакций [12, 13] на стадии взрывного компактирования, так и за счет диффузии [14, 15] при дальнейшей эксплуатации в условиях повышенных температур. Это делает необходимыми исследования температурной устойчивости фазового состава подобного рода материалов.

Библиографический список

1. Новиков, И. И. Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.
2. Гусев, А. И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии / А. И. Гусев. – М.: Физматлит, 2005. – 416 с.
3. Об обнаружении «зернограничной фазы» в субмикроструктурном железе мессбауэровским методом / В. А. Шабашов, В. В. Овчинников, Р. Р. Мулюков, Р. З. Валиев, Н. П. Филиппова // Физика металлов и металловедение. – 1998. – Т. 85, №3. – С. 100–112.
4. EXAFS studies of nanocrystalline materials exhibiting a new solid state structure / T. Haubold, R. Birringer, B. Lengeler, H. Gleiter // Physics Letters A. – 1989. – Vol. 135, № 8–9. – Pp. 461–466.
5. Штанский, Д. В. Просвечивающая электронная микроскопия высокого разрешения в нанотехнологических исследованиях / Д. В. Штанский // Российский Химический Журнал. – 2002. – Т. XLVI, №5. – С. 81–89.
6. Murty, B. S. Structure and thermal stability of nanocrystalline materials / B. S. Murty, M. K. Datta, S. K. Pabi // Sadhana. – 2003. – Vol. 28, Parts 1 & 2. – Pp. 23–45.
7. On the thermodynamic stability of amorphous intergranular films in covalent materials / P. Keblinski, S. R. Phillpot, D. Wolf and H. Gleiter // Journal of the European Ceramic Society. – 1997. – № 80. – Pp. 717–732.
8. Наблюдение особенностей структуры ультрадисперсного состояния диоксида циркония методом дифракции синхротронного излучения / В. Я. Шевченко, О. Л. Хасанов, Г. С. Юрьев, Ю. П. Похолоков // Доклады академии наук. – 2001. – Т. 377, № 6. – С. 797–799.
9. Synthesis and Characterization of Ti-Si-C-N Films / D. V. Shtansky, E. A. Levashov, A. N. Sheveiko, J. J. Moore // Metallurgical and Materials Transaction. – 1999. – Vol. 30A, №9. – Pp. 2439–2447.
10. Hierarchical microstructure of explosive joints: Example of titanium to steel cladding / J. Song, A. Kostka, M. Veehmayer, D. Raabe // Materials Science and Engineering: A. – 2011. – Vol. 528, iss. 6. – Pp. 2641–2647.
11. 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.
12. Мержанов, А. Г. Концепция развития самораспространяющегося высокотемпературного синтеза как области научно-технического прогресса / А. Г. Мержанов. – Черноголовка: Территория, 2003. – 368 с.
13. Левашов, Е. А. Перспективные материалы и технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / Е. А. Левашов, А. С. Рогачев, В. В. Курбаткина, др. – М.: Изд-во МИСиС, 2011. – 378 с.
14. Анциферов, В. Н. Фазовые превращения в стальной матрице алмазного инструмента / В. Н. Анциферов, С. А. Оглезнева, Л. М. Гревнов // МиТОМ. – 2009. – № 10. – С. 39–42.
15. Износостойкие композиционные материалы / Ю. Г. Гуревич, В. Н. Анциферов, Л. М. Савиных, С. А. Оглезнева, В. Я. Буланов. – Екатеринбург: УрО РАН, 2005. – 215с.

Исследование выполнено при финансировании гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук
МК-4189.2015.8

УДК 621.791.13

*Д. Б. Крюков, канд. техн. наук, А. О. Кривенков, канд. техн. наук,
С. Н. Чугунов, канд. техн. наук, Д. В. Козлов, студент*

ОСОБЕННОСТИ НОВЫХ СХЕМ АРМИРОВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИМ УПРОЧНЕНИЕМ

Пензенский государственный университет, Пенза, metal@pnzgu.ru

На основе данных математического моделирования разработана новая схема армирования композиционных материалов с перфорированными интерметаллическими элементами. Приведены результаты исследования взаимосвязи прочностных показателей композиционных материалов от геометрии перфораций в упрочняющем слое.

Ключевые слова: математическая модель, армирование; композиционный материал; упрочняющий элемент; интерметаллид

D. B. Kryukov, A. O. Krivenkov, S. N. Chugunov, D. V. Kozlov

FEATURES OF NEW SCHEMES REINFORCEMENT COMPOSITE MATERIALS WITH INTERMETALLIC HARDENING

Penza State University, Penza, metal@pnzgu.ru

On the basis of mathematical modeling data developed a new scheme of reinforcement of composite materials with perforated intermetallic elements. The results of studies on the relationship strength characteristics of composite materials on the geometry of perforations in the reinforcement layer.

Keywords: mathematical model, reinforcement, composite material, reinforcement element, intermetallic compound

Прочность применяемых в настоящее время волокнистых композиционных материалов (КМ), армированных высокопрочными и высокомодульными волокнами, в которых армирующие элементы несут основную механическую нагрузку, в большой степени зависит от схемы армирования. При растяжении временное сопротивление и модуль упругости КМ достигают наибольших значений в направлении, совпадающем с направлением ориентации волокон, наименьших – в поперечном направлении. Анизотропия свойств не наблюдается при двухосном армировании с взаимно перпендикулярным расположением упрочняющих волокон. Однако по сравнению с одноосным армированием прочность вдоль оси волокон уменьшается почти в три раза.

Указанных недостатков лишены слоистые композиционные материалы, которые характеризуются повышенными механическими свойствами и изотропностью. Повы-

шение их физико-механических и эксплуатационных свойств связано с модернизацией упрочняющего слоя за счет введения конструктивных элементов различной геометрической формы.

В работах Э.И. Григолюка, Л.А. Фильштинского и др. [1] установлена закономерность изменения прочностных свойств материала в зависимости от геометрических параметров и расположения в нем конструктивных отверстий. Показано, что наиболее рациональной формой геометрических элементов, приводящей к максимальному перераспределению и выравниванию возникающих внутренних напряжений, является круг. Использование в решетке ячеек некруглой формы, приводит к нарушению равенства внутренних напряжений, что в свою очередь снижает прочность [2, 3].

Целью исследований является разработка новой схемы армирования композиционных материалов на основе системы Ti-Al за счет

ударно-волнового нагружения. Исследования выполняются за счет средств гранта Российского научного фонда (соглашение № 14-19-00251 от 26 июня 2014 года).

На основании вышесказанного авторами [4] была предложена новая схема получения слоистого композиционного материала

дов, который склонен к хрупкому разрушению материала.

С целью проверки имеющихся теоретических данных было проведено компьютерное моделирование и испытание слоистого КМ [5 ... 8], полученного по разработанной схеме, с использованием программы *SolidWorks*.

Зависимость предела прочности моделей слоистого композиционного материала от геометрических параметров упрочняющих элементов

№ модели	Геометрическая форма и параметры перфораций, мм	Полученное значение предела прочности, МПа
1	Цилиндрическая; \varnothing 10, межосевое расстояние 20	560,0
2	Цилиндрическая; \varnothing 10, межосевое расстояние 20	583,3
3	Цилиндрическая; \varnothing 10, межосевое расстояние 20	662,5
4	Коническая; \varnothing большего основания 12, \varnothing меньшего основания 10, межосевое расстояние 20	591,0
5	Коническая; \varnothing большего основания 12, \varnothing меньшего основания 10, межосевое расстояние 20	612,3
6	Коническая; \varnothing большего основания 12, \varnothing меньшего основания 10, межосевое расстояние 20	695,2

сваркой взрывом, в которой промежуточную алюминиевую пластину перфорируют сквозными каналами, распределенными равномерно по площади листов, при этом каналы выполняют коническими с противоположно направленной конусностью в соседних каналах, а каналы с одноименной конусностью располагают в плоскости листа в шахматном порядке.

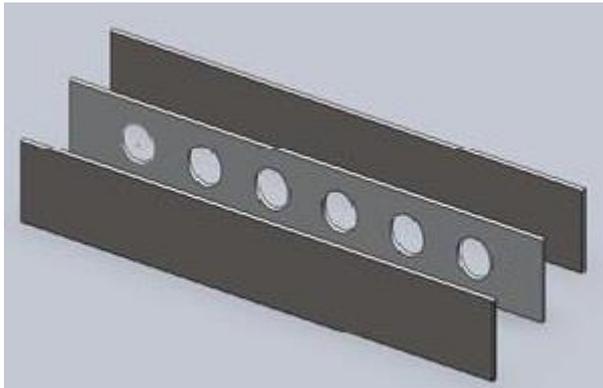
Площадь контакта равна разности общей площади листа и суммарной площади каналов, выполненных в промежуточной пластине. При этом зона контакта металла основы и промежуточного перфорированного листа равномерно распределена по площади листов и представляет собой локальные участки. Это позволяет устранить образование сплошного твердого и склонного к трещинообразованию слоя интерметалли-

Интегрированный в нее программный модуль *CosmosWorks* позволяет решать задачи с упругими, вязко-упругими, упруго-пластичными, анизотропными и другими моделями материалов.

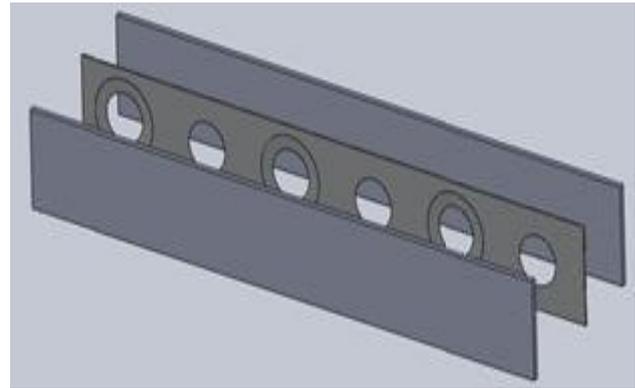
Испытывалось три серии по шесть моделей слоистого композиционного материала, особое внимание было уделено моделям, имеющим в упрочняющем слое различные конфигурации перфорирующих элементов. Так для сравнения прочностных свойств были созданы модели с упрочняющим интерметаллическим слоем, имеющим перфорации цилиндрической формы (рис. а) и № 1 ... 3 (табл.), и модели с упрочняющим интерметаллическим слоем, имеющим перфорации конической формы (рис. б) и № 4 ... 6 (табл.).

Упрочняющий интерметаллический слой в данном случае представляет собой промежуточный слой состава $TiAl_3 - AMg5M - TiAl_3$, расположенный между двумя слоями титана VT1-0. На практике данное соотношение слоев реализуется в ходе термической обработки, когда в зоне контакта сплава AMg5M с титаном VT1-0 образуется интерметаллид

ла с упрочняющими элементами, имеющими цилиндрические отверстия, составила 662,5 МПа, а для композиционного материала с коническими перфорациями – 695,2 МПа, что на 51 % выше, чем прочность монометалла VT1-0 аналогичной толщины. Установлено, что отличие по прочностным свойствам КМ в зависимости от геометрических



а)



б)

Модели слоистых композиционных материалов с различной формой перфораций в упрочняющем слое:

а – цилиндрическая форма; б – коническая форма

$TiAl_3$ заданной толщины, зависящей от температуры нагрева и времени выдержки.

Химический состав слоев всех моделей (после получения слоев интерметаллидов) состоял из: VT1-0 – $TiAl_3$ – AMg5M – $TiAl_3$ – VT1-0. Толщины 1, 2, 3, 4, 5 слоев варьировались: 1-я серия моделей (6 шт.) – толщина равна 1,3; 0,035; 0,33; 0,035; 1,3 мм соответственно; 2-я серия моделей (6 шт.) – толщина равна 1,3; 0,1; 0,2; 0,1; 1,3 мм; 3-я серия моделей (6 шт.) – толщина равна 1,3; 0; 0,4; 0; 1,3 мм. Для слоистого КМ была создана сетка с шагом $0,1 \text{ мм}^2$, количество узлов составило 75 000. В результате проведенного компьютерного моделирования различных образцов КМ было определено значение прочности (табл.).

Результатами компьютерного моделирования установлено, что максимальная величина прочности композиционного материала

параметров перфораций составляет 20 ... 35 МПа.

ВЫВОДЫ

1. Обоснован выбор CAD/CAM систем для проведения компьютерного проектирования моделей нового композиционного материала с целью оценки комплекса его физико-механических свойств. Разработана принципиально новая схема упрочнения композиционного материала с использованием сварки взрывом. В схеме предусмотрено использование листовых перфорированных интерметаллических элементов, с перфорациями разнонаправленной конусообразной формы, позволяющих производить качественную сварку многослойного композиционного материала.

2. Установлено, что использование в схеме нагружения прослойки с отверстиями

различной геометрической формы, повышает прочностные показатели композиционного материала в целом. Результатами компьютерного моделирования показано, что максимальная величина прочности композиционного материала с упрочняющими элементами, имеющими цилиндрические отверстия, составила 662,5 МПа, а для композиционного материала с коническими перфорациями – 695,2 МПа, что на 51 % выше, чем прочность монометалла ВТ1-0 аналогичной толщины.

Библиографический список

1. Григолюк, Э. И. Перфорированные пластины и оболочки / Э. И. Григолюк, Л. А. Фильштинский. – М.: Наука, 1970. – 556 с.
2. Аномалии деформационных характеристик интерметаллида TiAl / Б. А. Гринберг, О. В. Антонова, В. Н. Индендаум, Л. Е. Карькина, А. Б. Ноткин, М. В. Пономарев // Физика металлов и металловедение. – 1992. – №4. – С. 24–32.
3. Кобелев, А. Г. Материаловедение. Технология композиционных материалов: учеб. / А. Г. Кобелев, М. А. Шаронов, О. А. Кобелев. – М.: КНОРУС, 2014. – 270 с.
4. Пат. 2522505 РФ, МПК В32В7/04, В32В15/01, В23К20/08. Способ получения композиционного материала / А. Е. Розен, Д. Б. Крюков, Е. М. Кирин, М. С. Гуськов, А. В. Хорин, С. Г. Усатый, Н. А. Любомирова; ООО Инженерно-Технологический Центр «Сварка». – 2014.
5. Математическая модель и программа расчета параметров ударно-волнового нагружения плоских и цилиндрических элементов / Д. Б. Крюков, М. С. Гуськов / Модели, системы, сети в экономике, технике, природе и обществе. – 2012. – №1 (2). – С. 146-149.
6. Крюков, Д. Б., Исследование влияния конфигурации упрочняющих элементов на прочностные свойства моделей композиционных материалов системы титан-алюминий / Д. Б. Крюков, А. В. Прыщак, М. С. Гуськов // Известия высших учебных заведений. Поволжский регион. Технические науки. – 2014. – № 4 (32). – С. 112-119.
7. Математическая модель и прогнозирование свойств новых композиционных материалов / Д. Б. Крюков, А. О. Кривенков, С. Н. Чугунов, М. С. Гуськов, А. А. Розен / Сб. матер. Междунар. науч.- практ. конф. «Актуальные вопросы образования и науки». Тамбов. – 30 сентября 2014 г. – Часть 1. – С. 67-68.

УДК 621.791.13

Л. Б. Первухин, д-р техн. наук, О. Л. Первухина, канд. техн. наук,
И. В. Денисов, канд. техн. наук, Т. А. Шишкин*, м.н.с., Д. В. Ноняк*, м.н.с.*

К ВОПРОСУ О ПРЕДЕЛЬНЫХ РАЗМЕРАХ ЛИСТОВ, ПОЛУЧАЕМЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

ООО «Битруб Интернэшнл», Красноармейск, bitrub@mail.ru

** Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН,
Черноголовка, opervukhina@mail.ru*

В работе исследована структура и свойства соединения слоёв на крупногабаритных листах размерами 30(26+4)х2000х12900 мм. Показано, что на расстоянии до 8 м от начала процесса обеспечивается образование соединения со стабильными параметрами волн по длине и высоте с локализованными литыми включениями. Свыше 8 м волнообразование нарушается, в соединении образуется сплошная полоса литого металла и возможно образование дефектов сплошности. Определена максимальная глубина оплавления (верхняя граница сварки), при которой соединение не имеет сплошной полосы литого металла. Предложена методика определения максимальных размеров листов по длине и ширине, которые можно с заданным качеством получить сваркой взрывом.

Ключевые слова: сварка взрывом, крупногабаритный биметалл, структура и свойства, дефекты сплошности, ударно-сжатый газ, оплавление

L. B. Pervukhin, O. L. Pervukhina, I. V. Denisov, T. A. Shishkin*, D. V. Nonyak**

THE QUESTION OF LIMITING THE SIZES OF SHEETS, OBTAINED BY EXPLOSIVE WELDING

Bitrub International, Krasnoarmeysk, bitrub@mail.ru

**Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS of hydrodynamics,
Chernogolovka, opervukhina@mail.ru*

Structure and characteristics of joints on large-size sheets (30(26+4)х2000х12900 mm) produced by explosive welding were studied. It was shown that formation of joints with stable wave parameters (length, height, and localized cast inclusions) occurs at the distance of 8 meters from the start point of the process. Farther wave formation gets broken, the continuous strip of cast metal appears, and formation of defects of continuity is possible. The maximum depth of melting (top of welding) where the joint has no continuous strip of the cast metal was determined. A technique for definition of maximum sizes for the sheets of required quality was proposed.

Keywords: explosion welding, large-size bimetal, structure and properties, defects denseness, shock-compressed gas, the melting

В современном тяжелом машиностроении (атомном, нефтехимическом, судостроительном) наметилась тенденция увеличения единичных мощностей оборудования и агрегатов, для изготовления которых необходимы листы максимальных габаритов. Например, для производства днища ёмкостей СА03 Ленинградской АЭС были изготовлены двухслойные заготовки размерами 110(105+5)х4050х4600 мм, для обечаек емкостей СА03 Нововоронежской АЭС – размерами 60(55+5)х2500х9900 мм. Для изготовления нефтехимического оборудования требуются двухслойные листы шириной до 2500 мм и длиной до 13000 мм. При этом

предъявляются жесткие требования по сплошности (100%), прочности соединения не менее 245 МПа, а также структуре соединения.

В связи с этим возникает вопрос, каковы же максимальные габариты листов, на которых сварка взрывом обеспечивает стабильный процесс соединения слоёв с высоким качеством по сплошности, прочности и структуре соединения?

Часто при характеристике сварки взрывом в качестве положительной особенности метода указывается возможность сваривать поверхности неограниченных размеров. Однако на практике, при сварке крупногаба-

ритного биметалла, производители получают различные дефекты, для предотвращения которых предлагаются различные схемы и технологические приемы. Одни исследователи утверждают, что по мере удаления от точки инициирования увеличивается скорость детонации, что приводит к изменению параметров процесса – скорости соударения, угла соударения и т.п. [1, 2]. Для снижения этого эффекта рекомендуют постепенно уменьшать величину заряда [1, 3, 4]. Другие исследователи экспериментально показывают, что сложности получения крупногабаритных заготовок связаны с изменением сварочного зазора [5, 6], неравномерностью детонации [7]. В этом случае очевидно процесс может быть зафиксирован в структуре сварного соединения по нарушению волнообразования и изменению тепловыделения в виде литых включений. Авторы [8, 9] утверждают, что увеличение размера включений связано с воздействием на поверхность свариваемых пластин ударно-сжатого газа в сварочном зазоре.

В работе [5] по результатам анализа литературных источников и результатов опытов показано, что основными причинами увеличения размеров волн и количества оплавленного металла по длине свариваемых крупногабаритных заготовок является нарушение геометрии взаимного расположения основного и плакирующего листа и эффект подогрева свариваемых поверхностей до их соударения. При этом на основании экспериментов делается заключение о том, что при сварке взрывом происходит опережающее фронт детонации вертикальное перемещение метаемого листа на расстояние соизмеримое со сварочным зазором, а также возбуждение в нём упругих вертикальных колебаний с амплитудой порядка 1...1,5 мм.

Современные промышленные технологии производства крупногабаритных двухслойных листов в ООО "Битруб Интернэшнл", в ДМС (США), Нобельклад (Франция) предполагают сборку пакетов из основного и плакирующего листов в цехе и транспортировку в собранном виде на взрывную площадку. Для исключения разрушения пакета при транспортировке автотранспортом на расстояние до 20 км по дорогам общего пользования опоры, выдерживающие сварочный зазор, крепятся к основному листу, а листы скрепляются болтами по периметру. Такая конструкция пакета исключает вертикальное взаимное перемещение листов в процессе сварки взрывом и изменение величины зазора. Возбуждение вертикальных колебаний плакирующего листа затруднено, так как он установлен на опоры, расположенные с определённым шагом по всей поверхности листа, а с другой стороны на лист действует, кроме собственного веса, масса заряда и песчаная забойка. Таким образом, при промышленной технологии производства двухслойных листов сваркой взрывом практически исключается изменение сварочного зазора и опережающее колебание плакирующего листа.

Цель работы: экспериментально путём исследования структуры и свойств соединения слоёв на крупногабаритных листах оценить максимальные размеры двухслойных листов требуемого качества, которые можно получить методом сварки взрывом. Предложить методику определения максимальных размеров листов по длине и ширине, которые можно с заданным качеством получить сваркой взрывом.

Общая методика работы

Исследование проводили на наиболее распространенной биметаллической паре марки 09Г2С+08Х18Н10Т (Тр321 AISI). В ООО

"Битруб Интернэшнл" были изготовлены 9 листов размерами 30(26+4)x2000x12900 мм по принятой на предприятии технологии и режимам (ВВ – смесь микропористой аммиачной селитры с дизельным топливом, скорость детонации 2400 м/с). Инициирование процесса сварки производилось с торца листа, обеспечивая направление распростра-

из листов. Из биметаллического листа отбрали темплеты в направлении детонации по всей длине листа. На каждом темплете проводили исследования макро- и микро-структуры, испытания прочности на отрыв плакирующего слоя. Структурные исследования включали измерение размеров волн по длине листа, определение количества ли-

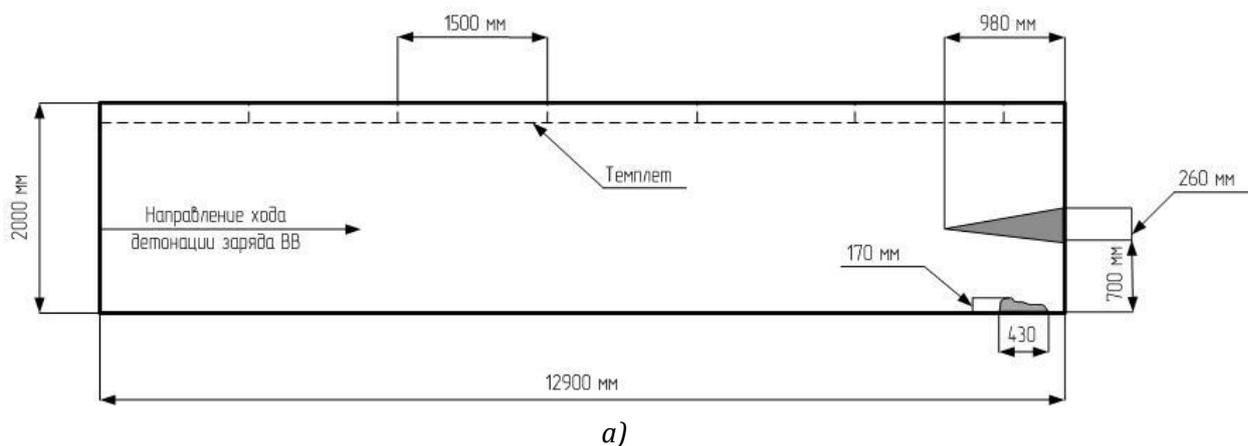


Рис. 1. Схема отбора темплетов и карта ультразвукового контроля двухслойного листа после сварки взрывом: дефекты сплошности закрашены темным (а); поверхность основного слоя в зоне несплошности после её вскрытия (б)

нения детонации по длинной стороне листа. Ультразвуковой контроль сплошности соединения выявил наличие дефектов сплошности характерной формы в конечной зоне листов (рис. 1, а).

Комплексное исследование качества соединения слоёв по сплошности соединения, прочности и структуре проводили на одном

тех включений, их химического состава, изучение структуры в зоне дефектов сплошности.

Из темплетов размером 100x1450 мм изготавливали макрошлифы. Каждый темплет размечался на сектора по 100 мм. На каждом секторе проводили замеры длины и высоты каждой волны в соединении и определяли

среднеарифметическое значение их величин на участке длиной 50 мм. По этим значениям строился график их изменения по длине темплета. Полученные графики на каждом темплете совмещали по их расположению по длине листа. В результате получили зависимость изменения длины волны по длине крупногабаритного листа.

Затем от каждого темплета отбирали по шесть образцов для испытания прочности соединения на отрыв и по три образца для изготовления микрошлифов. На микрошлифах определяли усредненную толщину расплавов в соединении, как отношение суммарной площади литых включений к длине измеряемого участка с нанесением результатов на теоретическую кривую глубины проплавления поверхности листов.

В процессе исследования была измерена усредненная толщина металла вихревых зон по зависимости δ_b [10]:

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

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

После вскрытия дефекта сплошности в

конечном участке листов (см. рис. 1) исследовали структуру и состав поверхности лакирующего слоя.

Оценку структурных изменений проводили путем теоретического определения для листа размерами 2000x13000 мм параметров ударно-сжатого газа в сварочном зазоре впереди точки контакта по методике [11], времени и результатов его воздействия на свариваемые поверхности.

Результаты.

Исследование структуры и прочности соединения.

На темплете №1, соответствующему началу процесса сварки, волнообразование начинается практически с самого начала листа. Длина волн составляет 0,8 мм, затем размер волн возрастает и на расстоянии 125 мм стабилизируется с длиной волн $1,6 \pm 0,2$ мм (рис. 2, а). Высота волн колеблется от 0,4 до 0,8 мм. На темплетях № 2 и 3 (рис. 2, а), длина волн находится в пределах от 1,46 до 2,13 мм и на темплетях №4 и 5 незначительно возрастает (табл. 1). На темплете №6 длина волны составляет около 2,3 мм, а затем, на расстоянии 8000 мм от начала про-

Таблица 1

Параметры волн в соединении в зависимости от расстояния от начала сварки

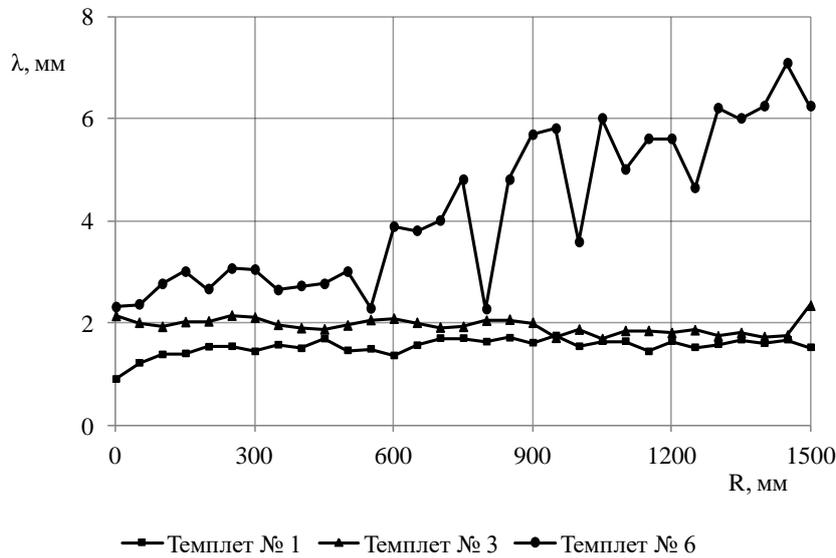
№ Темплета (расстояние от начала сварки)	Длина волны, мм		Высота волны, мм	
	min	max	min	max
1 (0-1500 мм)	0,85	1,78	0,30	0,84
2 (1500-3000 мм)	1,46	1,83	0,34	1,04
3 (3000-4500 мм)	1,56	2,13	0,4	0,92
4 (4500 -6000 мм)	1,54	3,65	0,44	0,8
5 (6000-7500 мм)	2	3	0,36	1
6 (7500-9000 мм)	2,28	7,16	0,4	0,88
7 (9000-11500 мм)	Нарушение волнообразования			
8 (11500 мм – 12900 мм)	Нарушение волнообразования			

цесса, резко возрастает (рис. 2, а). Следует отметить, что высота волн в среднем не изменяется (табл. 1).

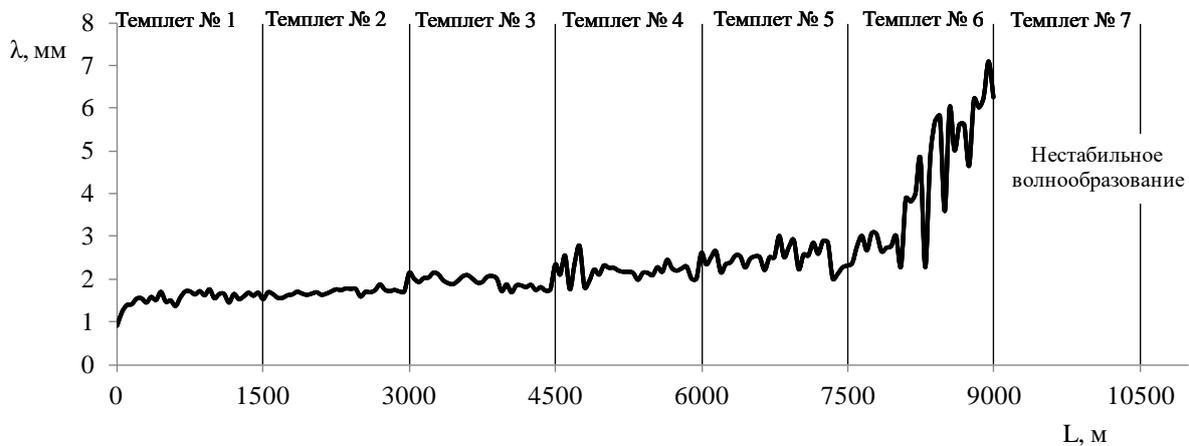
Совмещение графиков λ - L , полученных на отдельных темплетях, выявило общую картину по длине листа (рис. 2, б). Таким образом, экспериментально установлено, что при ширине листа 2000 мм стабильное волнообразование с длиной волн 1,46 до 3 мм и высотой волн от 0,3 до 1 мм. То есть на этой длине процесс образования соединения стабильен, а, следовательно, не изменяются параметры процесса скорость точки контакта,

скорость соударения и сварочный зазор. На расстоянии около 8 м скачкообразно волны становятся бесформенными, процесс волнообразования нарушается.

Исследование микроструктуры показало, что в зоне стабильного волнообразования волны имеют характерную форму с локальными литыми включениями на вершинах и впадинах волн (рис. 3). Усреднённая толщина расплавов в этой зоне колеблется в пределах от 50 мкм до 200 мкм (рис. 4). В зоне нестабильного волнообразования волны трудноразличимы, литые включения



а)



б)

Рис. 2. Изменение длины волны на темплетях (а) и по мере удаления от начала иницирования процесса сварки взрывом (б)

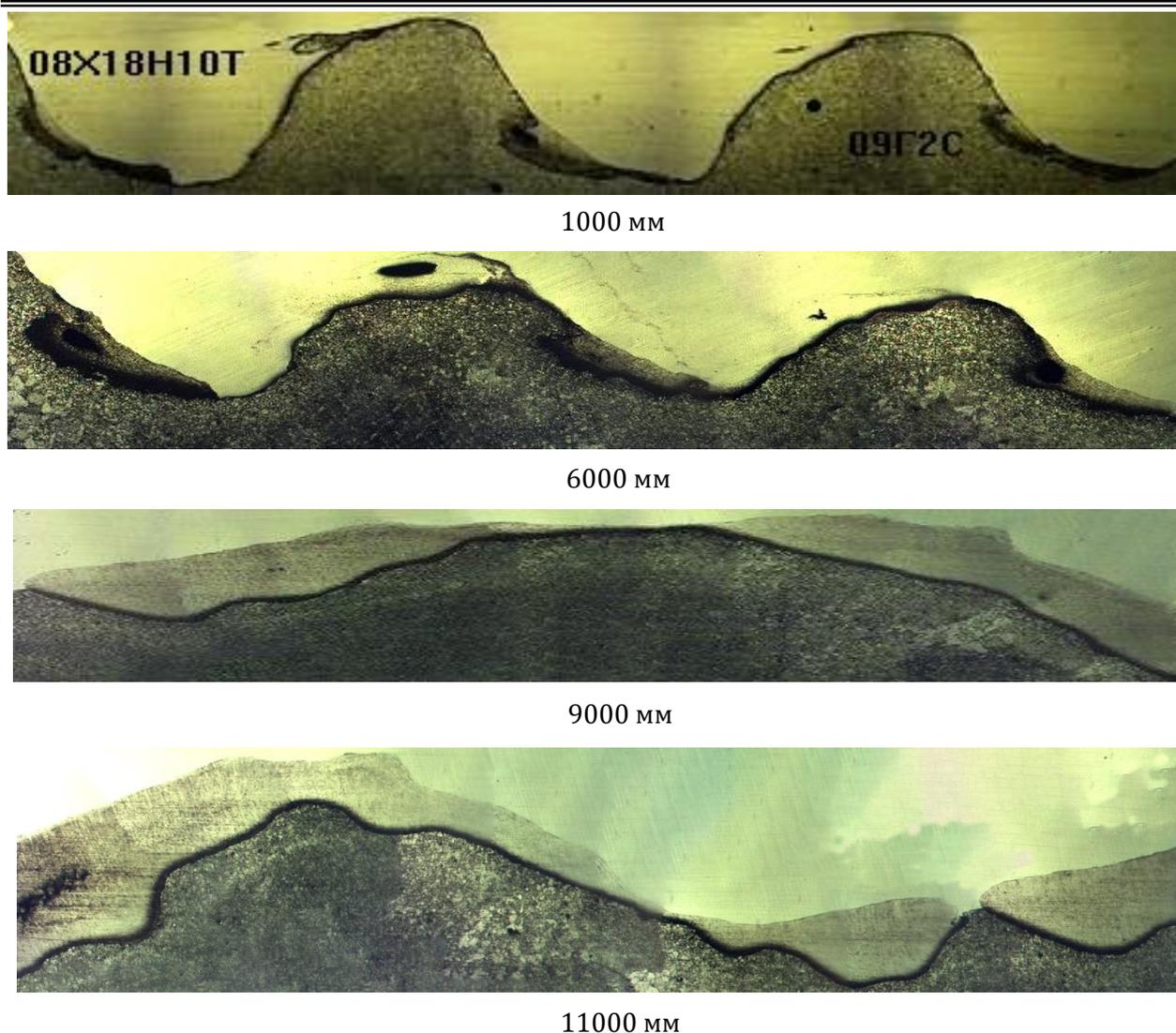


Рис. 3. Микроструктура зоны соединения на различных расстояниях от начала процесса сварки (x100)

представляют собой полосы сплошного расплава усреднённой толщиной более 230 мкм (рис. 3 и 4).

Прочность соединения по всей длине листа превышает 600 МПа, в том числе и на участках имеющих сплошной расплав (рис. 5). При испытаниях на боковой изгиб образцов из конечных зон, было установлено, что происходит растрескивание литого включения, однако трещины не выходят за его пределы.

Исследование поверхности плакирующего слоя в зоне дефекта сплошности.

Для исследования поверхности основного и плакирующего слоя в зоне дефекта

сплошности плакирующий слой был вырезан по контуру в соответствии с результатами УЗК (см. рис. 1, а). При визуальном осмотре поверхности основного и плакирующего слоя было установлено, что обе поверхности покрыты сплошным тонким слоем оплавленного металла (рис. 1, б).

При детальном рассмотрении оплавленного слоя металла (с использованием увеличительных приборов) на поверхности плакирующего слоя выявлено: оплавленный слой состоит из двух тонких, подобных фольге микрослоёв толщиной 2 мкм. Их отделили от поверхности и исследовали на сканирующем электронном микроскопе

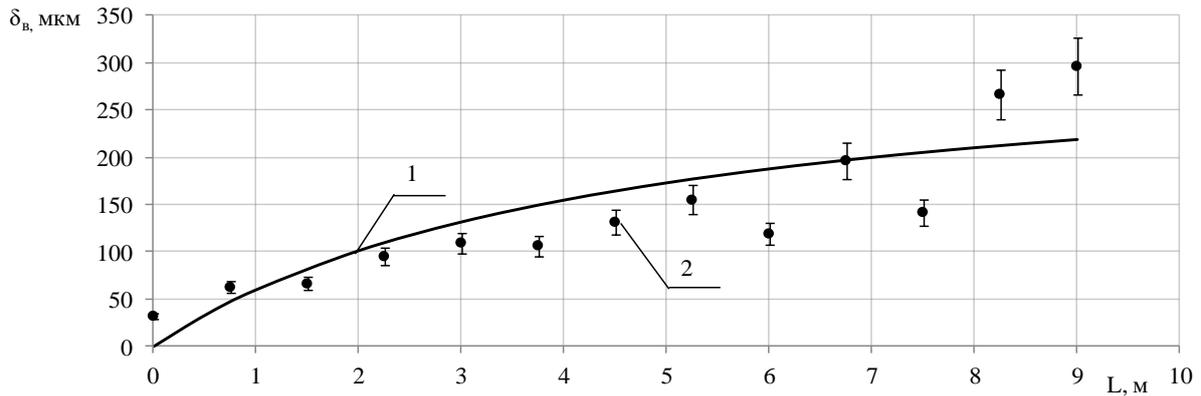


Рис. 4. Зависимость усредненной толщины расплавов от расстояния от начала процесса сварки взрывом: 1 – расчетные данные, 2 – экспериментальные данные

Zeiss Ultra plus с системой микроанализа INCA Energy 350 XT.

Исследования показали, что микрослой, прилегающий непосредственно к нержавеющей стали (внутренний микрослой) темного цвета, хрупкий. Внутренний микрослой представлял собой окалину соответствующей структурой (рис. 6, а) и составом (табл.

2). Внутренний микрослой имеет структуру вязкого чашечного излома (рис. 6, б). Причем фасетки имеют или гладкую поверхность, или структуру рекристаллизованных зерен. Химический состав, всех структур одинаков и представляет собой смесь углеродистой и нержавеющей сталей (табл. 2).

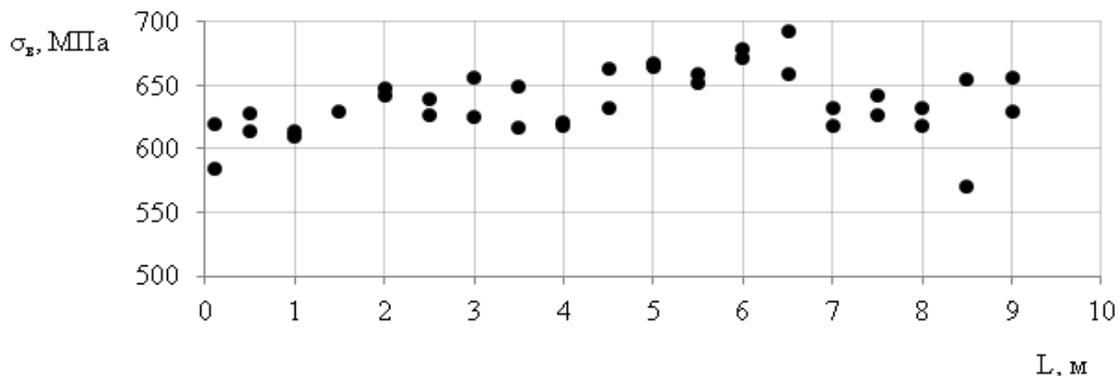


Рис. 5. Результаты измерений прочности соединения на отрыв по длине листа

2). Железная окалина представляет собой смесь оксидов Fe_3O_4 , FeO , которая, по-видимому, образовалась в ударно-сжатом газе вследствие реакции с кислородом дисперсных жидких частиц железа с осаждением на поверхности плакирующего слоя.

Наружний микрослой светлый, с металлическим блеском и пластичный. Поверх-

На поверхности светлого верхнего слоя выявлены кристаллы (рис. 6, в, г), которые методом микроанализа они были идентифицированы как чистое железо, образовавшееся, по-видимому, вследствие разложения окислов железа и последующей кристаллизации (табл. 2).

Обсуждение

Для того чтобы объяснить полученные результаты провели теоретическое определение параметров ударно-сжатого газа в сварочном зазоре впереди точки контакта, времени и результатов его воздействия на свариваемые поверхности.

В работах [11, 12, 13] 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 низкотемпературной нестационарной ударной плазмы. Область ударно-сжатого газа (УСГ), находящаяся впереди точки контакта в каждый момент времени имеет конечные размеры, зависящие от режима сварки, длины и ширины листа. По предложенной ранее формуле (2) [11], учитывающей истечение

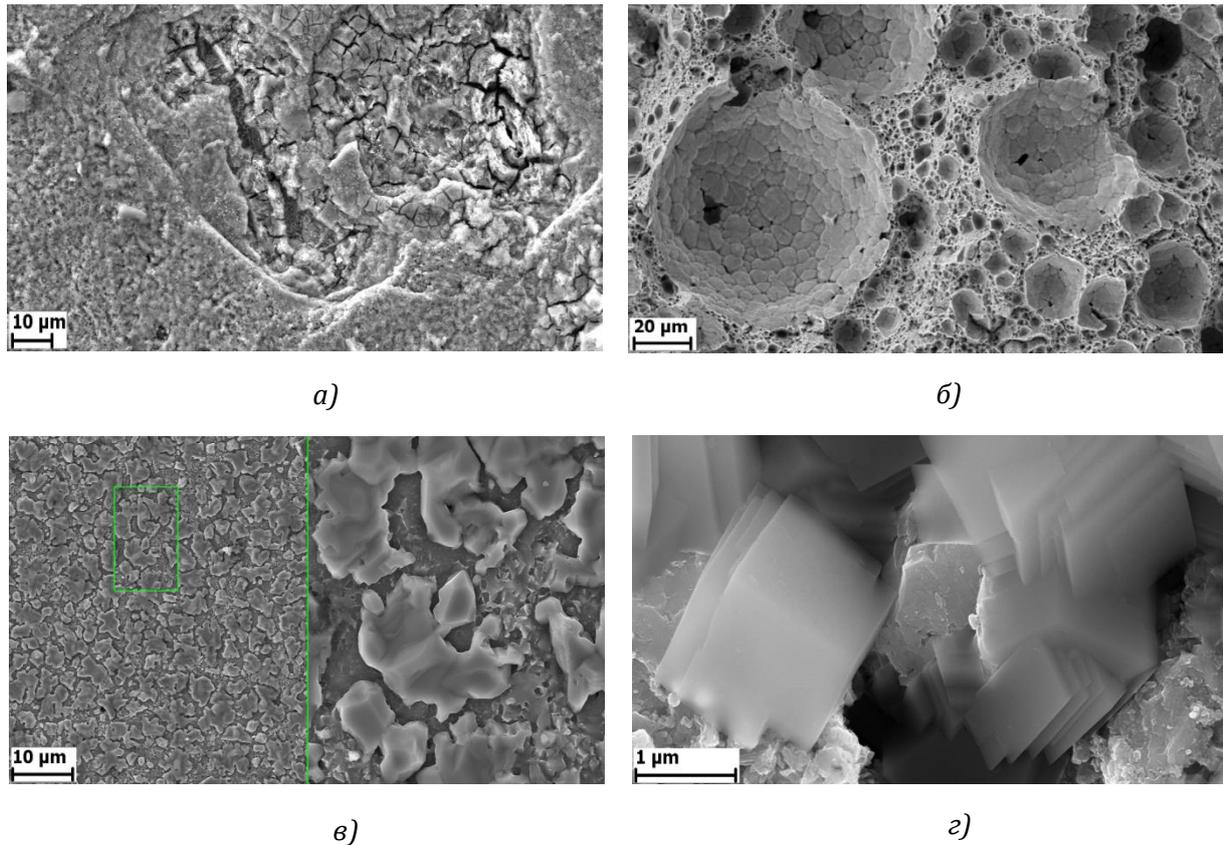


Рис. 6. Микроструктура хрупкого(а) и пластичного (б) микрослоев в зоне разрушения, кристаллы на поверхности плакирующего слоя (в, г)

Таблица 2

Характерный состав хрупкого внутреннего (1) и пластичного наружного (2) микрослоев в зоне разрушения и кристаллов (3), вес. %

Спектр	O	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
1	36.89	0.67	-	1.02	0.48	60.88	0.05
2	0.61	0.59	0.42	7.17	1.23	86.78	3.20
3	1.30	1.81	1.11	0.84	1.73	92.97	0.24

газа из сварочного зазора определили изменение длины области ударно-сжатого газа для листов шириной от 0,5 до 4 метров и длиной до 13 метров. Эффект роста области ударно-сжатого газа становится сильно заметен только для листов, шириной более 1500мм, 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 УСГ; 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 УСГ; V_k – скорость точки контакта; P – давление в области УСГ; γ – показатель адиабаты для вытекающего газа.

Для оценки влияния УСГ на процесс образования соединения важно знать время, в течение которого УСГ воздействует на рассматриваемые точки поверхности свариваемых листов до их соударения в точке контакта. Это время t определяется отношением длины УСГ l в рассматриваемой точке к скорости точки контакта V_k (3).

$$t = \frac{l}{V_k} = \frac{s\rho_0 b}{V_k \rho_1 b + 2s \sqrt{\frac{2\gamma}{\gamma+1} P_1 \rho_1 \left(\frac{2}{\gamma+1}\right)^{\frac{2}{\gamma-1}}}} \quad (3)$$

Расчёт по формулам (2, 3) длины области УСГ и, соответственно, времени его воздействия t для листов длиной 12 м и шириной от 0,5 м до 4 м показал (рис. 7), что эти параметры с увеличением ширины листа растут. В частности, при увеличении ширины листов в 2 раза протяжённость области и время воздействия на свариваемые поверхности УСГ также возрастают почти в 2 раза.

где ρ , C – плотность и удельная теплоемкость меди, T_0 – комнатная температура. Подставив экспериментально определенные значения T , τ и δ , и табличные величины ρ и

C , получим оценочное значение $j \sim 500$ кВт/см².

Для исследуемого двухслойного листа зона, где нарушается режим волнообразования длина области УСГ, составляет примерно 350-400 мм, а время воздействия 150 -170 мкс (рис. 7, ширина листа 2 м). Эта величина области УСГ и время воздействия являются критическими и соответствуют экспериментально определённой толщине расплава в зоне соединения более 200 мкм (см. рис. 4). По-видимому, эта толщина расплава является показателем верхней границе сварки. Согласно классической теории сварки взрывом области сварки нижняя и верхняя определяются в плоскости $\gamma - V_k$ [14]. Согласно этой зависимости, при условии постоянства угла сварки и скорости точки контакта, количество расплавов в соединении не должно изменяться. Однако в случае плакирования крупногабаритных листов остаются постоянными скорость точки контакта и угол соударения, но объём УСГ в сварочном зазоре растёт при увеличении площади листа, что приводит к изменению количества оплавленного металла в зоне соединения.

Изменение толщины расплавов по длине листа соответствует расчетам глубины проплавления по методике [15, 16] с учетом температуры пограничного слоя за счёт гиперзвукового обтекания ударно-сжатым газом свариваемых поверхностей (рис. 4).

Проведенные расчеты и эксперименты показали, что свариваемые поверхности до соударения в точке контакта нагреваются до высоких температур. Характер распределения волн и литых включений в соединении по длине крупногабаритного листа указывает на то, что оплавление поверхностных слоев впереди точки контакта в процессе сварки взрывом происходит вследствие аэродинамического нагрева, включающего

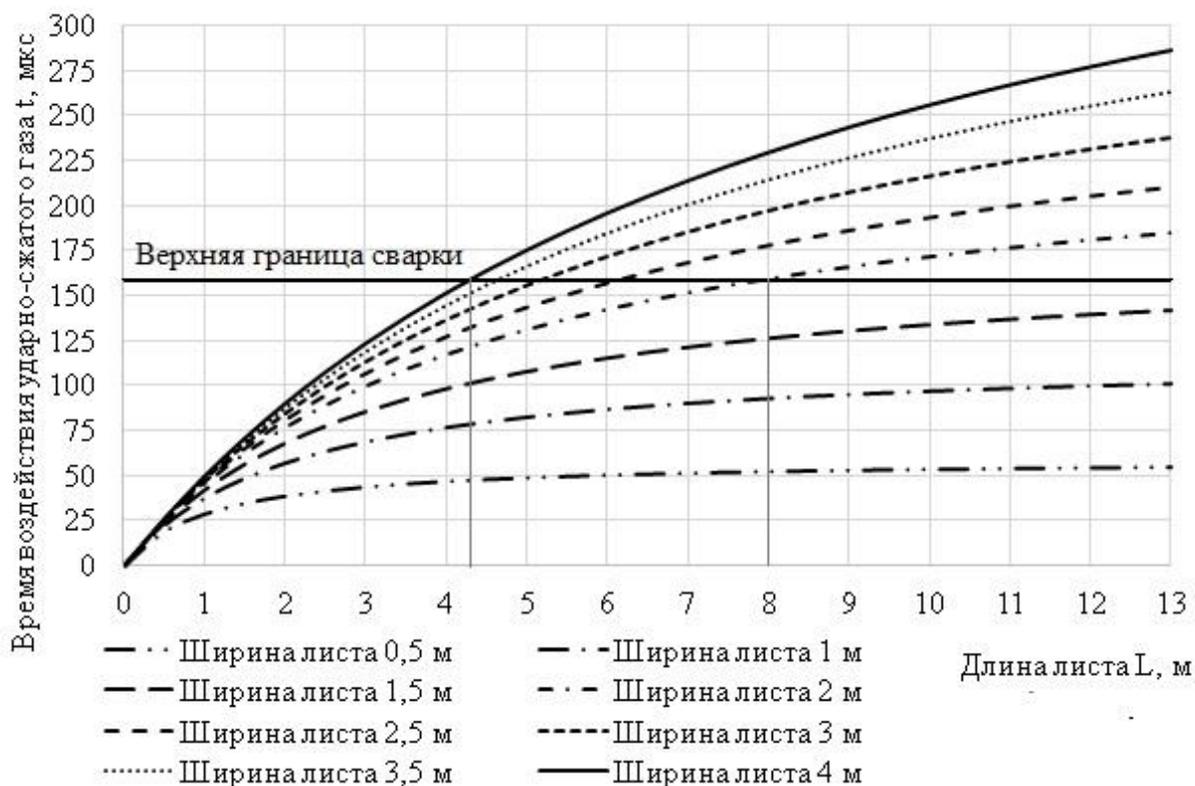


Рис. 7. Расчетная зависимость времени воздействия области ударно-сжатого газа t на свариваемые поверхности от длины l и ширины листа b (а): 160 мкс – экспериментальная верхняя граница сварки (б); точка пересечения линий с верхней границей сварки соответствует максимальной длине листа для заданной ширины

конвективный нагрев и радиационное излучение. При этом под действием плазмы происходит разложение окислов и горение органических загрязнений, а при увеличении длительности воздействия приводит к оплавлению свариваемых поверхностей. Глубина оплавления зависит от времени воздействия ударно-сжатого газа. Появление расплавленного слоя на свариваемых поверхностях приводит к нарушению процесса образования соединения в твердой фазе и прекращению волнообразования, так как процесс соударения протекает между поверхностями, покрытыми слоем расплава.

Предлагается определять верхнюю границу качественной сварки крупногабаритных листов углеродистой стали с коррозионностойкой сталью, как соответствие глубине проплавления свариваемых поверхно-

стей не более 0,23 мм или времени воздействия УСГ 160 мкс. При использовании расчетных зависимостей «время воздействия УСГ – длина листа» на график наносится линия параллельная оси абсцисс, определяющая верхнюю границу сварки (рис. 7). Точка пересечения линий соответствует максимальной длине листа для выбранной ширины при скорости точки контакта 2400 м/с. В зависимости от скорости точки контакта критическая длина и ширина листа будет меняться.

Предложенная методика апробирована при промышленном производстве двухслойных листов сваркой взрывом в ООО "Битруб Интернэшнл". В частности, при производстве двухслойных заготовок, размерами 110(105+5)x4050x4700 мм, длина которых по расчетам была близка к пре-

дельной, в конечной зоне были выявлены в структуре соединения практически сплошные расплавы с характерными раковинами и трещинами.

ВЫВОДЫ

1. Максимальные предельные размеры свариваемых листов, получаемых сваркой взрывом с требуемым качеством, определяются процессами, происходящими впереди точки контакта в ударно-сжатом газе в сварочном зазоре. При увеличении ширины листа уменьшается длина, на которой обеспечивается качественное соединение.

2. Предложена методика теоретической оценки предельных размеров листов, основанная на экспериментально определенной верхней границе сварки (по количеству расплавов в соединении), и определении размера области ударно-сжатого газа в сварочном зазоре и времени его воздействия в зависимости от ширины и длины свариваемых листов.

Библиографический список

- Кудинов, В. М. Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, А. Я. Коротеев. – М.: Машиностроение, 1978. – 168 с.
- Обработка металлов взрывом / А. В. Крупин, В. Я. Соловьев, Г. С. Попов – М.: Металлургия, 1991. – 496 с.
- Лысак, В. И. Опыт изготовления сваркой взрывом крупногабаритных биметаллических листов с коррозионно-стойким слоем / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин // Известия ВолгГТУ. Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений». Вып. 7 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – № 20 (147). – С. 4-15.
- Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 544 с.
- Анализ причин изменения структуры и свойств зоны соединения по длине сваренных взрывом биметаллических заготовок / Т. Ш. Сильченко, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. С. Горобцов, Ю. Г. Долгий // Известия ВолгГТУ. Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений». Вып. 3 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – № 3. – С. 31-38.
- Пат. 2417868 РФ, МПК В23К20/08, В32В15/01. Способ получения крупногабаритных биметаллических листов сваркой взрывом / Т. Ш. Сильченко, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Ю. Г. Долгий, В. А. Чувичилов, В. В. Юрасов, В. В. Рыбин, И. А. Счастливая, А. Ю. Василенко; ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей». – 2011.
- Шведов, К. К. Процессы детонации и взрыва гетерогенных конденсированных взрывчатых веществ. Физические проблемы разрушения горных пород / К. К. Шведов // Сб. трудов третьей международной конференции – 2003 г. – Новосибирск, Наука, – С. 19.
- Конон, Ю. А. Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л. Б. Первухин, А. Д. Чудновский. – М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.
- Role of Gas During Explosive Cladding / I. M. Richardson, E. P. Carton, Y. van der Drift, H. van der Linde // Explosive Production of New Materials: Science, Technology, Business, and Innovations, Lisse, Netherlands. – 2008. P.55.
- 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.
- 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.
- 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.
- 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.
- Дерибас, А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерибас. – 2-е изд., перераб. и доп. – Новосибирск: Наука, 1980. – 220 с.
- 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.
- Действие излучения большой мощности на металлы / Анисимов С. И., Имас Я. А., Романов Г. С., Ходыко Ю. В. – М.: Наука, 1970. – 272 с.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант № 14-08-00845 а.

УДК 620.176:620.193:621.791.13

И. С. Лось, канд. техн. наук

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ МНОГОСЛОЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Пензенский государственный университет, Пенза, silverelk@rambler.ru

Исследованы структура, механические свойства и коррозионная стойкость многослойных коррозионно-стойких материалов с внутренним протектором, полученных сваркой взрывом. Установлено, что прочность соединения слоёв составляет 310-380 МПа, коррозионная стойкость более чем в 2 раз превышает стойкость монометаллического материала.

Ключевые слова: многослойный материал, сопротивление срезу, коррозионная стойкость, сварка взрывом

I. S. Los

INVESTIGATION OF MECHANICAL PROPERTIES AND CORROSION RESISTANCE OF MULTILAYER CORROSION-RESISTANT MATERIALS BY EXPLOSIVE WELDING

Penza State University, Penza, silverelk@rambler.ru

The structure, mechanical properties and corrosion resistance of multilayer corrosion-resistant materials with internal protector by explosive welding were investigated. It was determined that the shear stress is 310-380 MPa, the corrosion resistance exceeds corrosion resistance of monometallic material more than twice.

Keywords: multilayer material, shear stress, corrosion resistance, explosive welding

Введение

Развитие технологий химической промышленности и смежных отраслей обуславливает расширение диапазона параметров эксплуатации коррозионно-стойких материалов. В этих условиях задача разработки новых коррозионно-стойких материалов и технологий их получения не снижает своей актуальности.

Разработан и запатентован новый класс многослойных металлических коррозионно-стойких материалов [1 ... 4]. Высокую коррозионную стойкость многослойного материала обеспечивает слоистая структура, в которой сочетаются слои с различным значением стационарного электрохимического потенциала. Между слоями, имеющими более высокий электрохимический потенциал, располагается слой стали с меньшим значением потенциала. В результате взаимодействия со средой нарушается сплошность первого слоя. В контакте со средой одновременно находятся слои с различными по-

тенциалами, при этом слой с меньшим потенциалом становится внутренним протектором. За счёт анодного растворения он обеспечивает катодную защиту первого слоя. Состав третьего слоя аналогичен составу первого. Примером состава многослойного материала, предназначенного для эксплуатации в средах, анионы которых не являются окислителями, служит сочетание высоколегированной хромоникелевой стали типа 18 ... 10 и малоуглеродистой стали. Минимально необходимое число слоев, обеспечивающих длительное отсутствие сквозного разрушения материала, составляет три. Четвёртый слой из низколегированной стали может быть использован для обеспечения конструкционной прочности. Изложенный в [1] механизм взаимодействия многослойного материала с коррозионной средой подразумевает отсутствие в слоистой структуре переходных зон – слоёв с переменным составом.

В качестве способа формирования слоистой структуры предложена технология сварки взрывом, которая позволяет соединять необходимые три или четыре слоя за один технологический цикл. При этом достигается высокая прочность сцепления слоёв и минимальная протяженность переходной зоны на межслойных границах. Кроме того, сварка взрывом характеризуется наиболее низким удельным расходом энергии по сравнению с другими способами. В табл. 1 приведена сравнительная характеристика промышленных способов производства биметаллов и многослойных материалов [5 ... 11].

Из приведённых показателей следует, что сварка взрывом имеет достаточно высокие показатели и удовлетворяет сформулированным требованиям для формирования слоистой структуры.

Были получены опытные партии многослойных материалов следующего состава:

08X18H10T+сталь 10+08X18H10T

12X18H10T+сталь 20+12X18H10T

08X18H10T+сталь 10+08X18H10T+09Г2С

10X17H13M3T+сталь 10+

10X17H13M3T+09Г2С

12X18H10T+Ст3+12X18H10T+Ст3

08X18H10T+сталь08кп+

08X18H10T+09Г2С

08X18H10T+сталь 08кп+08X18H10T

Четырёхслойные заготовки имели размеры 2000x1000x26, 1000x1000x16, трёхслойные – 1000x500x24, 1000x1000x6, 2000x500x11.

Целью настоящей работы являются комплексные испытания, включающие исследование структуры, определение механических свойств и оценку коррозионной стойкости многослойных материалов с внутрен-

Таблица 1

Характеристика способов производства биметаллов и многослойных материалов

Способ производства	Прочность сцепления слоёв, МПа	Толщина плакирующего слоя, мм	Толщина переходной зоны, мм	Удельный расход энергии, кВт·ч/м ²
Пакетная прокатка	150 ... 330	5 ... 10	0,4 ... 0,7	30 ... 35
Литейное плакирование	150 ... 310	5 ... 40	4 ... 7	-
Электродуговая наплавка	400 ... 450	2 ... 15	0,5 ... 1	200 ... 285
Сварка взрывом	300 ... 500	0,5 ... 10	0,01 ... 0,1	3 ... 5
Электрошлаковая наплавка	350 ... 600	10 ... 20	5 ... 10	120 ... 160
Электрохимическое осаждение	70 ... 250	0,5·10 ⁻³ ... 0,2	отсутствует	70 ... 80
Газотермическое напыление	250 ... 280	0,05 ... 10	0,1 ... 0,5	15 ... 20

ним протектором.

Исследование микроструктуры многослойных материалов

Целью изучения микроструктуры являлось определение параметров межслойных границ и выявление дефектов, которые могут влиять на прочность сцепления слоёв и коррозионную стойкость материала. Тем-

тер, параметры волн значительно отличаются. На границах 1-2 и 3-4 наблюдались отдельные зоны оплавления размером не более 400×50 мкм². Усадочные раковины и трещины в этих зонах отсутствовали. В табл. 2 приведены усреднённые параметры волновой структуры трёх- и четырёхслойного материалов (границы пронумерованы свер-

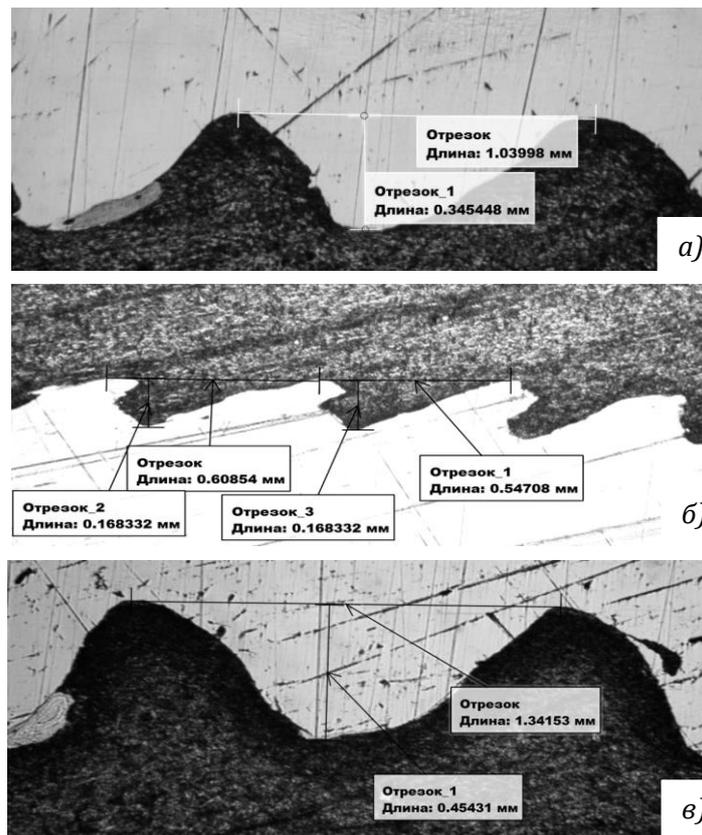


Рис.1. Микроструктура материала 12X18N10T+Ст3+12X18N10T+Ст3:

а – граница 1-2; б – граница 2-3; в – граница 3-4

плеты вырезали из четырёхслойного материала 12X18N10T+Ст3+12X18N10T+Ст3 толщиной 2+2+2+10 мм и трёхслойного материала 08X18N10T+10+08X18N10T толщиной 2+2+20 мм в направлении распространения детонационной волны. Исследование проводили с помощью микроскопа Альтами МЕТ 6Т. На рис. 1 представлены микроструктуры межслойных границ в образцах 12X18N10T+Ст3+12X18N10T+Ст3. Анализ изображений показывает, что все границы имеют ярко выраженный волновой харак-

тер (вниз).

Известно, что листовые биметаллические полуфабрикаты после сварки взрывом подвергают термообработке для снятия внутренних напряжений. Исследуемые многослойные материалы были подвергнуты нормализации при температуре 840°C в течение 1 часа.

После нормализации была исследована микроструктура материала 08X18N10T+10+08X18N10T [12]. Определяли

величину зерна в углеродистой и нержавеющей сталях методом хорд по ГОСТ 5639-82.

Исследованием установлено, что трёх- и четырёхслойные материалы, полученные на

Таблица 2

Параметры волновой структуры многослойных материалов

Материал	Межслойная граница	Удвоенная амплитуда $2A$, мкм	Длина волны λ , мкм
12X18H10T+Ст3+12X18H10T+Ст3	1 ... 2	360 ... 390	1150 ... 1200
	2 ... 3	180 ... 190	560 ... 580
	3 ... 4	350 ... 380	1100 ... 1200
08X18H10T+10+08X18H10T	1 ... 2	590 ... 610	1400 ... 1500
	2 ... 3	190 ... 210	620 ... 640

В стали 10 неоднородная пластическая деформация привела в рекристаллизации с образованием трёх зон. В гребнях и впадинах волн, где деформация максимальна, образовались мелкие зерна, в средней зоне сформировалась крупнозернистая структура.

В первом слое 08X18H10T выявлено две зоны: контактировавшая с взрывчатым веществом и примыкающая к границе. В третьем слое также присутствовало две зоны: примыкающая к границе толщиной примерно 1,5 мм и зона, не подвергавшаяся значительной пластической деформации. В табл. 3 приведены результаты измерения величины зерна в различных зонах каждого слоя.

рациональных параметрах, имели микроструктуру, характерную для соединений сварки взрывом. Дефектов, которые могли влиять на прочность сцепления слоёв и коррозионную стойкость материала, не выявлено.

Определение прочности сцепления слоёв в многослойном материале

Механические свойства оценивали при испытании на срез четырёхслойного материала 12X18H10T+Ст3+12X18H10T+Ст3. Использовали образцы по ГОСТ 10885-85, которые были адаптированы для испытаний каждой из трёх межслойных границ [13]. Длина и ширина образцов полностью соответствовали требованиям ГОСТ 10885-85. Ширину выступа b для каждой межслойной

Таблица 3

Размер зерна в материале 08X18H10T+10+08X18H10T

Слой	Материал	Толщина, мм	Средний размер зерна, мкм	Номер зерна G
1	08X18H10T	2	25	8
			4	12
2	10	2	21	8
			19	8
			119	3
3	08X18H10T	20	5	12
			33	7

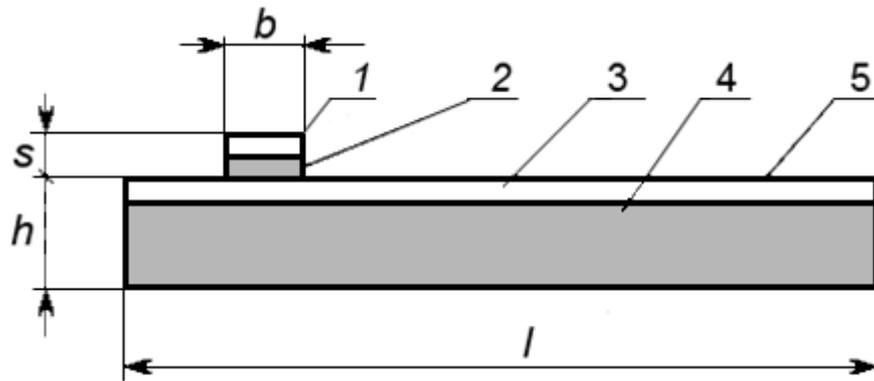


Рис.2. Образец для испытания межслойной границы 2-3:

1, 2, 3, 4 – первый, второй, третий и четвёртый слой, соответственно;
 5 – испытываемая граница; h – толщина образца на границе 2-3; b – ширина выступа;
 s – суммарная толщина вышележащих слоёв; l – длина образца

границы определяли в зависимости от суммарной толщины вышележащих слоёв $b = 1,5s$ (рис. 2). Определение параметров межслойных границ позволило контролировать параметр h для каждой границы. Плоскость испытания 5 располагали таким образом, чтобы на ней присутствовали полуволны, принадлежащие обоим слоям.

В эксперименте использовали образцы после сварки и после нормализации. Испытания выполняли на разрывной машине ИР

5145-500-11.

Характер разрушения образцов после сварки определялся положением испытываемой межслойной границы. Для границы 1-2 разрушение происходило по стали 12X18H10T, сопротивление срезу соответствовало показателям прочности стали в нагартованном состоянии. Для границы 2-3 трещина распространялась по слою стали Ст3, степень упрочнения которой примерно в 2 раза ниже по сравнению с нержавеющей



а)



б)



в)

Рис. 3. Разрушение образцов после сварки:

а – по стали 12X18H10T;
 б – по стали Ст3 в 2-м слое;
 в – по стали Ст3 в 4-м слое и сварному шву

сталью. Для границы 3-4 трещина образовывалась вблизи границы, затем распространялась по стали Ст3. Окончательно разрушение образцов происходило по сварному шву.

Нормализация приводила к снижению внутренних напряжений в многослойном материале и рекристаллизации, о чем свидетельствовали результаты исследования микроструктуры. Наблюдалось уменьшение сопротивления срезу для каждой границы. Образцы на межслойных границах 2-3 и 3-4 разрушались по стали Ст3 и сварному шву. Значительное разупрочнение стали Ст3 привело к тому, что образцы для границы 1-2 разрушались по второму слою – стали Ст3.

В табл. 4 приведены результаты испытаний.

Электрохимическими испытаниями показано, что разность значений электрохимических потенциалов сталей 10 и 08X18H10T является достаточной для эффективной защиты слоёв нержавеющей стали. Химические испытания позволили рассчитать количественный показатель увеличения коррозионной стойкости многослойного материала по сравнению с монометаллическим сплавом [14].

Испытания проводили на оригинальных образцах двух видов. Образцы изготавливали из трёхслойного материала 08X18H10T+10+08X18H10T толщиной 20+2+2 мм. В середине каждого образца размером 23x70x70 мм находилась полость диаметром 40 мм и глубиной 17,8 мм ± 0,1 мм. Донная часть полости располагалась в

Таблица 4

Сопротивление срезу на межслойных границах

Межслойная граница	Сопротивление срезу $\sigma_{ср}$, МПа			
	Сварка взрывом	Место разрушения	Нормализация	Место разрушения
1-2	590	Сталь 12X18H10T	310	Сталь Ст3
2-3	375	Сталь Ст3	345	Сталь Ст3 и сварной шов
3-4	472	Сталь Ст3 и сварной шов	383	Сталь Ст3 и сварной шов

Испытание на срез показало, что, несмотря на значительное различие параметров межслойных границ, сопротивление срезу каждой из них более чем в 2 раза превышает требуемый по ГОСТ 10885-85 показатель 147 МПа.

Оценка коррозионной стойкости многослойных материалов

Для исследования коррозионной стойкости многослойных материалов с внутренним протектором были разработаны оригинальные методики электрохимических и хими-

ческих испытаний. В образцах первого вида по центру полости было выполнено глухое отверстие, заглублённое в третий слой (рис. 4, а). Диаметр этого отверстия d варьировали по ряду значений: 1,5; 5,0; 7,0; 9,0; 14,0; 20 мм. На цилиндрической стенке глухого отверстия располагался внутренний протектор – слой стали 10. Дно глухого отверстия заглублено в третий слой 08X18H10T. В образцах второго вида глухое отверстие отсутствовало (рис. 4, б). При такой форме и раз-

мерах образцов достигалось моделирование наличия или отсутствия сквозного питтинга в рабочем слое, контактирующем с агрессивной средой. Варьирование диаметра d позволяло изменять отношение площади протектора s_2 к площади защищаемого слоя s_1 . Полости в образцах заполняли 6 %-ным раствором FeCl_3 до уровня верхнего края, выдерживали с периодичностью 24 час.

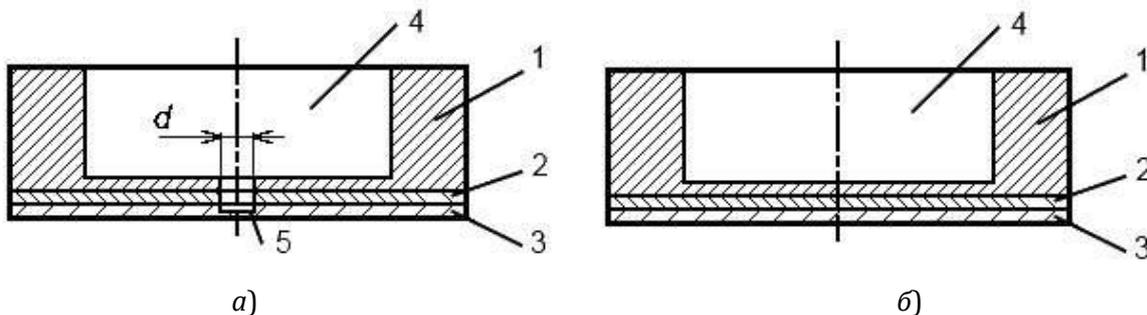


Рис. 4. Образцы для испытаний: а – первого вида; б – второго вида; 1 – 1-й слой; 2 – 2-й слой (протектор); 3 – 3-й слой; 4 – полость; 5 – глухое отверстие

Проводили осмотр невооруженным глазом и с помощью лупы, фиксировали время появления сквозных питтингов на донной части полости. Испытание образцов второго вида протекало при отсутствии первоначального контакта протектора с раствором FeCl_3 . На всей поверхности полости мелкие питтинги возникали после экспозиции в течение 5 час. С течением времени их размеры увеличивались в диаметре и по глубине. По измерению глубины и окрашиванию краёв установлено, что в донной части произошло сквозное разрушение. Общая экспозиция для образцов второго вида и для образцов первого вида с диаметром d от 1,5 мм до 9 мм составляла 610-615 час, а для образцов с диаметром d 14 мм и 20 мм – 350-352 час. В образцах второго вида сквозные питтинги образовались в среднем за 126 час, в образцах первого вида при $d=1,5$ мм – за 278 час. В образцах первого вида при $d \geq 5$ мм сквозных питтингов не обнаружено.

В образцах первого вида с раствором контактировали оба слоя: протектор растворялся и обеспечивал защиту слоя 08X18H10T. Общая площадь коррозии была меньше, чем в образцах второго вида. Вокруг глухого отверстия присутствовала зона без видимого коррозионного поражения. Чтобы оценить интенсивность растворения протектора, несколько образцов разрезали по центру глу-

хого отверстия. Установлено, что в каждом образце в протекторе образовались «линзы», поперечные размеры которых превышали значения диаметров d на 30-90%.

В качестве количественного показателя коррозионной стойкости многослойного материала 08X18H10T+10+08X18H10T по сравнению со сталью 08X18H10T был принят коэффициент $K_{мп}$, который рассчитывали, как отношение времени образования сквозных питтингов на защищаемом первом слое многослойного материала t_1 ко времени образования сквозных питтингов t_2 в монометалле по формуле:

$$K_{мп} = t_1/t_2, \quad (1)$$

где t_1 – время образования питтингов на защищаемом протектором слое многослойного материала; t_2 – время образования питтингов на поверхности исходного монометалла.

Подставляя экспериментальные данные, получили $K_{мп} = 278/126 = 2,2$.

Таким образом, испытания по разработанной методике позволили рассчитать количественный показатель увеличения коррозионной стойкости многослойного материала по сравнению с монометаллическим сплавом.

ВЫВОДЫ

1. Полученные по технологии сварки взрывом многослойные материалы с внутренним протектором характеризуются выраженной волновой микроструктурой и не имеют дефектов, которые могут снижать их прочность и коррозионную стойкость.

2. Испытания на срез показали, что сварка взрывом обеспечивает высокую прочность сцепления слоёв, которая зависит от положения испытываемой границы. Нормализация сварных соединений приводит к снижению сопротивления срезу, которое составляет 310 ... 380 МПа, что в 2 раза превышает требуемую величину 147 МПа.

3. Химическими испытаниями в стандартном растворе $FeCl_3$ установлено, что коррозионная стойкость многослойного материала 08X18H10T+10+08X18H10T более

чем в 2 раза превышает стойкость стали 08X18H10T.

Библиографический список

1. Григолюк, Э. И. Перфорированные пластины и оболочки / Э. И. Григолюк, Л. А. Фильштинский. – М.: Наука, 1970. – 556 с.
2. Аномалии деформационных характеристик интерметаллида TiAl / Б. А. Гринберг, О. В. Антонова, В. Н. Индендаум, Л. Е. Карькина, А. Б. Ноткин, М. В. Пономарев // Физика металлов и металловедение. – 1992. – №4. – С. 24–32.
3. Кобелев, А. Г. Материаловедение. Технология композиционных материалов: учеб. / А. Г. Кобелев, М. А. Шаронов, О. А. Кобелев. – М.: КНОРУС, 2014. – 270 с.
4. Пат. 2522505 РФ, МПК В32В7/04, В32В15/01, В32К20/08. Способ получения композиционного материала / А. Е. Розен, Д. Б. Крюков, Е. М. Киринов, М. С. Гуськов, А. В. Хорин, С. Г. Усатый, Н. А. Любомирова; ООО Инженерно-Технологический Центр «Сварка». – 2014.
5. Математическая модель и программа расчета параметров ударно-волнового нагружения плоских и цилиндрических элементов / Д. Б. Крюков, М. С. Гуськов / Модели, системы, сети в экономике, технике, природе и обществе. – 2012. – №1 (2). – С. 146-149.
6. Крюков, Д. Б., Исследование влияния конфигурации упрочняющих элементов на прочностные свойства моделей композиционных материалов системы титан-алюминий / Д. Б. Крюков, А. В. Прыщак, М. С. Гуськов // Известия высших учебных заведений. Поволжский регион. Технические науки. – 2014. – № 4 (32). – С. 112-119.
7. Математическая модель и прогнозирование свойств новых композиционных материалов / Д. Б. Крюков, А. О. Кривенков, С. Н. Чугунов, М. С. Гуськов, А. А. Розен / Сб. матер. Междунар. науч.- практ. конф. «Актуальные вопросы образования и науки». Тамбов. – 30 сентября 2014 г. – Часть 1. – С. 67-68.

Исследования выполнены в рамках проекта №490 «Создание новых многослойных коррозионно-стойких материалов, обеспечивающих безопасность эксплуатации объектов химической промышленности и атомной энергетики» по заданию Минобрнауки РФ.

УДК 621.791.13

*М. О. Беляков, м.н.с., С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, академик РАН,
А. Н. Лата, магистрант, А. А. Дербенцев, магистрант*

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРИЕМЫ, НАПРАВЛЕННЫЕ НА ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ, ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ ТОЛСТОЛИСТОВОГО БИМЕТАЛЛА

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Рассмотрены технические приемы, направленные на повышение прочности сваренного взрывом толстолистового биметалла. Показано, что угловая схема для небольших заготовок и использование низкоскоростных зарядов ВВ для крупногабаритных являются эффективными приемами получения равнопрочного соединения при сварке взрывом толстолистовых материалов.

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

M. O. Belyakov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, A. N. Lata, A. A. Derbentsev

PROCESSING METHODS TO INCREASE STRENGTH DURING EXPLOSIVE WELDING THE BIG THICKNESS BIMETAL PLATE

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The paper presents the results examined techniques aimed at improving the strength of the explosively welded big thickness bimetal plate. It is shown that the angular scheme for small billets and the use of low speed explosive charges for large billets are effective methods of producing equally strong compounds during explosive welding of big thickness bimetal materials.

Keywords: explosive welding, big thickness composite materials, the geometry of the collision, the collision angle

Применение толстолистовых биметаллов сваренных взрывом в нефтехимическом производстве для сосудов и аппаратов, работающих в условиях агрессивных сред и высоких давлений, в кораблестроении для носовых частей ледоколов, в атомной энергетике для крышек реакторов и т. д. позволяет увеличить срок эксплуатации и снизить стоимость изготовления оборудования. Со временем в результате коррозии, абразивного изнашивания и прочих факторов происходит постепенное утонение плакирующего слоя, в конечном счете оборудование приходит в негодность. Продлить ресурс возможно путем применения в аппарате биметалла с коррозионным слоем большей толщины, но возможность получения биметалла с толщиной плакирующего слоя более 15 мм, по мнению [1] сопряжена с такими трудностями, как сужение диапазона свариваемости и его смещением в направлении низких скоростей контакта и соударения.

Другие авторы [2] считают, что для каждого металла существует определенное ограничение толщины метаемого элемента, которое не может быть превышено, если должно быть получено прочное соединение.

Одной из попыток выяснить причины неудовлетворительной свариваемости толстолистовых биметаллов было определение реального угла соударения непосредственно в процессе сварки и сопоставление его с расчетным. Для этого была усовершенствована реостатная методика [3], и в результате было установлено, что при метании стальной пластины толщиной 5 мм значение реального угла соударения незначительно отличается от расчетного и составляет немногим более 5 градусов (рис. 1). В дальнейшем с увеличением толщины плакирующего элемента наблюдается снижение величины реального угла соударения: для 20 мм – вдвое меньше расчетного; для 25 мм – втрое. Можно предположить, что при некотором кри-

тическом значении толщины метаемого элемента его изгиб и вовсе будет невозможен, тогда наступит состояние плоского удара.

тем было его увеличение за счет фрезерования на поверхности неподвижной пластины регулярного профиля в виде чередующихся зубцов, за счет которых добавили угол 5

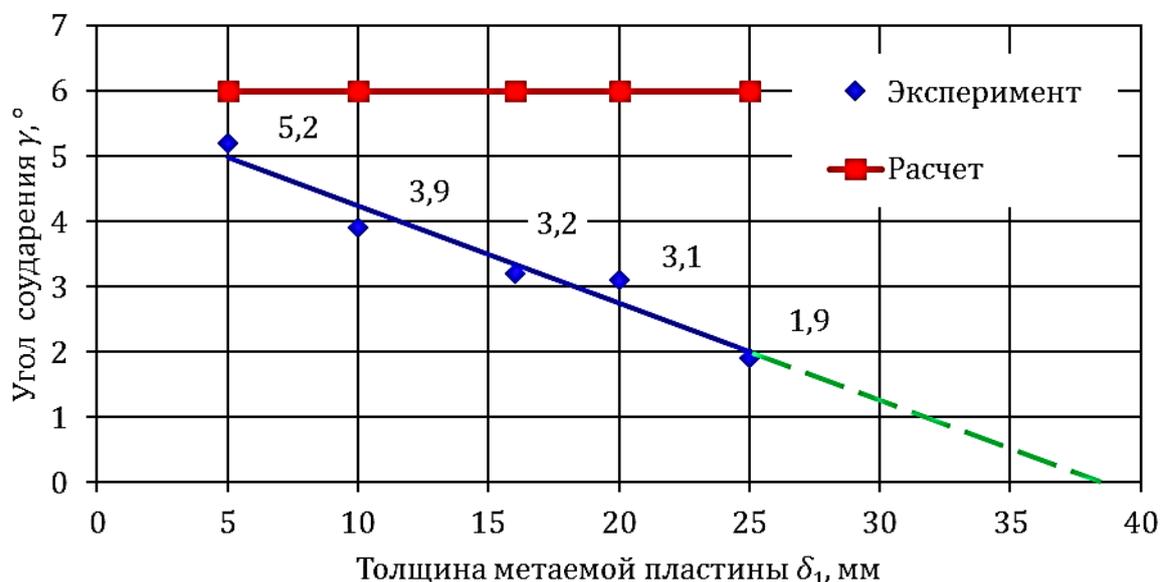


Рис. 1. Зависимость угла соударения от толщины метаемой пластины:
 $V_k=2500$ м/с; $V_c=260$ м/с

Таким образом, основная сложность образования качественного соединения слоев при сварке взрывом толстолистового биметалла состоит в том, что необходимые значения угла соударения не достигаются, и происходит «выход» из области свариваемости, традиционно представляемой в координатах $\gamma - V_k$ ниже нижней границы.

Целью данной работы является получение соединения при сварке взрывом композиционных материалов с толщиной плакирующего листа свыше 15 мм на основе анализа геометрии соударения пластин.

При проведении экспериментов в качестве модельных материалов использовались пластины толщиной 25 мм из стали 14Г2АФ, прочность которой 560 МПа, размерами в плане 200x500 мм, по периметру метаемой пластины приваривались нависания шириной равной высоте заряда.

Ввиду того, что необходимые значения угла соударения не достигаются, первым пу-

градусов, высота зубца на первом этапе составила 2 мм. Таким образом, результирующая величина угла соударения составила 7 градусов (рис. 2, а), что, по мнению авторов [4], является минимально необходимым для образования соединения при сварке взрывом стальных пластин.

Несмотря на то, что соединения в данном случае получить не удалось, следует отметить, что в начале первой наклонной площадки, как только появился дополнительный угол, сразу же начался процесс волнообразования. Основной проблемой, видимо, была большая высота зубца, и в процессе формирования волны при переходе через вершину зубца происходил срыв волнообразования. Некий подобный опыт описан патентом [5], который содержит рекомендации по высоте выступа, величина которого должна быть соизмерима с амплитудой волны.

На втором этапе профиль уменьшили в 2

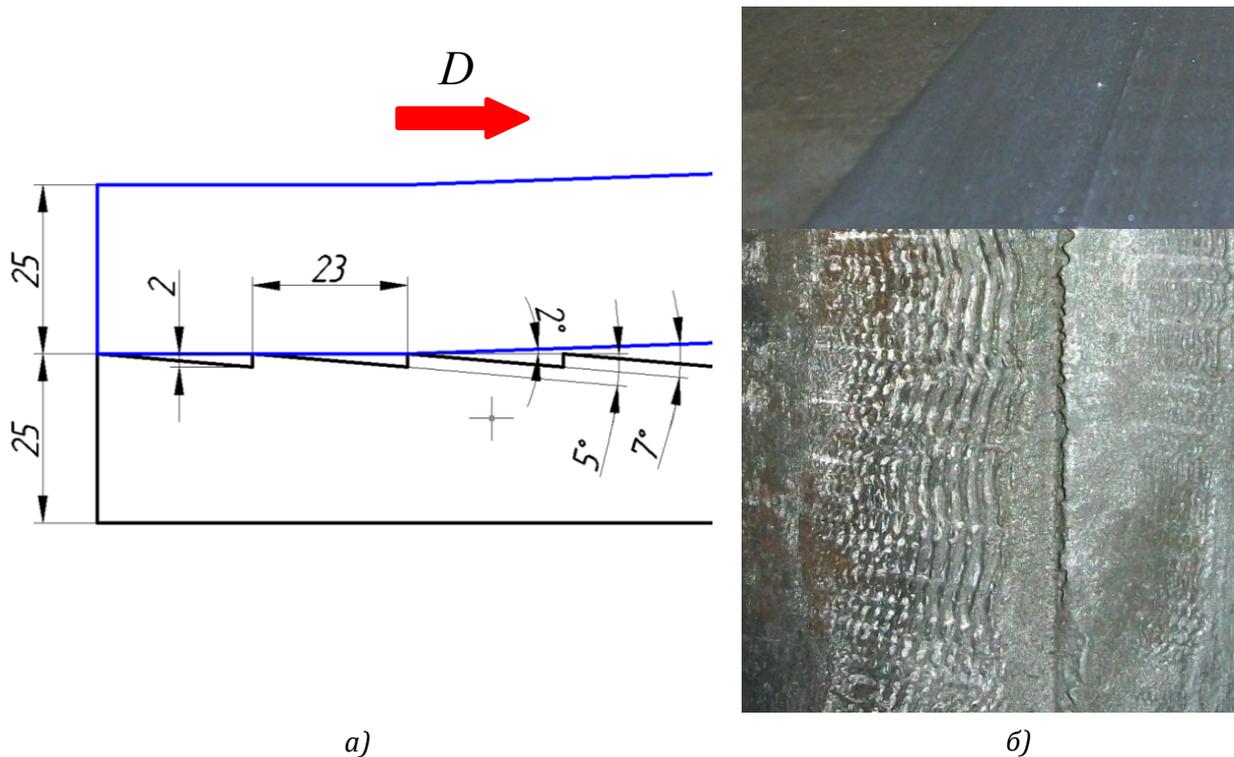


Рис. 2. Увеличение угла соударения за счет фрезерования зубцов на поверхности неподвижной пластины: а) схема искусственного увеличения угла; б) внешний вид первой наклонной площадки до (сверху) и после соударения (снизу)

раза, его высота составила 1 мм; на третьем – 0,5 мм; на четвертом – также 0,5 мм, но зубцы были на метаемой пластине. Несмотря на наличие локальных участков волнообразования, и даже некоторых областей схватывания, качественного соединения между контактирующими поверхностями добиться также не удалось.

Подобные технологические приемы обычно использовались при сварке алюминиевых либо медных сплавов, вероятно для малопластичных материалов, в частности сталей, данные меры не обеспечивают образования соединения.

Вторым путем увеличения угла соударения было применение угловой схемы, уста-

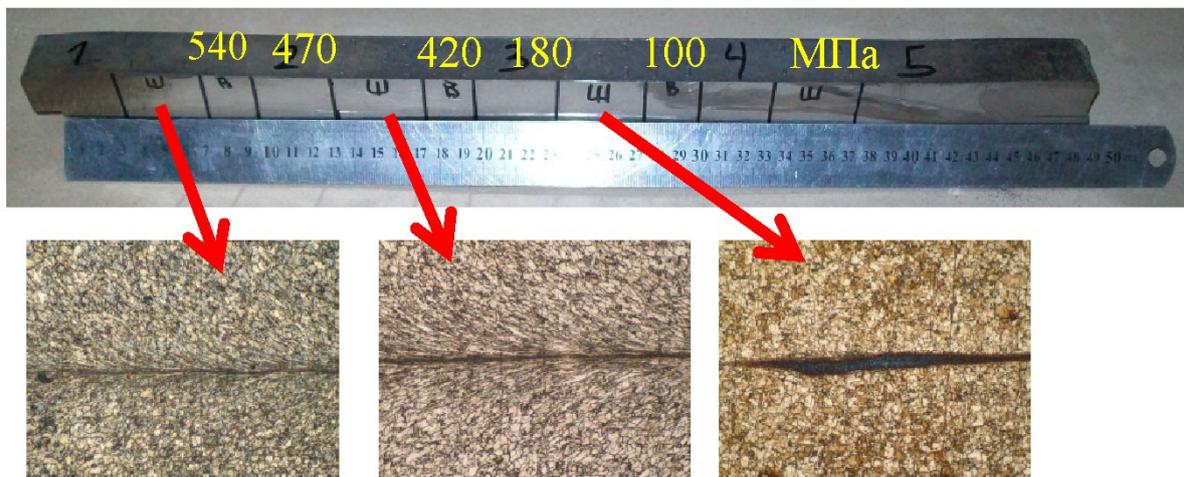


Рис. 3. Структура зоны соединения и прочность на отрыв слоев по длине толстолистового биметалла 25 + 25 мм, сваренного по угловой схеме

новочный угол по приведенным выше соотношениям составил 5 градусов. Из полученной заготовки была вырезана средняя часть шириной 20 мм, по длине которой из различных участков изготавливались шлифы и образцы для испытаний на отрыв слоев.

Анализ микроструктур (рис. 3) показал, что на начальном участке зоны соединения от 40 до 200 мм происходит интенсивное пластическое течение в приконтактной области, соединение получается безволновое, оплавок не наблюдается, и практически достигается равнопрочность (прочность соединения 540 – 420 МПа).

В дальнейшем в связи с ростом сварочного зазора происходит увеличение энерговыделения на границе соединения, и появляются участки расплавов. Следствием чего является резкое снижение прочности соединения слоев на участке от 200 до 300 мм, а далее и вовсе наблюдается расслоение биметалла до конца образца.

Угловая схема применима лишь при сварке небольших по длине пластин [6], поскольку увеличение зазора между пластинами существенно изменяет параметры сварки, и прежде всего скорость соударения, что приводит к нестабильности свойств полученного соединения по длине заготовки, что не приемлемо для получения крупногабаритного толстолиствого биметалла.

Третий путь предполагает увеличение времени действия давления продуктов детонации, чтобы к моменту прихода волны разгрузки величина давления осталось достаточной для предотвращения разрушения уже сформированного соединения. Параметры сварки подбирались таким образом, чтобы остаточное давление продуктов детонации ($p_{ПД}$) взрывчатого вещества было заведомо больше динамического предела текучести $\sigma_T^Д$ металла, как в момент соуда-

рения пластин, так и по истечении времени прихода волны разгрузки.

В эксперименте использовалась метаемая пластина толщиной 20 мм, а толщина неподвижной составила 50 мм. Значения h и H (h – зазор между метаемой и неподвижной пластинами; H – высота заряда взрывчатого вещества) принимались исходя из следующих соображений. В работе [7] показано, что давление ПД, действующее на поверхность метаемой пластины, изменяется во времени по зависимости:

$$p(\tau) = \frac{64}{27} \cdot p_n \cdot \left(\frac{H}{D \cdot \tau}\right)^3, \quad (1)$$

$$p_n = \frac{1}{4} \cdot \rho_0 \cdot D^2, \quad (2)$$

где ρ_0 – плотность взрывчатого вещества; D – скорость детонации ВВ; τ – время действия давления ПД.

В работе [8] время полета метаемой пластины δ_1 до момента соударения с неподвижной предложено определять по следующей зависимости, выведенной из основных уравнений, описывающих разгон метаемого элемента ПД в одномерной постановке [8]:

$$\tau = \frac{h}{\eta \cdot D} \cdot \left[1 + \eta + \sqrt{1 + 2 \cdot \eta \cdot \left(1 + \frac{H}{h}\right)} \right], \quad (3)$$

где $\eta = \frac{16}{27} \cdot \frac{\rho_0 \cdot H}{\rho_1 \cdot \delta_1}$ – коэффициент нагрузки [7]; δ_1 и ρ_1 – толщина и плотность метаемой пластины.

Таким образом, снижая скорость детонации взрывчатого вещества D с 2450 м/с до 2045 м/с и изменяя соотношение h/H удалось реализовать условие $p(\tau) > \sigma_T^Д$, что в свою очередь привело к формированию качественного равнопрочного соединения (рис. 4).

Таким образом, получение равнопрочного соединения при сварке взрывом толстолистовых биметаллов возможно либо за счет использования угловой схемы



Рис. 4. Зона соединения сваренных взрывом стальных образцов с увеличенным временем действия давления продуктов детонации

(подходит для небольших по длине заготовок), либо за счет увеличения времени действия сжимающих напряжений путем снижения скорости детонации ВВ и изменяя соотношение h/H при параллельной схеме.

ВЫВОДЫ

1. Показано, что угловая схема сварки взрывом позволяет получить безволновое равнопрочное соединение при сварке толстолистовых материалов небольшой длины.

2. За счет увеличения времени действия давления продуктов детонации выше динамического предела текучести при параллельной схеме возможно образование равнопрочного соединения металлов.

Библиографический список

1. Особенности сварки взрывом толстолистовых сталеалюминиевых композитов / В. В. Литвинов, В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, О. В. Строков, А. С. Кузьмин // Известия ВолгГТУ. – Волгоград: ВолгГТУ. – 2010. – С. 44-49.

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

3. Методика определения профиля метаемой пластины при сварке взрывом толстолистового биметалла / М. О. Беляков, Е. А. Чугунов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ. Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений». Вып. 7 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – № 20 (147). – С. 31-35.

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

5. Пат. 2412033 РФ, МПК С1 В23К20/08. Способ взрывного плакирования торцевой поверхности металлической цилиндрической заготовки / В. М. Оголин, С. Д. Шемелин; «Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН». – 2011.

6. Комаров, О. С. Технология конструкционных материалов: учебник для вузов; под ред. О. С. Комарова. – Изд. 2-е, испр. Серия «Техническое образование» / О. С. Комаров, В. Н. Ковалевский, Л. Ф. Берженцева. – М.: Новое знание, 2007. – 567 с.

7. Физика взрыва / Под ред. К. П. Станюковича. – 2-е изд., перераб. – М.: Наука, 1975. – 704 с.

8. Методика расчёта послойных скоростей соударения при сварке взрывом многослойных композитов / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, И. А. Саломатин, Е. В. Попов // Сварка взрывом и свойства сварных соединений : межвуз. сб. науч. тр. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2002. – С. 14-22.

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 2016 г. Поз. № 4ж. Подписано в печать 31.10.2016 г. Формат 60 × 84 1/8.
Бумага офсетная. Печать офсетная. Усл. печ. л. 11,63. Уч.-изд. л. 8,26.
Тираж 100 экз. 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.

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.

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

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

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