

ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского
государственного
технического
университета

ISSN 1990-5297



Серия
Сварка взрывом и свойства
сварных соединений

№ 11 (246)
2020

16+

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

Редакционная коллегия:

Байбурин В. Б., д-р физ.-мат. наук, проф., академик РАЕН, засл. деятель науки РФ,
Саратовский государственный технический университет (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., PhD, 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, Институт физики металлов УрО РАН (г. Екатеринбург, Россия)
Гуревич Л. М., д-р техн. наук, доц. 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, проф., засл. деятель науки РФ, МГТУ им. Н. Э. Баумана (г. Москва, Россия)
Королев А. В., д-р техн. наук, проф., Саратовский государственный технический университет (г. Саратов, Россия)
Кузьмин С. В., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Кураев А. А., д-р физ.-мат. наук, проф., Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники
(БГУИР, г. Минск, Республика Беларусь)
Лысак В. И., чл.-корр. РАН, засл. деятель науки РФ, д-р техн. наук, проф. 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. Universität Stuttgart Institut für Chemische Verfahrenstechnik
(г. Штутгарт, Германия)
Навроцкий А. В., д-р хим. наук, проф. ВолгГТУ
Нижегородцев Р. М., д-р экон. наук, Институт проблем управления им. В. А. Трапезникова РАН (г. Москва, Россия)
Пай В. В., д-р физ.-мат. наук, Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН (г. Новосибирск, Россия)
Полянчиков Ю. Н., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Пустовойт В. Н., д-р техн. наук, проф., засл. деятель науки РФ, Донской государственный технический университет
(г. Ростов-на-Дону, Россия)
Русинов В. Л., чл.-корр. РАН, Химико-технологический институт Уральского федерального университета
(ХТИ УрФУ, г. Екатеринбург, Россия)
Рыбин В. В., чл.-корр. РАН, д-р физ.-мат. наук, проф.,
Санкт-Петербургский политехнический университет (г. Санкт-Петербург, Россия)
Трюэль Жан-Луи, д-р экон. наук, проф., Университет «Париж-12», Сорбонна, Франция,
вице-президент Международного клуба экономистов «Круг Кондратьева»
Тхай Куанг Винь, д-р философии, Институт информационных технологий (г. Ханой, Вьетнам)
Федянов Е. А., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Фролов В. А., д-р техн. наук, проф., МАТИ – Российский государственный технологический университет
им. К. Э. Циолковского (г. Москва, Россия)
Шарипов В. М., д-р техн. наук, проф.,
Московский государственный технический университет (МАМИ, г. Москва, Россия)
Шаховская Л. С., д-р экон. наук, проф. ВолгГТУ
Шеин А. Г., д-р физ.-мат. наук, проф. ВолгГТУ
Щербачков М. В., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ

Серия «СВАРКА ВЗРЫВОМ
И СВОЙСТВА СВАРНЫХ
СОЕДИНЕНИЙ»

ИЗВЕСТИЯ

ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО
ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

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

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Председатель

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

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

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

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

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

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

С. В. Кузьмин, д-р техн. наук

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

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

А. В. Крохалев, д-р техн. наук

В. Г. Шморгун, д-р техн. наук

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

Международный индекс журнала
ISSN 1990-5297.

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

Тел. издательства ВолгГТУ:
(8442) 24-84-05
(8442) 24-84-08
zavrio@vstu.ru

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

№ 11 (246)
Ноябрь
2020

УЧРЕДИТЕЛЬ:
ФГБОУ высшего образования
«Волгоградский государственный технический университет»

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

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

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

Печатается по решению редакционно-издательского совета
Волгоградского государственного технического университета

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

Перепечатка из журнала «Известия Волгоградского государственного
технического университета» категорически запрещена без оформления
договора в соответствии с действующим законодательством РФ

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

Head Editor of the scientific journal “Izvestiya VSTU”:

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

Editorial board:

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

Bezyazychny V. F., D. Sc. (Engineering), Prof., Rybinsk State Aviation Technical University named after P.A. Solovyov (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

Grinberg B. A., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Institute of Metal Physics, Ural Division of RAS (Ekaterinburg, 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 National Academy of Sciences of Ukraine (Kiev, Ukraine)

Zlotin S. G., D. Sc. (Chemistry), Prof., N.D. Zelinsky Institute of Organic Chemistry Russian Academy of Sciences (Moscow, Russia)

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

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

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

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

Merten K., 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, Institute of Control Sciences V. A. Trapeznikov Academy of Sciences (Moscow, Russia)

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

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

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

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

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

Thai Quang Vinh, D. Sc. (Philosophy), Institute of Information Technology (Hanoi, Vietnam)

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

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

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

Sharipov V. M., D. Sc. (Engineering), Prof., Moscow State Technical University “MAMI” (Moscow, Russia)

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

Shcherbakov M. V., D. Sc. (Engineering), Prof. VSTU

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

SERIES «EXPLOSIVE WELDING AND
PROPERTIES OF WELDED JOINTS»

IZVESTIA



VOLGOGRAD STATE TECHNICAL
UNIVERSITY

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

Editorial board:

Chairman

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

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

Alymov M. I., Corresponding Member of RAS, D. Sc. (Engineering) (Merzhanov 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)

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

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

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

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

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

Kuz'min E. V., 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).

Tel. of VSTU editorial office:

8 (8442) 24-84-05

8 (8442) 24-84-08

zavrio@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

Twelve times a year

№ 11 (246)

November

2020

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 (Roscommnadzor) 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

© Volgograd State Technical University,
«Izvestia VSTU», 2020

<i>С. В. Хаустов, В. В. Пай, Я. Л. Лукьянов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. К. Полуновский, А. И. Божков, П. М. Сазыкин, М. В. Шевченко</i> Измерение температуры в шве и околошовной зоне при сварке взрывом.....	5
<i>А. В. Крохалев, В. О. Харламов, Е. А. Иваненко, Д. Р. Черников, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Получение покрытий из твердых сплавов путем взрывного нагружения смесей порошков карбида хрома и титана на металлических подложках.....	10
<i>В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, Е. В. Кузьмин, В. О. Харламов, Я. В. Мельников</i> Перспективы создания сваркой взрывом дискретно-армированных броневых композитов.....	14
<i>Е. В. Кузьмин, М. П. Королев, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, М. С. Зарубин, П. А. Петрушкин, В. А. Львов</i> Особенности формирования соединения композита титан-сталь при сварке взрывом с воздействием ультразвука.....	19
<i>И. С. Лось, А. Е. Розен, А. В. Дуб, А. Е. Корнеев, С. Ю. Киреев, И. Л. Харина, И. А. Сафонов</i> Закономерности создания слоистых металлических коррозионно-стойких материалов с внутренним протектором.....	24
<i>А. Е. Розен, А. В. Прыщак, О. Н. Логинов, А. В. Хорин, М. С. Гуськов, А. А. Розен, Е. Г. Исаков, А. О. Корольков, Е. А. Макарова</i> Производство сваркой взрывом бесшовных труб из слоистых металлических материалов повышенной коррозионной стойкости.....	31
<i>Л. Б. Первухин, И. В. Денисов, Т. А. Шишкин, О. Л. Первухина</i> Опыт производства крупногабаритного биметалла титан-сталь для трубных досок конденсаторов АЭС.....	37
<i>А. Е. Розен, А. Е. Корнеев, А. В. Хорин, А. В. Прыщак, А. С. Гуденко, А. А. Розен, Д. В. Козлов</i> Структурообразование межслойных границ слоистого металлического материала при сварке взрывом.....	41
<i>О. Л. Первухина, И. В. Денисов</i> Двухслойные стали для ответственных металлоконструкций.....	46
<i>Т. А. Шишкин, Л. Б. Первухин</i> Комбинированный метод изготовления бронестали.....	53
<i>О. Л. Первухина</i> К вопросу об очистке и активации свариваемых поверхностей при сварке взрывом крупногабаритных листов.....	58
<i>С. Н. Буравова, И. С. Гордолопова, Е. В. Петров</i> Особенности локализации деформации при импульсных нагрузках.....	64
<i>И. В. Сайков, И. Б. Чудаков, Н. Л. Федотова, Н. М. Александрова, Н. А. Полякова, С. Ю. Макушев</i> Высокодемпфирующее состояние в конструкционных биметаллах, полученных сваркой взрывом.....	69
<i>А. Ю. Малахов, И. В. Сайков, И. В. Денисов, С. А. Серолян, И. Е. Семенчук</i> Иницирование порошковой смеси Ni-Al в условиях ударно-волнового и термического воздействия....	77
<i>А. Ю. Муйземнек, Д. В. Козлов, М. С. Гуськов, А. В. Хорин, В. М. Батрашов, А. Д. Гатаулин, А. А. Симаков</i> Исследование структуры и механических свойств слоистого композиционного материала, полученного сваркой взрывом.....	81
<i>А. Ю. Малахов, И. В. Сайков, И. В. Денисов</i> Сварка взрывом жаропрочных сплавов на основе тугоплавких металлов с высокопрочной сталью.....	87
<i>Д. Б. Крюков, А. О. Кривенков, С. Н. Чугунов, Д. В. Межевова</i> Композиционный материал с эффектом самозатачивания, полученный сваркой взрывом.....	92

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-11-246-5-9

С. В. Хаустов, канд. техн. наук, В. В. Пай, д-р физ.-мат. наук, Я. Л. Лукьянов*, с.н.с, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, академик РАН, Е. К. Полуновский, магистрант, А. И. Божков, магистрант, П. М. Сазыкин, магистрант, М. В. Шевченко, магистрант*

ИЗМЕРЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ В ШВЕ И ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЕ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

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

В данной работе приведены результаты измерения температуры на границе соединения и в околошовной зоне с помощью разработанных расчетно-экспериментальных методов, основанных на использовании естественных термопар. Показано, что при сварке взрывом материалов с развитым волнообразованием на границе соединения, основное тепловыделение происходит в локальной области, ограниченной размерами образующихся волн.

Ключевые слова: сварка взрывом, температура, естественная термопара, околошовная зона, волнообразование

*S. V. Khaustov, V. V. Pai, Ya. L. Lukyanov, V. I. Lysak, S. V. Kuz'min, E. K. Polunovsky,
A. I. Bozhkov, P. M. Sazykin, M. V. Shevchenko*

TEMPERATURE MEASUREMENT AT THE BOUNDARY OF THE JOINT AND HEAT-AFFECTED ZONE IN EXPLOSION WELDING

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

** Lavrentyev Institute of hydrodynamics, SB RAS, Novosibirsk, pai@hydro.nsc.ru*

This paper presents the results of measuring the temperature at the joint boundary and in the heat-affected zone using the developed computational and experimental methods based on the use of natural thermocouples. It is shown that in explosion welding of materials with developed wave formation at the joint boundary, the main heat release occurs in a narrow region limited by the size of the generated waves.

Keywords: explosion welding, temperature, natural thermocouple, heat-affected zone, wave formation

Повышение температуры материалов при их импульсном деформировании во время сварки взрывом определяет возможность получения качественного соединения и существенно зависит от условий нагружения [1]. Локальные участки оплавленного металла и сплошные прослойки расплава на границе соединения, обусловленные совместной пластической деформацией свариваемых материалов, могут приводить к снижению прочностных свойств соединения [2]. Ввиду отсутствия в настоящее время адекватной физической модели деформации металлов, полное теоретическое описание тепловых процессов в условиях сварки взрывом затруднительно. В связи с этим актуально развитие экспериментальных методов определения температуры при сварке взрывом.

Наиболее подходящим способом измерения температуры в условиях сварки взры-

вом будут нелокальные варианты термодинамического метода [3, 4]. 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.

Опыты со слоистыми вставками в свариваемых пластинах показывают [5], что их заметная деформация происходит в прилегающей к шву области, сопоставимой по размерам с размерами волн. Для упрощения расчетов будем считать, что во всей области течения металл движется вдоль оси x с постоянной скоростью V_k . Погрешность расче-

деление зависимости температуры $T(x,0)$ на границе Γ по измеренной зависимости $U(x)$ на границах Γ_1, Γ_2 .

Сначала методом диффузии частиц решалась прямая задача для уравнения (1) в случае, когда мгновенный точечный источник диффузии расположен в точке x_0 (см. рис. 2). То есть, находилось распределение электрического потенциала на свободных границах течения при условии, что температура на границе Γ : при $x > x_0$ равна T_1 , а при $x \leq x_0$, T_0 . Разность потенциалов между точками границы, имеющими координаты X_i, X_j , будет пропорциональна числу частиц, вышедших на границу между этими точками:

$$U_{i,j} = AN_{i,j},$$

где A – коэффициент пропорциональности, $N_{i,j}$ – число частиц, вышедших на свободную границу между точками границы X_i, X_j . Пусть точечный источник испустил число частиц N_0 , пропорциональное скачку температуры δT :

$$N_0 = A(S_K - S_M)\delta T,$$

с тем же коэффициентом пропорциональности A , тогда:

$$\frac{U_{i,j}}{(S_K - S_M)\delta T} = \frac{N_{i,j}}{N_0},$$

$$U_{i,j} = \frac{N_{i,j}}{N_0}(S_K - S_M)\delta T, \quad (2)$$

где N_0 – общее количество выпущенных источником частиц.

Значит, если на границе раздела медь-константан есть скачок температуры δT , то на Γ_2 появится распределение электрического потенциала $U_0(x)$, описываемое фор-

мулой (2).

Пусть источники распределены вдоль границы раздела Γ с плотностью $\rho_0(x)$, тогда:

$$A\rho_0(x) = (S_K - S_M)\frac{\partial T}{\partial x},$$

$$U(x) = \int_0^{+\infty} (S_K - S_M)\frac{\partial T(\xi)}{\partial \xi} U_0(x - \xi) d\xi \quad (3)$$

В уравнении (3) левая часть определялась экспериментально (см. рис. 3), функция $U_0(x)$ вычислялась методом диффузии частиц. Зависимость $T(x)$ определялась из (3) представляющее собой некорректное уравнение Фредгольма 1-го рода, которое решалось методом параметризации, используя априорную информацию об искомом решении, в виде:

$$T(x) = (T_* - T_{ост}) \exp(\alpha x^2) + T_{ост}, \quad (4)$$

где T_* и $T_{ост}$ – температура в точке контакта и остаточная температура в шве, соответственно, и рассчитываются как:

$$U_{max} = \int_{T_0}^{T_*} (S_K - S_M) dT,$$

$$U_{min} = \int_{T_0}^{T_{ост}} (S_K - S_M) dT,$$

где U_{max} и U_{min} определяются по экспериментальной осциллограмме (см. рис. 3).

Варьируя значение α , добивались наилучшего совпадения рассчитанной функции $U(t)$ с экспериментально определенной. На рис. 4 показано рассчитанная таким образом зависимость температуры шва от времени в сечении, соответствующем месту прикрепления измерительного провода к константановой пластине. Так как при расчете температуры в шве по измеренным величинам термо-ЭДС рассматривалась ста-

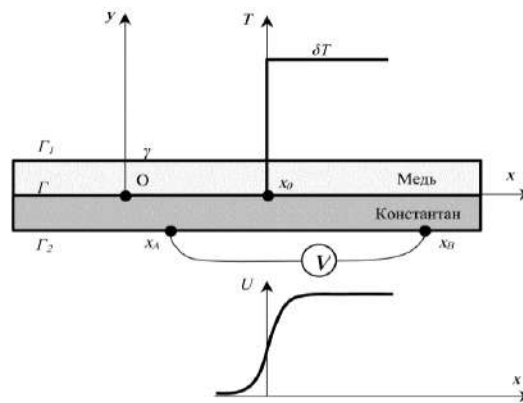


Рис. 2. Область течения металла при сварке взрывом меди с константаном

ционарная модель процесса, то температура в шве будет усредненной по периоду волны. Надо отметить, что в зоне волнообразования, где свариваемые материалы значительно деформируются, могут присутствовать как участки без оплавов, так и участки расплавленного материала, перегретые выше температуры плавления. Однако, уже через ~ 1 мкс в процессе остывания неоднородно нагретого шва температура в этой области за счет теплопроводности выравнивается, и расчетная температура соответствует средней температуре шва.

Для определения температуры в околошовной зоне при сварке взрывом был разработан следующий метод.

На константановую пластину толщиной

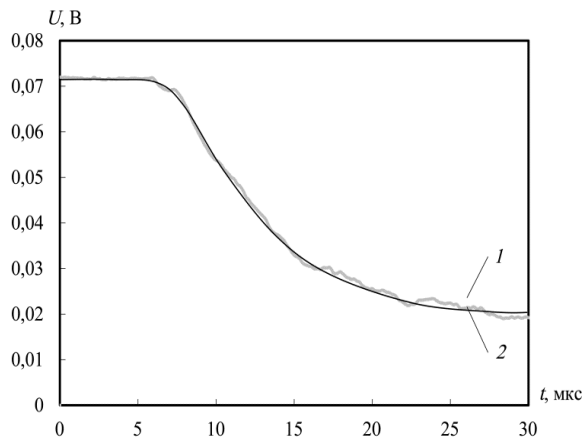


Рис. 3. Зависимость термо-ЭДС от времени:

1 – эксперимент; 2 – расчет по (3)

2,5 мм предварительно наносился сваркой взрывом медный слой толщиной 0,3 мм. Затем проводился отжиг в вакуумной печи при $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 1 часа. В середине получившейся заготовки 1 (рис. 5, а) вырезался прямоугольный колодец, в который через слой диэлектрика помещался термопарный датчик 2 из того же материала. Далее на неподвижную медно-константановую пластину с размещенным внутри нее термопарным датчиком металась медная пластина 3 толщиной 2 мм. Для определения температуры по экспериментально измеренному напряжению термопарного датчика, последний тарировался в статических условиях в интервале температур $\sim 30 \dots 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 5, б).

Таким образом, регистрировалась за-

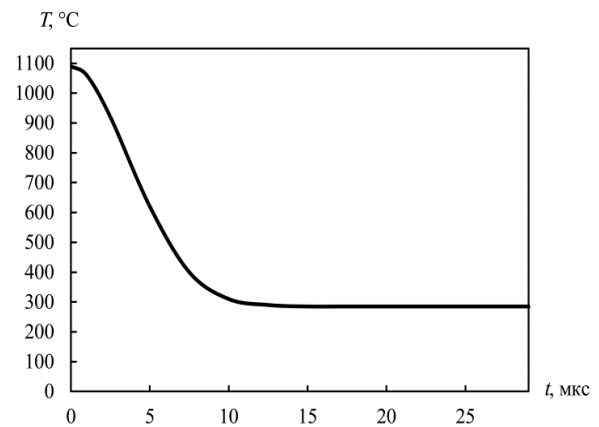
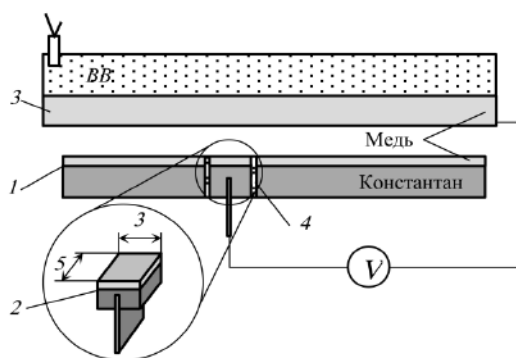
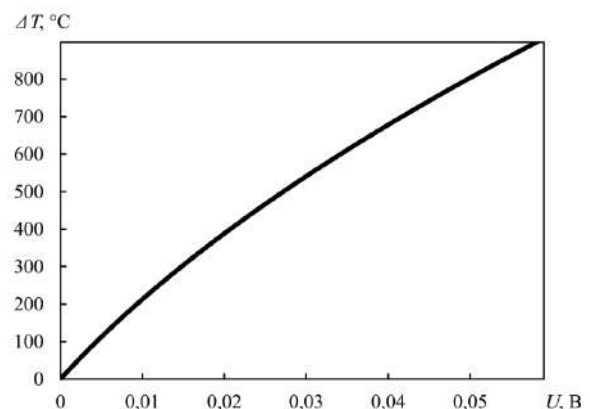


Рис. 4. Зависимость температуры шва от времени при сварке взрывом



а)

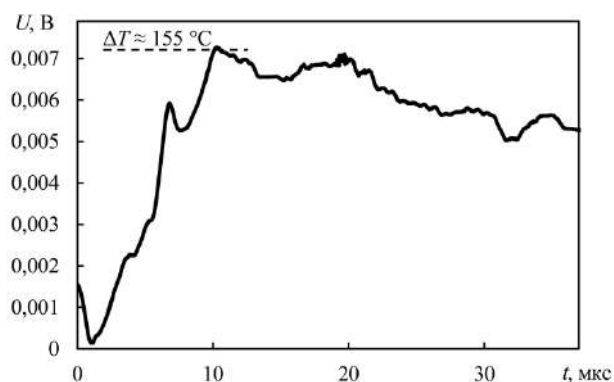


б)

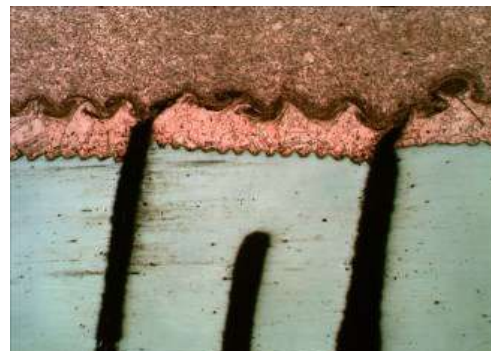
Рис. 5. Схема измерения температуры на расстоянии 0,3 мм от шва при сварке взрывом (а) и тарировочная кривая медно-константановой термопары (б):

1 – медно-константановая неподвижная пластина; 2 – термопарный датчик;

3 – метаемая медная пластина; 4 – изолятор



а)



б)

Рис. 6. Зависимость термо-ЭДС от времени на расстоянии 0,3 мм от границы соединения (а) и микроструктура зоны соединения и ОШЗ при сварке взрывом меди с константаном (б)

висимость термо-ЭДС (рис. 6, а) от времени на расстоянии от сварного шва равном толщине медного слоя, а затем с помощью тарировочной кривой (см. рис. 5, б) пересчитывалась в температуру. Поскольку температура вдоль датчика будет неравномерной, то линейный размер датчика вдоль оси шва (3 мм) будет определять временное разрешение термопары, равное $\sim 1,5$ мкс.

Максимум измеренного термо-ЭДС составил $\sim 7,1$ мВ, что соответствует $\Delta T \approx 155$ °C и достигается он спустя ~ 10 мкс, с момента начала повышения температуры. Это говорит о том, что нагрев осуществляется путем теплопроводности от неоднородно нагретого сварного шва.

На рис. 6, б показана микроструктура сваренных взрывом медной пластины с константановой пластиной и медно-константановым датчиком. Видно, что местные разрезы не нарушают картину течения металла и при переходе на термопарный датчик характер деформации и параметры волн на границе соединения существенно не меняются. Также видно, что заметная деформация (а значит и тепловыделение) происходит только в области, сопоставимой с размерами образующихся в процессе сварки взрывом волн.

Выводы

Разработаны методики измерения температуры в сварном шве и околошовной зоне в условиях сварки взрывом. Показано, что при сварке взрывом материалов с развитым волнообразованием на границе соединения, основное тепловыделение происходит в локальной области, ограниченной размерами образующихся волн.

Библиографический список

1. Lysak, V. I. Lower boundary of metal explosive welding. Evolution of ideas / V. I. Lysak, S. V. Kuzmin // Journal of Materials Processing Technology. – 2012. – Vol. 212, iss. 1. – Pp. 150-156.
2. Седых, В. С. Сварка взрывом и свойства сварных соединений / В. С. Седых, Н. Н. Казак. – М.: Машиностроение, 1971. – 70 с.
3. Об измерении поля температуры при плоском установившемся течении металла / С. Н. Ишуткин, Г. Е. Кузьмин, В. В. Пай, Л. Л. Фрумин // Журнал прикладной механики и технической физики. – 1992. – №2. – С. 157-165.
4. Кузьмин, Г. Е. Экспериментально-аналитические методы в задачах динамического нагружения материалов / Г. Е. Кузьмин, В. В. Пай, И. В. Яковлев. – Новосибирск: Издательство СО РАН, 2002. – 315 с.
5. Особенности пластического деформирования металла околошовной зоны при сварке взрывом меди с алюминием / С. В. Кузьмин, А. П. Пеев, В. И. Лысак, Е. А. Чугунов // Физика и химия обработки материалов. – 2003. – №1. С.71-76.
6. Ландау, Л. Д. Электродинамика сплошных сред / Л. Д. Ландау, Е. М. Лифшиц. – М.: Наука, 1982. – 624 с. – 496 с.

А. В. Крохалев, д-р. техн. наук, В. О. Харламов, канд. техн. наук, Е. А. Иваненко, аспирант, Д. Р. Черников, аспирант, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, академик РАН

ПОЛУЧЕНИЕ ПОКРЫТИЙ ИЗ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ПУТЕМ ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ СМЕСЕЙ ПОРОШКОВ КАРБИДА ХРОМА И ТИТАНА НА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОДЛОЖКАХ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Описаны принципиальные особенности механизма формирования покрытий из твердых сплавов в процессе их получения взрывным прессованием смесей порошков Cr_3C_2 и Ti на металлических подложках. Рассмотрены фазовый состав и структура покрытий, нанесенных с использованием нагружения плоской нормально падающей детонационной волной и скользящего нагружения.

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

A. V. Krokhalev, V. O. Kharlamov, E. A. Ivanenko, D. R. Chernikov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak

OBTAINING COATINGS FROM HARD ALLOYS BY EXPLOSIVE LOADING OF MIXTURES OF CHROME CARBIDE AND TITANIUM CARBIDE POWDERS ON METAL BASES

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The principal features of the mechanism of formation of coatings from hard alloys during their production by explosive pressing of mixtures of Cr_3C_2 and Ti powders on metal substrates are described. The phase composition and structure of coatings deposited using loading by a plane normally incident detonation wave and sliding loading are considered.

Keywords: powder coating, hard alloy, explosive pressing, chromium carbide, titanium

В настоящее время для получения износостойких покрытий из твердых сплавов все чаще используется взрывное нагружение смесей порошков тугоплавких карбидов (таких, например, как карбид хрома Cr_3C_2) с металлами [1, 2], обеспечивающее возможность формирования твердых сплавов непосредственно на стадии прессования. При этом в большинстве случаев используются схемы, предусматривающие размещение порошка непосредственно на поверхности

плакируемой заготовки и его нагружение скользящей (рис. 1, а) или нормально падающей детонационной волной (рис. 1, б).

При нагружении порошков на металлической подложке плоской нормально падающей детонационной волной опасность «выноса» [3] материала покрытия в процессе ударно-волновой обработки отсутствует, а само покрытие при использовании оптимальных режимов нагружения должно формироваться из всего слоя исходной порош-

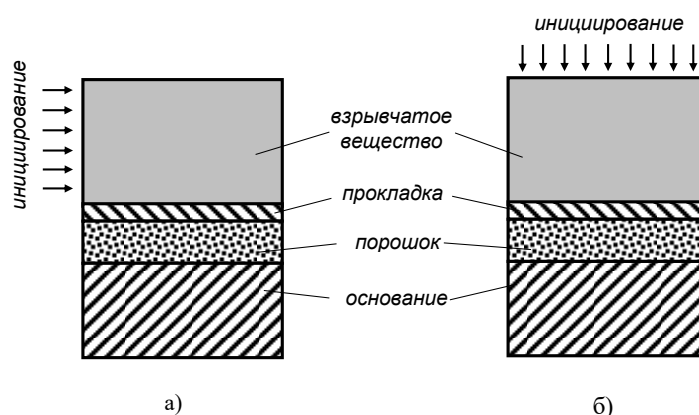


Рис. 1. Схема нагружения порошковых смесей взрывом:
а – скользящее нагружение; б – нагружение нормально падающей детонационной волной

ковой смеси и полностью оставаться на поверхности монолитного основания.

Использование данной схемы нагружения для прессования порошковых смесей Cr_3C_2 и Ti позволяет получать (при использовании титановой связки в количестве 40 и 50 об. % и режимов нагружения, обеспечивающих разогрев порошка в ударных волнах до температур 650-950 °С) прочно сцепленные со стальным основанием практически беспористые покрытия (рис. 2, а), химический состав структурных составляющих которых соответствует составу исходных компонентов порошковой смеси (рис. 2, б).

Следует отметить, что подобный фазовый состав является термодинамически

неравновесным. Как показывают расчёты, выполненные с помощью программного пакета Thermo-Calc (рис. 3), в сплавах карбида хрома с 40 масс. % титана (что соответствует 50 об. % связки) равновесными фазами являются карбид титана TiC и твердый раствор титана в хrome Cr(Ti). Сохранение фазового состава порошкового материала в процессе взрывного прессования свидетельствует о том, что за время его протекания (включая время охлаждения двухслойной заготовки после ударно-волнового сжатия) диффузионного перераспределения элементов в достаточной для существенного изменения фазового состава материала степени происходить не успевают.

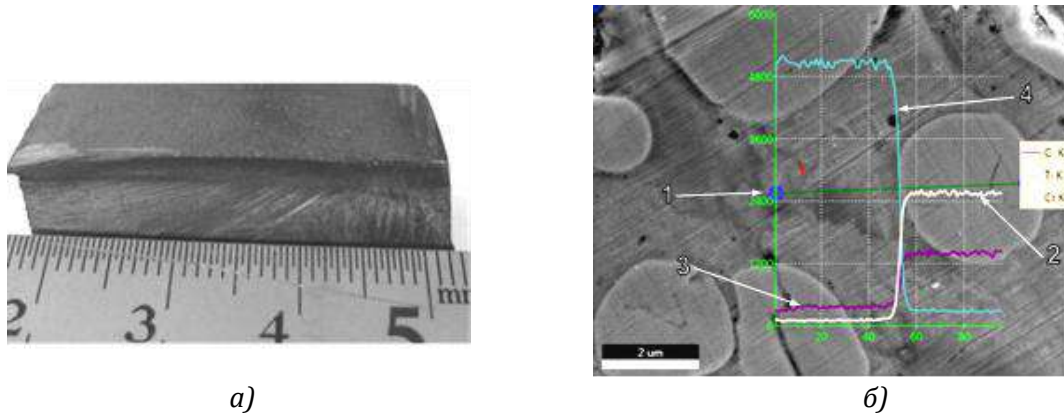


Рис. 2. Внешний вид (а), структура и распределение элементов между фазами (б) покрытий из твердого сплава Cr_3C_2 -Ti, полученного с использованием нагружения плоской нормально падающей детонационной волной: 1 – линия сканирования состава; 2, 3 и 4 – содержание Cr, C и Ti соответственно

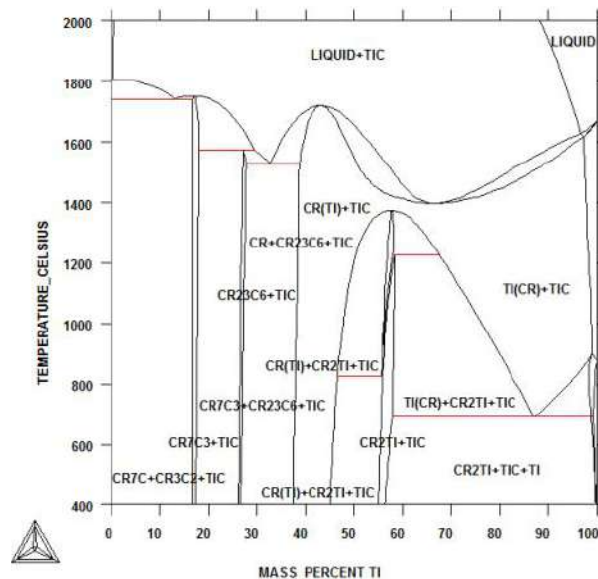


Рис. 3. Квазибинарное сечение Cr_3C_2 -Ti системы Cr-C-Ti

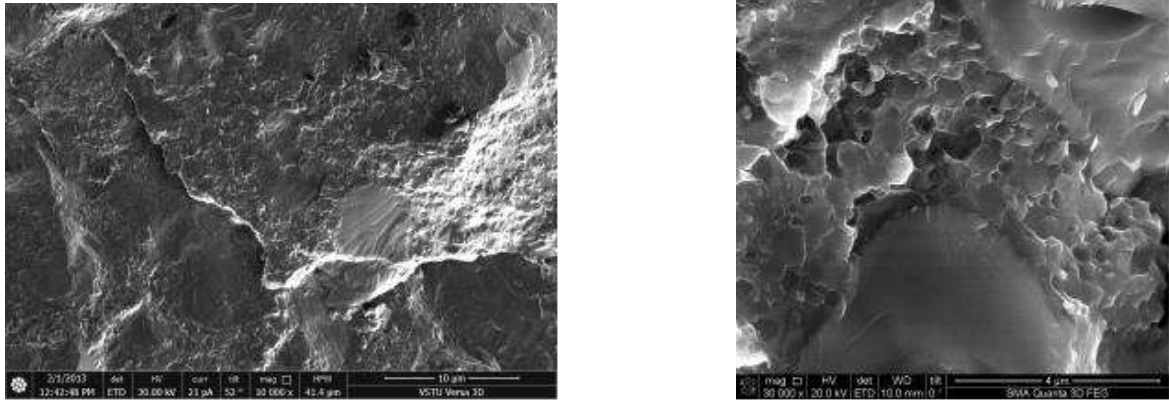


Рис. 4. Вид излома образцов сплавов системы $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$

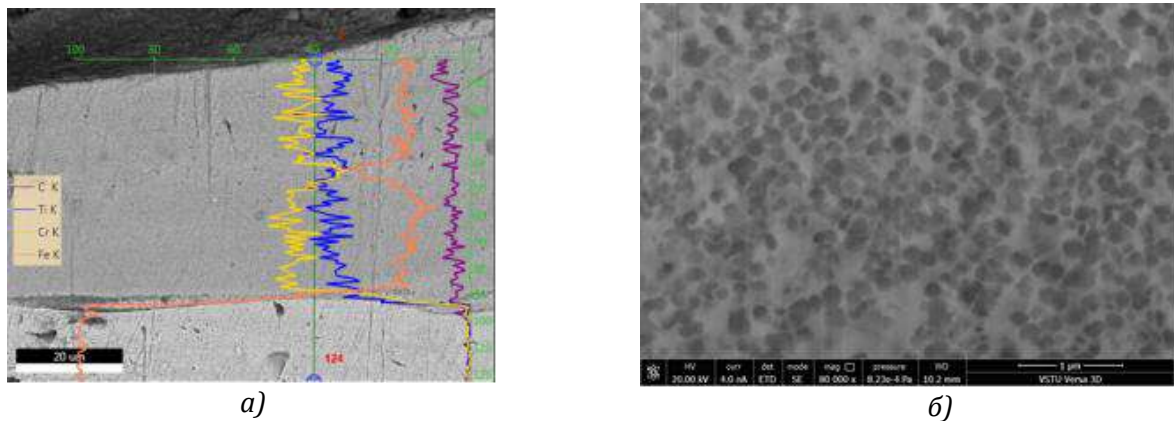


а)

б)

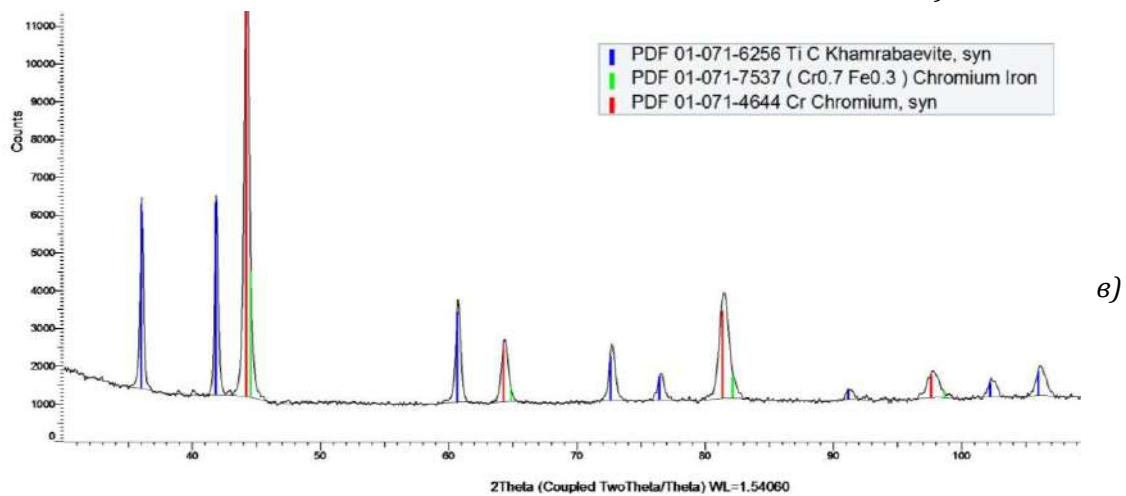
Рис. 5. Проявление «сноса» покрытий из твердых сплавов карбида хрома с титаном при скользящем нагружении:

а – общий вид образцов; б – сохранение покрытия на начальном участке



а)

б)



в)

Рис. 6. Распределение элементов по толщине (а), микроструктура (б) и фазовый состав (в) слоев, образующихся на поверхности стальной подложки в результате «сноса»

Вместе с тем длительность температурно-силового воздействия оказывается достаточной для формирования прочного соединения между составляющими исходной порошковой смеси, что проявляется как в высоких значениях твердости (существенно превышающих 600HV даже при использовании 50 об. % титановой связки), так и в межкристаллитном характере излома материала покрытий (рис. 4).

При взрывном плакировании порошковыми твердыми сплавами заготовок деталей достаточно большой площади скользящее нагружение является более удобным, чем нагружение нормально падающей детонационной волной [4]. Однако, что при его использовании (в отличие от плоского нагружения) достижение необходимых физических условий сжатия порошка еще не является гарантией получения из него покрытия с исходным фазовым составом. Это связано с тем, что в процессе ударно-волновой обработки может наблюдаться вынос уплотненного взрывом порошкового слоя («снос» покрытия по терминологии [5]) с поверхности покрываемой заготовки за счет горизонтальной составляющей массовой скорости частиц спрессованного материала (рис. 5).

При сдвиге уплотненного слоя по поверхности подложки за счет трения происходит дополнительное тепловыделение, разогрев и оплавление материалов как покрытия, так и подложки. В результате на ее поверхности формируется монолитный «наплавленный» слой толщиной порядка 75 мкм, содержащий в своем составе как элементы исходной порошковой смеси (Ti, Cr, C), так и Fe (рис. 6, а).

Фазовый состав «наплавленного» слоя (рис. 6, в) близок к термодинамически равновесному для сплава Cr_3C_2 -Ti с содержанием титана 40 масс. % (см. рис. 3), с тем отличием, что в нем кроме карбида TiC и хрома

присутствует твердый раствор железа в хrome. Все фазовые составляющие отчетливо различимы в структуре слоя (рис. 6, б) и отличаются высокой дисперсностью, что свидетельствует о высоких скоростях охлаждения расплава за счет интенсивного отвода тепла в подложку.

Проведенные исследования позволяют сделать вывод, что, изменяя схему нагружения взрывом порошкового слоя на поверхности подложки, можно принципиально изменять механизм формирования покрытий и получать как достаточно толстые напесованные слои с неизменным (по сравнению с исходным) термодинамически неравновесным составом, так и тонкие наплавленные покрытия с высокой дисперсностью структуры и равновесным фазовым составом.

Библиографический список

1. Основы технологии получения износостойких покрытий из смесей порошков карбида хрома с металлической связкой взрывным прессованием / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2018. – № 3. – С. 68-83.
2. Закономерности формирования твердых сплавов из смесей порошков карбида хрома с титаном с использованием энергии взрыва / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2012. – № 1. – С. 32-37.
3. Особенности сохранения порошковых покрытий системы $Cr(3)C(2)$ – Ti при их нанесении на стальные основания с использованием нагружения плоской нормально падающей детонационной волной / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. – Волгоград, 2018. – № 3 (213). – С. 40-44.
4. Прессование порошков взрывом: монография / В. И. Лысак, А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. Д. Рогозин, А. М. Каунов. – Москва, 2015. – 252 с.
5. Каунов, А. М. Нанесение порошков на металлические поверхности с помощью конденсированных взрывчатых веществ / А. М. Каунов, А. В. Шамрей // Физика и химия обработки материалов. – 1983. – № 2. – С. 25-31.

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-11-246-14-18

В. И. Кузьмин, канд. техн. наук, В. И. Лысак, академик РАН, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, Е. В. Кузьмин, канд. техн. наук, В. О. Харламов, канд. техн. наук, Я. В. Мельников

ПЕРСПЕКТИВЫ СОЗДАНИЯ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ ДИСКРЕТНО-АРМИРОВАННЫХ БРОНЕВЫХ КОМПОЗИТОВ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В работе представлены результаты исследований по созданию сваркой взрывом дискретно-армированной композиционной брони (ДАК). Приведены преимущества композитной брони нового поколения и сравнительные данные с лучшими аналогами отечественных бронежилетов и бронепанелей. На основе результатов баллистических испытаний установлено, что броня ДАК соответствует уровню защиты по 5 классу, т. е. не пробивается пулями повышенной твердости. Показано, что даже после многократных пулевых попаданий броня ДАК сохраняет свою целостность и прочность.

Ключевые слова: сварка взрывом, броневые материалы, композит, баллистические испытания, микроструктура

V. I. Kuz'min, V. I. Lysak, S. V. Kuz'min, E. V. Kuz'min, V. O. Kharlamov, Ya. V. Mel'nikov

PROSPECTS FOR CREATING DISCRETE-REINFORCED ARMOR COMPOSITES BY EXPLOSION WELDING

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The paper presents the results of research on the creation of discrete-reinforced composite armor (DAC) by explosion welding. The advantages of new-generation composite armor and comparative data with the best analogues of domestic bullet-proof vests and armor panels are presented. Based on the results of ballistic tests, it was found that the DAC armor corresponds to the level of protection for class 5, i.e. it is not penetrated by bullets of increased hardness. It is shown that even after multiple bullet hits, the DAC armor retains its integrity and strength.

Keywords: explosion welding, armor materials, composite, ballistic testing, microstructure

Важнейшей задачей по созданию надежных и эффективных средств защиты личного состава и военной техники от проникновения поражающих элементов (пуль, снарядов, осколков) является разработка принципиально новых конкурентоспособных броневых материалов и конструкций, сочетающих высокую живучесть, долговечность при минимальной массе и стоимости изготовления. Современные броневые материалы условно классифицируются на четыре основные группы (рис. 1): металлическая броня, керамическая броня, полимерная (текстильная) броня и комбинированная броня [1 ... 4].

Несмотря на бурное развитие военного научно-технического прогресса и разработки новых технологий в области защиты личного состава и военной техники сталь и ее сплавы все еще остаются одними из основных броневых материалов в вооружен-

ных силах РФ (производители брони: НИИ Стали, НПП Класс, НПО Специальных материалов, фирма Форт-технология, компания СПЛАВ). Основным недостатком стальной брони является ее большая масса. Так, при защите от стрелкового оружия по 5 классу (ГОСТ Р 50744-95) средняя поверхностная плотность стальной брони составляет 60-65 кг/м², а по 6 классу защиты – более 80 кг/м². К другим недостаткам следует отнести разлет осколков в результате разрушения (или рикошета) пули при встрече ее со стальной броней и отсутствие полноценной защиты от пуль с броневой термоупрочненным сердечником.

В последние годы большой интерес проявляется к керамической брони (производители брони: ООО «Алокс», ООО «Вириал», ОАО «НЭВЗ-керамикс», ЦНИИМ, TenCate Armor – США, Barat – Германия). Керамические броневые материалы обладают меньшей

плотностью и более высокой твердостью по сравнению с броневыми сталями, обеспечивая при этом максимальный уровень защиты. Однако керамика обладает низкой ударной вязкостью, что приводит, как правило, к разрушению броневых элементов уже после

брони обычно не превышают 3 класса защиты).

Следует отметить, что каждый вид из рассмотренных броневых материалов обладает своими преимуществами и недостатками. Вместе с тем в последние годы особую



Рис. 1. Классификация броневых материалов

первого его поражения баллистическим индентером, т. е. такая броня имеет низкую живучесть. При этом цена керамической брони достаточно высока по сравнению со стальной броней.

С приходом в 21-ом веке нанотехнологий появилось новое поколение текстильной (полимерной) брони на основе арамидных волокон и сверхвысокомолекулярного полиэтилена. Основой такой брони являются ткани различной структуры, пропитанные металлическими или керамическими частицами: kevlar, spectra (США), twaron, dyneema (Нидерланды), СВМПЭ, РУСАР (Россия) и др. К основным преимуществам тканевой брони следует отнести ее малый вес, гибкость, комфортность при эксплуатации изделия, а к недостаткам – ее высокую стоимость и ограничения по степени защиты (тканевые

актуальность приобретает проблема защиты от средств поражения, обладающих высокой проникающей способностью, например, броневой пули с термоупрочненными сердечниками.

Целью данной работы являлось создание дискретно-армированной композиционной брони (ДАК) нового поколения на основе оптимизации весовых и баллистических характеристик, рационального конструирования структуры, сочетания слоев и ингредиентов, входящих в броневую композицию.

В настоящее время наиболее перспективный путь совершенствования средств защиты личного состава и военной техники от проникновения поражающих элементов – это создание комбинированной (композитной) брони [5 ... 7]. Данная группа брони основана на комбинации базовых подходов

при конструировании средств защиты с применением слоистых, армированных и супергибридных броневых материалов (рис. 1). Поэтому при разработке новой брони за основу был выбран вариант комбинированной брони ДАК с применением современных материалов и рациональном конструировании структуры броневое композита.

Основные принципы проектирования брони ДАК заключаются в рациональном конструировании структуры, слоев и ингредиентов, выполняющих различные функциональные задачи. Так, металлические (керамические) тела качения изменяют траекторию полета, тормозят и сплющивают пулю; «мягкая» алюминиевая матрица (наполни-

тель) запрещает разлет осколков и делает броню ремонтноспособной в боевых условиях; высокопрочный титановый слой осуществляет функции окончательного погашения кинетической энергии пули и ее полную остановку. При этом очень важно, чтобы все элементы и ингредиенты брони составляли единую цельную конструкцию и имели прочную связь между собой. С учетом того, что все составные элементы брони выполнены из разнородных материалов, то наиболее перспективным технологическим процессом ее изготовления является метод сварки взрывом, позволяющий получать прочно-плотные соединения с различным сочетанием слоев и ингредиентов (металли-

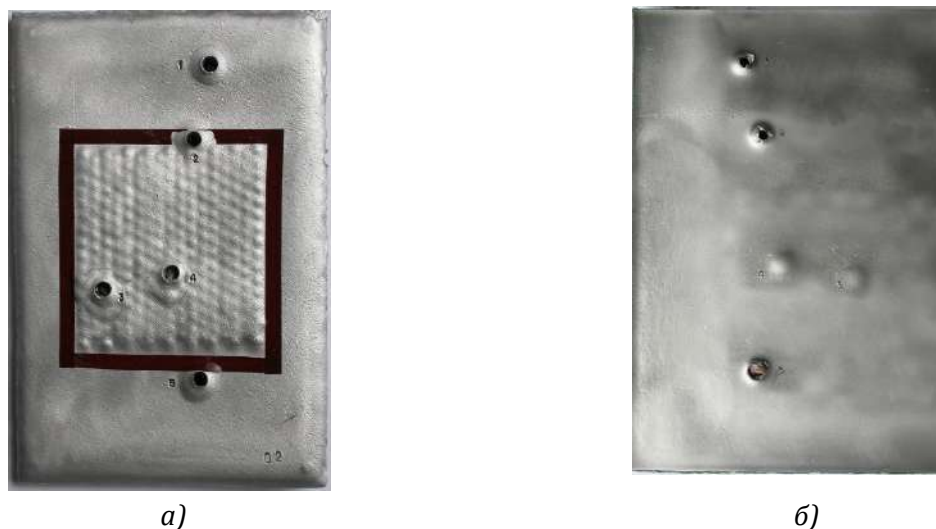


Рис. 2. Фотографии фронтальной (а) и тыльной (б) стороны опытного образца брони после стрелковых испытаний из автомата АКМ термоупрочненной пулей калибра 7,62 мм (темным квадратом выделен участок композитной брони ДАК):
1,2,5 – сквозные отверстия от пули; 3, 4 – вмятины от застрявшей в броне пули

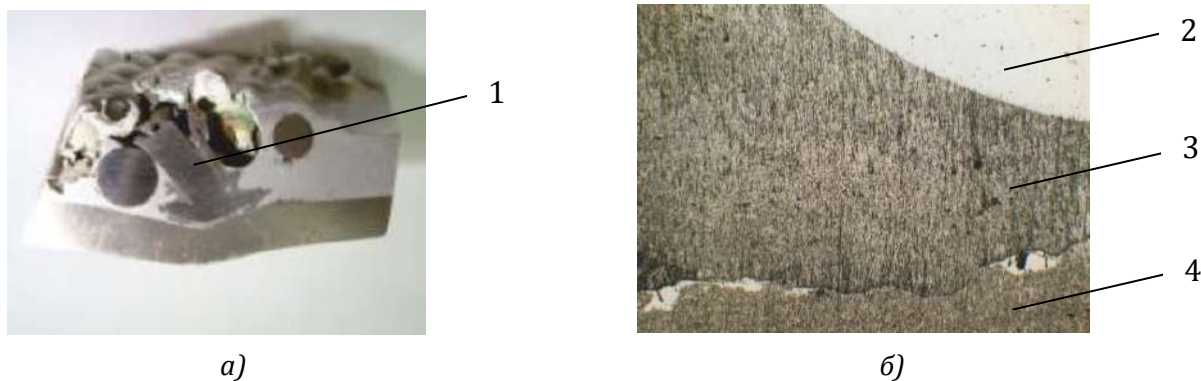


Рис. 3. Макрошлиф участка брони ДАК (а) и микроструктура границы соединения композита (б) после стрелковых испытаний ($\times 50$):
1 – застрявшая в броне пуля; 2 – тело качения (шарик); 3 – слой матрицы; 4 – основной слой

ческих и неметаллических).

На базе результатов проведенных исследований на кафедре «Оборудование и технология сварочного производства» ВолгГТУ создана дискретно-армированная компози-

е. не пробивается пулями повышенной твердости. При этом следует отметить высокую живучесть и быструю ремонтноспособность брони ДАК в боевых условиях. Так, отверстия от застрявших в броне пуль до-

Сравнение отечественных бронезилетов и бронепанелей с новой броней ДАК

Наименование бронезилета (бронепанели)	Класс защиты по ГОСТ Р 50744-95	Площадь броневых панелей, дм ²	Вес брони, кг	Толщина брони, мм	Материал брони
Спецназ	4 класс (Бр4)	6,4	5,1	-	керамика
6Б23-2		8+8	7,2	-	керамика+сталь
Кираса универсал		13,5	8,1	-	сталь
Бронепанель		7,5	3,8	6,5	сталь 44С
Бронепанель		7,5	3,8-5,9	6,5-10	сталь С-500
ДАК-4		7,5	3,7-3,9	18-20	дискретно-армированный композит
ДАК-4к (в перспективе)		7,5	3,1-3,5	15-17	дискретно-армированный керамо-композит
Миротворец	5 класс (Бр5)	16	10,7	-	керамика
Штурм-ВВ		18	14,5	-	сталь
Бронепанель		7,5	7,0-8,2	12-14	сталь С-500
Бронепанель		7,5	8,2	14	сталь 37У
ДАК-5		7,5	4,9-5,6	21-23	дискретно-армированный композит
ДАК-5к (в перспективе)		7,5	4,2-4,7	18-20	дискретно-армированный керамо-композит
6Б43 (Ратник)		7,2+8,2	9	-	органо-керамика
Корунд-ВМК	6 класс (Бр6)	6+2,2	10,9	-	керамика+сталь
Бронепанель		7,5	9,4-14,6	16-25	сталь С-500
Бронепанель		7,5	11,7	20	сталь 37У
ДАК-6		7,5	6,3-6,9	24-26	дискретно-армированный композит
ДАК-6к (в перспективе)		7,5	5,7-6,1	21-23	дискретно-армированный керамо-композит

ционная броня ДАК нового поколения, сочетающая высокую живучесть, прочность, долговечность при минимальной поверхностной плотности брони [8, 9].

Изготовленные сваркой взрывом опытные образцы брони ДАК были подвергнуты баллистическим испытаниям на базе Волгоградской академии МВД из автомата АКМ пулями калибра 7,62 мм с термоупрочненным стальным сердечником. Результаты стрелковых испытаний показали (рис. 2), что броня ДАК соответствует уровню защиты по 5 классу согласно ГОСТ Р 50744-95, т.

статочно легко и быстро зачеканиваются молотком со стороны «мягкого» алюминиевого слоя. Для полного восстановления поврежденной брони в отверстия от пуль можно вставить высокопрочные металлические или керамические тела качения (шарики) с последующей их запрессовкой молотком.

На рис. 3, а представлен макрошлиф участка брони ДАК, где четко видно, что пуля при встрече с шариком меняет свое направление, тормозится и полностью останавливается, упрочняя тем самым кон-

струкцию брони, а осколки застревают в алюминиевом слое матрицы. Металлографические исследования микроструктуры показали, что даже после многократных пулевых попаданий броня ДАК сохраняет свою целостность и прочность (рис. 3, б).

Броня нового поколения ДАК благодаря уникальности разработок обладает рядом преимуществ:

- возможность создания брони разных степеней защиты (от класса защиты Бр3 до Бр6) за счет конструирования брони заданной структурой, с различным сочетанием слоев, толщин и ингредиентов;

- универсальность брони, предназначенной как для защиты личного состава, так и для защиты жизненно важных узлов военной техники (бронемашин, мобильных ракетных и радиолокационных установок, катеров и др.);

- поверхностная плотность брони не превышает 45-50 кг/м², что существенно меньше лучших отечественных аналогов броневых сталей (более 60 кг/м²);

- высокая степень защиты и живучесть брони (до 7 попаданий на квадратный дециметр, «пуля в пулю»);

- отсутствие возможности рикошета пули и разлета осколков за счет применения в конструкции «мягкой» матрицы;

- возможность быстрой ремонтноспособности брони в боевых условиях;

- в перспективе возможность существенно уменьшить вес брони (на 20-30 %) за счет введения облегченных керамических и армированных элементов.

Сравнение лучших отечественных бронешитов и бронепанелей с броней ДАК показывает (таблица), что изготовленная с помощью сварки взрывом композитная броня по весовым характеристикам значительно легче защитных средств из броневых сталей и практически не уступает лучшим

аналогам керамической брони, существенно превосходя ее в живучести и долговечности.

Выводы:

1. На базе результатов исследований создана дискретно-армированная композиционная броня ДАК нового поколения, сочетающая высокую живучесть, прочность, долговечность при минимальной поверхностной плотности брони.

2. Баллистические испытания показали, что броня ДАК соответствует уровню защиты по 5 классу согласно ГОСТ Р 50744-95, при этом даже после многократных пулевых попаданий новая композитная броня сохраняет свою целостность и прочность.

Библиографический список

1. Кобылкин, И. Ф. Материалы и структуры легкой бронезащиты / И. Ф. Кобылкин, В. В. Селиванов. – М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. – 191 с.
2. Материалы и защитные структуры для локального и индивидуального бронирования / В. А. Григорян, И. Ф. Кобылкин, В. М. Маринин, Е. Н. Чистяков. – М.: РадиоСофт, 2008. – 406 с.
3. Чистяков, Е. Н. Броневые материалы на основе полимерных волокон / Е. Н. Чистяков // Мир и безопасность. – 2014. – № 4. – С. 19-25.
4. Гаршин, А. П. Ударопрочные материалы на основе технической керамики: достижения и перспективы повышения их баллистической эффективности / А. П. Гаршин, В. И. Кулик, А. С. Нилов // Новые огнеупоры. – 2016. – № 4. – С. 53-67.
5. Алексеев, М. О. Современное состояние броневых материалов / М. О. Алексеев, Е. Н. Чистяков, Д. Г. Купрюнин // Экспорт вооружений. – 2017. – Спец. выпуск. – С. 50-56.
6. Чернышов, Е. А. Создание металлокерамических элементов баллистической защиты с применением керамики на основе алюминия / Е. А. Чернышов, В. В. Мыльников, М. В. Мыльникова, А. Д. Романов, Е. А. Романова // Современные наукоемкие технологии. – 2014. – № 4. – С. 97-101.
7. Templeton, D. W. Computational study of a functionally graded ceramic-metallic armor / D. W. Templeton, T. J. Gorsich, T. J. Holmquist // 23-International symposium on ballistics. – Tarragona, Spain, 16-20 april, 2007. – Pp. 1155-1164.
8. Пат. 2315257 РФ, МПК F 41 Н 5/04. Броневой элемент / А. Н. Кривенцов, В. И. Лысак, В. И. Кузьмин, С. В. Кузьмин; ВолгГТУ. – 2008.
9. Пат. 141199 РФ, МПК F41H5/04. Броневой дискретно-армированный элемент / В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, Ю. В. Снежко, А. А. Курин, Н. В. Павличенко; ВолгГТУ. – 2014.

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-11-246-19-23

*Е. В. Кузьмин, канд. техн. наук, М. П. Королев, аспирант, В. И. Лысак, академик РАН,
С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, М. С. Зарубин, магистрант, П. А. Петрушкин, магистрант,
В. А. Львов, магистрант*

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЯ КОМПОЗИТА ТИТАН-СТАЛЬ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ С ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В статье приводятся исследования влияния воздействия ультразвука в ходе взрывного нагружения на процессы формирования соединения композита титан-сталь. Показано, что введение ультразвука в ходе взрывного нагружения приводит к формированию практически прямолинейной границы соединения титана со сталью. Рассмотрен химический состав участков оплавленного металла. Приведены результаты прочности на отрыв слоев композита титан-сталь.

Ключевые слова: сварка взрывом, ультразвук, композиционный материал, титан, сталь, прочность

E. V. Kuz'min, M. P. Korolev, V. I. Lysak, S. V. Kuz'min, M. S. Zarubin, P. A. Petrushkin, V. A. L'vov

FEATURES OF FORMING A COMPOSITE TITANIUM-STEEL JOINT DURING ULTRASOUND-ASSISTED EXPLOSIVE WELDING

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The article presents studies of the influence of ultrasound exposure during explosive loading on the formation of a titanium-steel composite compound. It is shown that the introduction of ultrasound during explosive loading leads to the formation of an almost rectilinear boundary between titanium and steel. The chemical composition of the fused metal sections is considered. The results of the separation strength of layers of the titanium-steel composite are presented.

Keywords: explosion welding, ultrasound, composite material, titanium, steel, strength

Развитие отраслей промышленности, создающих наукоемкую продукцию для предприятий ракетно-космической техники, электрометаллургии, энергетики и нефте- и газодобывающих и перерабатывающих производств, связано с инновациями в сфере получения новых материалов (в частности, композитов) и оптимизации процессов их изготовления [1, 2].

Одним из направлений повышения технологичности изготовления металлических композиционных материалов является разработка и внедрение качественно новых технологий, основанных, в том числе, на комбинированном воздействии нескольких видов энергии или совмещении различных способов ее подвода.

Основной проблемой при получении композиционных разнородных материалов является их резкое различие физико-

механических свойств, что значительно сужает диапазон качественного формирования соединения, вследствие образования структурной и химической неоднородностей, резко снижающих эксплуатационные свойства композитов [1 ... 4].

Сварка взрывом является одним из эффективных инструментов создания высококачественных композиционных материалов благодаря малой длительности процесса формирования соединения [1, 2, 4, 6, 7].

Соединения титана со сталью нашли широкое практическое применение благодаря сочетанию высокой коррозионной стойкости титана с высокими прочностными и технологическими свойствами сталей. Задача получения сваркой взрывом качественного соединения титана со сталью в полной мере не решена вследствие весьма узкого диапазона получения прочного соединения,

а также образования в зоне соединения ряда хрупких интерметаллидов [1, 5 ... 7].

Авторами работ [8 ... 11] на примере ряда однородных и разнородных композитов показано, что сварка взрывом с одновременным воздействием ультразвука позволяет не только существенно расширить область свариваемости (пара медь-алюминий), но и получать на низкоинтенсивных режимах сварки равнопрочные соединения практически без оплавленного металла с минимальным развитием структурной и механической неоднородностей.

В связи с вышеизложенным, целью данной работы явилось исследование влияния воздействия ультразвука в процессе взрывного нагружения на формирование структуры и свойств композита титан-сталь.

Материалы и методика проведения исследований

В качестве исходных материалов использовали пластины из стали Ст3 толщиной 10 мм и титана ВТ1-0 толщиной 5 мм. Сварку взрывом осуществляли при одновременном воздействии ультразвука на неподвижную пластину (исследуемый образец) по схеме с встречно-направленным распространением ультразвуковых колебаний относительно направления процесса сварки [12] на режимах, приведенных в таблице 1. Параметры высокоскоростного соударения свариваемых металлов рассчитывали с использованием пакета прикладных программ EW Calc [13].

Для сравнения результатов исследования одновременно производили сварку взрывом контрольных образцов (таких же пар металлов) на идентичных режимах взрывного нагружения, но без воздействия ультразвука. Контроль скорости детонации взрывчатого вещества осуществляли электроконтактным методом с регистрацией параметров электронной аппаратурой (осциллограф ТЕКТРОНИХ DPO, частотомер ЧЗ-63).

В качестве ультразвукового генератора использовали установку УЗГИ-2 с пьезокерамическим преобразователем и конусным концентратором, характеризующихся простотой, надежностью в работе и возможностью изменения амплитуды колебаний в достаточно широком диапазоне.

Свойства и качество сваренных взрывом композитов оценивали по изменению прочности слоев на отрыв, количества оплавленного металла, параметров волн на границе соединения и микротвердости металла околошовной зоны [14]. Исследования структуры и химического состава зоны соединения проводили на растровом двухлучевом электронном микроскопе VERSA 3D FEI.

Результаты и их обсуждение

Как было отмечено выше снижение прочности композита титан-сталь связано не только с образованием в зоне соединения хрупких интерметаллидов FeTi и Fe₂Ti в результате взаимодействия данного сочетания материалов. Так в работах [1, 4, 7] показано, что одним из условий получения без-

Таблица 1 – Условия проведения опытов

№ обр.	Свариваемые материалы	Толщины, мм	Частота УЗ колебаний, кГц	Амплитуда УЗ колебаний, мкм	Скорость контакта, м/с	Скорость соударения, м/с	Энергия пластической деформации МДж/м ²
1	ВТ1-0+Ст3	5+10	20	5	2200	330	0,7
1к			–	–			

к – контрольный образец

дефектного соединения является ограничение верхнего предела скорости точки контакта значением порядка 2000-2200 м/с.

полученных сваркой взрывом с воздействием ультразвука, прочность на отрыв слоев выше, а количество оплавленного металла

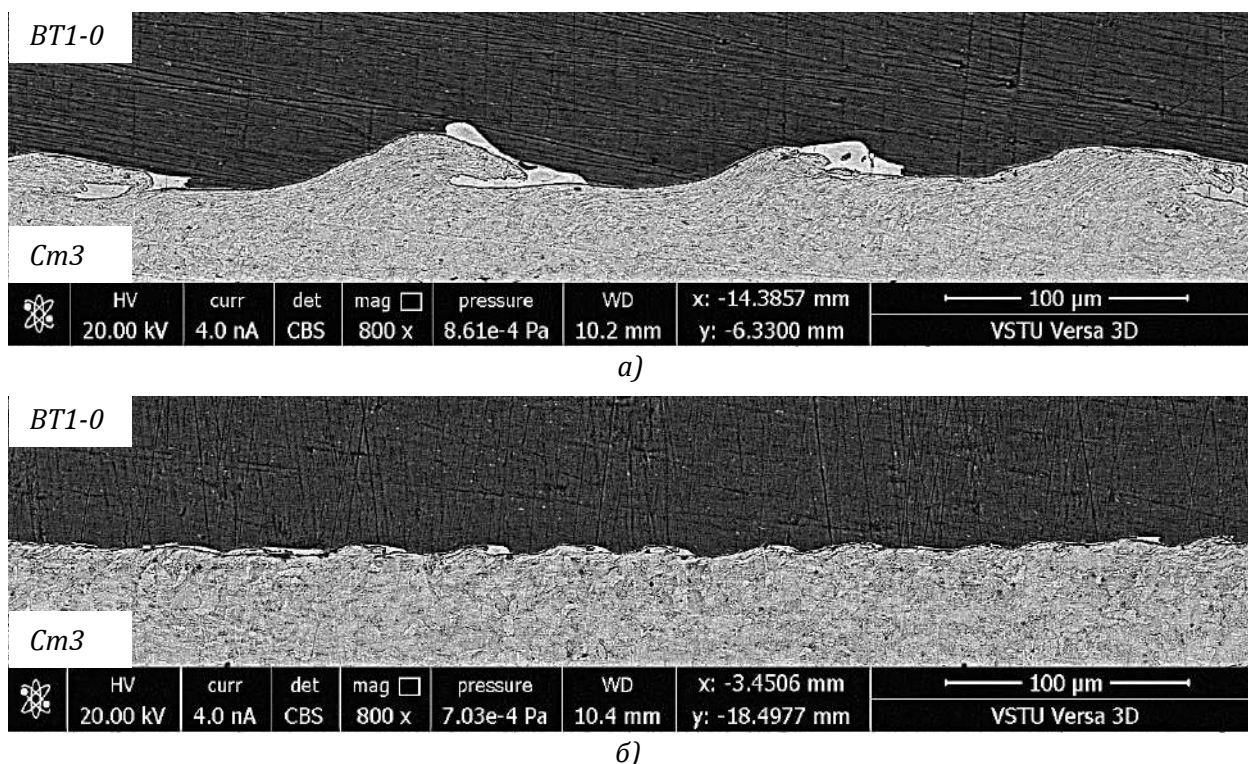


Рис. 1. Микроструктура зоны соединения BT1-0+Ст3, полученного:
а – сварка взрывом (контрольный образец);
б – сварка взрывом с воздействием ультразвука

Помимо значений скорости точки контакта равной 2200 м/с в данной работе были выбраны низкоинтенсивные режимы соударения, обеспечивающие энергетические затраты на пластическую деформацию в ОШЗ на уровне критических значений (см. таблицу 1).

Результаты проведенных исследований показали, что в титано-стальных образцах,

на границе соединения значительно меньше по сравнению с контрольными образцами без воздействия ультразвука (рис. 1, а, б). Так, среднее значение прочности на отрыв слоев в титано-стальных образцах, полученных сваркой взрывом с одновременным воздействием ультразвука, составляло порядка 505 МПа, в то время как в контрольных образцах значение прочности было зна-

Таблица 2 – Сравнительные данные результатов исследования микроструктуры и механических свойств соединения титан-сталь

№ обр.	Свариваемые материалы	Прочность на отрыв слоев, МПа	Удельная площадь оплавленного металла, мкм ² /мкм	Размах волны, мкм	Длина волны, мкм
1	BT1-0+Ст3	505	0,5	4,3	36,5
1к		315	1,7	25,2	154,7

к – контрольный образец

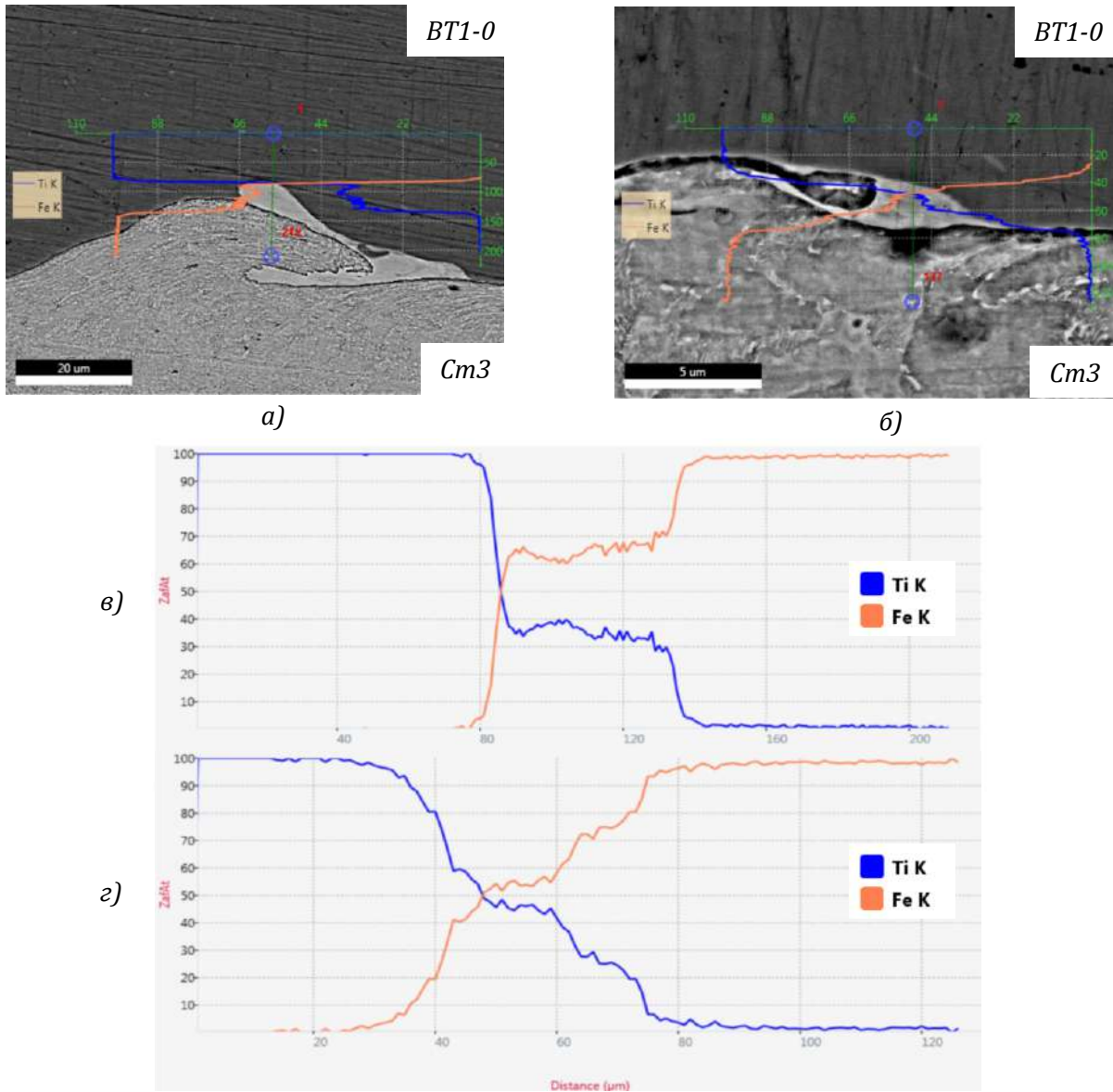


Рис. 2. Распределение элементов в участке оплавленного металла соединения титан-сталь, РЭМ:

а, в – сварка взрывом (контрольный образец);
б, г – сварка взрывом с воздействием ультразвука

чительно меньше – 315 МПа (табл. 2).

Металлографические исследования микроструктуры околшовной зоны показали, что в контрольных образцах граница соединения слоев имеет слабо выраженный синусоидальный профиль с незначительными участками оплавленного металла без завихрений ($2a = 25,2$ мкм; $\lambda = 154,7$ мкм). В образцах, полученных сваркой взрывом с воздействием ультразвука, граница соединения имеет практически прямолинейный профиль ($2a = 4,3$ мкм; $\lambda = 36,5$ мкм) с значи-

тельно меньшим количеством оплавленного металла. Так, удельная площадь оплавленного металла в титано-стальных образцах, полученных сваркой взрывом с воздействием ультразвука, составляла $0,5$ мкм²/мкм, в то время как в контрольных образцах – $1,7$ мкм²/мкм (таблица 2).

Незначительное количество участков оплавленного металла как в контрольных, так и в исследуемых титано-стальных образцах связано с ограничением верхнего предела скорости точки контакта до 2200 м/с,

что привело к снижению степени локализации пластической деформации металла оклошовной зоны и как следствие более равномерному распределению температуры в ней.

Исследование структуры и химического состава участков оплавленного металла методами растровой электронной микроскопии показало, что в титано-стальных образцах, полученных сваркой взрывом с воздействием ультразвука средний состав концентраций соответствует соединению FeTi (рис. 2, б, г), в то время как в контрольных образцах средний состав концентраций соответствует соединению Fe₂Ti (рис. 2, а, в).

Вывод

Экспериментально установлено, что введение дополнительной энергии ультразвука в процессе взрывного нагружения на низкоинтенсивных режимах позволяет повысить качество соединения титан-сталь, проявляющееся в изменениях структуры, увеличении прочности, существенном уменьшении параметров волн и количества оплавленного металла по сравнению со сваркой взрывом без применения ультразвука.

Библиографический список

1. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 544 с.
2. Материаловедение и технология композиционных материалов / А. Г. Кобелев, В. И. Лысак, В. Н. Чернышев, Е. В. Кузнецов. – М.: Интермет Инжиниринг, 2006. – 368 с.
3. Рыкалин, Н. Н. Физические и химические проблемы соединения разнородных металлов / Н. Н. Рыкалин, М. Х. Шоршоров, Ю. Л. Красулин // Неорганические материалы. – 1965. – №1. – С. 29-36.
4. Дерибас, А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерибас. – Новосибирск: Наука, 1980. – 222 с.
5. Седых, В. С. Особенности сварки взрывом титана и его сплавов с конструкционными сталями / В. С. Седых, Ю. П. Трыков // Сварка взрывом / ЦИНТИХИМНЕФТЕМАШ, ХМ-9. – М., 1965. – С. 42-49.
6. Кудинов, В. М. Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, А. Я. Коротеев // М.: Машиностроение, 1978. – 168 с.
7. Трыков, Ю. П. Титаностальные композиты и соединения: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун; ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – 344 с.
8. Кузьмин, С. В. Применение ультразвука при сварке взрывом / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин // Научно-технические технологии в машиностроении. – 2017. – № 7 (73). – С. 3-10.
9. Особенности формирования структуры и свойств соединения меди с алюминием при сварке взрывом под воздействием ультразвука / Е. В. Кузьмин, А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Физика металлов и металловедение. – 2017. – Т. 118, № 8. – С. 861-868.
10. Влияние параметров высокоскоростного соударения на структуру и свойства соединений при сварке взрывом с одновременным воздействием ультразвука / Е. В. Кузьмин, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, М. П. Королев // Физика металлов и металловедение. – 2019. – Т. 120, № 2. – С. 212-218.
11. Влияние ультразвука на сварку взрывом / В. В. Пай, Я. Л. Лукьянов, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, Е. В. Кузьмин // Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 2017. – № 13 (208). – С. 35-38.
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. Свид. о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2017660260 от 20 сентября 2017 г. РФ. Программное обеспечение по расчёту и оптимизации параметров сварки взрывом многослойных металлических композиционных материалов / С. В. Хаустов, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, В. О. Харламов; ВолгГТУ. – 2017.
14. Кузьмин, В. И. Методики испытаний сваренных взрывом композиционных материалов: учеб. пособие / В. И. Кузьмин, С. В. Кузьмин, А. П. Пеев; ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – 66 с.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00545

И. С. Лось, канд. техн. наук, А. Е. Розен, д-р техн. наук, А. В. Дуб, д-р техн. наук,
А. Е. Корнеев**, д-р техн. наук, С. Ю. Киреев, д-р техн. наук,
И. Л. Харина**, канд. техн. наук, И. А. Сафонов*, канд. хим. наук*

ЗАКОНОМЕРНОСТИ СОЗДАНИЯ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ С ВНУТРЕННИМ ПРОТЕКТОРОМ

Пензенский государственный университет, г. Пенза, silverelk@rambler.ru

** Московский институт стали и сплавов, г. Москва, AIVDub@rosatom.ru*

*** ГНЦ РФ АО «НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, AEKorneev@cniitmash.com*

Рассмотрены закономерности создания слоистых металлических коррозионно-стойких материалов с внутренним протектором, полученных сваркой взрывом. Впервые слоистый материал рассмотрен как техническая система. Для построения конфигурации слоистых материалов использован системный подход. Выявлены функции отдельных элементов, установлен характер связей, выполнена оценка сложности системы. Рассчитаны показатели коррозионной стойкости слоистых материалов при варьировании количества защищаемых и протекторных слоев в сравнении с монометаллическим материалом. Выполнена оценка экономической эффективности использования слоистых металлических коррозионно-стойких материалов с внутренним протектором по сравнению с монометаллическими и биметаллическими материалами.

Ключевые слова: слоистый материал, сварка взрывом, системный подход, коррозионная стойкость

I. S. Los', A. E. Rozen, A. V. Dub, A. E. Korneev**, S. Yu. Kireev, I. L. Kharina**, I. A. Safonov**

REGULARITIES OF CREATION OF LAYERED METAL CORROSION-RESISTANT MATERIALS WITH INTERNAL PROTECTOR

Penza State University, Penza, silverelk@rambler.ru

** National University of Science and Technology MISiS, Moscow, AIVDub@rosatom.ru*

*** JSC RPA CNIITMASH, Moscow, AEKorneev@cniitmash.com*

In this article regularities of the creation of laminated metal corrosion-resistant materials with an internal protector obtained by explosion welding are considered. For the first time, a laminated material is considered as a technical system. A systematic approach was used to construct the configuration of layered materials. The functions of individual elements are identified, the nature of the connections is established, and the complexity of the system is assessed. Corrosion tests were carried out, indicators of corrosion resistance were calculated by varying the number of protected and protective layers in comparison with monometallic material. An assessment of the economic efficiency of using laminated metal corrosion-resistant materials with an internal protector is carried out in comparison with monometallic and bimetallic materials.

Keywords: layered material, explosive welding, system approach, corrosion resistance

Сварка взрывом наряду с горячей пакетной прокаткой и электрошлаковой наплавкой широко используется для получения слоистых металлических материалов, применяемых в различных отраслях. Преимущества сварки взрывом обусловлены, в первую очередь, возможностью соединения двух и более плоских заготовок большой площади за один технологический цикл, высокой прочностью соединения слоев, малой протяженностью переходной зоны, относительно низким уровнем материальных затрат. В настоящей работе технологию сварки взрывом использовали для получения слоистых металлических коррозионно-стойких материалов с

внутренним протектором (СМКМ с ВП), принципы функционирования которых запатентованы и описаны в [1 ... 3]. Конфигурация СМКМ с ВП, предназначенного для одностороннего контакта с коррозионной средой, должна удовлетворять следующим условиям.

1. Слоистый материал должен иметь не менее чем три слоя.
2. Наружный (первый) слой, контактирующий с коррозионной средой, должен пребывать в пассивном состоянии, сохраняя высокую стойкость, т. е. его стационарный электрохимический потенциал должен находиться в диапазоне от электрохимического

потенциала полной пассивации до электрохимического потенциала перепассивации.

3. Второй слой, следующий за наружным слоем, является протектором вследствие более низкого стационарного электрохимического потенциала по сравнению со стационарным электрохимическим потенциалом наружного слоя.

4. Состав третьего слоя аналогичен составу наружного слоя.

5. В структуре СМКМ с ВП могут присутствовать два внутренних протектора (второй и четвёртый слой) одинакового состава, которые чередуются с защищаемыми слоями одинакового состава (первым, третьим, пятым).

6. В структуре СМКМ с ВП может находиться слой, который по назначению аналогичен основному слою в коррозионно-стойких биметаллах, его стационарный электрохимический потенциал не регламентирован, а механические показатели должны обеспечивать заданную прочность.

Целью работы является изучение закономерностей создания СМКМ с ВП с позиций системного подхода, определение взаимосвязи коррозионной стойкости и конфигурации слоистых материалов и расчет экономической эффективности их использования взамен монометаллических сталей и биметаллов.

Материалы и методы исследования

В качестве материалов исследования использовали полученные по технологии сварки взрывом слоистые металлические коррозионно-стойкие материалы с внутренним протектором (таблица 1).

Использовали также образцы из листового проката сталей 08Х18Н10Т, 12Х18Н10Т, Ст3 и стали 10. В качестве методов исследования использовали метод системного подхода, включающий функциональный и морфологический анализ, а также оригинальный метод ускоренных коррозионных испытаний на образцах разборного типа.

Результаты и их обсуждение

Повышенная коррозионная стойкость слоистых металлических коррозионно-стойких материалов с внутренним протектором обусловлена наличием в структуре защищаемых слоев из высоколегированных хромоникелевых и хромоникельмолибденовых сталей и протекторных слоев из малоуглеродистых или низколегированных сталей.

В СМКМ с ВП, содержащем 4 слоя, процесс коррозионного разрушения происходит в следующей последовательности. Первый и третий слой имеют состав – сталь 12Х18Н10Т, второй слой – сталь 10, четвёртый – сталь 09Г2С (рис. 1).

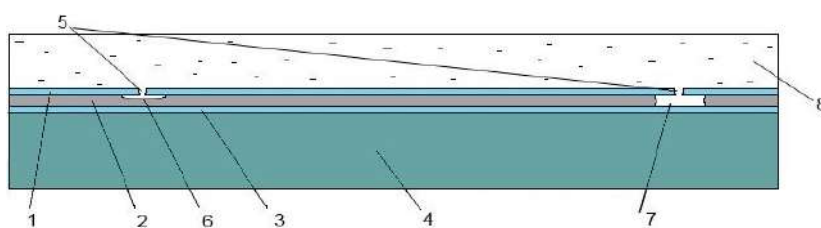


Рис. 1. Коррозионный процесс в 4-слойном материале:

- 1 – первый слой, контактирующий со средой; 2 – второй слой (протектор);
3 – третий слой; 4 – четвёртый слой; 5 – питтинги в наружном слое;
6, 7 – каверны в протекторе, 8 – коррозионная среда

Таблица 1 – Состав и толщина слоёв слоистых материалов

Состав слоистых материалов	Толщина слоев, мм
08Х18Н10Т+10+08Х18Н10Т	2+2+20
12Х18Н10Т+Ст3+12Х18Н10Т+Ст3	2+2+2+10
12Х18Н10Т+10+12Х18Н10Т+09Г2С	2+2+2+12
08Х18Н10Т+08+08Х18Н10Т+09Г2С	2+2+2+20
08Х18Н10Т+10+08Х18Н10Т+10+08Х18Н10Т+09Г2С	2+2+2+2+2+10

Первый слой при взаимодействии со средой, получает сквозные поражения в результате питтинговой коррозии 5. Контакт слоев 1 и 2 в электропроводящей среде вызывает анодное растворение протектора 2, в котором образуются каверны 6 и 7. В каверне 7 протектор растворяется на всю глубину и обеспечивает пассивность защищаемых слоев из коррозионно-стойкой стали (слои 1 и 3). Слой 4, выполняющий функции несущего, не контактирует с коррозионной средой в течение длительного времени, т.к. защищен слоем 3. Вследствие изменения механизма коррозионного разрушения скорость сквозного поражения СМКМ с ВП оказывается более низкой по сравнению с монометаллом, толщина которого равна суммарной толщине трёх слоёв. Критерием отказа четырехслойного СМКМ с ВП является сквозная коррозия третьего слоя.

Аналогично выполнен анализ коррозионного разрушения шестислойного СМКМ с двумя ВП, критерием отказа которого является сквозная коррозия пятого слоя.

Представленный четырехслойный СМКМ с одним ВП рассмотрен как техническая система, главной полезной функцией которой является изоляция коррозионной среды от окружающего пространства в течение длительного времени при условии обеспечения заданной прочности. Целостность и разделимость системы «СМКМ с ВП» проявляются в наличии слоистой структуры, которую образуют стали, промышленно выпускаемые в виде листового проката. Слои обладают различным химическим составом, плотностью,

значениями стационарного электрохимического потенциала, характеризуются другими различающимися физико-механическими свойствами. Между слоями существуют связи, имеющими механическую и электрохимическую природу. Система «СМКМ с ВП» характеризуется эмерджентностью, которая проявляется как сочетание высокой коррозионной стойкости, механической прочности и экономических показателей. Внутренняя упорядоченность системы «СМКМ с ВП» предполагает определенную последовательность в чередовании слоев и допустимом одностороннем контакте с коррозионной средой. При этом разработанный СМКМ с ВП по своим свойствам не является эквивалентным биметаллическому коррозионно-стойкому материалу равной толщины.

Сложность технической системы определяется ее составом, т.е. количеством входящих в неё элементов, и связями между ними [4]. В работе [5] предложено использовать энтропийную меру в качестве оценки субстратно-структурной сложности системы. Для этого все связи между каждой парой элементов системы m_j , находящихся во взаимодействии, должны быть представлены как бинарные отношения управления, подчинения и соподчинения. Если в структуре m , состоящей из n элементов, присутствует k бинарных отношений r_i ($1 < i < k$), то каждое из которых реализуется на одной или нескольких парах элементов m_j из общего их числа ($1 < j < n$). Введено понятие экстенциональной длины l_{ji} отношения r_i на элементе m_j , которое количественно характеризует число пар,

Таблица 2 – Функции элементов системы «СМКМ с одним ВП»

Элемент	Функции
Первый слой	Обеспечивает коррозионную стойкость при взаимодействии с коррозионной средой Образует неразъёмное соединение со вторым слоем
Второй слой - протектор	Обеспечивает пассивность первого и третьего слоёв при контакте с коррозионной средой Образует неразъёмное соединение с первым и третьим слоями
Третий слой	Обеспечивает длительную целостность четвертого слоя Образует неразъёмное соединение со вторым и четвертым слоями
Четвертый слой	Обеспечивают механическую прочность конструкции в целом Образует неразъёмное соединение с третьим слоем

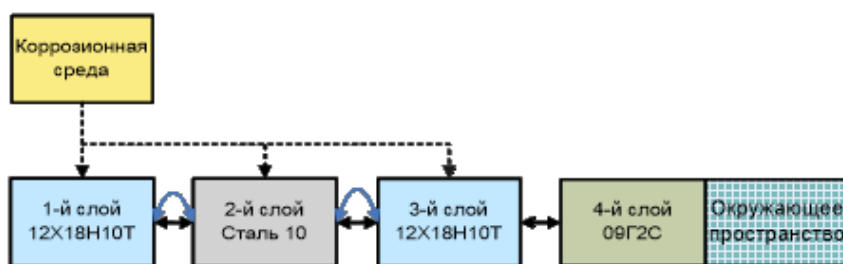


Рис. 2. Функциональная схема системы «СМКМ с одним ВП»:

↔ – неразъёмное соединение; ↻ – электрохимическое взаимодействие;
 -----> – коррозионное воздействие

в которых в отношении r_i элемент m_j входит в качестве первого коррелянта [5]. Сложность системы оценивают количеством разнообразных бинарных отношений, при этом вероятность отношения r_i на элементе m_j составляет:

$$P[r_i(m_j)] = \frac{l_{ji}}{n-1}, \quad (1)$$

где l_{ji} – фактическое значение экстенсиональной длины; $n-1$ – максимально возможная величина экстенсиональной длины отношения r_i на элементе m_j .

По формуле К. Шеннона энтропию $H[r_i(m_j)]$, которая соответствует отношению r_i на элементе m_j , вычисляют как произведение вероятности отношения r_i на логарифм этой вероятности, взятое с обратным знаком:

$$H(m_j, r_i) = -P[r_i(m_j)] \lg P[r_i(m_j)], \quad (2)$$

Энтропию, которая соответствует всем отношениям на элементе m_j , вычисляют путём суммирования по i по формуле:

$$H(m_j, r_i) = -\sum_{i=1}^k \frac{l_{ji}}{n-1} \lg \frac{l_{ji}}{n-1}, \quad (3)$$

Сложность системы характеризуют через её общую энтропию и вычисляют путём суммирования по j по формуле:

$$CR(m_j, r_i) = -\sum_{j=1}^n \sum_{i=1}^k \frac{l_{ji}}{n-1} \lg \frac{l_{ji}}{n-1}, \quad (4)$$

Для системы «СМКМ с одним ВП», состоящей из 4-х слоёв, построена функциональная схема (рис. 2).

Выполнен анализ функции элементов системы (таблица 2).

В таблице 3 приведено распределение бинарных отношений элементов системы «СМКМ с одним ВП», состоящей из 4-х слоёв.

На основе выявленных бинарных отношений управления, подчинения и соподчинения элементов рассчитана субстратно-структурная сложность системы по формуле (4).

Аналогичным образом выполнен анализ СМКМ с ВП, состоящего из шести слоёв. В таблице 4 приведены результаты оценки сложности систем.

Установлено, что увеличение числа элементов системы и связей между ними сопровождается повышением степени неопределённости системы «СМКМ с ВП». Взаимодействие слоёв при условии различия их стационарных электрохимических потенциалов достигается за счет высокой сплошности их соединения и отсутствия областей промежуточного состава вдоль границ швов. Для сло-

Таблица 3 – Бинарные отношения системы «СМКМ с одним ВП»

Обозначение	Бинарные отношения	Распределение
r_1	Отношение непосредственного управления	(2,1)·(2,3)·(3,4)
r_2	Отношение непосредственного подчинения	(1,2)·(3,2)·(4,3)
r_3	Отношение опосредованного управления	(2,4)
r_4	Отношение опосредованного подчинения	(4,2)
r_5	Отношение соподчинения на одном уровне	(1,3)·(3,1)
r_6	Отношение соподчинения на более высоком уровне	(1,4)
r_7	Отношение соподчинения на более низком уровне	(4,1)

истого материала, рассмотренного в качестве технической системы, степень неопределённости можно связать с возможностью возникновения структурных несовершенств на каждой межслойной границе, например, несплошностей, зон с промежуточным составом. Наличие таких несовершенств может изменять характер взаимодействия элементов системы, например, снижение прочности или нарушения условий электрохимического взаимодействия. В этой связи сварка взрывом является наиболее приемлемым способом формирования слоистой структуры.

Сварку взрывом выполняли по параллельной схеме за один технологический цикл [6]. Количество слоёв в схемах варьировалось от трех до шести. Технологические параметры выбирали с применением компьютерного моделирования в программе *LS-DYNA* [7, 8].

Важной задачей при создании СМКМ с ВП является оценка коррозионной стойкости. Существующие методы испытаний предназначены для монометаллических сталей и сплавов. Показатели коррозионной стойкости связаны со скоростью коррозии, которую определяют гравиметрическим методом. Основная сложность исследований СМКМ с ВП состояла в том, что слои находятся в неразъемном состоянии, так что использование гравиметрического метода становилось невозможным. Разработан оригинальный метод ускоренных коррозионных испытаний, в котором неразъемное соединение слоев моделируют механическим контактом. Слои СМКМ с ВП образуют образцы листового проката идентичного состава [9]. Трехслойные

образцы моделировали четырехслойный СМКМ с одним ВП, а пятислойные - шестислойный СМКМ с двумя

ВП. Особенностью испытания являлось наличие искусственного питтинга в слое из коррозионно-стойкой стали, контактирующем с коррозионной средой для трех- и пятислойных образцах, и в средней пластине в пятислойных образцах. В протекторах, одном или двух, присутствовали модели каверн, образующихся при анодном растворении. Образцы испытывали в течение 720, 2208 и 4560 ч в 6% растворе трихлорида $FeCl_3$ с периодической его заменой. На рис. 3 показан трехслойный образец во время испытания.

В качестве образцов сравнения использовали металлические пластины, идентичные по составу со слоями СМКМ с ВП. Рассчитывали массовые показатели коррозии для каждой пластины, по которым определяли время сквозного проникновения единичным питтингом каждой пластины в составе слоистого материала.

Коррозионную стойкость СМКМ с ВП предложено оценивать относительным показателем коррозионной стойкости (ОПКС), который рассчитывают по формуле:

$$ОПКС_n = \frac{t_{см}}{t_{моно}}, \quad (5)$$

где n – число слоёв в СМКМ с ВП; $t_{см}$ – суммарное время сквозного коррозионного разрушения слоёв СМКМ с ВП, ч; $t_{моно}$ – среднее время сквозного проникновения единичным питтингом монометаллического материала равной толщины, ч.

В результате испытания были получены следующие результаты (таблица 5).

Таблица 4 – Субстратно-структурная сложность системы «СМКМ с ВП»

Число элементов системы	Количество внутренних протекторов	Сложность системы CR
4	1	1,71
6	2	2,95

Таблица 5 – Результаты расчета ОПКС для СМКМ с ВП

Число слоёв	Число внутренних протекторов	Средний массовый показатель коррозии слоёв, г/(м ² ·ч)					ОПКС
		первый	второй	третий	четвертый	пятый	
4	1	14,55	2,196	1,34	–	–	21,9
6	2	14,55	2,196	1,34	1,09	0,79	56,4



Рис. 3. Трехслойный образец при испытании

Разработанный метод ускоренных испытаний предложено использовать для определения скорости коррозии СМКМ с ВП при варьировании состава слоёв, состава коррозионной среды, для моделирования различных условий коррозионного воздействия и состояний материала, например, влияния высокоскоростного воздействия при сварке взрывом, термического воздействия при технологических переделах.

Микроструктура и механические свойства СМКМ с ВП были изучены на примере четырехслойного материала 12Х18Н10Т+Ст3+12Х18Н10Т+Ст3 [10]. Установлены закономерности формирования и изменения структуры в зависимости от технологических параметров сварки взрывом, конфигурации СМКМ с ВП и термической обработки. Микроанализом выявлено, что все межслойные границы имеют упорядоченную волновую геометрию, в них присутствуют взаимно изолированные зоны расплавления, размеры которых обеспечивают достижение относительной прочности 75–81 %. В результате нормализации происходит полная рекристаллизация, формируются участки с

мелкозернистой и крупнозернистой структурой, что обуславливает различие показателей прочности. Показано, что значения сопротивления срезу для каждой межслойной границы после сварки и после нормализации более чем в 2 раза превышает значение 147 МПа, регламентируемое в ГОСТ 10885-85. Испытания на ударный изгиб основного слоя показали удовлетворительную ударную вязкость при нормальной и пониженной температурах. Высокая пластичность и прочность соединения слоев подтверждены испытаниями на изгиб.

Выполнена оценка экономической эффективности применения разработанных СМКМ с ВП по сравнению с монометаллическим материалом и биметаллом, полученным сваркой взрывом, исходя из стоимости производства и увеличения срока эксплуатации при повышении коррозионной стойкости [11]. В таблице 6 приведены исходные данные и результаты расчёта экономической эффективности применения СМКМ с ВП с четырьмя и шестью слоями взамен монометалла – высоколегированной стали 12Х18Н10Т (или аналога 08Х18Н10Т).

Затраты на материал из стали 12Х18Н10Т $Z_{\text{моно}}$ рассчитывали как произведение стоимости 1 м² стали, общей площади конструкции и отношения $T_{\text{СМКМ}}/T_{\text{моно}}$ по формуле:

$$Z_{\text{моно}} = C_{\text{моно}} \cdot S \cdot \frac{T_{\text{СМКМ}}}{T_{\text{моно}}}, \quad (6)$$

где $C_{\text{моно}}$ – стоимость 1 м² стали; руб., S – площадь конструкции, м²; $T_{\text{СМКМ}}$ – срок службы конструкции из СМКМ с ВП; $T_{\text{моно}}$ – срок службы конструкции из 12Х18Н10Т.

Затраты на материал конструкции из СМКМ с ВП с учётом увеличения стоимости

Таблица 6 – Исходные данные и результаты расчёта

Показатель	Число слоёв	
	4	6
ОПКС	21,9	56,4
Коэффициент увеличения срока службы $T_{\text{СМКМ}}/T_{\text{моно}}$	15,5	39,5
Толщина СМКМ, мм	20(2 + 2 + 2 + 14)	25(2 + 2 + 2 + 2 + 2 + 15)
Толщина монометалла для сравнения, мм	20	25
Стоимость сварки взрывом, руб./м ²	18500	20500
Экономическая эффективность \mathcal{E}_c	17,5	44,9

технологии электродуговой сварки при выполнении стыковых швов примерно на 10 % составляли:

$$Z_{\text{СМКМ}} = C_{\text{СМКМ}} \cdot S \cdot 1.1, \quad (7)$$

где $C_{\text{СМКМ}}$ – стоимость 1 м² слоистого материала; S – площадь конструкции.

Экономическую эффективность \mathcal{E}_c применения СМКМ с ВП взамен стали 12Х18Н10Т вычисляли по формуле:

$$\mathcal{E}_c = \frac{Z_{\text{МОНО}}}{T_{\text{СМКМ}}}, \quad (8)$$

Расчеты показали, что применение четырёх- и шестислойных СМКМ с ВП взамен стали монометаллической стали 12Х18Н10Т обеспечивает экономическую эффективность 17,5 раза и 44,9 раза соответственно.

Рассчитана экономическая эффективность материала 12х18н10т+10+12х18н10т+09Г2С взамен биметалла 12Х18Н10Т+09Г2С, произведенных сваркой взрывом. Величина экономической эффективности \mathcal{E}_c увеличилась в 14,4 раза.

Выводы

Изучены закономерности создания слоистых металлических коррозионно-стойких материалов с внутренним протектором, обоснованы условия, которым должны отвечать материалы, предназначенные для одностороннего контакта с коррозионной средой, и критерии отказа. Впервые слоистые металлические материалы рассмотрены как техническая система, что позволило выявить функции каждого элемента в точки зрения выполнения главной полезной функции системы. Оценка субстратно-структурной сложности системы показала, что с увеличением числа слоев и связей между ними повышается степень неопределенности системы. Если интерпретировать степень неопределенности как возможность образования структурных несовершенств на межслойных границах, то для достижения высокой прочности соединения слоев целесообразным является применение СМКМ с ВП с минимально достаточным числом внутренних протекторов. Расчет экономической эффективности

применения СМКМ с ВП взамен монометаллического и биметаллического материалов показал, что эффект достигается за счет увеличения срока эксплуатации СМКМ с ВП.

Библиографический список

1. Евразийский патент № 016878 ЕАПВ С23F 13/06 В 32В 7/02. Многослойный материал повышенной коррозионной стойкости (варианты) и способы его получения / А. Е. Розен, И. С. Лось, Ю. П. Перельгин, Л. Б. Первухин, Ю. А. Гордополов, Г. В. Кирий, П. И. Абрамов, С. Г. Усатый, Д. Б. Крюков, О. Л. Первухина, И. В. Денисов, А. А. Розен. – 2012.
2. Лось, И. С. Многослойные коррозионно-стойкие материалы / И. С. Лось, Ю. П. Перельгин, А. Е. Розен, С. Ю. Киреев. – Пенза: Издательство ПГУ, 2015, – 127 с.
3. Лось, И. С. Оценка коррозионной стойкости многослойных металлических материалов / И. С. Лось // Вопросы материаловедения. – 2016. – №3 (87). – С. 138-144.
4. Кудж, С. А. Системный анализ в диссертационных исследованиях/ С. А. Кудж, В. Я. Цветков // Perspective of science and education. – 2014. – №3 (9). – С. 26-32.
5. Уемов, А. И. Системный подход и общая теория систем / А. И. Уемов. – М.: Мысль, 1978. – 272 с.
6. Производство металлических слоистых композиционных материалов/ А. Г. Кобелев, В. И. Лысак, В. Н. Чернышев, А. А. Быков, В. П. Востриков. – М.: Интернет Инжиниринг, 2002. – 495 с.
7. Лось, И. С. Компьютерное моделирование задач сварки взрывом с применением программы LS-DYNA / А. Е. Розен, И. С. Лось, А. Ю. Муйземнек // Новые перспективные материалы и технологии их получения НПМ - 2007: сб. науч. тр. Междунар. конф. / ВолгГТУ. – Волгоград: РПК «Политехник», 2007. – С. 193–195.
8. Los', I. S. Explosive welding of multilayer packages: numerical simulation / I. S. Los, A. Yu. Muizemnek, and E. A. Zhuravlev // Explosive Production of New Materials: Science, Technology, Business and Innovations / edited by A. A. Deribas and Yu. B. Scheck. – Moscow: Torus Press Ltd, 2010. – P. 40.
9. Киреев, С. Ю. Методика коррозионных испытаний многослойного металлического материала / С. Ю. Киреев, И. С. Лось, А.Е. Розен, Ю. П. Перельгин // Коррозия: материалы, защита. – 2017. – № 8. – С. 42–47.
10. Лось, И. С. Исследование механических свойств и коррозионной стойкости многослойных материалов, полученных сваркой взрывом / И. С. Лось // Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 2016. – № 10 (189). – С. 87–94.
11. Родионова, И. Г. Коррозионно-стойкие биметаллы с прочным сцеплением слоев для нефтехимической промышленности и других отраслей / Родионова И. Г., Павлов А. А., Зайцев А. И., Голованов А. В., Быков А. А., Шарапов А. А., Бакланова О. Н. – Москва: Металлургиздат, 2011. – 292 с.

УДК 620.197+620.193

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-11-246-31-36

А. Е. Розен, д-р техн. наук, А. В. Прыщак, канд. техн. наук, О. Н. Логинов, канд. техн. наук, А. В. Хорин, канд. техн. наук, М. С. Гуськов, канд. техн. наук, А. А. Розен, аспирант, Е. Г. Исаков, магистрант, А. О. Корольков, магистрант, Е. А. Макарова, н. с.*

ПРОИЗВОДСТВО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ БЕСШОВНЫХ ТРУБ ИЗ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПОВЫШЕННОЙ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ

*Пензенский государственный университет, г. Пенза, aerozen@bk.ru
* ГНЦ РФ АО «НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, eamakarova@cniitmash.com*

В работе приведены схемы получения бесшовных труб из многослойного металлического материала с внутренним протектором с применением технологии сварки взрывом. Разработаны схемы сварки взрывом исходных гильз для последующего их проката в бесшовные трубы. Указаны особенности создания неразъёмных соединений из данных материалов дуговыми методами сварки.

Ключевые слова: сварка взрывом, коррозия, слоистый металлический материал, внутренний протектор, электрохимический потенциал, дуговая сварка

*A. E. Rosen, A. V. Pryshchak, O. N. Loginov, A. V. Horin, M. S. Gus'kov, A. A. Rosen, E. G. Isakov, A. O. Korol'kov, E. A. Makarova**

PRODUCTION BY EXPLOSION WELDING OF SEAMLESS PIPES MADE OF LAYERED METAL MATERIALS INCREASED CORROSION RESISTANCE

*Penza State University, Penza, aerozen@bk.ru
* JSC RPA CNIITMASH, Moscow, eamakarova@cniitmash.com*

The paper presents schemes for producing seamless pipes made of multilayer metal material with an internal protector using explosion welding technology. The developed scheme of explosion welding to the original liners for later they rolled into a seamless tube. The features of creating permanent joints from these materials using arc welding methods are indicated.

Keywords: explosion welding, corrosion, layered metal material, internal protector, electrochemical potential, arc welding

Интенсивные исследования последних десятилетий в области металлических материалов повышенной коррозионной стойкости привели к созданию слоистых металлических материалов с внутренним протектором (СММ с ВП) [1]. Предварительные исследования, проведённые в ОАО НПО ЦНИИТМАШ, свидетельствуют о возможности повысить его коррозионную стойкость в сравнении с нержавеющей сталью аустенитного класса в 10 раз и более. Данный материал по ценовой категории находится в одном ряду с широко распространёнными коррозионностойкими нержавеющей сталью аустенитного класса, а по коррозионной стойкости сопоставим с палладием, молибденом, никелем и хастеллоем [2].

СММ с ВП представляет собой материал с разными электрохимическими потенциалами (ЭХП) слоёв, образующие короткозамкнутые гальванические элементы, преобразующие ход коррозионных процессов при переходе от одного слоя к другому. Результатом данного технического решения является трансформация коррозионного разрушения от питтинговой коррозии в верхнем слое к контактной коррозии жертвенного слоя. Это многократно замедляет процессы коррозии. Архитектура 4-хслойного материала с одним внутренним протектором представлена на рис. 1.

Подтверждением данной гипотезы являются результаты коррозионных испытаний образцов СММ с ВП в среде хлорида железа (III) (плотность $1,049 \pm 0,002$ г/см³) в течение

216 часов. Со стороны воздействия агрессивной среды в образцах изготавливали искусственные питтинги, на глубину, соответствующую толщине первого и половине второго слоёв. Электронно-микроскопические исследования, выполненных на двулучевом растровом электронном микроскопе *FEI HELIOS NANOLAB 660*, свидетельствуют о развитии коррозионного поражения преимущественно во втором слое (рис. 2). Наблюдается его анодное растворение.

Производство бесшовных труб предполагает получение на первом этапе так называ-

емой гильзовой заготовки, которая затем поступает в прокатный стан и под действием специальных валиков вытягивается в трубу до нужных размеров и толщин. Определяющим здесь является формирование структуры и архитектуры исходной гильзы.

Цилиндрические заготовки из СММ с ВП для изготовления бесшовных труб предлагается получать сваркой взрывом. Могут быть предложены три технологические схемы в зависимости от вида воздействия коррозионной среды [3]:

– в условиях одностороннего (наружного или внутреннего (рис. 3, а, б)) воздействия

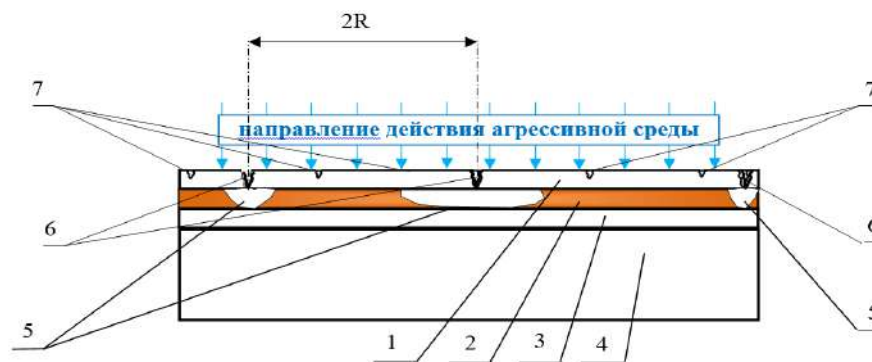


Рис. 1. Архитектура 4-слойного металлического материала с одним внутренним протектором:

1 – наружный слой; 2 – внутренний протектор; 3 – третий слой; 4 – основной слой, по которому рассчитывается прочность всей металлоконструкции; 5 – линзы в протекторе из продуктов коррозии; 6 – сквозные питтинги первого слоя; 7 – питтинги, у которых прекратился рост ввиду электрохимического воздействия внутреннего протектора

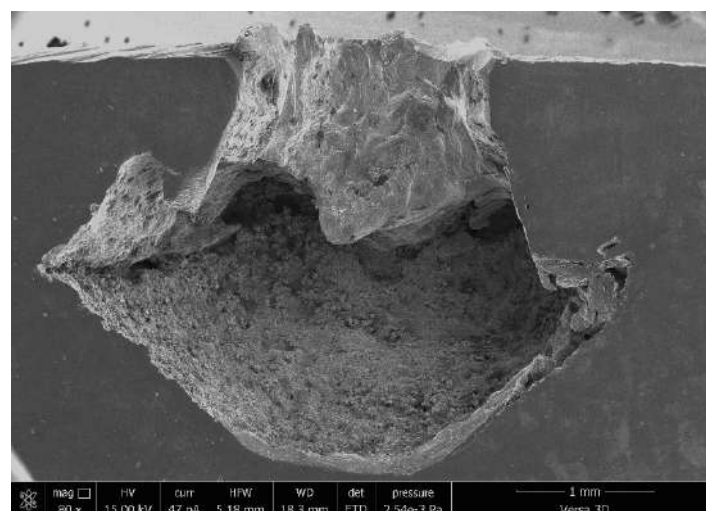


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение коррозионного повреждения СММ с ВП при наличии искусственного питтинга в первом слое и времени выдержки – 216 часов

для труб с толщиной стенок до 8 мм;

– в условиях двустороннего воздействия для труб с толщиной стенок 10 мм и более (рис. 3, в).

лу могут быть отнесены низкоуглеродистые, низколегированные стали, например, сталь 10, сталь 20, 09Г2С и их аналоги 1023 (США), 13Мн6 (Германия), 12Мп (Китай);

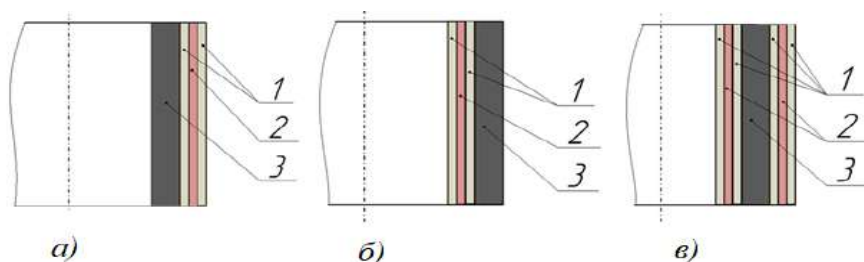


Рис. 3. Схема коррозионной защиты трубопроводов при применении бесшовных труб из СММ с ВП: 1 – слой с высоким электрохимическим потенциалом; 2 – внутренний протектор; 3 – основной слой

Наиболее перспективным для применения можно считать многослойные металлические материалы со следующим чередованием слоёв [4]:

– материалы с высоким ЭХП (от + 0,6 В и выше) (слой 1, рис. 3); к их числу могут быть отнесены высоколегированные нержавеющие стали аустенитного класса, например, 12Х18Н10Т или её аналоги – 321 (США), Х6СrNiTi18-10 (Германия); Z10CNT18-10 (Франция); 0Cr18Ni10Ti (Китай);

– материалы с низким ЭХП (от – 0,4 В и ниже); в коррозионной защите он выполняет роль протектора (слой 2, рис. 3); к их чис-

– материалы основного слоя (слой 3, рис. 3), обеспечивающие прочностные характеристики; к их числу могут быть отнесены низко и среднелегированные стали, например, 09Г2С, 09ГСФ, 13ХФА, 15ХМФА 08ХМФЧА и их аналоги А516-55 (США), SM41В (Япония).

Применение таких материалов обусловлено массовостью их производства, относительно низкой стоимостью, хорошей свариваемостью, способностью к обработке материалов давлением.

Могут быть предложены две основные ампульные схемы получения исходных заго-

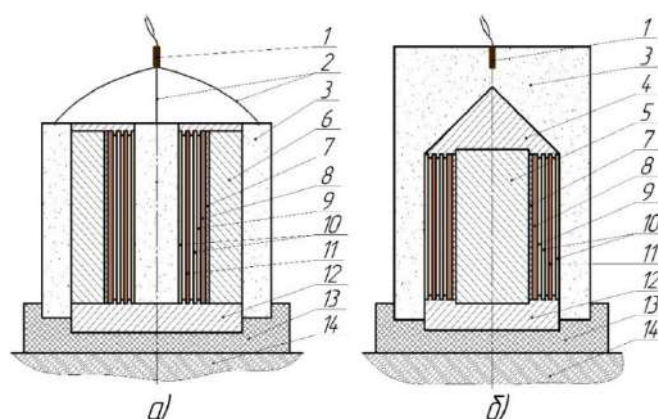


Рис. 4. Схемы получения труб из СММ с ВП сваркой взрывом:

а – внутреннего плакирования; б – наружного плакирования; 1 – электродетонатор; 2 – детонирующий шнур; 3 – заряд взрывчатых веществ; 4 – обтекатель; 5 – стержень; 6 – матрица; 7 – балластный материал; 8 – основной слой; 9 – зазор; 10 – слой с высоким электрохимическим потенциалом; 11 – внутренний протектор; 12 – донная заглушка; 13 – проставок; 14 – основание

товок – гильз внутреннего и наружного плакирования сваркой взрывом (рис. 4).

Использование наружного заряда по схеме внутреннего плакирования (рис. 4, а) обеспечивает удержание стенок матрицы от разрушения.

Технологический цикл получения труб из СММ с ВП сводится к выполнению следующих технологических операций:

1) получение цилиндрической заготовки - гильзы из СММ с ВП сваркой взрывом для

но с необходимостью получать неразъёмные сварные соединения. В большинстве случаев их осуществляют дуговыми методами сварки. В случае применения СММ с ВП создание неразъёмных сварных соединений дуговыми методами сварки потребовало существенных изменений в разделке кромок, выборе сварочных материалов, назначении технологических режимов.

Были разработаны промышленные технологии ручной дуговой, аргонодуговой, ме-

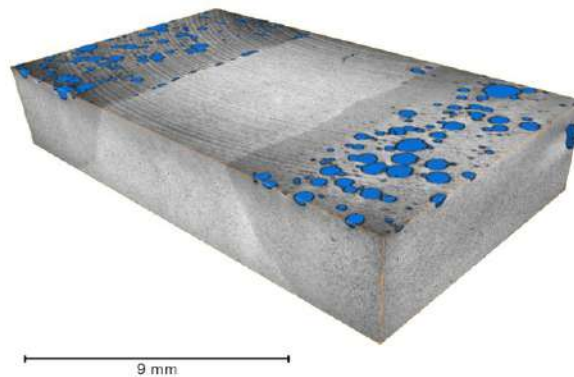


Рис. 5. 3D-визуализация области проведения численного анализа с сегментированным объемом пор и коррозионных язв в области сварного шва СММ с ВП

последующей прокатки труб;

2) удаление механическим резанием обтекателя и донной заглушки

3) прохождение ультразвукового контроля в объеме 100% на предмет определения сплошности и отсутствия дефектов;

4) получение трубной заготовки соответствующего диаметра и длины;

5) калибровка и термообработка трубы.

Применение данной технологии позволяет получать сваркой взрывом и последующей прокаткой бесшовные трубы из СММ с ВП диаметром от 89 до 530 мм. Дополнительным преимуществом таких труб является отсутствие коррозии под напряжением, что свойственно для монометаллических материалов.

Применение бесшовных труб при прокладке протяжённых трубопроводов связа-

ханизированной и автоматической сварки под слоем флюса. Выбор сварочных материалов осуществлялся из оценки условий коррозионного поражения основного металла и сварного шва. Был выбран принцип, при котором электрохимический потенциал сварного шва превышал аналогичное значение основного материала.

В качестве сварочных материалов при дуговых методах сварки слоев с высоким ЭХП применяли сварочную проволоку ОК Autrod NiCrMo-3 по EN ISO 13479 [5] (зарубежный аналог отечественного материала ХН65МВ) и защитный газ аргон. Сварка переходного слоя осуществляли сварочной проволокой ОК Autrod 309L по EN ISO 13479. Сварку основного слоя выполняли проволокой для низколегированной стали.

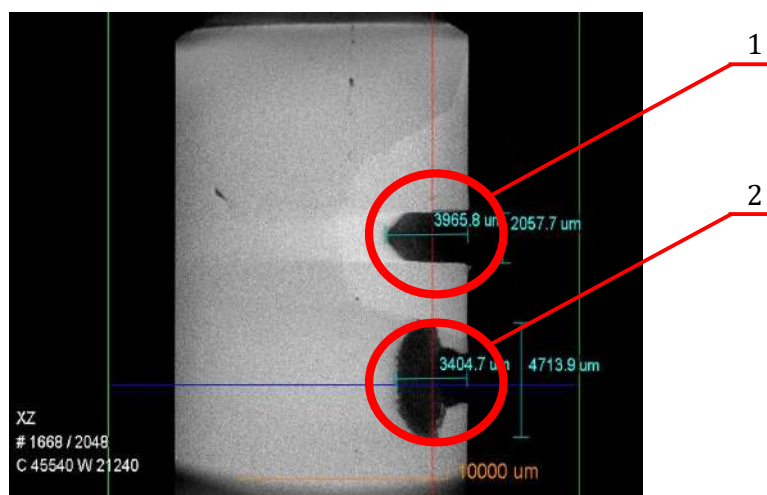


Рис. 6. Электронно-микроскопическое изображение области сварного шва (1) и околошовной зоны (2) с искусственными питтингами в растворе хлорида железа (III) (плотность $1,049 \pm 0,002$ г/см³) в течение 216 часов

Такой подход к выбору сварочных материалов и способов сварки обеспечил высокую коррозионную стойкость сварного шва (рис. 5).

Даже при создании искусственного питтинга (рис. 6, зона 1) и выдержки в растворе хлорида железа (III) (плотность $1,049 \pm 0,002$ г/см³) в течение 216 часов каких-либо признаков коррозии не наблюдалось. В тоже время, в околошовной зоне создание искусственного питтинга привело к образованию внутренней линзы во втором слое (рис. 6, зона 2).

Коррозионное поражение околошовной зоны развивается по стандартному для СММ с ВП механизму.

Результаты металлографических исследований свидетельствуют, что в металле околошовной зоны сварного соединения наблюдается повышенная плотность питтингов (рис. 5, рис. 7, а). Их образование связано с действием гальванической пары «металл шва» (катод), – «металл верхнего слоя СММ с ВП», (анод). Прямые измерения ЭХП, свидетельствуют, что его величина в сварном шве (зона 1, рис. 7) составляет 0,0461 В,

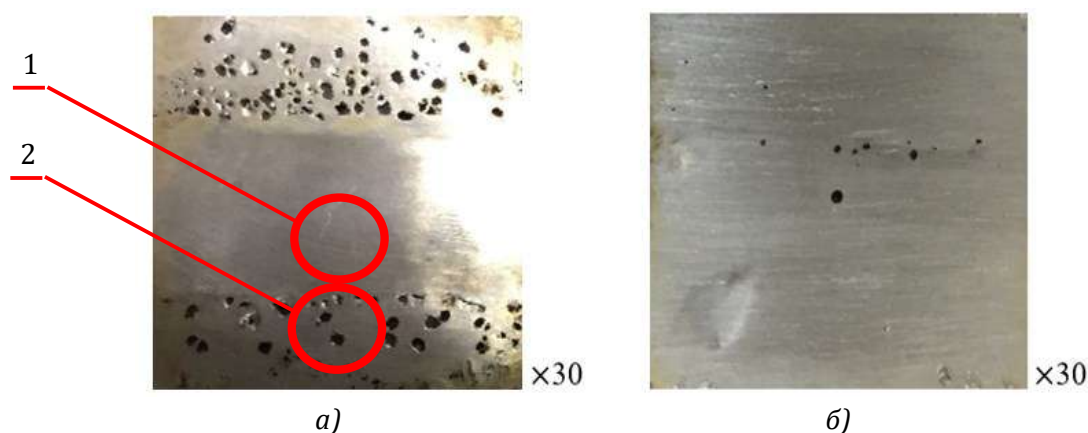


Рис. 7. Поверхность сварных швов из СММ с ВП после коррозионных испытаний в растворе хлорида железа (III) (плотность $1,049 \pm 0,002$ г/см³) в течение 216 часов: а – без наплавки; б – с наплавкой в верхнем слое сварочной проволокой ОК Autrod 309L по EN ISO 13749

а на поверхности СММ с ВП (зона 2 рис. 7) - 0,016 В.

Для устранения данного явления сварной шов выполняли с условием, чтобы последний проход (облицовочный шов) был выполнен из сварочного материала с ЭХП близким к верхней пластины основного металла (12X18H10T), а именно, сварочную проволоку аналогичного состава (ГОСТ 18143-72) или её зарубежный аналог *OK Autrod 309L* по *EN ISO 13749* [4].

После проведения повторных коррозионных испытаний сварного соединения из СММ с ВП было установлено, что применение данной сварочной проволоки позволило исключить явление активного питтингообразования в околошовной зоне (рис. 7, б). Данный технологический приём позволит обеспечить высокие коррозионные свойства всего сварного соединения.

Заключение

Предложена технология получения бесшовных труб из СММ с ВП, ресурс которых в высоко агрессивных средах может быть многократно повышен. Разработаны технологические схемы сварки взрывом для получения гильзовой заготовки для последующего проката.

Установлена возможность получения высоко коррозионно-стойких сварных соединений СММ с ВП путём применения при дуговых способах сварки в качестве сварочного материала проволоки с ЭХП, превышаю-

щим аналогичное значение высоколегированных нержавеющей сталей аустенитного класса.

Показано условие устранения питтинговой коррозии в околошовной зоне при дуговой сварке СММ с ВП. Применение соответствующих сварочных материалов при выполнении облицовочного шва позволило исключить явление активного питтингообразования в зонах, прилегающих к зонам сплавления и обеспечить высокий ресурс работы всего материала в целом.

Библиографический список

1. Евразийский патент № 016878 ЕАПВ С23F 13/06 В 32В 7/02. Многослойный материал повышенной коррозионной стойкости (варианты) и способы его получения / А. Е. Розен, И. С. Лось, Ю. П. Перельгин, Л. Б. Первухин, Ю. А. Гордополов, Г. В. Кирий, П. И. Абрамов, С. Г. Усатый, Д. Б. Крюков, О. Л. Первухина, И. В. Денисов, А. А. Розен. – 2012.
2. Accelerated Corrosion Tests of a New Class of Multilayer Metallic Materials with an Internal Protector / V. A. Grachev, A. E. Rozen, Yu. P. Perelygin, S. Yu. Kireev, I. S. Los', A. A. Rozen // Russian Metallurgy (Metally). – 2019. – Vol. 2019. – Iss. 3. – Pp. 247-256.
3. Особенности коррозионного разрушения насосно-компрессорных труб при эксплуатации в средах с повышенным содержанием углекислого газа / С. А. Князькин, А. В. Иоффе, М. А. Выбойщик, А. О. Зырянов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. – № 10 (688). – С. 10-14.
4. Mechanism of Pitting Corrosion Protection of Metals and Alloys / V. A. Grachev, A. E. Rozen, G. V. Kozlov, A. A. Rozen // Oriental journal of chemistry. – 2016. – Vol. 32 (2). – Pp. 845-850.
5. Сварочные материалы на основе никелевых сплавов [Электронный ресурс]: [сайт]. URL: <https://www.esab.ru/ru/ru/products/filler-metals/covered-stick-electrodes-smaw/nickel-alloy-electrodes/ok-nicrmo-3.cfm> (дата обращения 01.09.2020).

Работа выполнена в рамках проекта № 0748-2020-0013 «Научные принципы формирования гетерогенных структур методами физико-химического диспергирования» (государственное задание вузу в сфере научной деятельности. Заказчик Министерство науки и высшего образования РФ).

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-11-246-37-40

*Л. Б. Первухин, д-р техн. наук, И. В. Денисов, канд. техн. наук, Т. А. Шишкин, инженер,
О. Л. Первухина*, канд. техн. наук*

ОПЫТ ПРОИЗВОДСТВА КРУПНОГАБАРИТНОГО БИМЕТАЛЛА ТИТАН-СТАЛЬ ДЛЯ ТРУБНЫХ ДОСОК КОНДЕНСАТОРОВ АЭС

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

** ИСМАН им. А. Г. Мерджанова РАН, г. Черногоровка, opervukhina@mail.ru*

Изложены основные положения современной технологии производства биметаллических листов для изготовления трубных досок конденсаторов АЭС и конденсаторов атомных ледоколов. Высокое качество по сплошности соединения и прочности обеспечивается сваркой взрывом в среде аргона. Приведены результаты испытаний свойств 216 биметаллических листов сталь-титан.

Ключевые слова: сварка взрывом, биметаллические листы, сталь-титан, трубные доски, сварочный зазор, сборка пакета, аргон, отбор проб

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

EXPERIENCE IN PRODUCTION OF LARGE-SIZE TITANIUM-STEEL BIMETAL FOR PIPE BOARDS OF NPP

Bitrub International, Krasnoarmeysk, bitrub@mail.ru

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

The main provisions of modern technology for the production of bimetallic sheets for the manufacture of pipe boards for nuclear power plant condensers and nuclear icebreaker condensers are described. High quality in connection continuity and strength is provided by explosion welding in argon medium. The results of testing the properties of 216 bimetallic steel-titanium sheets are presented.

Keywords: explosion welding, bimetallic sheets, steel-titanium, pipe boards, welding gap, package assembly, argon, sampling

Обязательными требованиями предъявляемыми к биметаллу сталь+титан для трубных досок конденсаторов АЭС и атомного ледокола являются обеспечение 0 класса сплошности соединения слоев по ГОСТ 22727-83 в зоне сверления отверстий (не более 1 см²), повышенные требования к плоскостности (2 мм на 1 п/м) и прочности соединения не менее 200 МПа. Эти требования отражены в ТУ 27.81.09.009-2005 «Заготовки двухслойные сталь + титан, полученные сваркой взрывом» и ТУ 5.961-11917-2015 «Плиты биметаллические «Сталь-Титан» (держатель подлинника НИЦ "Курчатовский институт" – ЦНИИ КМ "Прометей".

На основании комплекса исследований структуры и свойств биметаллических модельных образцов сталь+титан [1 ... 3] выявлено, что атмосфера в сварочном зазоре при сварке взрывом оказывает ключевое

влияние на структуру зоны соединения слоев. Площадь литых включений и размеры волн в соединении при сварке взрывом в аргоне практически не зависят от длины листа и колеблются в относительно узких пределах с незначительным возрастанием в зоне начала деформации растяжения плакируемого листа. Разработаны научные и технологические основы промышленного производства крупногабаритных листов биметалла сваркой взрывом, включающие критерии условий получения качественного соединения, учитывающие процессы, происходящие в сварочном зазоре перед точкой контакта и свойства свариваемых материалов [4, 5].

Эти исследования позволили разработать современную технологию промышленного производства биметаллических листов и плит сталь-титан в среде защитного газа аргона.

герметичность сварочного зазора в процессе транспортировки и установки на опору на взрывной площадке.

- На взрывной площадке пакет устанавливается на песчаную опору, контролируется наличие сварочного зазора и его герметичность, после монтажа заряда произво-

- После сварки взрывом проводятся следующие виды контроля: визуально-измерительный, ультразвуковой сплошности соединения слоёв, капиллярный сварных швов плакирующего слоя.

5. Биметаллические листы для снятия напряжений подвергаются термической об-

Свойства биметалла сталь+титан для трубных решёток конденсаторов, изготовленного по современной промышленной технологии

№ п / п	Марка биметалла Размеры мм	Свойства биметалла						Объём производства		Трубные решётки конденсатора АЭС
		УЗК %	Плоскостность мм/п.м.	$\sigma_{отр}$ МПа	$\sigma_{ср}$ МПа	Изгиб 120°	Боковой изгиб 80°	шт.	м ²	
1	09Г2С+ ВТ1-0 48(40+8)х1800х3400	100	2±1	290-375	230-345	уд	уд	8	49	"Кудам Кулан"
2	09Г2С-13+ ВТ1-0 30(25+5)х3200х3600	100	2±1	284-428	221-389	уд	уд	36	414	Блок №3 Ростовской
3	09Г2С-12+ ВТ1-0 30(25+5)х3200х3600	100	2±1	230-350	310-365	уд	уд	36	414	Блок №4 Ростовской
4	09Г2С-12+ ВТ1-0 30(25+5)х3200х3600	100	≤ 2	220-385	290-340	уд	уд	72	414	Блок №4 Балаковской
5	09Г2С+Grade 1 30(25+5)х3200х3600	100	≤ 2	338-497	214-388	уд	уд	72	414	Блок №2 Балаковской
6	09Г2С-13+ ВТ1-0 38(30+8)х2600х2700	100	2±1	398-365	325-375	уд	уд	8	56	"Кудам Кулан"
7	09Г2С-13+ ВТ1-0 60(55+5)х2600х3406	100	2±1	220-405	390-475	уд	уд	64	506	«Руппур»

дится заполнение сварочного зазора аргоном, тип боевика и схема инициирования заряда назначаются в зависимости от размеров листа и расположения сварных швов. После контроля качества заполнения сварочного зазора аргоном производится подрыв заряда.

работке с нагревом не выше 540°С. После сварки правка листов производится на вальцах с обеспечением требуемой плоскостности в соответствии с техническими условиями и чертежом трубной доски.

Для контроля качества готовых биметаллических плит разрабатывается схема отбо-



Рис. 2. Изготовление трубной решетки конденсатора АЭС "Руппур" из биметаллической плиты 09Г2С+ ВТ1-0 размерами 60(55+5)х2600х3406 мм

ра проб и изготовления из них образцов (рис. 1). Обрезка плит в размер и отбор проб производится плазменной резкой. Готовый лист маркируется в соответствии с техническими условиями. Готовые листы отгружаются автотранспортом партиями.

По разработанной технологии были изготовлены 216 шт. заготовок трубных досок для Ростовской и Балаковской АЭС (таблица). Для изготовления заготовок трубных досок конденсатора для 3-его энергоблока Ростовской АЭС сварная карта изготавливалась из пяти листов (четыре сварных шва). Для энергоблока Балаковской АЭС в сварной карте выполняли один сварной шов из импортного титана шириной 1900 мм марки Grade 1, что значительно снизило трудоемкость технологии. Изготовление трубных досок, сверление отверстий в них подтвердило высокое качество биметалла.

При производстве биметаллических листов сталь-титан для изготовления трубных досок конденсатора атомного ледокола весь технологический процесс производства проходит под контролем Российского Морского Регистра судоходства (РМРС) в соответствии с НД № 2-020101-095 [6] При этом РМРС одобряет все технологические документы производства, включая технологию изготовления карт сварных из титана, технологические инструкции. Отбор проб для проведения испытаний готовых биметаллических листов и их испытания проводятся под контролем специалистов РМРС. Сертификаты качества на исходные материалы, готовые биметаллические листы подписываются инспектором РМРС. Для изготовления трубных решёток конденсатора атомного ледокола проекта 22220 по разработанной тех-

нологии было изготовлено 8 биметаллических листов марки 09Г2С+ВТ1-0, качество которых соответствовало требованиям технических условий ТУ 5.961-11917-2015.

Заключение

Современная технология промышленного производства сваркой взрывом в среде аргона обеспечивает получение биметаллических листов, соответствующих по плоскости и прочности соединения слоёв, а также плоскостности требованиям технических условий. Биметаллические листы используются для изготовления трубных досок конденсаторов отечественных и зарубежных АЭС.

Библиографический список

1. Исследование структуры и свойств по площади крупногабаритных решеток сталь-титан / О. Л. Первухина, И. А. Счастливая, А. М. Федоров, Л. Б. Первухин, Т. А. Шишкин // Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 2017. – № 13 (208). – С. 46-54.
2. Влияние состава атмосферы на образование соединения титана со сталью при сварке взрывом / О. Л. Первухина, А. А. Бердыченко, Л. Б. Первухин, Д. В. Олейников // Известия ВолгГТУ. Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений». Вып. 2 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2006. – № 9 (24). – С. 51-54.
3. Бердыченко, А. А. Эволюция структуры титана в зоне соединения, полученного сваркой взрывом / А. А. Бердыченко, Л. Б. Первухин, О. Л. Первухина // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. – № 10 (652). – С. 19-24.
4. Производство биметалла сталь-титан сваркой взрывом и его применение в конструкциях теплообменников атомных энергетических установок / Л. Б. Первухин, С. В. Сериков, И. К. Устинов, О. Л. Первухина // Титан. – 2009. – № 1 (23). – С. 37-40.
5. Первухин, Л.Б. Теоретические и технологические основы промышленного производства биметаллов / Л. Б. Первухин, О. Л. Первухина, С. Ю. Бондаренко // Известия ВолгГТУ. Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений». Вып. 4 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. - Волгоград, 2010. – № 5 (65). – С. 75-82.
6. НД 2-020101-095. Правила классификации и постройки морских судов. Часть XIII. МАТЕРИАЛЫ (редакция 2017 года).

УДК 621.791.051

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-11-246-41-45

А. Е. Розен, д-р техн. наук, А. Е. Корнеев, д-р техн. наук, А. В. Хорин, канд. техн. наук,
А. В. Прыщак, канд. техн. наук, А. С. Гуденко*, канд. техн. наук,
А. А. Розен, аспирант, Д. В. Козлов, аспирант*

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ МЕЖСЛОЙНЫХ ГРАНИЦ СЛОИСТОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

Пензенский государственный университет, г. Пенза, aerozen@bk.ru

** ГНЦ РФ АО «НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, aeroot@inbox.ru*

В работе представлены результаты исследований по изучению межслойных границ слоистых металлических материалов с внутренним протектором при сварке взрывом. Проведен расчет оптимальных параметров сварки взрывом и их влияние на волнообразование в межслойных границах. Изучено структурообразование переходной зоны межслойной границы.

Ключевые слова: сварка взрывом, сварное соединение, композиционный материал, межслойная граница, компьютерное моделирование

A. E. Rosen, A. E. Korneev, A. V. Horin, A. V. Pryshchak, A. S. Gudenko*, A. A. Rosen, D. V. Kozlov*

STRUCTURAL FORMATION OF INTERLAYER BOUNDARIES LAYERED METAL MATERIAL IN EXPLOSION WELDING

Penza State University, Penza, aerozen@bk.ru

** JSC RPA CNIITMASH, Moscow, aeroot@inbox.ru*

The paper presents the results of studies of interlayer boundaries of laminated metal materials with an inner protector during explosion welding. The calculation of the optimal parameters of explosion welding and their influence on wave formation in the interlayer boundaries is carried out. The structure formation of the transition zone of the interlayer boundary has been studied.

Keywords: explosion welding, welded joint, composite material, interlayer boundary, computer simulation

В последнее десятилетие ведутся активные работы в области создания нового перспективного слоистого металлического материала с повышенной коррозионной стойкостью [1 ... 3]. Предварительные результаты свидетельствуют о возможности повысить их коррозионную стойкость в сравнении с высоколегированными нержавеющейими сталями аустенитного класса в 10 раз и более за счёт применения, так называемого внутреннего протектора [4 ... 8].

Материалы и методы исследования

Исследуемый материал представляет собой композицию из листов стали с высоким электрохимическим потенциалом, такими как нержавеющейии стали аустенитного класса (типа 10X18H12T, 12X18H10T, 08X16H9M2, 08X18H12Б, 10X14AГ15, 02X8H22C6 и их зарубежные аналоги AISI 304, AISI 321, ASTM 321 (США), X10CrNiTi18-9 (Германия), SUS 321, SUS 321 ТК (Япония),

321S51 (Англия) и др.) и сталей с низким электрохимическим потенциалом, в качестве которых могут быть использованы низкоуглеродистые и низколегированные ферритно-перлитные стали обыкновенного качества (Ст0, Ст1, Ст2, Ст3), либо качественные (Сталь 08, Сталь 10, Сталь 15 и Сталь 20), либо низколегированные (09Г2, 09Г2С, 10ХСНД, 10Г2С1 и 10Г2Б) и их зарубежные аналоги (А 516-55, А 516-60, А 516-65, А 561Gr70 (США), St37-3, S235J2G3, 9MnSi5 (Германия), SM41B, SB49, SS34 (Япония), S235JR, HFS3 (Англия) и др. Принципиально новым является использование слоя протектора между защищаемыми слоями. При этом могут использоваться несколько слоев протекторов. Конструкционная прочность композита рассчитывается по основному слою. В данной работе исследуются вариации слоистого металлического материала

ла (СММ) с одним и двумя слоями – внутренними протекторами (ВП).

При сварке взрывом серьезную проблему составляет решение задачи по обеспечению идентичности условий формирования межслойных границ многослойного пакета (рис. 1). Это является следствием различий в энергетических условиях соударения.

Для получения одинаковой прочности сцепления всех межслойных границ необходимо условие идентичного пластического деформирования при прохождении ударной волны. Достоверность данного условия может быть оценена соответствием профиля межслойных границ (амплитуда - A , длина и волны λ). При схожести данных характеристик, можно утверждать о схожести в механических характеристиках. Данный вопрос

рассматривался в работах А. А. Дерибаса [9], В. И. Лысака [10], И. А. Батаева [11]. Было установлено, что максимальная прочность достигалась при соотношении A/λ , равному от 0,3 до 0,5 при минимальном содержании зон с литой структурой.

Результаты и их обсуждение

Для предварительной оценки условий формирования сварного шва использовали программный продукт *LS-DYNA*. Регулируемыми параметрами при сварке взрывом являются высота заряда и скорость детонации взрывчатого вещества (ВВ) ($H_{ВВ}$, $D_{ВВ}$), величина зазора на каждой межслойной границе (h). Целью моделирования являлось определение таких факторов как $H_{ВВ}$ и h .

При расчете были приняты следующие граничные условия и допущения:

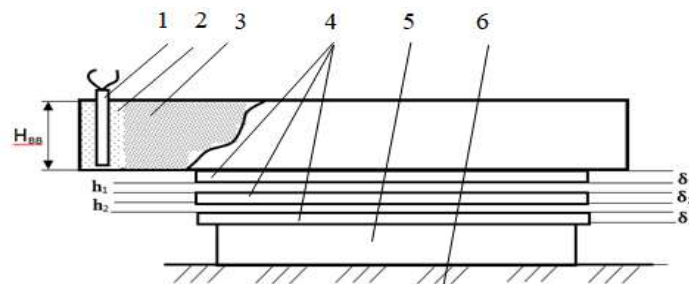


Рис. 1. Схема сварки взрывом 3-слойного СММ с ВП:

$H_{ВВ}$ – толщина заряда ВВ; h_1 , h_2 – технологические зазоры; δ_1 , δ_2 , δ_3 – толщины пластин, используемых в архитектуре; 1 – электродетонатор; 2 – генератор детонационной волны; 3 – заряд ВВ; 4 – метаемые пластины; 5 – слой основного металла; 6 – грунт

Таблица 1 – Экспериментальные и теоретические характеристики для оценки расчетных моделей

Вещество	Характеристика
ВВ, состав	микропористая АС+ДТ (96:4)
толщина, мм	60
модель	Уилкинса – Гейроуха
уравнение состояния	Джонса-Уилкинса-Ли
Металлические пластины для 3-хслойного материала	
первая (толщина, мм)	нержавеющая сталь аустенитного класса (2)
вторая (толщина, мм)	низкоуглеродистая сталь (2)
третья (толщина, мм)	нержавеющая сталь аустенитного класса (2)
модель	Джонсона-Кука
уравнение состояния	Ми-Грюнайзена
Металлические пластины для 4-хслойного материала	
первая (толщина, мм)	нержавеющая сталь аустенитного класса (2)
вторая (толщина, мм)	низкоуглеродистая сталь (2)
третья (толщина, мм)	нержавеющая сталь аустенитного класса (2)
четвёртая (толщина, мм)	низкоуглеродистая сталь (2)
модель	Джонсона-Кука
уравнение состояния	Ми-Грюнайзена

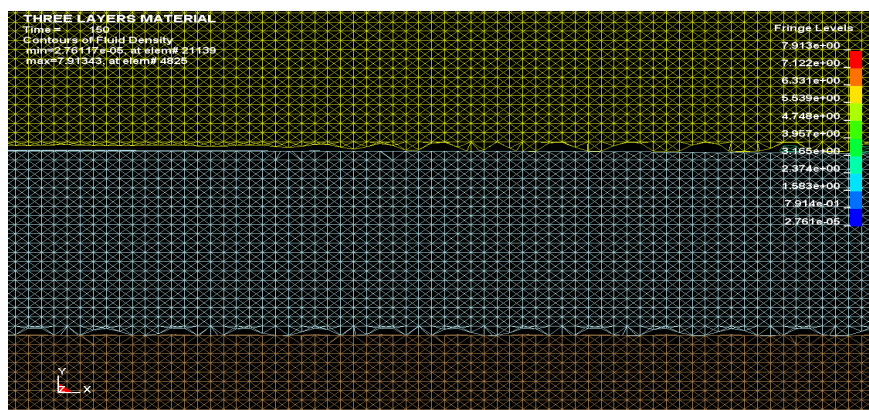


Рис. 2. Результаты моделирования волновой поверхности межслойных границ при сварке СММ с ВП с одним протектором

а) детонационная волна распространяется равномерно с постоянной скоростью 2100 м/с;

б) на удалении 250 мм от точки детонации начинается стабильное волнообразование на межслойной границе. Согласно работе [12], в которой приводятся исследования сварки взрывом аустенитной нержавеющей стали 08Х18Н10Т и низколегированной стали 09Г2С, условия волнообразования остаются стабильными на протяжении до 6000 мм.

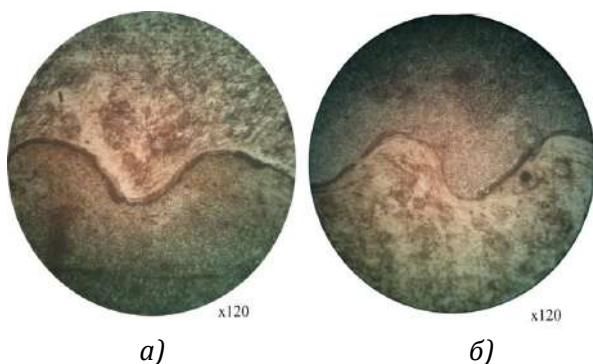


Рис. 3. Микроструктура межслойной границы в 3-хслойном СММ с ВП:
а – шов №1; б – шов №2

Для оценки достоверности принятой при расчете модели был проведен эксперимент, в котором сварку взрывом осуществляли согласно параметрам, аналогичным параметрам расчетной модели. В таблице 1 указаны характеристики расчетной модели.

При расчете искомыми параметрами были: величина массовой скорости каждой из пластин и величина контактного давления.

На рис. 2 представлены результаты моделирования волновой поверхности межслойных границ при сварке СММ и СП с одним протектором (12Х18Н10Т + Ст3сп + 12Х18Н10Т).

Отклонение результатов расчета и эксперимента не превышало 17%. Данное отклонение считается допустимым. Таким образом, принятая гидродинамическая модель волнообразования при сварке взрывом может быть принята для расчета амплитуды и длины волн на каждой межслойной границе.

При этом достигнуто условие, в котором значения λ, l в каждом из слоев не отличались друг от друга более чем на 8%.

Таблица 2 – Механические и технологические свойства СММ с ВП

Техническая характеристика	Архитектура СММ с ВП		
	3-х слойная	4-х слойная	6-слойная
Прочность сцепления слоёв на каждой межслойной границе $\sigma_{ср}, Н/мм^2$	от 320 до 410 (требование ГОСТ 10885 – не менее 140)		
Временное сопротивление на разрыв основного слоя $\sigma_{в}, Н/мм^2$	от 640 до 710 (не менее 530)	от 520 до 590 (не менее 470)	
Ударная вязкость основного слоя $KCU, кДж/м^2$	от 290 до 310 (не менее 250)	от 690 до 740 (не менее 640)	
Угол загиба $\alpha_{град}$, не менее	150		

Примечание: в скобках указаны значения по ГОСТ 10885 и ТУ 27.32.09.010-2005

Данный подход в выборе параметров сварки взрывом был использован при получении 3-х, 4-х и 6-тислойных материалов с одним и двумя внутренними протекторами. Были получены образцы площадью от 3,5 до 9,0 м².

После сварки взрывом заготовки проходили 100% ультразвуковой контроль для определения сплошности. Далее, для снятия наклепа на межслойных границах и стабилизации аустенитной структуры, заготовки проходили термическую обработку от 860 до 920°C с одновременной правкой листов на листопрямильных машинах, либо на вальцах. Описанные операции позволили получить СММ с ВП с высокими физико-механическими и технологическими характеристиками (таблица 2).

Отклонения на разных межслойных границах не превышает 40%, что хорошо кор-

релируется с величинами отклонений по амплитуде (37%). Пластичность материала находится на высоком уровне: максимальный угол загиба без признаков повреждения составил до 150 градусов.

Фазовый и структурный анализы межслойных границ

Были проведены рентгеноструктурные, рентгенофазовые и микроструктурные исследования переходных зон на межслойных границах. Исследования микроструктуры проводили металлографических микроскопах МИМ-7 и Альтами МЕТ6.

Были получены фотографии первой и второй межслойной границы 3-хслойного СММ с ВП (рис. 3).

Было установлено, что в стали 12Х18Н10Т с аустенитной структурой на межслойной границе помимо γ -железа с гранецентрированной кристаллической ре-

Таблица 3 – Фазовый состав и характеристика кристаллографической структуры на межслойных границах

Фазовый состав	Структурный тип	Периоды, нм		
		<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>
12Х18Н10Т				
γ -Fe (ГЦК)	<i>Fm-3m</i> (225), кубическая	0,3645	-	-
(Cr, Ni)	<i>Fm-3m</i> (225), кубическая	0,3591	-	-
Cr_7C_3	<i>P63mc</i> (186), гексагональная	0,1401	-	0,4532
$Cr_{23}C_6$	<i>Fm-3m</i> (225), кубическая	1,06599	-	0,29806
Cr_3C_2	<i>Стсм</i> (63), орторомбическая	0,285	0,925	0,696
Ст3сп				
α -Fe (ОЦК)	<i>Im-3m</i> (229), кубическая	0,28606	-	-
Fe_3C	<i>Pbnm</i> (62), орторомбическая	0,45144	0,50787	0,67297
($Cr_{0,2}Fe_{0,8}$)	<i>Im-3m</i> (229), кубическая	0,28664	-	-

Таблица 4 – Фазовый состав и характеристика кристаллографической структуры переходной зоны на межслойной границе

Формула, символ	Структурный тип
(γ -Fe) – аустенит	<i>Fm3m</i> (225), кубическая
(α -Fe) – феррит	<i>Im-3m</i> (229), кубическая
(Fe, Cr) – хромистое железо	<i>Im-3m</i> (229), кубическая
(Cr, Ni) – аустенит	<i>Fm-3m</i> (225), кубическая
Fe_3C – цементит	<i>Pbnm</i> (62), орторомбическая
(Fe,Cr) $_7C_3$ – карбид	<i>P31c</i> (159), орторомбическая
Cr_7C_3 – трикарбид	<i>Pmct</i> (51), орторомбическая
$Cr_{23}C_6$ – карбид	<i>Fm-3m</i> (225), кубическая
Fe_2C – мартенсит	<i>14/mmm</i> (139), тетрагональная

шѐткой, имеется ещё 4 типа структур, две из которых кубические, одна гексагональная и одна орторомбическая. В стали СтЗсп с феррито-перлитной структурой на межслойной границе имеются α -железо с объёмно-центрированным кубом, а также одна кубическая и одна – орторомбическая структуры.

Заключение

В работе приведены особенности структурообразования на межслойных границах при сварки взрывом. Применение прикладной программы *LS-DYNA* обеспечило достижение оптимальных значений структуры, обеспечивающей высокие механические свойства каждой межслойной границы и всего материала в целом. Рентгеноструктурный и рентгенофазовый анализ переходных зон межслойной границы сварного соединения показали наличие в стали 12X18H10T помимо γ -железа с гранецентрированной кристаллической решѐткой, наличие ещё 4 типов структур, две из которых кубические, одна гексагональная и одна орторомбическая. В стали ферритно-перлитного класса СтЗсп на межслойной границе выявлены, помимо α -железа, кубическая и орторомбические структуры. Из изменения фазового и структурного состава переходной зоны можно предположить об изменении электрохимического потенциала, что напрямую может влиять коррозионную стойкость. Изучение изменения в переходной зоне электрохимического потенциала и его влияния на коррозионную стойкость материала является дальнейшим этапом исследования.

Библиографический список

1. Евразийский патент № 016878 ЕАПВ С23F 13/06 В 32В 7/02. Многослойный материал повышенной коррозионной стойкости (варианты) и способы его получения / А. Е. Розен, И. С. Лось, Ю. П. Перельгин, Л. Б. Первухин, Ю. А. Гордополов, Г. В. Кирий, П. И. Абрамов, С. Г. Усатый, Д. Б. Крюков, О. Л. Первухина, И. В. Денисов, А. А. Розен. – 2012.
2. Патент Украины № 100188. Багатосаровий матеріал корозійної стійкості (варіанти) і способи його отримання / А. Е. Розен, И. С. Лось, Ю. П. Перельгин, Л. Б. Первухин, Г. В. Кирий, А. А. Розен. – 2012.
3. Patent of South Korea №10-1300674. Title of the invention: multilayer material with enhanced corrosion resistance (variants) and methods for preparing same patent. – 2013.
4. New Multilayer Corrosion Resistant Materials for Nuclear Power Engineering / A. E. Rozen, I. S. Los', D. B. Kryukov, G. V. Kozlov, A. A. Rozen // Applied Mechanics and Materials. – 2015. – Vol. 770. – Pp. 40-44.
5. Mechanism of Pitting Corrosion Protection of Metals and Alloys / V. A. Grachev, A. E. Rozen, G. V. Kozlov, A. A. Rozen // Oriental journal of chemistry. – 2016. – Vol. 32 (2). – Pp. 845-850.
6. Multilayer metal material with special properties and the production technology / V. A. Grachev, A. Y. Rozen, Y. P. Perelygin, A. A. Rozen // Research Journal of Pharmaceutical, Biological and Chemical Sciences. – 2016. – Vol. 7, Iss. 5. – Pp. 403-411.
7. Multilayer Metallic Material with Specific Properties and the Technology of Its Production / V. A. Grachev, A. E. Rosen, Yu. P. Perelygin, A. A. Rosen // Russian metallurgy. – 2017. – Vol. 5. – Pp. 426-431.
8. Accelerated Corrosion Tests of a New Class of Multilayer Metallic Materials with an Internal Protector / V. A. Grachev, A. E. Rozen, Y. P. Perelygin, S. Y. Kireev, I. S. Los', A. A. Rozen // Russian Metallurgy (Metally). – 2019. – Vol. 3. – Pp. 247-256.
9. Физика упрочения и сварки взрывом / А. А. Дерibas; Отв. ред. С. С. Григорян. - 2-е изд., доп. и перераб. – Новосибирск : Наука. Сибирское отделение, 1980. – 221 с.
10. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин – М.: Машиностроение – 1, 2005. – 544 с.
11. Формирование сваркой взрывом слоистых композиционных материалов из разнородных сталей / И. А. Батаев, Д. В. Павлюкова, Т. В. Журавина, Е. Б. Макарова, Д. С. Терентьев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2010. – № 1. – С. 6-8.
12. К вопросу о предельных размерах листов получаемых сваркой взрывом / Л. Б. Первухин, О. Л. Первухина, И. В. Денисов, Т. А. Шишкин, Д. В. Ноняк // Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 2016. – № 10 (189). – С. 76-86.

Работа выполнена в рамках проекта № 0748-2020-0013 «Научные принципы формирования гетерогенных структур методами физико-химического диспергирования» (государственное задание вузу в сфере научной деятельности. Заказчик Министерство науки и высшего образования РФ).

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-11-246-46-52

О. Л. Первухина, канд. техн. наук, И. В. Денисов, канд. техн. наук***ДВУХСЛОЙНЫЕ СТАЛИ ДЛЯ ОТВЕТСТВЕННЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ***ИСМАН им. А. Г. Мерджанова РАН, г. Черноголовка, opervukhina@mail.ru*** ООО «Битруб Интернэшнл», г. Красноармейск, bitrub@mail.ru*

В работе рассмотрены основные методы получения и области применения крупногабаритного биметалла: пакетная прокатка, электродуговая наплавка, электрошлаковая наплавка с последующей прокаткой, сварка взрывом. На основании результатов сертификационных испытаний листов двухслойных сталей, полученных сваркой взрывом, и опыта производства биметалла показана перспективность этой технологии для ответственных металлоконструкций нефтехимического и атомного машиностроения. Обоснована универсальность промышленной технологии сварки взрывом, позволяющей обеспечить процесс образования соединения биметаллов широкой номенклатуры со 100% сплошностью соединения как одного листа, так и крупнотоннажных партий в несколько сотен тонн и практически не ограниченных размеров. Представлены особенности термообработки различных биметаллов после сварки взрывом.

Ключевые слова: крупногабаритный биметалл, свойства, сварка взрывом, термообработка, коррозионностойкая сталь, прочность соединения

*O. L. Pervukhina, I. V. Denisov****TWO-LAYER STEEL FOR CRITICAL METAL STRUCTURES***Merzhanov Institute of Structural Macrokinecs and Materials Science RAS,**Chernogolovka, opervukhina@mail.ru*** Bitrub International, Krasnoarmeysk, bitrub@mail.ru*

The paper discusses main methods for obtaining and application of large-sized bimetal: batch rolling, electric arc welding, electroslag surfacing with subsequent rolling, explosion welding. Test results of double-layer steels sheets and experience in bimetal production prove this technology availability for critical metal structures in petrochemical and nuclear engineering or shipbuilding. The universality of the industrial explosion welding allows production of wide range bimetal compounds of 100% integrity both for a single sheet and large-tonnage lots (several hundred tons) and practically unlimited sizes. The features of heat treatment for various bimetals after explosion welding are presented.

Keywords: large-sized bimetal, properties, explosion welding, heat treatment, corrosion-resistant steel, joint strength

В настоящее время в стране поставлена задача создания современного машиностроения, основанного на импортозамещающих технологиях. Для этих целей создаются мощные государственные корпорации по важнейшим отраслям: атомной, нефтехимической, судостроительной, авиационной и др. Развитие этих отраслей немислимо без новых современных материалов, к которым относятся многослойные композиционные металлические материалы. Многие проблемы позволяет решить использование биметаллов [1 ... 6], объединяющих в одном материале трудно совместимые свойства: высокую конструкционную прочность и технологичность основного слоя со специфиче-

скими свойствами тонкого плакирующего слоя, например, коррозионную стойкость, электропроводность, износостойкость и т.п. Применение многослойных материалов позволяет повышать надёжность и долговечность большой номенклатуры изделий, разработать принципиально новые конструкции узлов машин, а также экономить дефицитные и дорогостоящие материалы [7]. Разнообразие агрессивных сред в современных отраслях промышленности вызывает необходимость использования для плакирующего слоя биметаллов самых различных сталей и сплавов, а также цветных металлов.

Цель статьи: рассмотреть основные методы получения и области применения

крупногабаритного биметалла и на основании результатов сертификационных испытаний листов двухслойных сталей, полученных сваркой взрывом, показать перспективность этой технологии для ответственных металлоконструкций нефтехимического и атомного машиностроения.

Основными задачами в технологии производства биметаллических материалов являются создание прочного соединения составляющих по всей поверхности контакта при заданном соотношении толщины слоев, формирование требуемых структуры и свойств каждого из слоев и биметалла в целом.

Методы производства биметаллов

Основными методами производства биметаллов на основе стали являются:

1. Методы, основанные на расплавлении лакирующего слоя;
2. Методы, основанные на образовании соединения слоёв в твёрдой фазе в процессе горячей прокатки;
3. Методы, основанные на использовании энергии взрыва для получения прочного соединения слоёв в твёрдой фазе.

К методам, основанным на расплавлении лакирующего слоя, относится электродуговая наплавка в различных ее модификациях (ручная, полуавтоматическая под флюсом или в атмосфере защитных газов, автоматическая под флюсом, порошковой проволокой и др.). Преимуществами метода является универсальность в отношении формы наплавляемой поверхности; возможность наносить покрытия из твердых сплавов, не допускающих обработку давлением. Его недостатками является: высокая энергоёмкость процесса наплавки, связанная с необходимостью расплавления наплавочных материалов; разнотолщинность наплавленного слоя, ведущая к перерасходу

сварочных материалов; недостаточно ровная поверхность наплавки, часто требующая зачистки и шлифования; необходимость нанесения нескольких слоев для подавления эффекта разбавления наплавленного металла основным; значительная трудность, а часто невозможность наплавки в тех случаях, когда между металлом наплавки и основанием возможно образование хрупких интерметаллидных прослоек; высокий уровень напряжений и деформаций из-за разницы коэффициентов теплового расширения и усадки расплавленного металла.

Методы, основанные на образовании соединения слоёв в твёрдой фазе в процессе горячей прокатки, получили наибольшее распространение в мировой практике (Англии, США, Франции, ФРГ, Швеции, Японии и России) при производстве биметаллического листового проката с основой из стали. Сущность метода заключается в том, что на заготовку (сляб) из перлитной или низколегированной стали с хорошо обработанной и обезжиренной поверхностью укладывается лакирующий лист из высоколегированной стали. Производится герметизация пакета по периметру. Пакет перед прокаткой нагревают до температур 1150...1250 °С, при этом происходит растворение и восстановление окислов на всех поверхностях герметичного объема. Последующая прокатка на толстолистовых станах с величиной обжатия не менее 60% приводит к схватыванию - образованию металлических связей между контактными поверхностями металлов. В этом случае физико-механические свойства и структура основного и лакирующего слоёв формируются в процессе горячей прокатки пакетов и зависят от степени обжатия пакетов. Структура и прочностные характеристики зоны соединения определяются металлургическими процессами, в частно-

сти, взаимной диффузией, приводящей к образованию эвтектических и хрупких интерметаллидных прослоек. Отличия между методами производства биметалла пакетной прокаткой состоят в конструкции пакетов (симметричные, несимметричные, с крышкой и т.д.), в применении способа защиты контактной поверхности от окисления в процессе нагрева под прокат (использование геттеров, вакуумирования), в применении различных материалов подслоя, обеспечивающего снижение степени перераспределения углерода в граничной зоне соединения слоев. Метод эффективен при производстве крупнотоннажных партий, однако при изменении марки биметалла необходимо перестраивать металлургическое оборудование.

Методом, основанным на использовании энергии взрыва для получения прочного соединения слоёв в твёрдой фазе, является сварка взрывом. Относительная простота процесса, возможность соединять с высокой прочностью практически любые металлы и сплавы на неограниченных плоских и криволинейных поверхностях и возможность проводить работы на первых этапах освоения без значительных капитальных затрат с использованием простейшего оборудования определили его быстрое развитие. Гибкость процесса, то есть переход от производства одного типа биметалла к другому не требует для большинства пар металлов кардинального изменения технологии.

Непосредственное плакирование взрывом позволяет наряду с листами (слябами, брамами) плакировать плоские и пространственные, катаные, кованные и литые заготовки переменной толщины по всей поверхности или по ее части. При этом толщина основного слоя не ограничивается: по существу, с ее увеличением процесс плакирова-

ния облегчается и снижается его стоимость. В процессе сварки взрывом в зоне соединения вследствие интенсивной пластической деформации происходит наклёп и фиксируется высокий уровень остаточных напряжений, а листы имеют значительное отклонение от плоскостности. Поэтому двухслойные листы после сварки взрывом необходимо подвергать термообработке для снятия остаточных напряжений и правке на вальцах или прессе для обеспечения заданной неплоскостности на 1 м длины двухслойных листов. К недостаткам сварки взрывом можно отнести необходимость наличия специальных полигонов. С учетом того, что при сварке крупногабаритных листов заряд может достигать 1000 кг и более, требуется принимать меры для гашения воздушной ударной волны. Кроме того, в этом методе толщина плакирующего слоя, как правило, ограничивается 20-25 мм. С уменьшением толщины основного листа менее 20 мм экономические преимущества непосредственного плакирования уменьшаются, так как растет удельная площадь плакируемой поверхности на единицу массы полученного биметалла. В этом случае целесообразнее применять биметалл, полученный методом пакетной прокатки или сваркой взрывом с последующей прокаткой.

Следует отметить, что при получении биметаллов сваркой взрывом слои металлов, из которых они состоят, сохраняют свойства, которыми они обладали до соединения в биметалле. Основные преимущества сварки взрывом, кроме отмеченных выше, возможность получения прочных соединений практически любых металлов и сплавов без ограничений по площади заготовок, относительная простота процесса и высокая производительность.

Области применения биметаллов для ответственных металлоконструкций.

На сегодняшний день в России нефтехимическое машиностроение является основным массовым потребителем биметаллов. Двухслойная сталь применяется для изготовления смесителей, реакторов отгонки бензина из сырой нефти, реакторов для рафинирования, теплообменников, отстойников, насосов, ректификационных колонн, коксовых камер и другого оборудования, работающего в средах сернистой нефти, мазутов, гудронов, газосырьевых и газопродуктовых смесей. Оборудование работает при одновременном воздействии давления, температуры и агрессивной среды, поэтому для основного слоя используются различные конструкционные углеродистые и низколегированные стали, а для плакирующего слоя коррозионностойкие стали и сплавы, а также сплавы на основе титана и меди. По данным работы [8] наибольшее применение получили двухслойные листы с плакирующим слоем из хромистых, хромоникелевых и хромоникельмолибденовых сталей. Для изготовления аппаратов, работающих в большинстве органических соединений в таких средах, как растворы азотнокислых, сернокислых и хлористых солей, сухой хлор, сернистый и углекислый газы применяются двухслойные стали с плакирующим слоем из сталей типа 08X18H10T. Для изготовления аппаратуры, работающей в сильноагрессивных средах: горячих растворах сернистой и фосфорной кислот, кипящих растворах уксусной, щавелевой и муравьиной кислот и в растворе серной кислоты при повышенных температурах используются биметаллы с плакирующим слоем из хромоникельмолибденовых сталей. В особо агрессивных средах, когда коррозионная стойкость указанных сталей оказывается недостаточной, целесо-

образно применять двухслойную сталь с плакирующим слоем из сплавов на основе никеля, титана и других цветных металлов и сплавов.

Атомное машиностроение в последние годы развивается особенно интенсивно. В 70-80 годы прошлого столетия применительно к атомному машиностроению были проведены работы по исследованию физико-механических, технологических и эксплуатационных свойств двухслойных сталей, полученных сваркой взрывом. Систематические исследования прочностных и служебных характеристик биметалла с изучением его механических свойств при статическом, ударном и циклическом нагружении, при повторных теплосменах, а также испытания на коррозионную стойкость были обобщены в работе [2]. Исследования показали, что биметалл, полученный сваркой взрывом, обладает комплексом свойств, позволяющим его использовать в конструкциях ответственного назначения в атомном, энергетическом, химическом, нефтехимическом и других отраслях современного машиностроения.

В атомном машиностроении перспективно использовать крупногабаритные листовые биметаллы толщиной до 120 мм и шириной до 4 м длиной до 13 метров, полученные сваркой взрывом при изготовлении:

- теплообменного оборудования - трубные решётки конденсаторов, плакированные титаном или хромоникельмолибденовой сталью;
- корпуса парогенераторов, ёмкости САОЗ (системы аварийного охлаждения зоны), сепараторы пара и другие сосуды, в которых требуется защита от коррозии;
- хранилищ для кубового остатка ЖРО (жидких радиоактивных отходов) с использованием нового многослойного металличе-

ского материала с "протекторной питтинг-защитой" [9].

Корпуса атомных ледоколов, работающих при низких температурах (часто в условиях сложной ледовой обстановки), изготавливаются из высокопрочных корпусных сталей с пределом текучести 390 - 590 МПа. Известно, что надежность этих сталей при эксплуа-

001-21414987-2012 «Лист стальной двухслойный коррозионно-стойкий, изготовленный методом сварки взрывом». Для обеспечения требований ТУ (см. таблицу) был проведен комплекс исследований особенностей процесса образования соединения при сварке взрывом крупногабаритных листов (более 9 м²).

Результаты сертификационных испытаний листов двухслойных сталей

№	Марка, размеры биметалла, мм	Свойства соединения				Свойства основного металла		
		$\sigma_{отр}$, МПа	$\sigma_{ср}$, МПа	Боковой изгиб, град.	Изгиб, град.	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Требования нормативно-технической документации		196	196	80	120	≥ 450	≥ 265	≥ 22
1	22К+08Х18Н10Т 110(105+5)х4050х4700	485	292	80	160	454	271	26
		578	423			505	320	31
2	22К+08Х18Н10Т 60(55+5)х2500х10000	464	403	80	160	440	330	26
		686	450			515	385	34
3	22К+08Х18Н10Т 80(75+5)х2550х4300	452	488	80	160	432	320	26
		608	606			479	330	33
4	09Г2С+12Х18Н10Т 32(28+4)х2000х12900	557	286	80	160	493	282	29
		565	395					
5	12ХМ+12Х18Н10Т 30(26+4)х1400х10400	449	321	80	160	508	275	27
		581	480					

тации определяется способностью материала сопротивляться разрушению при зарождении трещин вследствие коррозии и их распространении. Для повышения надёжности целесообразно защитить поверхность корпуса судна от воздействия агрессивной среды путём нанесения на поверхность стали слоя пластичной аустенитной коррозионностойкой стали, что одновременно предотвратит зарождение трещин в поверхностном слое.

Биметаллы, полученные сваркой взрывом

Высокие требования к качеству определяются техническими условиями, в частности ТУ 27.32.09.010-2005 «Сталь листовая двухслойная коррозионно-стойкая, изготовленная методом сварки взрывом» и ТУ 0993-

При соударении в режиме сварки взрывом в сварочном зазоре впереди точки контакта образуется ударно-сжатый газ, создаются высокие температуры и давление, происходят сложные физико-химические процессы, прямое наблюдение за которыми затруднено из-за наличия воздушной ударной волны и продуктов детонации. Теоретическое исследование процессов, идущих в сварочном зазоре при сварке взрывом крупногабаритных листов [10, 11] позволили обосновать механизм образования соединения металлических слоев с учетом аэродинамики потока ударно-сжатого газа впереди точки контакта. Экспериментально при производстве крупногабаритных двухслойных листов установлено, что для обеспечения прочного соединения в начале процесса



Рис. 1. Биметаллические днища после штамповки в ООО "Зенитхиммаш"

сварки взрывом, исключения начальных и краевых непроваров, необходимо к моменту начала сварки и в краевых зонах обеспечить требуемые параметры ударно-сжатого газа для очистки и активации свариваемых поверхностей [12]. Разработана методика расчетной оценки определения максимальных габаритов свариваемых листов, обеспечивающая качественную сварку взрывом по всей поверхности. Методика подтверждена экспериментально на листах шириной от 1500 до 4000 мм и длиной от 2000 до 13000 мм путем исследования макро и микрошлифов и испытаниями на отрыв плакирующего слоя по всей длине листа, а также ультразвуковой дефектоскопией [13].

С учётом результатов исследований была усовершенствована технология, по которой были изготовлены двухслойные заготовки марки 22К+08Х18Н10Т размерами 110(105+5)х4050х4600 мм для производства днища ёмкостей САОЗ Ленинградской АЭС [12], двухслойные листы для изготовления ёмкостей САОЗ Нововоронежской АЭС (для обечаек листы размерами 60(55+5)х2500х9900 мм). Свойства биметалла указаны в таблице.

В таблице приведены также результаты сертификационных испытаний крупногаба-



Рис. 2. Биметаллические обечайки в процессе изготовления емкостей САОЗ в АО "Моршанскхиммаш"

ритных листов (площадь 9-12 м²) двухслойных сталей марки 09Г2С+12Х18Н10Т и 12ХМ+12Х18Н10Т, произведенных для предприятий нефтехимической отрасли.

Качество биметалла после термической обработки и правки оценивали по сплошности сцепления слоёв методом ультразвуковой дефектоскопии, прочности соединения на изгиб, отрыв и срез. Качество двухслойных листов соответствовало требованиям ТУ с обеспечением 100% сплошности соединения слоёв. Исходные материалы (слои биметалла) в процессе сварки взрывом и последующей термообработки и правки не изменили своих свойств, а технология обеспечила высокую производительность процесса - 32-36 м² в смену практически при любых погодных условиях. Горячая штамповка днищ (рис. 1) не вызвала затруднений. На рис. 2 показан процесс производства из двухслойных обечаек ёмкостей САОЗ Нововоронежской АЭС.

В процессе сварки взрывом в зоне соединения вследствие интенсивной пластической деформации происходит наклёп и фиксируется высокий уровень остаточных напряжений, а листы имеют значительное отклонение от плоскостности. Поэтому двухслойные листы после сварки взрывом

необходимо подвергать термообработке для снятия остаточных напряжений и последующей правке на вальцах или прессе для обеспечения заданной не плоскостности на 1 м длины двухслойных листов. Опытным путём установлено, что оптимальная температура термической обработки для биметалла сталь + коррозионно-стойкая сталь является нагрев до температуры 720 °С - 750 °С и длительностью выдержки в зависимости от толщины. Высокотемпературная обработка с нагревом выше 900 °С интенсифицирует процессы диффузии в соединении слоёв, что положительно сказывается в выравнивании свойств соединения. Однако ряд технических требований при изготовлении оборудования не рекомендует высокотемпературную обработку из-за изменения свойств основного металла.

Заключение

Промышленная технология сварки взрывом обеспечивает получение высококачественного двухслойного листа с основой из различных конструкционных сталей и плакирующего слоя из коррозионностойких сталей и сплавов с прочностью соединения на отрыв и срез, превышающей требования нормативно-технической документации. Механические свойства основного металла и плакирующего слоя в процессе сварки взрывом и последующих термических обработок и технологических переделов (штамповка, гибка и т.п.) не претерпевают существенных изменений. Универсальность технологии, отсутствие специального оборудования, обеспечивающего процесс образования соединения, делает возможным одновременно производить разные марки биметаллов широкой номенклатуры от одного листа до крупнотоннажных партий в несколько сотен

тонн и практически не ограниченных размеров.

Библиографический список

1. Седых, В. С. Сварка взрывом и свойства сварных соединений / В. С. Седых, Н. Н. Казак – М.: Машиностроение, 1971. – 70 с.
2. Плакирование стали взрывом: Структура и свойства биметалла / [А. С. Гельман и др.]; под ред. проф., д-ра техн. наук А. С. Гельмана. – Москва : Машиностроение, 1978. – 191 с.
3. Конон, Ю. А. Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л. Б. Первухин, А. Д. Чудновский – М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.
4. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин – М.: "Машиностроение", 2005. – 544 с.
5. Петушков, В. Г. Применение взрыва в сварочной технике / В. Г. Петушков – Киев: «Наукова думка», 2005. – 754 с.
6. Банкер, Дж. Г. Промышленное применение сварки взрывом (Обзор) / Дж. Г. Банкер // Автоматическая сварка. – 2009. – №11. – С.49-53.
7. Рабкин, Д. М. Сварка разнородных материалов / Д. М. Рабкин, Р. Р. Рябов, С. М. Гуревич – Киев: «Техника», 1975. – 206 с.
8. Коррозионно-стойкие биметаллы с прочным сцеплением слоев для нефтехимической промышленности и других отраслей / И. Г. Родионова, А. А. Павлов, А. И. Зайцев, А. В. Голованов, А. А. Быков, А. А. Шарипов, О. Н. Бакланова – ЗАО Металлургиздат Москва, 2011. – 292 с.
9. Евразийский патент № 016878 ЕАПВ С23F 13/06 В 32В 7/02. Многослойный материал повышенной коррозионной стойкости (варианты) и способы его получения / А. Е. Розен, И. С. Лось, Ю. П. Перелыгин, Л. Б. Первухин, Ю. А. Гордополов, Г. В. Кирий, П. И. Абрамов, С. Г. Усатый, Д. Б. Крюков, О. Л. Первухина, И. В. Денисов, А. А. Розен. – 2012.
10. Определение параметров ударно-сжатого газа в сварочном зазоре впереди точки контакта при плакировании взрывом / С. Ю. Бондаренко, Д. В. Рихтер, О. Л. Первухина, Л. Б. Первухин // Автоматическая сварка. – 2009. – № 11 (679). – С. 46-48.
11. 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 (686). – С. 46-49.
12. 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.
13. К вопросу о предельных размерах листов получаемых сваркой взрывом / Л. Б. Первухин, О. Л. Первухина, И. В. Денисов, Т. А. Шишкин, Д. В. Ноняк // Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 2016. – № 10 (189). – С. 76-86.

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-11-246-53-57

*Т. А. Шишкин, инженер, Л. Б. Первухин, д-р техн. наук***КОМБИНИРОВАННЫЙ МЕТОД ИЗГОТОВЛЕНИЯ БРОНЕСТАЛИ***ООО «Битруб Интернэшнл», г. Красноармейск, bitrub@mail.ru*

Зарубежный и отечественный опыт показал перспективность использования гетерогенной многослойной брони вместо гомогенной. Проведенные исследования показали, что метод сварки взрывом для малопластичных и высокопрочных сталей имеет ограничения по толщине метаемой пластины 10-12 мм, что позволяет рекомендовать его для производства многослойной композиционной брони. Комбинированная технология (сварка взрывом + горячая пакетная прокатка) обеспечивает получение трёхслойного бронелиста с промежуточным слоем из пластичной стали с высокими прочностными свойствами и бездефектной структурой соединения. Введение в состав многослойной брони прослоек из пластичных металлов позволяет повысить бронестойкость. Комбинированная технология может быть рекомендована для производства износостойкого и броневоего биметалла.

Ключевые слова: композиционный материал, гетерогенная броня, интерметаллид, сварка взрывом

*T. A. Shishkin, L. B. Pervukhin***COMBINED METHOD OF MANUFACTURING ARMORED STEEL***Bitrub International, Krasnoarmeysk, bitrub@mail.ru*

Foreign and domestic experience has shown the prospects of using heterogeneous multilayer armor instead of homogeneous. Studies have shown that the method of explosion welding for low-plastic and high-strength steels has limitations on the thickness of the thrown plate of 10-12 mm, which allows us to recommend it for the production of multilayer composite armor. The combined technology (explosion welding + hot batch rolling) provides a three-layer armor plate with an intermediate layer of plastic steel with high strength properties and a defect-free joint structure. The introduction of layers of plastic metals into the composition of multi-layer armor makes it possible to increase the armor resistance. The combined technology can be recommended for the production of wear-resistant and armored bimetal.

Keywords: composite material, heterogeneous armor, intermetallic, explosive welding

Опыт ведения боевых действий последних лет показал низкую эффективность гомогенной брони для защиты бронетанковой, автомобильной, авиационной техники, ракетно-артиллерийских систем различного базирования, средств коллективной и индивидуальной защиты личного состава. Пробивание гомогенной (однослойной) брони протекает по низкоэнергетическому механизму за счёт среза, пролома и откола. Использование гетерогенной (многослойной) брони привело к изменению механизма бронепробивания, сделало его более энергозатратным. Кинетически процесс сводится к проколу преграды с дополнительным поглощением энергии за счёт разделения слоёв преграды, изгиба и «вытягивания» тыльного слоя бронесостава. Как правило, в гете-

рогенной броне лицевой слой имеет более высокую твёрдость и предназначен для разрушения снаряда и эффективного гашения его кинетической энергии, а тыльный слой с пониженной твёрдостью смягчает удар и препятствует разлёту осколков. Для повышения живучести между слоями вводится мягкая прослойка, которая служит препятствием распространению трещин.

За рубежом для изготовления многослойной брони используется пакетная прокатка и сварка взрывом [1 ... 3]. Композиционная разнопрочностная броня, выпускаемая по техническим условиям США и Франции, обеспечивает примерно двукратное повышение уровня противопульной стойкости по сравнению с традиционной гомогенной бронёй. Для её производства используют

метод горячей пакетной прокатки. Этот метод предусматривает сборку пакетов из листов лицевого и тыльного слоя с последующей заваркой кромок и вакуумированием внутреннего пространства. Без вакуумирования достаточная прочность соединения слоев не достигается. Аналогичная технология применена в ФГУП ЦНИИ КМ "Прометей"[1]. Преимущество пакетной прокатки: возможность производства бронелистов практически любой толщины промышленных размеров. Недостаток - затруднено введение между лобовым и тыльным слоем «мягких» прослоек из пластичных сталей. Сварка взрывом позволяет соединять практически любые стали и вводить в состав гетерогенного материала «мягкие» прослойки.

В России АО «ГосНИИМаш» разработана технология получения многослойных материалов сваркой взрывом из высокотвердых сталей типа 110Т13Л, У10А, 40Х13 и броневых сталей [4]. Особенность этой технологии в использовании дорогих высокоскоростных взрывчатых материалов и практически нулевых сварочных зазоров.

Для противопульной брони требуются листы толщиной от 4 мм до 12 мм с соотношением лицевого и тыльного слоя 1:2. Для экспериментального исследования возможности получения бронелистов с использованием сварки взрывом изучили два варианта технологии:

1. Изготовление сваркой взрывом двух-

слойных заготовок и последующую горячую прокатку в заданный размер.

2. Модификация поверхности заготовки лицевого и тыльного слоя путём нанесения сваркой взрывом тонкого листа (1-1,5 мм) малоуглеродистой стали, сборку пакета и его горячую пакетную прокатку.

Методика исследований предусматривала в качестве лицевого слоя использование листы из инструментальной стали типа У8, 9ХС толщиной 10 и 16 мм, тыльного листы из броневой марки 40ХНМ, 45ХН2МФА толщиной 28 и 44 мм, малоуглеродистой стали Ст3 толщиной 1,5 мм. Размеры заготовок 200x500 мм. В качестве взрывчатого вещества использовали смеси гранулированной аммиачной микропористой селитры с дизельным топливом. После сварки взрывом проводился визуальный осмотр заготовок, капиллярная дефектоскопия поверхности лакирующего листа на наличие трещин, ультразвуковая дефектоскопия сплошности соединения слоёв. Из начального и конечного участков двухслойных заготовок были отобраны пробы для исследования структуры соединения на оптическом и сканирующем электронном микроскопе, рентгеноструктурного анализа и прочности соединения слоев. По этой же методике проводилось исследование готового бронелиста. Дополнительно проводились испытания на бронестойкость.

Эксперименты показали, что в процессе

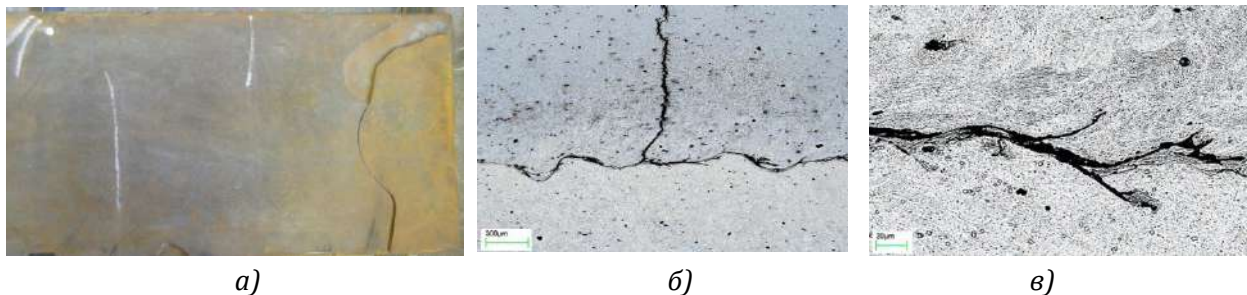


Рис. 1. Виды дефектов при сварке взрывом инструментальной и высокопрочной стали:

а – цветная дефектоскопия магистральных сквозных трещин; б – микротрещины в лакирующем листе; в – микронесплошности на границе соединения

сварки взрывом в плакирующем слое из инструментальной стали наблюдаются магистральные сквозные трещины и его разрушение, образуются микротрещины, которые идут от линии соединения слоёв, а также микронесплошности на границе соединения слоёв (рис. 1).

После сварки взрывом в зоне соединения сталей выявлена значительная пластическая деформация на глубину 0,5 – 1 мм в обе стали, соединение имеет волнообразный характер с шагом волн 1-2 мм, микротвердость зоны соединения в 2 раза превышает исходную. После сварки взрывом и отжига при температуре 850°C в стали У8 вдоль границы сварного шва выявлена обезуглероженная зона шириной 0,1 мм. Двухслойные заготовки марок 9ХС+40ХСН и У8+ 40ХСНМ были подвергнуты горячей прокатке (обжатие 50%), отжигу и закалке.

Исследования образцов после указанных видов обработки показали, что пластическая деформация биметаллических образцов при горячей прокатке с обжатием 50% не внесла существенных изменений в структуру соединения. Наибольшие изменения структуры получены в образцах, подвергнутых горячей прокатке и закалке. Особенность термообработки двухслойных сталей заключается в том, что они имеют существенно разные температуры закалки (У8 – 850°C, 40ХСНМ – 920°C). Для получения максимальной твердости составляющих биметалла использовали многостадийную закалку, включающую импульсную закалку токами высокой частоты. На границе соединения в

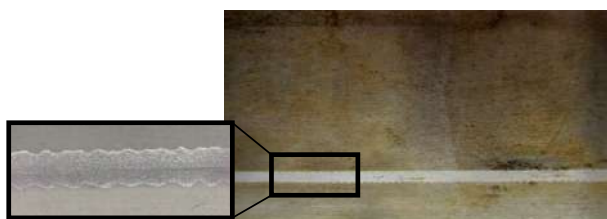


Рис. 2. Макроструктура сваренного пакета

узкой зоне имеется относительно мягкий слой с твердостью 3000-4000 HV, а в прилегающей к нему стали 40ХСН тонкий слой с твердостью 5000-5800 HV.

В ОАО «НИИСтали» были проведены испытания на бронестойкость, образцов изготовленных из двухслойной стали марки У8+45ХНМ, которые показали увеличение относительной стойкости для: АКМ Калибр 7,62 Снаряд БЗ в 1,28 раз; СВД Калибр 7,62 Снаряд Б-32 в 1,43 раза; М16А1 Калибр 5,56 Снаряд М193 в 1,24 раза по сравнению с листом из стали 45ХНМ.

Эксперименты по изготовлению сваркой взрывом двухслойной брони с лицевым слоем из инструментальной стали и тыльным слоем из броневой стали с применением низкоскоростных взрывчатых материалов показали, что метод сварки взрывом имеет ограничения по толщине метаемой пластины 10-12 мм для малопластичных и высокопрочных сталей. Это не позволяет рекомендовать его для производства гетерогенной брони.

С целью объединения преимуществ сварки взрывом и горячей пакетной прокатки разработали комбинированную технологию, которая обеспечивает получение бронелиста с высокими прочностными свойствами и бездефектной структурой соединения, с лицевым слоем из инструментальной стали и основным из высокопрочной стали с промежуточной мягкой прослойкой из малоуглеродистой стали.

Технология включала модификацию поверхности заготовки лицевого и тыльного

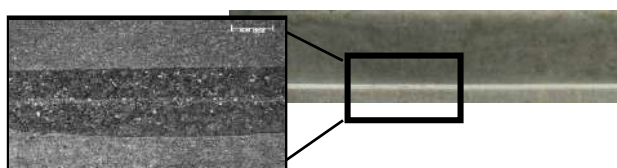


Рис. 3. Макроструктура прокатанного пакета, структура промежуточного слоя в трёхслойном биметалле

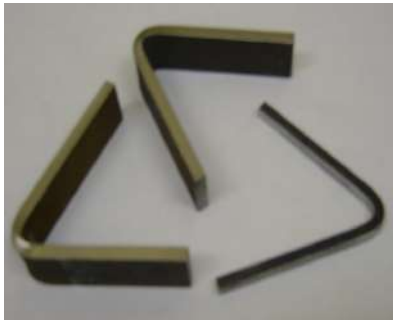


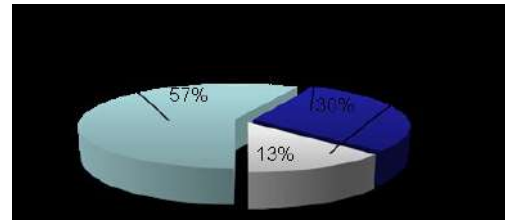
Рис. 4. Образцы после испытаний на изгиб



Рис. 5. Партия бронелистов



а)



б)

Рис. 6. Общий вид разрушения трехслойной брони (а) и процентное соотношение разрушения между слоями (б)

слоя тонким листом (1-1,5 мм) малоуглеродистой стали. Малая величина заряда исключала образование трещин и разрушений в инструментальной и броневой стали. Сборку пакета производили так, чтобы при прокатке происходило соединение модифицированных поверхностей лицевого и тыльного слоя. Собранный пакет из модифицированных сталей подвергается горячей прокатке при температуре около 1100°C и степенью обжатия 70%. Это позволяет за первый проход получить высокопрочное соединение между модифицированными поверхностями, а за последующие проходы получить бронелисты заданной толщины. Выпуск по этой технологии опытной партии биметалла марки У8+Ст.3+45ХН2МФА показал её перспективность.

В структуре соединения слоёв не выявлено дефектов сплошности. Структура соединения после сварки взрывом имеет характерную для этого метода волнообразную форму, практически без литых включений (рис. 2). Сборка и сварка пакета не вызвала затруднений. Микротвёрдость в зоне, прилегающей к сварному шву в Ст.3 составила

150HV, в У8А – 400HV, в 45ХН2МФА 450HV. После горячей пакетной прокатки зона соединения Ст.3+Ст.3 имеет прямолинейный характер без дефектов сплошности (рис. 3), микротвёрдость в этой зоне составляет 150 HV. В соединениях между сталью Ст.3 + У8А и Ст.3 + 45ХН2МФА выявлена обезуглероживленная зона в стали Ст.3, после закалки эта зона незначительно увеличилась. Следует отметить, что микротвёрдость прослойки из стали Ст.3 после закалки составила 300 HV.

Полученная многослойная композиционная броня подвергалась испытаниям на изгиб. Результаты показали отсутствие образования трещин при изгибе металла на угол не менее 120° (рис. 4).

Исследованы свойства биметалла, проведены испытания на бронестойкость, которые выявили повышение бронестойкости на 30%. Расходный коэффициент материалов по всему переделу составляет 1.45, что соответствует среднему расходному коэффициенту при прокатке сталей из слэбов.

Проведение баллистических испытаний многослойной брони показало, что в момент внедрения ударника происходит совместное

Результаты испытаний на бронестойкость опытных партий

Материал бронелиста	Отсутствие пробивания бронелиста при толщине, мм	Относительная бронестойкость	Условия испытаний			
			средство испытаний	расстояние от образца, м	скорость, м/с	количество испытаний
Многослойный	8,9 ^{+0,4}	1,65	- пуля Б-32, патрон 7-БЗ-3, калибр 7,62 мм; - пуля патрона СТ-М2, калибр 7,62 мм; - пуля Р80	10	815-840	470
Гомогенный	15	1				
Зарубежные аналоги биметаллической брони	9,8 ^{+0,4}	1,5				

разрушение ударника и лицевого слоя с образованием трещин, движущихся по направлению ударника. Образовывающиеся трещины вязнут в промежуточном «мягком» слое, предотвращая их развитие вглубь основного слоя. Энергия от ударника перенаправляется на поперечное соединение между слоями из-за чего происходит локальное отслоение от тыльного слоя. Анализ этих зон показал, что расслоение преимущественно происходит по сварному шву между Ст.3 и Ст.3, полученному при пакетной прокатке (рис. 6). При неполном пробитии трещины из лицевого слоя не переходят в тыльный вследствие наличия мягкой прослойки из Ст.3. При сквозном пробое не наблюдается образования откольной пробки. Пробой сводится к проколу преграды с дополнительным поглощением энергии за счёт разделения слоёв преграды, изгиба и «вытягивания» тыльного слоя бронесостава.

Изготовление крупнотоннажных опытно-промышленных партий (рис. 5) показало, что композиционная многослойная броня нового поколения обеспечивает повышение бронестойкости на 30-50% без изменения габаритно-весовых характеристик или снижение веса на 30-50% без изменения бронестойкости (таблица). Прочность соединения

на отрыв составила 380-420 МПа, прочность на срез 250-280 МПа, угол изгиба 120°.

Вывод

Комбинированная технология (сварка взрывом + горячая пакетная прокатка) обеспечивает получение биметалла с высокими прочностными свойствами и бездефектной структурой соединения. Введение в состав многослойной брони прослоек из пластичных металлов позволяет повысить бронестойкость. Комбинированная технология может быть рекомендована для производства износостойкого и броневого биметалла.

Библиографический список

1. Гладышев, С. А. Броневые стали / С. А. Гладышев, В. А. Григорян. – М., Интермет Инжиниринг, 2010. 334 с.
2. Анастасиади, Г. П. Работоспособность броневых материалов / Г. П. Анастасиади, М. В. Сильников – СПб.: Астерион, 2004. – 622 с.
3. Анастасиади, Г. П. Неоднородность и работоспособность стали / Г. П. Анастасиади, М. В. Сильников. – СПб.: Полигон, 2002. – 624 с.
4. Сварка взрывом на тонких зазорах: особенности и перспективы применения насыпных взрывчатых веществ / В. В. Гундорин, Е. И. Ермолович, И. А. Кузнецов, А. С. Смирнов, В. Б. Яшин // Вестник технологического университета. – 2016. – С. 48-52.

О. Л. Первухина, канд. техн. наук

К ВОПРОСУ ОБ ОЧИСТКЕ И АКТИВАЦИИ СВАРИВАЕМЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ЛИСТОВ

ИСМАН им. А. Г. Мерджанова РАН, г. Черноголовка, opervukhina@mail.ru

Проведен анализ опубликованных теоретических и экспериментальных данных по очистке и активации свариваемых поверхностей в процессе сварки давлением в твёрдой фазе. Предложено новое теоретическое представление о процессах очистки и активации при сварке взрывом крупногабаритных листов, основанное на воздействии ударной плазмы, возникающей в сварочном зазоре при обтекании свариваемых поверхностей ударно-сжатым газом с гиперзвуковой скоростью.

Ключевые слова: сварка взрывом, крупногабаритные двухслойные листы, поверхностные пленки, процессы очистки и активации, ударно сжатый газ

O. L. Pervukhina

THE ISSUE OF CLEANING AND ACTIVATION OF WELDED SURFACES DURING EXPLOSION WELDING OF LARGE-SIZED SHEET

Merzhanov Institute of Structural Macrokinecs and Materials Science RAS, Chernogolovka, opervukhina@mail.ru

The analysis of published data on cleaning and activation of welded surfaces during pressure welding in the solid phase has been carried out. A new understanding of cleaning and activation processes during explosion welding of large-sized sheets is proposed. It is based on the impact of the shock plasma, which arises during hypersonic shock-compressed gas flow around the welded surfaces.

Keywords: explosion welding, large-sized bimetal, surface films, cleaning and activation processes, shock-compressed gas

Сварка взрывом является одной из разновидностей сварки давлением в твёрдой фазе или с локальным расплавлением соединяемых металлов. При этом соединение происходит между техническими (реальными) поверхностями металлических тел, которые покрыты поверхностными пленками, состоящими из оксидного слоя, слоя адсорбированных газов, слоя молекул воды, плёнки жировых молекул и пыли (рис. 1). Жировые загрязнения и пыль, как правило, скапливаются во впадинах микронеровностей. Свойства оксидного слоя (твёрдость, температура плавления) существенно отличаются от свойств металла, из которого они образовались. Прочность соединения оксида с металлом зависит от его природы. Шероховатость поверхностей определяется методом их механической обработки, в частности, при обработке резцом высота неровностей составляет 20-80 мкм, при абразивной зачистке 40-80 мкм, при шлифовании 6-10

мкм. Механическая обработка существенно искажает структуру приповерхностного слоя. Степень и глубина распространения этих искажений зависит от вида обработки. Кроме того, механическая обработка сопровождается наклёпом и появлением остаточных напряжений в поверхностном слое.

Важнейшим вопросом получения прочного соединения при сварке давлением в твёрдой фазе является удаление поверхностных пленок и загрязнений со свариваемых поверхностей с одновременной их активацией до их вступления в контакт, т.е. до схватывания. В случае большой площади свариваемых листов (2 - 26 м²) практически невозможно предварительной обработкой удалить поверхностный слой со свариваемых поверхностей.

Целью работы является исследование процессов очистки и активации свариваемых поверхностей, содержащих микронеровности, поверхностные пленки и загряз-

нения, при сварке взрывом крупногабаритных листов.

Методика исследований предусматривала:

- анализ опубликованных теоретических и экспериментальных данных по очистке и активации свариваемых поверхностей в процессе сварки давлением в твёрдой фазе;

- анализ результатов теоретических и экспериментальных исследований воздействия ударной плазмы, образующейся в пограничном слое при гиперзвуковом обтекании ударно-сжатым газом (УСГ) свариваемых поверхностей, на процесс образования соединения для крупногабаритных листов биметалла;

- разработка нового теоретического представления о процессах очистки и активации свариваемых поверхностей при сварке взрывом крупногабаритных листов.

Рассмотрим процесс образования соединения на основании классической теории сварки давлением в твёрдой фазе, предусматривающей необходимость создания активных центров на свариваемых поверхностях [1, 2]. Эта теория распространяется на сварку давлением в твёрдой фазе любых кристаллических тел. При наличии активных центров на металле время их непосредственного химического взаимодействия (образования связи) мало или практического значения не имеет. Если атомы уже сближены до расстояния равного периоду решётки, то образование связей между ними произойдёт мгновенно и с выделением

энергии. Образование активных центров обусловлено разрывом хотя бы части связей поверхностных атомов с их соседями, нарушающими стабильные электронные конфигурации этих атомов [3].

При сварке давлением в твёрдой фазе разрушение связей (активации) возможно [3]:

а) механически при удалении с поверхности части самого металла (обнажение так называемых чистых ювенильных поверхностей) или химически связанного с ним инородного вещества, (например, окислов); при движении дислокаций, сопровождающих пластическую деформацию;

б) термически при нагреве, сопровождаемом заметной диффузией и самодиффузией, движением вакансий и другими процессами, изменяющими положение атомов в кристаллической решётке;

в) бомбардировкой поверхности ионами или быстро движущимися частицами с достаточно высокой энергией.

Следует отметить, что если перестают действовать условия, необходимые для поддержания активного центра в возбуждённом состоянии, то в результате обменного взаимодействия с соседними атомами возбуждённые атомы возвратятся в нормальное, неактивное состояние - система релаксирует. Продолжительность процесса релаксации различна в зависимости от природы вещества, состояния его поверхности, температуры и других факторов.

Длительность и последовательность ста-

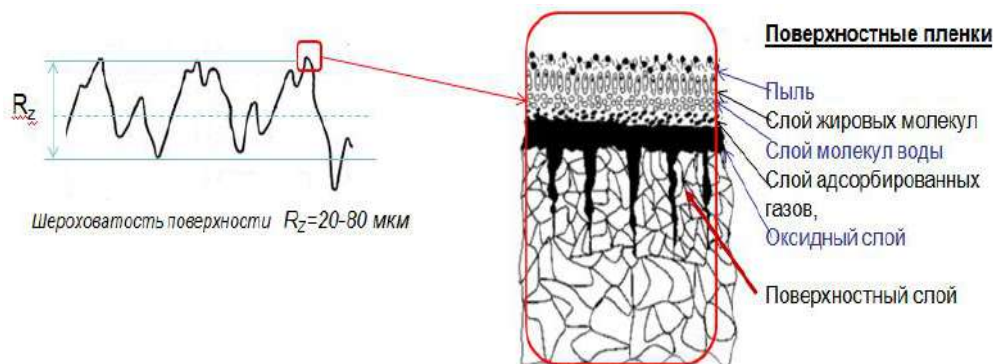


Рис. 1. Техническая (реальная) поверхность металлических тел

дий очистки и активации при разных методах сварки давлением также может быть различна. Например, при сварке трением поверхности вводятся в физический контакт, они разогреваются до расплавления, поверхностная часть металла выдавливается из зоны соединения обнажая и активируя поверхность. При вакуумно-диффузионной сварке вначале, при нагреве в глубоком вакууме, происходит очистка и активация поверхностей, а затем поверхности вводятся в контакт и выдерживаются длительное время для прохождения процессов диффузии.

Рассмотрим возможные варианты очистки свариваемых поверхностей от поверхностных пленок в процессе сварки взрывом до соударения в точке контакта:

1. Кумулятивная струя или облако дисперсных частиц, которые снимают поверхностный слой, обнажая ювенильные поверхности [4]. В работе [5] методом "ловушек" на режимах сварки крупногабаритных листов устойчивого кумулятивного процесса не выявлено.

2. Интенсивная пластическая деформация всегда сопровождает образование соединения при сварке взрывом и проходит в окрестности точки контакта [6]. В ряде работ [4, 7] показана возможность образования бугра деформации перед точкой контакта. Перед вступлением в контакт свариваемых поверхностей происходит активация за счёт пластической деформации при образовании бугра деформации в локализованной зоне ограниченной изобарой высоких

давлений. Однако пластическая деформация не может удалить органические загрязнения, влагу и т.п.

3. Ударно-сжатый газ (УСГ) образуется в сварочном зазоре при метании плакирующего листа с образованием ударной волны, которая распространяется по газу впереди точки контакта. В случае сварки взрывом крупногабаритных металлических листов, площадью нескольких квадратных метров, удаление газа из сварочного зазора величиной 6-8 мм затруднено. Газ нагревается до температуры порядка 3000 К [8, 9] и вытесняется из сварочного зазора, обтекая свариваемые поверхности со скоростью точки контакта (2400-3000 м/с), что является гиперзвуковой скоростью свыше 5М [10]. В связи с наличием сил трения при торможении газа о свариваемые поверхности и возникновении из-за наличия микронеровностей (шероховатости поверхности) турбулентности в приповерхностном слое между УСГ и поверхностью металла образуется газовый пограничный слой, параметры которого отличаются от свойств основного потока газа [11]. В этих условиях в газовом пограничном слое происходит термическая ионизация газа и образование неравновесной ударной плазмы [12].

В аэродинамических исследованиях [13] определение взаимодействия между газовой средой и движущимся в ней телом основывается на принципе обращенного движения, в соответствии с которым взаимодействующая система «неподвижная газовая среда



Рис. 2. Результат плазменной очистки деталей



Рис. 3. Дефект биметалла: прожиг (свищ) поверхности плакирующего слоя

(воздух) – движущийся объект» заменяется системой «движущаяся газовая среда – неподвижный объект». В случае замены одной системы на другую должно быть соблюдено условие, при котором скорость набегающего на неподвижное тело газового потока была бы равна скорости движения этого тела в неподвижной среде. В нашем случае задача прямая: движущийся с гиперзвуковой скоростью газ и неподвижное твёрдое тело (свариваемые поверхности, которые образуют своеобразный канал).

В работе [10] показано, что при полете летательного аппарата с гиперзвуковой скоростью и взаимодействии его с воздухом за ударной волной возникают различные плазмохимические неравновесные процессы. Эти процессы настолько интенсивны, что сопровождаются химическим и механическим взаимодействием, а также эрозией и уносом материала конструкции. Интенсивность и спектр излучения плазмы за ударной волной определяют электронно-возбуждённые атомы и молекулы. Для ионизации возбуждённой частицы требуется меньше энергии, то есть присутствие электронно-возбуждённых атомов и молекул может ускорить ионизацию.

Облучение поверхности твердых тел ионными или плазменными потоками обычно вызывает те или иные изменения. Основным же процессом при взаимодействии плазмы с поверхностью твёрдого тела является разрушение приповерхностного слоя, который состоит из оксидных пленок и органических загрязнений. Под воздействием плазменного потока все известные оксиды металлов и другие химические соедине-

ния диссоциируют, ионизируются и испаряются (сублимируют) с поверхности. Положительные ионы металлов, образовавшиеся в результате диссоциации оксидов и их ионизации, возвращаются на очищенную поверхность, а атомы кислорода образуют простейшие газообразные соединения O_2 , CO_2 и H_2O , которые выносятся из сварочного зазора. Следует подчеркнуть, что ни окалина и ржавчина, являются отходами очистки, а отходами являются именно газифицированные углекислый газ и молекулы воды. Диссоциация оксидов приводит к резкому повышению активации свариваемых поверхностей перед точкой контакта.

Аналогичные процессы наблюдаются при плазменно-дуговой очистке металлопроката (рис. 2). При плотности энергии 1011 Вт/м^2 тепловой поток будет составлять $1011 \text{ Дж/м}^2 \cdot \text{с}$, а температура достигнет $(5-10) \cdot 10^3 \text{ К}$, при этом скорость очистки составляет $4,5 \text{ м/мин}$ (таблица 1) [14]. Конечно же, скорость очистки при плазменно-дуговой очистке несоизмеримо меньше, чем при сварке взрывом. Время воздействия ударной плазмы, в зависимости от размеров области ударно-сжатого газа, составляет, порядка 10^5 сек , но тепловой поток при сварке взрывом больше в 10^6 раз.

В работе [15] измерением потери веса свариваемых элементов было установлено, что на режимах сварки крупногабаритного биметалла (сталь+сталь) с каждой из свариваемых поверхностей удаляется слой толщиной $5-7 \text{ мкм}$. Если рассмотреть площадь реальной поверхности по линии огибающей микронеровности (при абразивной зачистке $HRz = 40 \text{ мкм}$), то при потере $5-7 \text{ мкм}$ с еди-

Таблица 1 – Расчетные параметры плазменной очистки металлопроката

Метод	Температура, К	Плотность энергии, Вт/м^2	Время воздействия плазмы, сек	Толщина удаляемого слоя, мкм
Плазменно-дуговая очистка	$(5-10) \cdot 10^3$	10^3	5-10	200-300
Ударная плазма	$(3,5-6) \cdot 10^3$	10^{10}	$2,4 \cdot 10^{-5}$ - $1,12 \cdot 10^{-4}$ при $D=2000-2500 \text{ м/с}$	0,1-0,3

ницы поверхности с учётом микронеровностей удаляется слой не более 0,1-0,3 мкм. Эта толщина равна толщине окисных плёнок присутствующих на поверхности металла, удаление которых за счет диссоциации обеспечивает очистку и активацию поверхностей. Чистые и активные поверхности вступают в контакт в точке соударения и

ная деформация и активация при образовании бугра деформации.

Качество сварки взрывом крупногабаритных листов определяется в первую очередь процессами, идущими впереди точки контакта, то есть очисткой и активацией соединяемых поверхностей. Следовательно, обеспечение требуемых параметров ударно-

Таблица 2 – Состав поверхности расплава в зоне локальной несплошности биметалла со стороны плакирующего слоя 12X18H10T

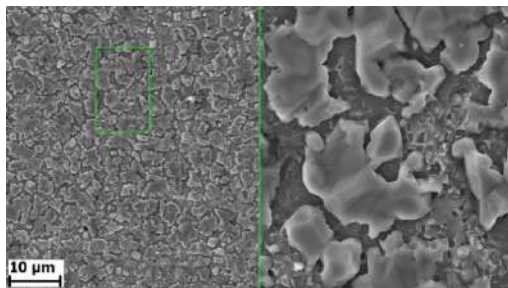
Спектр	O	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
вес. %	1.30	1.81	1.11	0.84	1.73	92.97	0.24



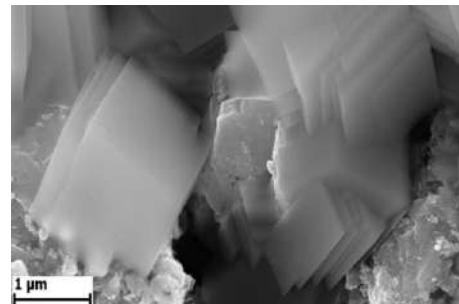
а)



б)



в)



г)

Рис. 4. Расплавы на поверхности основного слоя (а) и плакирующего (б) слоев в зоне локальной несплошности биметалла 09Г2С+12Х18Н10Т; микроструктура поверхности расплава (в); кристаллы железа на поверхности расплава (г)

образуют соединение, формирование которого продолжается за точкой контакта и сопровождается интенсивной пластической деформацией.

Таким образом, при образовании соединения при сварке взрывом одновременно действуют два механизма активации свариваемых поверхностей перед вступлением их в контакт: разрушение окисных плёнок, загрязнений и активация свариваемых поверхностей под воздействием плазменных потоков ударно-сжатого газа и поверхност-

сжатого газа в процессе сварки взрывом положительно скажется на свойствах соединения, например, позволит исключить начальные непровары и участки пониженной прочности. Эти рекомендации были подтверждены экспериментально при промышленном производстве крупногабаритного биметалла сваркой взрывом.

Перед точкой контакта два пограничных слоя, насыщенных ионизированными и расплавленными частицами, сходятся и при определенных условиях нарушения стационарного процесса сварки взрывом, напри-

мер, искривления и замыкания фронта деформации взрывчатого вещества, могут образовать единую плазменную струю. Воздействие этой струи в условиях образования замкнутого объема в сварочном зазоре приводит к прожигу металла плакирующего слоя толщиной 4-5 мм плазменным потоком и образованию свища характерной формы (рис. 3). На интенсивность воздействия ударной плазмы указывает наличие сплошных расплавов на поверхности основного и плакирующего слоев в локальных участках неприваров, которые обнаруживаются при их вскрытии. При этом пластической деформации в этой зоне не наблюдается. Расплавы имеют вид легко отделяющейся светлой пленки с металлическим блеском толщиной до 20 мкм. На поверхности расплавов выявлены микровкрапления и кристаллы чистого железа (рис. 4, таблица 2), что может указывать на прохождение процессов диссоциации оксидов железа под воздействием ударной плазмы.

Вывод

Предложено новое теоретическое представление о процессах очистки и активации свариваемых поверхностей при сварке взрывом крупногабаритных листов. Процесс сварки взрывом, идущий при ударном сжатии, сопровождаемом истечением газа из сварочного зазора с гиперзвуковой скоростью, рассматривается с позиций аэродинамики. В сварочном зазоре впереди точки контакта в условиях гиперзвукового обтекания свариваемых поверхностей высокотемпературным ударно-сжатым газом на границе их раздела происходит термическая ионизация газа с образованием неравновесной ударной плазмы. Роль газа в сварочном зазоре заключается в модификации свариваемых поверхностей впереди точки контакта перед сваркой взрывом: их очистке и

активации плазменными потоками, возникающими в газовом пограничном слое.

Библиографический список

1. Каракозов, Э. С. Соединение металлов в твердой фазе / Э. С. Каракозов. – М.: "Металлургия", 1976. – 264 с.
2. Красулин, Ю. Л. О механизме образования соединения разнородных материалов в твердом состоянии / Ю. Л. Красулин, М. Х. Шоршоров // Физика и химия обработки материалов. – 1967. – №1. – С. 89-97.
3. Гельман, А. С. Основы сварки давлением / А. С. Гельман. – М.: "Машиностроение", 1970. – 312 с.
4. Дерибас, А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерибас – 2-е изд. доп. перераб. – Новосибирск: Наука, 1980. – 222 с.
5. 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.
6. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин – М.: "Машиностроение", 2005. – 544 с.
7. Волнообразование при косых соударениях / Рос. акад. наук. Сиб. отд-ние. Ин-т гидродинамики им. М.А. Лаврентьева; [Пер. и редактирование И. В. Яковлев и др.]. – Новосибирск: Ин-т гидродинамики им. М.А. Лаврентьева, 2000. – 221 с.
8. Ишуткин, С. Н. Исследование теплового воздействия ударно-сжатого газа на поверхность соударяющихся пластин / С. Н. Ишуткин, В. И. Кирко., В. А. Симонов // Физика горения и взрыва. – 1980. – №6. – С. 69-73.
9. Кузнецов, Н. М. Термодинамические функции и ударные адиабаты воздуха при высоких температурах / Н. М. Кузнецов. – М.: Машиностроение, 1965. – 464 с.
10. Старик, А. М. Неравновесные физикохимические процессы в газовых потоках и новые принципы организации горения / Под ред. А. М. Старика. – М.: ТОРУСС ПРЕСС, 2001. – 864 с.
11. Лойцянский, Л. Г. Ламинарный пограничный слой / Л. Г. Лойцянский. – Гос. изд-во физ.-мат. литературы, 1962. – 478 с.
12. Бондаренко, С. Ю. 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.
13. Егер, С. М. Основы авиационной техники: Учебник / С. М. Егер, А. М. Матвеев, И. А. Шаталов – М.: Изд-во МАИ, 1999. – 576 с.
14. Сенокосов, Е. С. Плазменная электродуговая очистка поверхности металлических изделий / Е. С. Сенокосов, А. Е. Сенокосов // Металлург. – 2005. – №4. – С. 44.
15. Гельман, А. С. Изучение некоторых вопросов очистки поверхностей в процессе сварки взрывом / А. С. Гельман, Л. Б. Первухин, Б. Д. Цемахович // Физика горения и взрыва. – 1974. – №2. – С. 284-288.

УДК 669.23/29: 539.89: 539.219

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-11-246-64-68

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

ОСОБЕННОСТИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИМПУЛЬСНЫХ НАГРУЗКАХ

ИСМАН им. А. Г. Мержанова РАН, г. Черноголовка, svburavova@yandex.ru

Локализация пластической деформации при импульсных нагрузках определяется геометрией образца и практически не зависит от свойств материала. Деформационные полосы являются следствием ультразвуковой осцилляции, которая возникает при отражении волн (сжатия и разгрузки) на гранях образца, и при взаимодействии отраженных волн между собой, и протекает в форме стоячих волн. Полосы локализованной деформации зарождаются и развиваются в узлах стоячих волн в условиях знакопеременной деформации и сопровождаются массопереносом частиц из матричного материала (атомы внедрения и замещения, примесные атомы, ультратонкие частицы упрочняющей фазы) к местам откольной повреждаемости. Отсутствие передачи энергии через узловые точки стоячей волны, увеличивает длительность деформирования образца после прохождения ударной волны.

Ключевые слова: ударная волна, разгрузка, локализация деформации, массоперенос, фрагментация, ультразвук

S. N. Buravova, I. S. Gordopolova, E. V. Petrov

FEATURES STRAIN LOCALISATION UNDER IMPACT LOADS

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

The localization of plastic strain under impulse loads is determined by the sample geometry and is practically independent on the material properties. Deformation bands are a consequence of ultrasonic oscillations, which occurs when waves are reflected (compression and unloading) on the sample faces, and when the reflected waves interact with each other, and flows in the form of standing waves. Localized strain bands originate and develop at the nodes of standing waves under conditions of alternating deformation and are accompanied by mass transfer of particles from the matrix material (interstitial and substitutional atoms, impurity atoms, ultrafine particles of the hardening phase) to the sites of spall damage. The absence of energy transfer through the nodal points of the standing wave increases the duration of the sample deformation after the passage of the shock wave.

Keywords: shock wave, unloading, strain localization, mass transfer, fragmentation, ultrasounds

Откольная природа локализации деформации была установлена многочисленными экспериментами [1, 2] при изучении микроструктуры перехода откольных трещин в полосы локализованной деформации (ПЛД). Было доказано, что причиной локализации деформации является высокоскоростное растяжение материала, а не тепловое разупрочнение. В условиях взрывного нагружения полосы локализации возникают в зоне интерференции волн разгрузки, где растягивающие напряжения по величине не превышают динамическую прочность. Откольная модель локализации позволила сформулировать условия зарождения и раз-

вития ПЛД, т.е. решить те проблемы, которые не смогла решить термомеханическая модель локализации, основанная на тепловом разупрочнении материала. В работе [3] было показано, что при импульсном нагружении процессы взаимодействия волн (разгрузки или сжатия) между собой и с гранями образца с неизбежностью приводят к деформированию образца в форме стоячей волны. Локализация деформации возникает в узлах стоячих волн, как и откольные трещины, но при этом материал после деформирования сохраняет свою сплошность. Локализация деформации определяется геометрией образца и практически не зависит

от свойств материала. Это одна из особенностей образования ПЛД, зарождение и эволюция которых протекает в условиях периодической смены циклов сжатия-растяжения.

Другой особенностью стоячих волн, отмеченных в работе [3], является отсутствие передачи энергии через узловые точки стоячей волны. Результатом образования «энергетически замкнутого отсека» между узлом и пучностью, длиной, равной одной четвертой длины волны, $\lambda/4$, является увеличение длительности деформирования образца после прохождения фронта ударной волны. Колебательный процесс продолжается без действия внешних сил [4]. Для идеальной упругопластической среды потеря энергии единицы массы, переходящей в тепло, составляет $e = 2\sigma_y(\varepsilon - \varepsilon_g)/3\rho_0$, здесь ρ_0 - плотность металла, σ_y - динамический предел текучести, ε_g - степень деформации, соответствующая пределу упругости Гюгонио σ_g [5]. Учитывая, что локализация деформации ограничивается откольной прочностью σ_s , доля энергии, переходящую в тепло, можно представить в виде $\alpha = 2\sigma_y(\sigma_s - \sigma_g)/3\sigma_s^2$. Изменение энергии E во времени за период колебания в стоячей волне описывается выражением: $dE/(dt/T_0) = \alpha$, откуда следует - коэффициент затухания стоячей волны равен доли энергии, переходящей в тепло, деленной на период колебания T_0 . Для сталей, сплавов на основе алюминия, титана характерное время пластического деформирования образца составляет около 80 мкс ($T_0 \approx 2$ мкс) при длительности начального импульса сжатия - 0.75 мкс.

Развитие физико-химических процессов, формирующих структуру металла в полосах локализации, таких как фрагментация, растворение частиц упрочняющей фазы, карбидизация перлита, образование глобулярного

цементита в сталях, окисление фрагментов, определяется ультразвуковыми колебаниями образца в режиме стоячих волн [6]. Следствием процесса локализации, влияющего на микроструктуру деформационных полос, является массоперенос атомов (внедрения, замещения, примеси) и ультратонких частиц упрочняющей фазы из матричного материала в зону откольной повреждаемости, названный эффектом самозалечивания [7].

Рис. 1 иллюстрирует микроструктуру полосы локализации деформации в двухфазном титановом сплаве Ti6Al4V. Исходная структура титанового сплава - двухфазная ($\alpha + \beta$). Внутри β - фазы образуются колонии из параллельных пластинок α - фазы, сходные по внешнему виду с колониями перлита в стали.

Толщина α - пластин меняется от 0.2 до 0.7 мкм, длина - от 5 до 8 мкм, а среднее расстояние между колониями - порядка 2 мкм. Светлая более твердая α - фаза вблизи ПЛД раздроблена, и представлена в виде отдельных мелкодисперсных частиц. Сама полоса локализованной деформации покрыта множеством очень тонких нитей из α - фазы. Внутри переплетения таких нитей можно обнаружить достаточно крупные частицы белой фазы, по размеру превышающие толщину α - пластин. Более темные области рядом с ПЛД, обедненные частицами α - фазы, не превышают 3 - 5 мкм, и локализуются не по всей длине полосы локализации. В то время как в алюминиевом дисперсно-упрочненном сплаве область, откуда мигрируют частицы, составляет 10 - 20 мкм, а в сталях эта область может достигать 50 мкм. Наличие значительного количества α - фазы в ПЛД предполагает, что, возможно, имеет место дополнительный распад β - фазы в процессе деформации образца в стоячей волне. В результате сегрегации α - фазы в зоне интерференции волн (ПЛД) происходит перераспределение фазового состава. Ис-

следование микроструктуры полос локализации проводилось на сканирующих электронных микроскопах Zeiss Ultra plus, Leo 1450 VP и металлографическом микроскопе Axiovert 200 MAT/M.

Заметим, что расстояние, на которое проходят частицы, мигрирующие к ПЛД, зависят от времени пластического деформирования образца. Обращает внимание, что во взрывных экспериментах массоперенос частиц осуществляется на расстояния, превышающие квазистатические на три-четыре порядка. Расстояние, на которое могут дрейфовать атомы в условиях квазистатического нагружения, по оценке авторов работ [8, 9], составляет 2 – 10 нм. Авторы отмечают, что активное развитие процесса массопереноса совпадает с образованием областей некристаллографического сдвига с большой локальной деформацией и интенсивной генерацией кристаллических дефектов (ПЛД). Анализ результатов проведенных экспериментов по изучению массопереноса частиц (атомов, элементов примеси и др.) показал [6], что миграция частиц является общим свойством, сопровождающим процесс локализации деформации. «Аномальность» массопереноса при импульсных нагрузках возникает, когда за длительность деформирования принимается время действия начального импульса сжатия.

Интерес представляет вопрос о движущей силе потока частиц, мигрирующих к зоне откольной повреждаемости. В твердом теле атомы металла крепко сцеплены между собой. Силы межатомного взаимодействия имеют двоякий характер: при растяжении силы притяжения удерживают атомы в твердом теле и стараются вернуть атомы в равновесное положение, при сжатии из-за проникания электронных оболочек друг в друга атомы отталкиваются. В отсутствие внешнего давления имеет место взаимная компенсация сил притяжения и

отталкивания. Тепловое давление в твердом теле при нормальных условиях ($T = 300 \text{ K}$) за счет нагрева от 0 К равно $P_T = \gamma c_V \Delta T / V_0$, что составляет для железа 1.9 ГПа, которое компенсируется упругим давлением той же величины, здесь γ - коэффициент Грюнайзена, c_V - теплоемкость, ΔT - температура нагрева. В полосах локализованной деформации предельно допустимое растяжение близко к откольной прочности материала. Увеличение объема при этом определяется законом сохранения массы и равно $\Delta V / V_0 = u_s / D$, где D - скорость распространения ударной волны. Для стального образца, например, критическая скорость составляет $u_s = 112 \text{ м/с}$, и увеличение объема равно 2.3 %, что соответствует упругому давлению $\Delta P_x = \Delta V / \chi_0 V$, равному 3.8 ГПа, здесь χ_0 - изотермическая сжимаемость. Это та движущая сила, с которой материал будет стремиться привести атомы к равновесному состоянию, залечить возникающую несплошность, приводя в движение поток «строительного» материала, направленный к откольной повреждаемости.

Представляет интерес оценить особенно сти температурного режима в полосах локализации для откольной модели локализации. Ударная волна при давлениях 10 – 20 ГПа является слабой, температура во фронте волны, как правило, не превышает 350 °С. Следующая, за фронтом разгрузка снижает температуру ударно-сжатого вещества. Для большинства металлов, остаточный нагрев не превышает 5 – 30 °С. ПЛД возникают за фронтом ударной волны, где ударно сжатый материал претерпел разгрузку и находится при остаточной температуре. В процессе высокоскоростной деформации поглощение звуковой энергии при ультразвуковой осцилляции образца сопровождается нагревом материала в полосах локализации за счет диссипативных процессов. В качестве функции интенсивного внутреннего источника

нагрева, который характеризует переход работы пластической деформации в тепло, принято выражение $g(x, t) = [600^\circ \exp(-at/T_0)/t_d]$, град/мкс, где t_d - время пластического деформирования образца до момента перехода к упругим колебаниям $t_d/T_0 = [2\ln(\sigma_s/\sigma_y)]/\alpha$.

Решение неоднородного одномерного уравнения теплопроводности в частных производных вместе с краевыми и начальными условиями решалось численно [10], при этом дифференциальное уравнение заменялось системой алгебраических уравнений. Для анализа, ПЛД представлялась в виде пластины толщиной L , ограниченной параллельными плоскостями.

Рис. 2 демонстрирует температуру нагрева полосы локализации в титановом образце за счет внутреннего источника нагрева в присутствии теплоотвода. Как следует из приведенного рисунка, максимальный подъем температуры зависит от толщины полосы локализации: чем толще полоса, тем больше тепла успевает накопиться в центральной части полосы до момента прихода волны охлаждения к центру полосы локализации. В условиях конкуренции работа внутреннего источника нагрева заметно снижает скорость теплоотвода из ПЛД. Длительность работы источника огра-

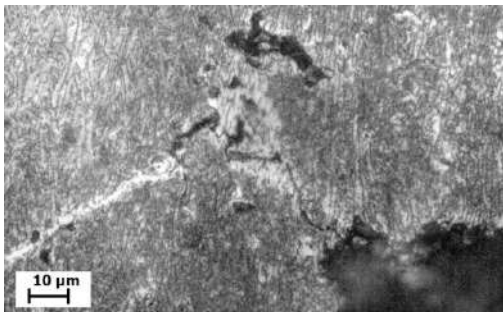


Рис. 1. Микроструктура полосы локализации деформации ($\alpha + \beta$) титанового сплава

ничена временем пластической деформации образца t_d . В расчетах рассматривался образец, период осцилляции T_0 , которого равен $T_0 = 1$ мкс. Титановый сплав характеризуется наиболее высокой температурой нагрева по сравнению с другими металлами. Так максимальная температура полосы локализации толщиной 50 мкм от начальной температуры, близкой к остаточной, составляет 220°C в то время, как для алюминиевого сплава всего 65°C .

Несмотря на достаточно быстрое повышение температуры в начальный момент за счет перехода работы деформации в тепло, температура нагрева ПЛД остается достаточно низкой, чтобы привести металл к разупрочнению, как ранее предполагалось в термомеханической модели локализации деформации.

Заключение

Причиной локализации деформации, по общепринятым представлениям, является потеря устойчивости пластического течения. Термомеханическая модель предполагает наличие высокой температуры в полосах локализованной деформации. Несмотря на многочисленные исследования, модель не смогла предложить какие-либо представления о зарождении и развитии процесса локализации, не способна прогнозировать места возникновения полос деформации. В

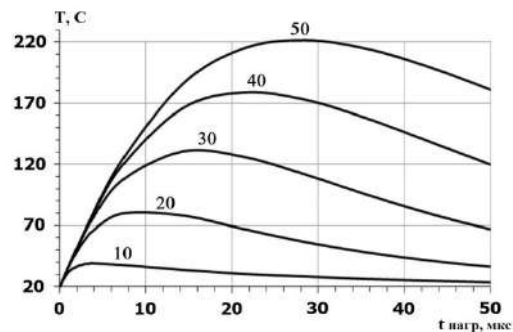


Рис. 2. Зависимость температуры нагрева в полосе локализации двухфазного титанового сплава в условиях конкуренции теплоотвода и работы источника внутреннего тепла при начальной остаточной температуре

настоящее время накопилось достаточное количество данных, которые противоречат общепринятой модели локализации: нет убедительных доказательств разупрочнения материала в полосах локализации. Высокая микротвердость в стальных материалах объясняется мелкозернистой структурой и науглероживанием дисперсных частиц. В титановых образцах полосы локализации на 25% более твердые, чем недеформированный материал.

Изучение микроструктуры совместно с волновой картиной образования полос локализации для конкретных условий эксперимента, позволили установить причину возникновения локализации деформации – это высокоскоростное растяжение при напряжениях, не превышающих динамической прочности металла. Процесс локализации пластической деформации оказался зависимым от формы образца, грани которого являются источником волн разгрузки. Высокоскоростное растяжение, создаваемое интерференцией волн разгрузки, является условием для зарождения полос локализации. Поэтому зона локализации всегда узкая (равна толщине воздействующего импульса). Ударная нагрузка образца, ограниченных размеров, приводит к его осцилляции, которая возникает в результате отражения волн (сжатия и разгрузки) на гранях образца, и взаимодействия отраженных волн между собой, и протекает в форме стоячих волн. Именно, в узлах стоячих волн зарождаются полосы локализации, развитие которых происходит в условиях знакопеременной деформации при длительной смене циклов сжатие - растяжение. Стоячие волны, за счет их особенности удерживать, сохранять энергию, не обмениваясь с соседним материалом, обеспечивают длительные (свободные) колебательные движения образца без участия внешних сил. Повреждае-

мость материала сопровождается образованием потока частиц из матричного материала к полосам локализации деформации - эффект самозалечивания. Согласно универсальному принципу Ле Шателье – Брауна (1884 г.) – если на систему, находящуюся в устойчивом равновесии, воздействовать извне, изменяя какое-либо из условий равновесия (температура, давление, концентрация, внешнее электромагнитное поле), то в системе усиливаются процессы, направленные на компенсацию внешнего воздействия.

Библиографический список

1. Беликова, А. Ф. Локализация деформации и связь ее с деформированным состоянием материала / А. Ф. Беликова, С. Н. Буравова, Ю. А. Гордополов // Журнал технической физики. – 2013. – Т. 83. – №2. – С. 153-156.
2. Беликова, А. Ф. Локализация деформации при динамических нагрузках / А. Ф. Беликова, С. Н. Буравова, Е. В. Петров // Журнал технической физики. – 2013. – Т. 83. – №8. – С. 68-76.
3. Буравова, С. Н. Осцилляция, как причина локализации пластической деформации при импульсном нагружении / С. Н. Буравова, И. С. Гордополова, Е. В. Петров // Известия ВолГТУ. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 2019. – №11 (234). – С. 19-24.
4. Горелик, Г. С. Колебания и волны. Введение в акустику, радиофизику и оптику / Г. С. Горелик. – М.: Физматлит, 1959. – 572 с.
5. Степанов, Г. В. Уруго-пластическая деформация материала под действием импульсных нагрузок / Г. В. Степанов. – Киев.: Наукова думка, 1991. – 288 с.
6. Буравова, С. Н. Ускорение массопереноса при динамическом ускорении / С. Н. Буравова, Е. В. Петров // Химическая физика. – 2018. – Т. 57. – №2. – С. 47-55.
7. Буравова, С. Н. Эффект самозалечивания откольной повреждаемости / С. Н. Буравова // Журнал технической физики. – 2017. – Т. 87. – №10. – С. 1502-1508.
8. Кузнецов, А. Р. Растворения интерметаллидных фаз в Fe-Ni-Ti сплавах с ГЦК- решеткой / А. Р. Кузнецов, В. В. Сагарадзе // Физика металлов и металловедения. – 2002. – Т. 93. – №5. – С. 13-16.
9. Шабашов, В.А. Неравновесные диффузионные фазовые превращения и наноструктурирование при интенсивной холодной деформации / В. А. Шабашов // Вопросы материаловедения. – 2008. – Т. 55. – №3. – С. 169-179.
10. Кузнецов, Г. В. Разностные методы решения задач теплопроводности: учебное пособие / Г. В. Кузнецов, М. А. Шеремет. – Томск.: Изд-во Томского политехнического университета, 2007. – 172 с.

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-11-246-69-76

И. В. Сайков, канд. техн. наук, И. Б. Чудаков, канд. физ.-мат. наук, **Н. Л. Федотова***, с.н.с.**Н. М. Александрова*, д-р. техн. наук, Н. А. Полякова*, канд. физ.-мат. наук,**С. Ю. Макушев*, канд. физ.-мат. наук***ВЫСОКОДЕМПФИРУЮЩЕЕ СОСТОЯНИЕ В КОНСТРУКЦИОННЫХ БИМЕТАЛЛАХ,
ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ***ИСМАН им. А. Г. Мерджанова РАН, г. Черноголовка, revan.84@mail.ru*** ГНЦ ФГУП «ЦНИИЧермет им. И. П. Бардина», г. Москва, i-chudakov@yandex.ru*

Исследованы композиционные двухслойные биметаллические материалы, состоящие из высококачественных сталей типа 30ХГСА и из высокодемпфирующих бинарных или легированных сплавов на основе системы Mn-Cu. Обсуждаются проблемы формирования высокодемпфирующего состояния в слоистых композиционных материалах, полученных сваркой взрывом. Показано, что достигнутое сочетание демпфирующих и прочностных свойств биметаллических композитов открывает реальную возможность их использования в промышленности.

Ключевые слова: сварка взрывом, сплавы высокого демпфирования, демпфирующая способность, механические свойства, сплавы Mn-Cu

I. V. Saikov, I. B. Chudakov, **N. L. Fedotova***, N. M. Alexandrova*, N. A. Polyakova*, S. Yu. Makushev****HIGH-DAMPING STATE IN STRUCTURAL BIMETALS OBTAINED BY EXPLOSION WELDING***Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS,**Chernogolovka, revan.84@mail.ru*** Bardin Central Research Institute for Ferrous Metallurgy, Moscow, i-chudakov@yandex.ru*

Structural bimetallic materials consisting from high-strength steel (grade: 30HGSA) and binary (or alloyed) high-damping Mn-Cu alloys have been studied in the present research. Formation of the high-damping state in laminated materials obtained by explosion welding has been discussed. It is shown that the combination of high damping properties and high strength in the developed bimetallic materials provides an opportunity for practical application of high-damping bimetallic materials in industry.

Keywords: explosion welding, high damping alloys, damping capacity, mechanical properties, Mn-Cu alloys

В последнее время значительное количество инженеров и исследователей пришло к выводу, что одним из наиболее эффективных способов снижения уровня шума и вибрации в механических и технических устройствах является применение в источнике вибрации конструкционных металлических материалов, обладающих сочетанием высокого уровня демпфирующей способности и высоких механических свойств.

Металлические демпфирующие материалы (называемые также сплавами высокого демпфирования или СВД) обладают рядом преимуществ перед неорганическими демпфирующими материалами: высокие значения модуля упругости, предела текучести и прочности, высокая эффективность работы в широком диапазоне рабочих температур и

рядом других. Однако большинство известных в настоящее время СВД уступают по своим механическим свойствам лучшим конструкционным сталям, что ограничивает их применение на практике. В связи с этим поиск путей повышения прочностных характеристик СВД (при сохранении приемлемой демпфирующей способности) рассматривается как приоритетное направление исследований.

Целью настоящего исследования явилась разработка слоистых композиционных металлических материалов, состоящих из металлической основы (изготовленной из высокодемпфирующего сплава) и высокопрочного поверхностного слоя (изготовленного из высококачественной конструкционной стали). Для обеспечения высокой адгезии

между двумя слоями композиционного материала была использована технология сварки взрывом [1].

Материалы и методика эксперимента

При выборе в качестве демпфирующей составляющей композиционного материала СВД на основе системы Mn-Cu учитывались следующие факторы: внешние статические напряжения практически не влияют на демпфирующую способность высокодемпфирующего сплава с 60% Mn и 40% Cu (везде используются массовые %) в области высоких и средних амплитуд колебаний, как это было показано в наших предыдущих исследованиях [2]. Дополнительно было установлено, что демпфирующие свойства сплава 60Mn-40Cu несколько увеличиваются в области малых амплитуд колебаний после приложения внешних статических напряжений [2]. Этот фактор очень важен для слоистых композиционных материалов из-за существенной разницы между коэффициентами теплового расширения компонентов биметалла.

Незначительное влияние внешних статических напряжений на демпфирующие характеристики сплава 60Mn-40Cu связано со специфическим характером структуры, образующейся при термоупругом мартенситном превращении [3, 4]. В сплавах Mn-Cu в процессе ГЦК-ГЦТ превращения формируется структура, характеризующаяся высоким уровнем внутренних напряжений, возникающих на границах тетрагональных доменов [3, 4], что и обуславливает слабую зависимость свойств материала от внешних статических напряжений, приложенных в упругой области.

Именно поэтому в качестве демпфирующей основы для биметаллического композита были использованы СВД на основе системы Mn-Cu (бинарный сплав 60Mn-40Cu и легированные 60Mn-37Cu-3Cr, 80Mn-15Cu-

2Ni-3Cr). Сплав 60Mn-40Cu обладает самыми высокими демпфирующими свойствами среди высокомарганцевых СВД этой системы. При увеличении концентрации Mn от 60 до 80% уровень демпфирования снижается.

Высокопрочная сталь марки 30ХГСА служила упрочненным поверхностным слоем композита. Выбор данной стали был обусловлен тем, что режимы термообработки этой стали и высокодемпфирующих сплавов системы Cu-Mn близки (температура закалки 800-830°C, температура отпуска 400-450°C), что позволяет проводить термообработку многослойного композиционного материала после сварки взрывом и реализовать высокий уровень свойств как в материале основы, так и в материале покрытия.

Эксперименты по получению двухслойного металлического композита методом сварки взрывом проводились по стандартной плоской схеме с параллельным расположением пластин. В качестве взрывчатого вещества использовался аммонит. Перед сваркой взрывом обе заготовки подвергались закалке и шлифовке. Исследуемые композиционные материалы формировались при ударных давлениях от $P=20,7$ ГПа до $P=11,2$ ГПа. Толщина основного материала (демпфирующего сплава) варьировалась от $t=2,4$ мм до $t=9$ мм, а толщина метаемой пластины (высокопрочного стального слоя) – от 1,2 до 1,5 мм.

После сварки взрывом изучалась кинетика изменения демпфирующих и механических свойств биметаллического материала при отжиге при температурах 400-450°C. Также контролировались адгезионные свойства полученного композита. Демпфирующие свойства композитов измерялись с помощью автоматизированной установки, собранной по схеме обратного изгибного маятника [5]. Исследовались амплитудные зависимости логарифмического декремента

колебаний δ при комнатной температуре. Демпфирующие характеристики анализировались в диапазоне амплитуд колебаний $\varepsilon = \Delta l / l = 0.01 - 2 \times 10^{-3}$. Структурное состояние композиционных материалов изучалось методом рентгеновской дифракции, а также с помощью электронной микроскопии.

Результаты и их обсуждение

Эксплуатационные характеристики любых биметаллических материалов определяются адгезионными характеристиками на поверхности раздела. В работе [6] на основании проведенного исследования было показано, что картина разрушения биметаллического образца после испытания на ударный изгиб является вязкой. На границе раздела двух материалов расслоение не происходит даже в зоне разрыва металла, как для образца сразу после сварки взрывом, так и для того же материала после дополнительного отжига при 400°C в течение 1 часа. Циклические испытания на изгиб также не выявили расслоения материала.

Твердость переходной зоны составляет 18 HRC сразу после взрыва и увеличивается до 28 HRC после отжига. Твердость поверхностного слоя достигает 50-52 HRC. Предел прочности поверхностного слоя превышает

1100 МПа. В то же время твердость демпфирующего компонента в максимальном демпфирующем состоянии составляет всего 5-6 HRC. Таким образом, используя сварку взрывом, можно обеспечить надежное поверхностное упрочнение СВД.

Установлено, что кинетика ГЦК-ГЦТ превращения в демпфирующем компоненте биметалла существенно отличается от кинетики, характерной для монолитного высокодемпфирующего сплава того же состава. На рис. 1 представлены данные об изменении степени тетрагональности сплава 60Mn-40Cu и биметалла на его основе в ходе отжига при $T=400^\circ\text{C}$. Можно видеть, что степень тетрагональности демпфирующей составляющей композиционного материала при отжиге возрастает быстрее, чем у контрольного монолитного сплава.

Процесс формирования высокодемпфирующего состояния в монолитном сплаве носит стадийный характер, причем каждая стадия характеризуется своим типом структурного состояния материала. Электронно-микроскопическое исследование позволяет визуализировать 3 характерные стадии структурообразования в сплаве Mn-Cu (рис. 2-4).

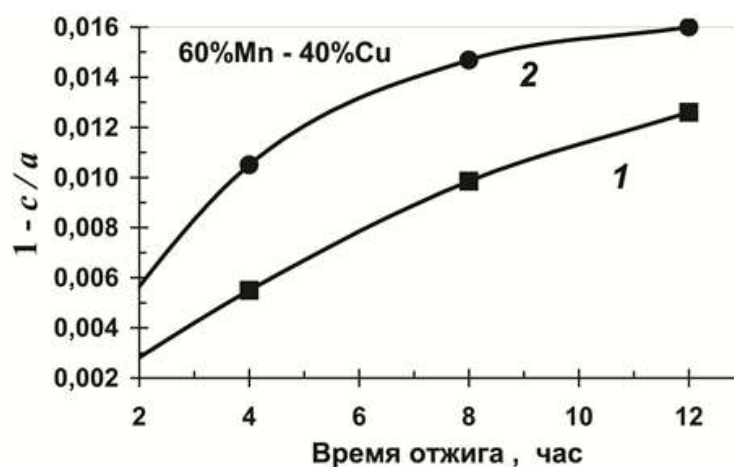


Рис. 1. Изменение степени тетрагональности сплава 60Mn-40Cu (1) и биметалла на его основе (2) в процессе отжига при $T=400^\circ\text{C}$

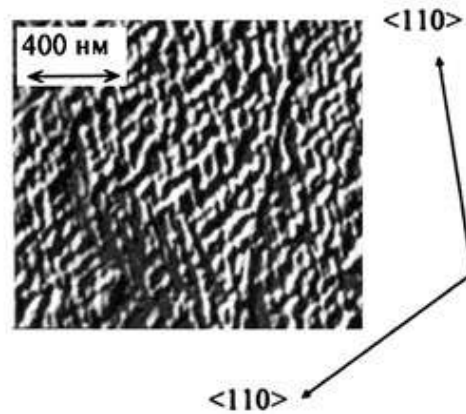


Рис. 2. Темнопольное электронно-микроскопическое изображение, полученное в рефлексе (002), двухфазной ГЦК+ГЦТ структуры сплава 60Mn-40Cu после отжига при $T=400^\circ\text{C}$ в течение 2 часов. Плоскость фольги {011}

В отличие от сплавов с классическим термоупругим мартенситным превращением, в сплавах Mn-Cu реализуется так называемое «наведенное» превращение, которому предшествует спинодальный распад γ -твердого раствора на области, обогащенные и обедненные Mn [7]. Когда в процессе отжига содержание Mn в богатых Mn областях достигает критического значения ($\sim 80\%\text{Mn}$), происходит локальное ГЦК-ГЦТ превращение (гранцентрированная кубическая решетка трансформируется в гранцентрированную тетрагональную). Таким образом, образуется двухфазная структура ГЦК+ГЦТ. Двухфазное состояние проявляется в виде появления на изображениях так

называемого «твидового» контраста (рис. 2).

Дальнейшее увеличение времени отжига приводит к распространению превращения (которое было инициировано в обогащенных Mn областях) на расстояния, превышающие длину волны модуляции состава при спинодальном распаде. Эту стадию можно интерпретировать как первый этап развития единой тетрагональной структуры. Микроструктура на этой стадии характеризуется наличием цилиндрических тетрагональных доменов, вытянутых вдоль направлений $\langle 110 \rangle$. Эти домены состоят из сотен зон, обогащенных и обедненных по Mn, но обладают одинаковой степенью тетрагональности. Характерной особенностью этой

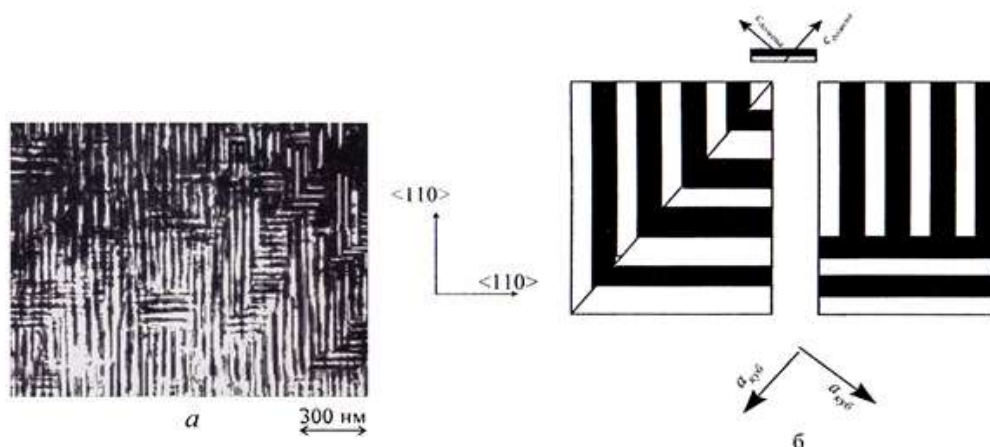


Рис. 3. Темнопольное электронно-микроскопическое изображение структуры сплава 60Mn-40Cu, отожженного при 400°C в течение 8 часов (а) и схема сопряжения тетрагональных доменов, наблюдаемых в «паркетной» микроструктуре (б). Плоскость фольги {001}

микроструктуры, которую называют «паркетной», является наличие двух типов сопряжения тетрагональных доменов, имеющих либо взаимно-перпендикулярные, либо совпадающие направления осей «с» тетрагональных доменов (рис. 3). В такой структуре имеется высокая доля легкоподвижных двойниковых границ, не закрепленных дислокациями несоответствия. Сходную по морфологическим чертам микроструктуру авторы работы [8] наблюдали в сплавах системы Mn-Cu вблизи точки мартенситного превращения в экспериментах *insitu*, назвав ее структурой бороздок.

На поздних стадиях отжига формируется двойниковая микроструктура, типичная для ГЦК-ГЦТ превращения, которая обеспечивает максимальную релаксацию упругих напряжений (рис. 4). Характерной ее особенностью является иерархическое строение, в котором присутствуют двойники двух типов. Более крупные макродвойники содержат микродвойники (они же тетрагональные домены) двух из трех возможных (в ГЦТ структуре) ориентировок осей «с».

Каждой стадии структурообразования в сплаве соответствует свой уровень демпфирования и свой вид амплитудной зависимости демпфирующей способности. Типичные амплитудные зависимости величины логарифмического декремента колебаний спла-

ва с 60% Mn для различных стадий структурообразования в сплаве представлены на рис. 5, а. При выдержках 1-4 часа демпфирующая способность небиметаллического СВД слабо зависит от амплитуды колебаний, но с увеличением продолжительности отжига ее уровень возрастает. Ситуация кардинально меняется, когда время отжига увеличивается с 4 до 10 часов. Сильная амплитудная зависимость демпфирующей способности проявляется при всех амплитудах колебаний, а в области высоких амплитуд значения δ достигают 25%. При дальнейшем увеличении продолжительности отжига демпфирующая способность сплава несколько снижается, но сильная амплитудная зависимость сохраняется.

Анализ имеющихся данных показывает, что амплитудно-независимое затухание происходит на стадии существования двухфазной структуры, когда диссипация энергии обусловлена переориентацией осей «с» тетрагональных выделений в поле внешних упругих напряжений.

Электронно-микроскопические эффекты, связанные с процессами переориентации осей «с» тетрагональных выделений в двухфазных сплавах Mn-Cu, наблюдали авторы работы [9], назвав эти эффекты термином «flickering».

Заметное повышение уровня демпфиро-

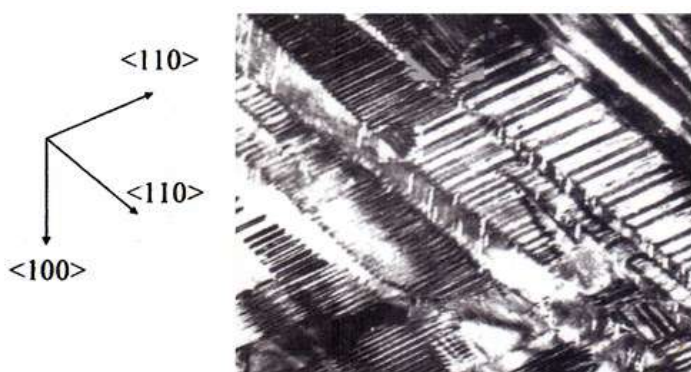


Рис. 4. Светлопольное электронно-микроскопическое изображение структуры сплава 60Mn-40Cu, состаренного при 400°C в течение 16 часов. Плоскость фольги {011}

вания при средних и высоких амплитудах колебаний и соответствующее формирование сильной амплитудной зависимости демпфирующей способности происходит на стадии существования единой тетрагональной структуры. Диссипация энергии на этой стадии связана с гистерезисным движением границ тетрагональных доменов. Максимальные демпфирующие свойства реализуются на ранней стадии формирования единой тетрагональной структуры, где существует большое количество легко подвижных (слабо фиксированных) границ. Закрепление доменных границ дислокациями несоответствия и, соответственно, уменьшение демпфирующей способности происходит при переходе к классической двойниковой структуре.

Демпфирующая способность биметалла с демпфирующим компонентом из Mn-Cu сплава того же состава достигает своих максимальных значений уже через 2 часа отжига и при дальнейшем увеличении его продолжительности меняется незначительно (рис. 5, б). Кроме того, у биметалла практически отсутствует стадия амплитуднонезависимого демпфирования. Другими словами, процесс формирования единой тетрагональной структуры в демпфирующей со-

ставляющей биметалла протекает быстрее, чем в монолитном сплаве Mn-Cu. Отметим, что демпфирующая способность биметалла в области малых амплитуд колебаний почти не уступает соответствующим характеристикам монолитного Mn-Cu сплава.

Установлено, что демпфирующая способность биметалла достаточно слабо зависит от толщины демпфирующего слоя. Более того, демпфирующая способность биметаллов, изготовленных на основе СВД с существенно отличающимся уровнем демпфирования, практически не отличается. Сопоставим демпфирующие свойства биметалла на основе двойного сплава 60Mn-40Cu (рис. 5, б) и биметалла на основе высоколегированного сплава 80%Mn-15%Cu-2%Ni-3%Cr (рис. 6). Можно видеть, что уровень демпфирования этих биметаллов практически одинаков во всем исследуемом диапазоне амплитуд колебаний несмотря на то, что максимально достижимый уровень демпфирования для монолитного высокомарганцевого легированного сплава почти в 2 раза ниже, чем для бинарного сплава [3].

Характер амплитудной зависимости монолитных сплавов и биметаллов на стадии амплитуднозависимого демпфирования аналогичен: резкое увеличение δ в области

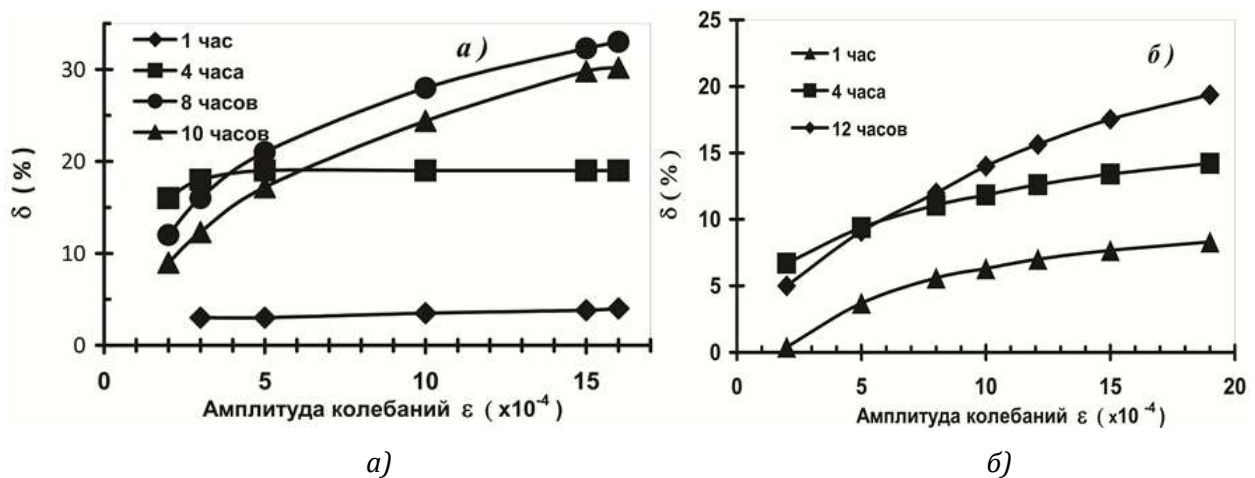


Рис. 5. Амплитудные зависимости логарифмического декремента колебаний для сплава 60Mn-40Cu (а) и биметалла на его основе (б) на разных стадиях отжига при $T=400^{\circ}\text{C}$

малых амплитуд и более плавное возрастание затухания в области средних и высоких амплитуд. Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что в монолитных СВД и в композитах на их основе действует один и тот же механизм демпфирования. Максимальный уровень затухания реализуется на начальных этапах формирования единой тетрагональной структуры.

Отметим основные особенности формирования высокодемпфирующего состояния

температуры отжига. Уровень внешних растягивающих напряжений в демпфирующем компоненте на основе сплавов Mn-Cu достаточно высок из-за существенной разницы коэффициентов теплового расширения этого сплава и стали. Так, значения коэффициентов теплового расширения сплава Mn-Cu и стали 30ХГСА различаются в 2 раза ($22-26 \times 10^{-6} 1/K$ и $11-13 \times 10^{-6} 1/K$ соответственно) [10]. Известно, что температура мартенситного превращения возрастает под действи-

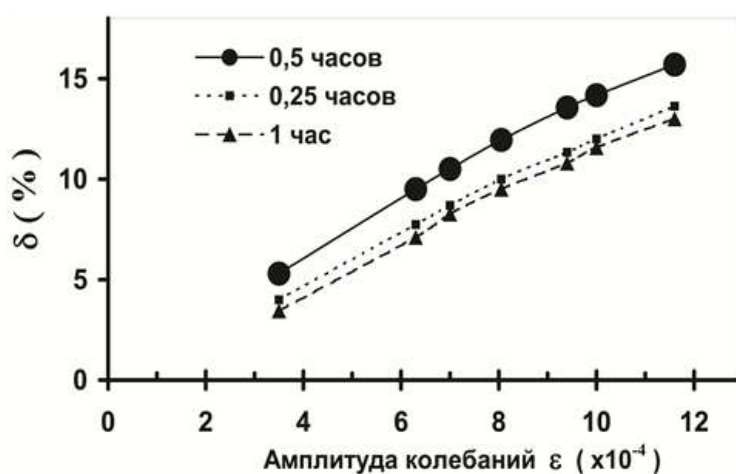


Рис. 6. Амплитудные зависимости логарифмического декремента колебаний для биметалла на основе легированного сплава 80%Mn-15%Cu-2%Ni-3%Cr на различных стадиях отжига при температуре $T=450^{\circ}C$

в биметаллах по сравнению с монолитными СВД. Прежде всего, это очевидное ускорение процесса формирования единой тетрагональной структуры в демпфирующей составляющей биметалла по сравнению с монолитным СВД, а также относительно высокий уровень демпфирования биметалла в области малых амплитуд колебаний.

При анализе процессов, происходящих в демпфирующей составляющей биметаллических сплавов, следует учитывать роль внешних растягивающих напряжений. Эти напряжения действуют в демпфирующей составляющей биметалла не только в условиях эксплуатации, но и определяют параметры мартенситного превращения, происходящего при охлаждении биметалла от

ем внешних напряжений [11, 12]. Учитывая бриллюэновский тип зависимости степени тетрагональности мартенситных кристаллов от температуры в сплавах Mn-Cu, это приводит к увеличению степени тетрагональности мартенсита при комнатной температуре и, соответственно, ускоряет процессы формирования единой тетрагональной структуры в сплавах Mn-Cu. Как следствие, наличие внешних растягивающих напряжений также благоприятно влияет на уровень демпфирующей способности биметалла в области малых амплитуд колебаний. Как следует из результатов, приведенных в работе [2], под действием внешних напряжений демпфирующая способность сплава 60Mn-40Cu возрастает (примерно на 20%) в

области малых амплитуд колебаний ($\varepsilon < 4 \times 10^{-4}$). В результате в области малых амплитуд колебаний уровень демпфирования в биметалле практически не уступает соответствующим характеристикам монолитного сплава ($\delta = 7$ и 12% , соответственно). Отметим, что это важно для практического применения материала в некоторых конкретных изделиях [13].

Максимальная демпфирующая способность высокодемпфирующего биметаллического сплава ($\delta \sim 20\%$) ниже, чем у монолитного СВД того же состава (где δ достигает $\sim 30\%$). Однако достигнутый уровень полностью соответствует требованиям, предъявляемым к вибро- и шумопоглощающим конструкционным материалам [14, 15].

Заключение

Высокопрочные биметаллические конструкционные материалы, обладающие высоким уровнем демпфирующей способности и высокими механическими свойствами, могут быть получены с использованием технологии сварки взрывом. В качестве демпфирующей основы биметалла рекомендуется использовать СВД на основе системы Mn-Cu с термоупругим мартенситным превращением. Поверхностное упрочнение может быть обеспечено толстым слоем высокопрочной конструкционной стали. Установлено, что плоские растягивающие напряжения, возникающие в демпфирующей составляющей биметалла, ускоряют формирование специфической мартенситной структуры с легкоподвижными границами тетрагональных доменов. Сочетание высокой демпфирующей способности и высокой прочности в полученных биметаллических материалах является перспективным для практического применения (по крайней мере, для инструментальной промышленности).

Библиографический список

1. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин – М.: "Машиностроение", 2005. – 544 с.
2. Влияние пластической деформации и асимметричного нагружения на демпфирование сплавов на основе Fe-Al и Mn-Cu. / И. Б. Чудаков, Н. М. Александрова, С. Ю. Макушев, Т. А. Турмамбеков // Сталь. – 2017. – №6. – С. 70-76.
3. Mechanism of formation of the damping properties of γ -Mn-Cu alloys with fct structure / V. A. Udovenko, Ye. Z. Vintaykin, V. B. Dmitriev, S. Yu. Makushev, N. A. Polyakova, E. Ya. Lyubimova, B. I. Shekalov // Physics of Metals and Metallography. – 1990. – Vol. 70. – Pp. 125-132.
4. Laddha, S. A review of physical metallurgy and damping characteristics of high damping Cu-Mn alloys. / S. Laddha, D. S. Van Aken // Mechanics and Mechanisms of Material Damping, Philadelphia, USA. – 1997. – Pp. 365-382.
5. Udovenko, V. A. Mechanism for the high damping state in alloys of the Fe-Al system. / V. A. Udovenko, I. B. Chudakov, N. A. Polyakova // Mechanics and Mechanisms of Material Damping, Philadelphia, USA. – 1997. – Pp. 204-213.
6. Physical nature of formation of high vibroabsorbing properties in laminated metallic materials / I. B. Chudakov, N. L. Fedotova, I. V. Saikov, N.A. Polyakova // Noise & Vibration, Saint-Petersburg. – 2019. – Pp. 733-738.
7. Винтайкин, Е. З. Спинодальный распад в сплавах марганец-медь. / Е. З. Винтайкин, В. Б. Дмитриев, В. А. Удовенко // Физика металлов и металловедение. – 1978. – №46. – С. 790-795.
8. Shumizu, R. Crystallographic and morphological studies on the FCC to FCT transformation in Mn-Cu alloys. / R. Shumizu, Y. Okumura, H. Kubo // Transactions of the Japan Institute of Metals. – 1982. – Vol. 23. – Pp. 53-59.
9. Farrkts, D. M. On the energetic of flickering contrast observed in TEM images of an aged Cu-Mn-Al damping alloys / D. M. Farrkts, T. I. Yamashita, G. Perkins // Acta Metallurgica et Materialia. – 1990. – Vol. 38. – Pp. 1883-1893.
10. Зубченко, Л. С. Марочник сталей и сплавов / Л. С. Зубченко, М. Н. Колосков – Машиностроение, 2003. – С. 585-786.
11. Реснина, Н. Н. Влияние напряжений на температурную кинетику мартенситных превращений и изменение деформации в сплавах памяти формы на основе никелида титана: диссертация на соискание ученой степени канд. физ.-мат. наук. – СПбГУ. – 2003. – 102 с.
12. Матвеев, В. В. Сплавы высокого демпфирования на медной основе / В. В. Матвеев, Г. Я. Ярославский, В. С. Чайковский. – Киев: Наукова Думка, 1986. – 207 с.
13. Sugimoto, K. Industrial applications and prospects of damping alloys / K. Sugimoto // Kinzoku. – 1971. – Vol. 41. – Pp. 68-73.
14. Igata, N. Applications of high damping stainless alloy (HIDAS) / N. Igata // Key engineering materials. – 2006. – Vol. 319. – Pp. 209-216.
15. James, D.W. High damping metals for engineering application / D.W. James // Materials Science and Engineering. – 1969. – Vol. 4. – Pp. 1-8.

УДК 669.23/29: 539.89: 539.219

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-11-246-77-80

*А. Ю. Малахов, канд. техн. наук, И. В. Сайков, канд. техн. наук, И. В. Денисов, канд. техн. наук,
С. А. Серопян, аспирант, И. Е. Семенчук, аспирант*

ИНИЦИИРОВАНИЕ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ Ni-Al В УСЛОВИЯХ УДАРНО-ВОЛНОВОГО И ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

ИСМАН им. А. Г. Мерджанова РАН, г. Черноголовка, malakhov@ism.ac.ru

В данной работе представлены результаты исследования ударно-волнового воздействия и термической обработки порошковой смеси Ni-Al в металлической матрице. Установлено, что монофазный продукт NiAl образуется как непосредственно при взрывном воздействии при скорости метания пластины 1500 м/с, так и при термической обработке с нагревом до 750 °С и трёхчасовой выдержке в печи запечатанной матрицы, полученной по режиму сварки взрывом стали 08 + 09Г2С. Температура инициирования порошковой смеси составляла около 600 °С. Полученные результаты перспективны для разработки и создания композиционных металлических материалов с интерметаллидным слоем.

Ключевые слова: Ni-Al, интерметаллид, ударно-волновое воздействие, скорость метания, тепловой взрыв

A. Yu. Malakhov, I. V. Saikov, I. V. Denisov, S. A. Seropyan, I. E. Semenchuk

Ni-Al POWDER MIXTURE INITIATION DURING SHOCK-WAVE LOADING AND HEAT TREATMENT

*Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS,
Chernogolovka, malakhov@ism.ac.ru*

This paper studies shock wave loading and heat treatment of a Ni-Al powder mixture in a metal matrix. We had found that a monophasic product NiAl was synthesized at the flyer plate velocity of 1500 m/s, immediately, or at 550 m/s during heat treatment (up to 750 °C) and for 3 hours heat treatment. Initiation temperature of powder mixture was about 600 °C. The results got are perspective for the development and production of composite materials with an intermetallic layer.

Keywords: Ni-Al, intermetallic compound, shock-wave loading, impact velocity, heat treatment

Композиционные материалы, в том числе металлокерамические, позволяют улучшать эксплуатационные свойства различных изделий и расширять возможности для дальнейшего развития таких отраслей промышленности, как машиностроение, судостроение, приборостроение и т.д. [1, 2]. К композиционным материалам принято относить структурные гетерогенные материалы, которые состоят из двух или более составляющих. В основном такие составляющие делятся на упрочняющие фазы и матричные основы. В большинстве случаев упрочняющие фазы имеют высокую прочность, твёрдость, жаропрочность и т.д., но низкую пластичность, ударную вязкость, трещиностойкость и т.п. Вследствие этого упрочняющие элементы заключаются в металлическую (или иного материала) матрицу, которая перераспределяет нагрузку и обладая более вы-

сокими пластическими свойствами, отвечает за конструкционную прочность и эксплуатационные характеристики материала. Например, благодаря армированию керамики дисперсными металлическими частицами получают керметы, которые обладают повышенной износостойкостью, жаростойкостью, теплопроводностью и устойчивостью к тепловым ударам [3, 4].

Новым классом конструкционных материалов являются металл-интерметаллидные слоистые композиционные материалы (МИСКМ), которые представляют собой чередующиеся интерметаллидные и металлические слои с резко различающимися физико-механическими свойствами, что делает их привлекательными для применения в авиакосмической технике и многих других областях промышленности. При этом, необходимо учитывать, что резко

различающиеся физико-механические свойства сопрягаемых материалов вносят свои ограничения для создания качественного соединения металлического и интерметаллидного слоя [5 ... 8].

Цель данной работы заключалась в получении модельного материала с интерметаллидным слоем из Ni-Al и определении оптимальных режимов инициирования порошковой смеси при ударно-волновом и термическом воздействии.

Материалы и методика эксперимента

Для экспериментов использовались матрицы из стали 09Г2С размером 20×100×100 мм, с глухим отверстием по центру глубиной 4 мм и диаметром 58 мм. В качестве метаемой пластины использовалась сталь 08 толщиной 4 мм. Для ударно-волнового нагружения и синтеза в режиме теплового взрыва использовали порошковую смесь никеля ПНКУТ-3 и алюминия АСД-1 стехиометрического состава для получения конечного продукта NiAl. Смешивание исходных порошков проводилось в смесителе бара-

банного типа «Турбула» со скоростью вращения барабана 25 об/мин в течение 3 часов с соотношением массы шаров к массе порошка 1:5. Затем порошковая смесь запрессовывалась в матрицу. Ударно-волновое нагружение проводилось при скоростях метания ударника 550 м/с и 1500 м/с. Схема сборки представлена на рис. 1.

Для синтеза в режиме теплового взрыва использовали индукционную печь. В работе применялось два режима термической обработки: 1 – скорость нагрева 25°С/мин до температуры 750°С и выдержка в течение 2 часов; 2 – скорость нагрева 12,5°С/мин до температуры 750°С, выдержка 3 часа и остывание образца с печью до комнатной температуры.

Для определения температуры синтеза в условиях теплового взрыва использовали термопары ВР5/20 диаметром 100 мкм, которые помещали внутрь матрицы и порошкового слоя. Исследования фазового состава проводили на автоматическом рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М. Структуру

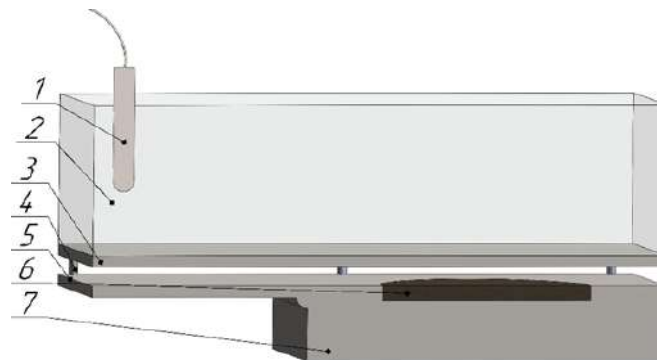


Рис. 1. Схема ударно-волнового нагружения компактов Ni-Al в разрезе:

1 – детонатор; 2 – взрывчатое вещество; 3 – метаемая пластина; 4 – установочный элемент; 5 – генератор; 6 – спрессованный компакт; 7 – матрица



Рис. 2. Композиционный материал: слева образец № 1; справа образец № 3; 1 – верхний слой, 2 – интерметаллидный слой, 3 – нижний слой

полученных композитов исследовали с помощью растрового электронного микроскопа Zeiss Ultraplus.

Результаты и их обсуждение

После экспериментов, проведенных по схеме (рис. 1) были получены образцы: №1, № 2, №3 (рис. 2). Образцам №1 и №2 соответствовала скорость метания 550 м/с, образец №3 – 1500 м/с. Было установлено, что в образце №3 в результате ударно-волнового воздействия происходит экзотермическая реакция в порошковой смеси Ni-Al о чём свидетельствовала температура поверхности образца (180°C) после эксперимента и образуется монофазный продукт в виде интерметаллида NiAl (рис. 3).

Образцы № 1 и № 2 нагревали до температуры 750 °С и выдерживали в печи в течение двух и трёх часов, соответственно. Температура инициирования реакции в образцах составляла 580-590 °С. Рентгенофазовый анализ синтезированных порошковых смесей показал, что при выдержке в печи образца №1 в течение двух часов интерметаллидный слой состоял из NiAl, Ni₂Al₃, Ni₃Al, а при трёхчасовой выдержке образца №2 интерметаллидный слой в основном состоит из одной фазы NiAl (рис. 3). В работах [9, 10] было показано, что при нагреве Ni-Al компактов ниже температуры плавления алю-

миния образуются интерметаллидные фазы (Ni₂Al₃, Ni₃Al, NiAl₃).

Выводы

1. Проведенные исследования показали, что получение композиционных материалов с синтезируемым интерметаллидным слоем возможно как ударно-волновым нагружением, так и при термической обработке на установленном режиме.

2. Показано, что при получении композиционного материала путём синтеза компакта (порошковой смеси Ni-Al), с образованием интерметаллидного слоя NiAl между сталью 08 и 09Г2С во время ударно-волнового нагружения, интерметаллидная прослойка имеет пористую структуру и не равномерную толщину. Данный способ позволяет получить многослойный материал за одну операцию без использования последующих операций нагрева в печи.

3. Установлено, что при термической обработке запечатанного компакта (порошковой смеси Ni-Al) в металлической матрице, полученного сваркой взрывом, по режиму нагрев до 750 °С и выдержка в течении 2 часов образуется многофазный продукт (NiAl, Ni₂Al₃, Ni₃Al). При увеличении времени выдержки до 3 часов образуется монофазный продукт (NiAl), как при ударно-волновом нагружении. Интерметаллидный слой имеет

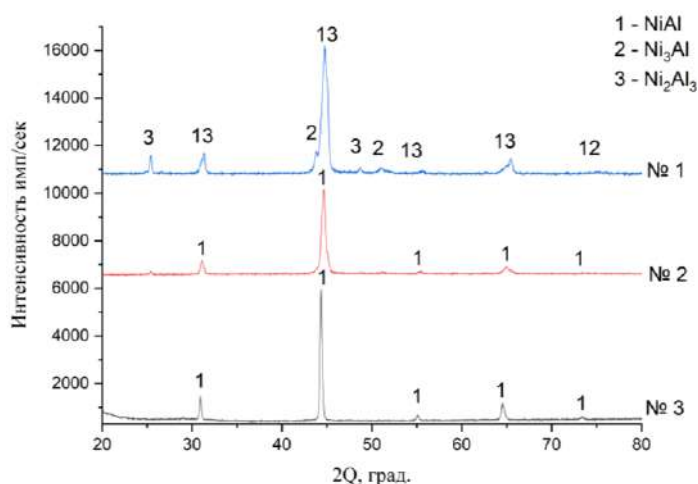


Рис. 3. Дифрактограмма интерметаллидных слоев Ni-Al:
№ 1 и № 2 при 550 м/с и выдержкой в печи 2 и 3 часа, №3 при 1500 м/с

однородную структуру и равномерную толщину, что является необходимым условием при получении композиционного материала.

Получение однородной структуры и равномерной толщины интерметаллидного слоя в (металлических матрицах) слоистых материалах ударно-волновым нагружением является дальнейшим направлением исследований.

Библиографический список

1. Получение твёрдых сплавов на основе карбида кремния и карбида вольфрама с использованием взрывного нагружения / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. Г. Кузнецов // Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 2017. – № 13 (208). – С. 86-91.
2. Ковтунов, А.И. Слоистые композиционные материалы : электронное учебное пособие / А. И. Ковтунов, С. В. Мямин, Т. В. Семистенова. – Тольятти : Изд-во ТГУ, 2017.
3. Программное обеспечение расчёта параметров соударения в многослойных системах металлических пластин / С. В. Хаустов, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, В. А. Ивченко, К. В. Попов, В. И. Нестеров, Д. О. Сагулев, Б. Б. Ионов, Л. А. Новикова // Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 2017. – № 13 (208). – С. 5-22.
4. Синтез сложнoleгированных никелидов алюминия металлтермией оксидов металлов / Ри Хосен, В. В. Гостищев, А. В. Середюк, И. А. Астапов, С. Н. Химухин // Вестник ТОГУ. – 2015. – № 2 (37). – С. 53-60.
5. Shock-Induced Chemical Transformations in Ti–B–Ni and Ti–C–Ni Powder Blends / I. V. Saikov, V. G. Salamatov, A. Yu. Malakhov, I. E. Semenchuk, I. D. Kovalev, N. I. Mukhina, S. A. Seropyan, P. Yu. Gulyaev // International journal of self-propagating high-temperature synthesis. – 2020. – Vol. 29, Iss. 1. – Pp. 10-14.
6. Синтез металло-интерметаллидного слоистого композиционного материала системы Ti–TiAl₃ различными методами / С. А. Зелепугин, О. А. Шкода, О. К. Лепакова, А. С. Зелепугин, Н. Г. Касацкий, А. А. Шавнев, Е. И. Краснов // Труды ВИАМ. – 2016. – №. 11 (47). – С. 21-29.
7. Tailored Reactivity of Ni+Al Nanocomposites: Microstructural Correlations / K. V. Manukyan, B. A. Mason, L. J. Groven, Y. C. Lin, M. Cherukara, S. F. Son, A. S. Mukasyan // The Journal of Physical Chemistry C. – 2012. – Vol. – 116 (39)/ – Pp. 21027-21038.
8. Morsi, K. Review reaction synthesis processing of Ni–Al intermetallic materials / K. Morsi // Materials Science and Engineering A. – 2001. – Vol. 299. – Pp. 1–15.
9. Высокотемпературная газовая экструзия реакционноспособной порошковой смеси Ni + Al / Ф. Ф. Галиев, И. В. Сайков, М. И. Алымов, В. Д. Бербенцев, А. В. Гултин, В. И. Бугаков, Н. В. Сачкова, С. В. Коновалихин // Доклады академии наук. – 2019. – Т.489. – №4. – С. 358-361.
10. The effect of various factors on the strength and ignition of the used Ni–Al system / S. A. Seropyan, I. V. Saikov, V. G. Salamatov, M. I. Alymov // Journal of Physics: Conference Series. – 2020. – Vol. 1431. – P. 012052.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-08-00754 А

УДК 669; 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-11-246-81-86

*А. Ю. Муйземнек, д-р техн. наук, Д. В. Козлов, аспирант, М. С. Гуськов, канд. техн. наук,
А. В. Хорин, канд. техн. наук, В. М. Батрашов, канд. техн. наук,
А. Д. Гатаулин, магистрант, А. А. Симаков, магистрант*

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СЛОИСТОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Пензенский государственный университет, г. Пенза, suralab@yandex.ru

В работе указаны технологические особенности получения композита системы Ti-Al. Представлены исследования по изучению особенностей структуры и механических свойств композиционного материала, упрочненного интерметаллическими элементами.

Ключевые слова: сварка взрывом, композиционный материал, интерметаллиды, компьютерное моделирование

A. Yu. Muizemnek, D. V. Kozlov, M. S. Gus'kov, A. V. Khorin, V. M. Batrashov, A. D. Gataulin, A. A. Simakov

INVESTIGATION OF THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF A LAYERED COMPOSITE MATERIAL BY EXPLOSION WELDING

Penza State University, Penza, suralab@yandex.ru

The paper indicates the technological features of obtaining a composite of the Ti-Al system. Investigations on the study of structural features and mechanical properties of a composite material reinforced with intermetallic elements are presented.

Keywords: explosion welding, composite material, intermetallic compounds, computer simulation

Слоистые интерметаллические материалы (СИК) – один из перспективных видов композиционных материалов. Качественное изменение физико-механических свойств в таких материалах достигается за счет формирования в них прослоек интерметаллических соединений. При этом изменение свойств зависит от свойств синтезируемых интерметаллидов, их процентного содержания в композите и характера распределения. Одной из основных систем металлов, применяющихся для создания СИК является система титан-алюминий. Интерметаллиды на основе титана и алюминия обладают повышенной хрупкостью и малой пластичностью. Им свойственны низкие значения напряжений при разрушении при изгибе и сжатии. Так, в работе [1] выявлено, что напряжение разрушения интерметаллического соединения $TiAl_3$ при сжатии составило 345 МПа. Формирование прочных и хрупких интерметаллических прослоек в таких материалах

способствует повышению прочности и модуля упругости, однако значительно падает пластичность материала, особенно при воздействии изгибающих нагрузок. Становится актуальным вопрос изменения характера распределения интерметаллидов в композиционном материале и технологической реализации данного вопроса. В данной работе рассматривается способ получения композита системы Ti-Al, армированного не сплошной интерметаллической прослойкой и методы и возможность прогнозирования физико-механических свойств.

Технологические особенности получения композиционного материала и прогнозирование физико-механических характеристик

Исследуемый композиционный материал состоит из трех слоев – внешние слои из технически чистого титана марки ВТ1-0, и внутреннего слоя из алюминия АД1. Особенность промежуточной алюминиевой

пластины заключается в наличии сквозных перфораций, выполненных равномерно по всей плоскости листа. Форма каналов коническая, распределение каналов – каналы с противоположно-направленной конусностью в соседних каналах, причем каналы с однонаправленной конусностью расположены в шахматном порядке. Схематично данный композиционный материал представлен на рис. 1.

алюминиевой пластине сквозных каналов, при проведении процесса сварки взрывом, обеспечивается проникновение металла плакирующего листа сквозь алюминиевый слой и прочное соединения с металлом основы. Коническая форма перфораций и их выполнение с противоположной направленностью значительно снижает напряжения, возникающие при сварке взрывом.

Были установлены рациональные пара-

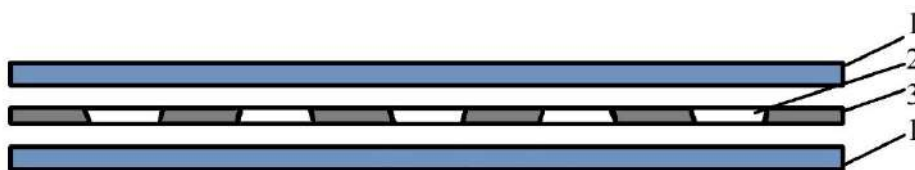


Рис. 1. Схема исследуемого слоистого композиционного материала:
1 – VT1-0; 2 – перфорации; 3 – АД1

При получении композита на завышенных скоростях детонации на границе соединения материалов происходит локальное оплавление с образованием интерметаллида входящего в систему Ti-Al. Если данные оплавления смогут сформировать равномерно распределенный слой на границе раздела двух материалов, то это приведет к повышению модуля упругости композиционного материала и к снижению его пластических свойств и существенному ограничению последующих технологических операций.

Благодаря наличию в промежуточной

метры сварки, при которых обеспечивается качественное соединение материалов: скорость точки контакта от 2063 до 2426 м/с, скорость соударения от 412 до 477 м/с [2].

Синтез интерметаллической прослойки осуществляется термической обработкой, однако образование интерметаллидов возможно и на стадии сварки взрывом. Рентгеноспектральным и металлографическим анализами установлено, что при форсированных режимах наблюдается наличие интерметаллида $TiAl_2$ при этом повышается временное сопротивление. Толщина

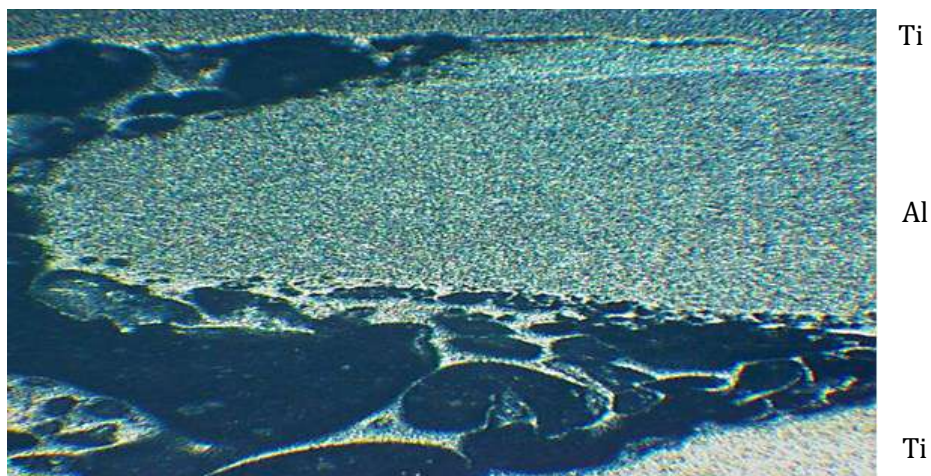


Рис. 2. Микроструктура зоны соединения металла-основы и перфорирующего элемента с дефектом (x100)

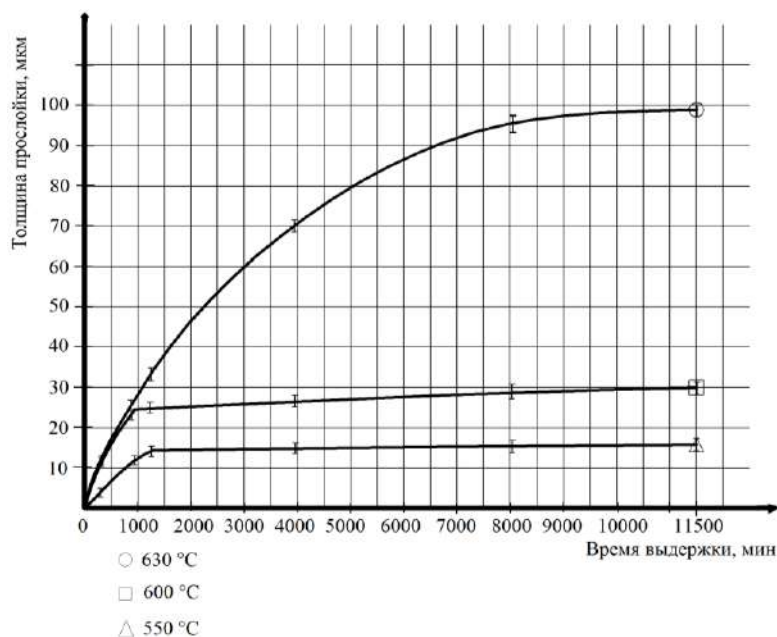


Рис. 3. Кинетика роста интерметаллической прослойки

прослойки интерметаллидов составляет 3-5 мкм. Однако стоит отметить, что при форсированных режимах образуются дефекты в зоне соединения металла-основы и перфорирующего элемента (рис. 2).

Дальнейшими операциями являются прокатка композиционного материала и термическая обработка с целью синтеза интерметаллических соединений на границе соединений титана и алюминия. Важной задачей является выбор рациональных режимов термической обработки, при которых возможно получить необходимый комплекс физико-механических свойств. На рис. 3 представлена кинетика образования интер-

металлида на межслойной границе в зависимости от режимов термической обработки [3]. Показано, что выдержка в течение 11520 минут при температуре 630 °C позволяет формировать интерметаллическую прослойку толщиной до 100 мкм. Увеличение температурного режима синтеза до 670 °C приводит к расплавлению алюминиевой составляющей и разрушению композиционного материала.

В работе [4] исследование химического состава интерметаллической прослойки выявило, что образующийся интерметаллид соответствует фазе $TiAl_3$.

Синтез интерметаллической прослойки в

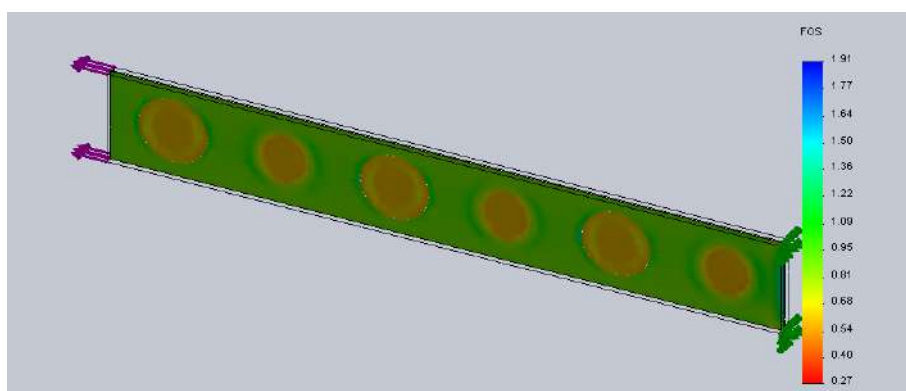


Рис. 4. Эпюра распределения коэффициента запаса прочности исследуемой модели композиционного материала

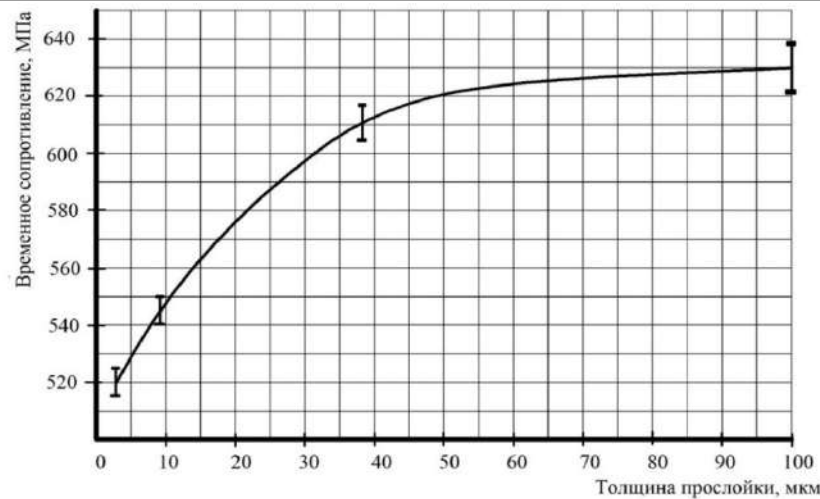


Рис. 5. Зависимость прочности композиционного материала от толщины интерметаллической прослойки

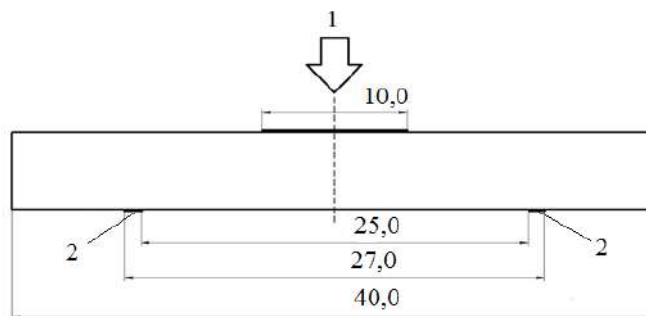


Рис. 6. Схема исследуемого слоистого композиционного материала:
1 – ВТ1-0; 2 – перфорации; 3 – АД1

процессе термической обработки позволяет повысить прочностные показатели композита системы Ti-Al. В работах [2, 5, 6] было проведено прогнозирование физико-механических свойств композиционного материала методом компьютерного моделирования в программе *SolidWorks* с интегрированным в него модулем *CosmosWorks*. В упомянутых работах на трехмерной модели проводился прогноз прочности исследуемого композиционного материала при различных статических нагрузках (рис. 4). При этом учет пластических деформаций не проводился.

Результаты компьютерного моделирования описанных расходились с результатами

реальных экспериментов на 15 %. Оценку прочностных характеристик производили испытанием на статическое растяжение согласно ГОСТ 1497-84, образцы вырезались в перпендикулярных направлениях, что позволяет судить об анизотропии механических свойств исследуемого материала. На основании результатов механических испытаний составлены зависимости временного сопротивления композиционного материала от толщины интерметаллической прослойки (рис. 5).

Таким образом, интенсивность роста интерметаллидов напрямую зависит от температуры и времени выдержки. При этом при достижении толщины прослойки 100 мкм её

Конфигурации схем расчета

Схема эксперимента	1	2	3	4
a , мм	9,8	11,8	13,8	14,8

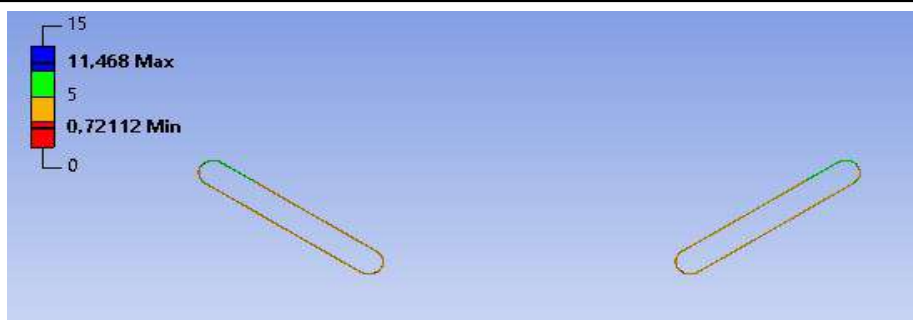


Рис. 7. Эпюра распределения коэффициента запаса прочности для интерметаллической прослойки в 4-й схеме расчета

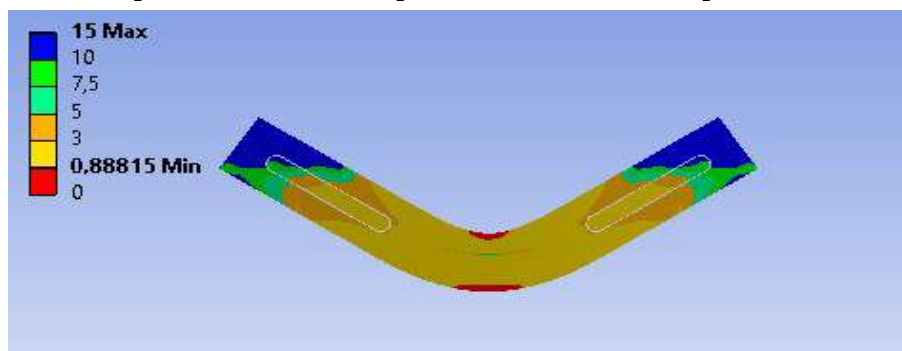


Рис. 8. Эпюра распределения коэффициента запаса прочности для титана и алюминия в 4-й схеме расчета

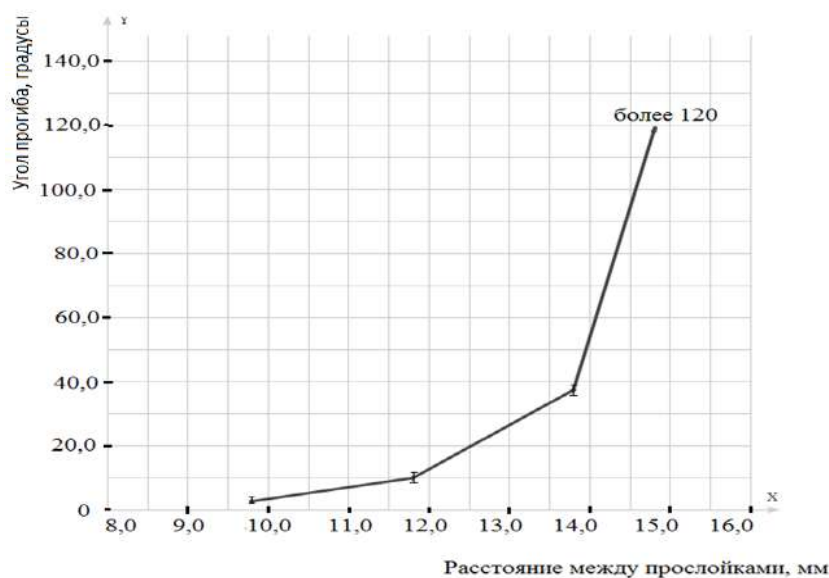


Рис. 9. Зависимость угла прогиба от расстояния между интерметаллическими прослойками

рост прекращается. Максимальная прочность достигается при толщине прослойки порядка 100 мкм, временное сопротивление при этом составляет от 620 до 640 МПа.

В программном комплексе ANSYS проведено компьютерное моделирование пластичности композита системы Ti-Al при воздействии на него изгибающих нагрузок. Из-

меняемым параметром a моделирования являлось расстояние между интерметаллическими прослойками. Схемы нагружения композита соответствуют схемам испытания на изгиб по ГОСТ 14019-2003 [7], но с некоторыми допущениями, диаметр оправки выбран 10,0 мм (рис. 6). В таблице представлены конфигурации схем расчета.

Критерием прочности для материалов титан и алюминий была выбрана гипотеза Губера-Мизеса-Генки, а для интерметаллических прослоек гипотеза Мора-Кулона. В работах [5, 6] показано, что разрушение материала происходит при коэффициенте запаса прочности 0,7, что и было принято критерием разрушения в данной работе. Эпюры распределения коэффициента запаса прочности для 4 эксперимента представлены на рис. 7 и 8.

Максимальный угол прогиба без интерметаллических прослоек, по данным [2] составляет более 120 градусов. На основании серии из 4 расчетов был составлен график (рис. 9), показывающий зависимость максимального угла прогиба от расстояния между интерметаллическими прослойками.

Установлено, что зависимость между углом прогиба и расстоянием между интерметаллическими прослойками нелинейная и имеет ярко выраженный параболический характер.

Заключение

В работе были рассмотрены основные технологические аспекты получения СИК по новой схеме армирования. Показано, что возможно образование интерметаллической прослойки, повышающие физико-механические свойства на стадии соединения слоев сваркой взрывом, одна для этого необходимы форсирующие режимы, которые приводят к образованию различных дефектов. Наиболее рациональным является соединение слоев на оптимальных режимах, исключающих появление интерметаллидов и последующая термическая обработка композита с целью синтеза интерметаллической прослойки. Подтверждено при помощи компьютерного моделирования и экспериментально, что толщина интерметалличе-

ской прослойки напрямую влияет на временное сопротивление композиционного материала, максимальная прочность составляет от 620 до 640 МПа при толщине прослойки, равной 100 мкм. Применяемая новая схема армирования позволяет варьировать различные геометрические параметры с целью изменения физико-механических свойств, в частности, при помощи компьютерного моделирования рассмотрена возможность повышения пластичности за счет изменения расстояния между интерметаллическими прослойками.

Библиографический список

1. Milman, Yu. V. Mechanical behavior of Al₃Ti intermetallics and L12 phases on its basis / Yu. V. Milman, D. B. Miracle, S. I. Chugunova // *Intermetallics*. – 2001. – Vol. 9. – Pp. 839-845.
2. Гуськов М. С. Создание высокопрочного композиционного материала титан-алюминий с перфорированным интерметаллическим слоем и оксидо-керамическим покрытием. – дис. ... канд. тех. наук. – Пенза. – 2015. – 151 с.
3. Крюков, Д. Б. Исследование влияния термической обработки на структурные превращения и физико-механические свойства композиционного материала титан-алюминий / Д. Б. Крюков, М. С. Гуськов, Д. С. Гуськов // *Модели, системы, сети в экономике, технике, природе и обществе*. – 2016. – № 1 (17) – С. 290-298.
4. Жоров, А. Н. Формирование структуры и микромеханических свойств сваренных взрывом титано-алюминиевых слоистых металлических и интерметаллидных композитов. – автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Волгоград: ВолгГТУ. – 2006. – 20 с.
5. Крюков, Д. Б. Разработка модели нового композиционного армированного материала системы титан-алюминий в программе *SolidWorks* / Д. Б. Крюков, А. В. Прыщак, М. С. Гуськов. // *Системы проектирования, моделирования, подготовки производства и управление проектами CAD/CAM/CAE/PDM*, сборник статей VIII межд. науч. - практ. конф. – 2014. – С. 45-49.
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*, Пенз. гос. ун-т. – 2014. – С. 112-119.
7. Материалы металлические. Метод испытаний на изгиб: ГОСТ 14019-2003. – М.: Изд-во стандартов, 2004. – 8 с.

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-11-246-87-91

*А. Ю. Малахов, канд. техн. наук, И. В. Сайков, канд. техн. наук, И. В. Денисов, канд. техн. наук***СВАРКА ВЗРЫВОМ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ С ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛЬЮ***ИСМАН им. А. Г. Мерджанова РАН, г. Черноголовка, malakhov@ism.ac.ru*

В работе были установлены параметры сварки взрывом листов и труб из жаропрочных сплавов Н65В2МЦ/ЭК102 с высокопрочной сталью ОХНЗМ. Выявлено, что для обеспечения прочного сцепления необходимо в разы увеличить кинетическую энергию метаемого элемента из жаропрочного сплава по сравнению со сваркой взрывом стальных листов. Металлографические исследования показали, что при близких режимах сварки взрывом в цилиндрических изделиях количество литых включений значительно увеличено по сравнению с листами, вплоть до появления сплошной прослойки на границе соединения Н65В2МЦ+ОХНЗМ. При этом, биметалл ЭК102+ОХНЗМ имел бездефектную структуру. Механические испытания подтвердили качество соединения.

Ключевые слова: сварка взрывом, ниобиевый сплав, никель-кобальтовый сплав, граница соединения

*A. Yu. Malakhov, I. V. Saikov, I. V. Denisov***EXPLOSIVE WELDING OF HEAT RESISTANT ALLOYS BASED ON REFRACTORY METALS WITH HIGH STRENGTH STEEL***Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS, Chernogolovka, malakhov@ism.ac.ru*

In this work, the parameters of explosive welding of plates and pipes from heat resistant alloys with high-strength steel were established. It was found that to ensure strong adhesion, it is necessary to increase the kinetic energy of a flyer plate made of a heat-resistant alloy several times in comparison with the explosion welding of steel sheets. Metallographic studies have shown that at similar modes of explosion welding in cylindrical products, the number of cast inclusions is significantly increased compared to sheets up to the appearance of a continuous layer at the weld interface. Mechanical tests have confirmed the quality of the joint. This material is promising for work in structures experiencing thermal and erosive effects.

Keywords: explosive welding, niobium alloy, nickel-cobalt alloy

Повышение эксплуатационных характеристик изделий, работающих при воздействии на них высоких температур, интенсивного газового потока, механических нагрузок возможно за счёт применения новых композиционных материалов с рабочим слоем их жаропрочных сплавов. Получение прочного соединения таких сплавов с другими металлами часто является трудной технологической задачей, вследствие их тугоплавкости, труднодеформируемости, наличия комплексной оксидной плёнки и др. В основном жаропрочные сплавы используются в авиационном двигателестроении [1, 2].

Одним из способов получения композиционных материалов с резко различающимися свойствами является сварка взрывом.

При данном процессе образование соединения происходит в результате совместной пластической деформации соударяющихся поверхностей. Степень пластической деформации металла в зоне соединения обуславливается кинетической энергией соударения свариваемых металлов [3]. Многочисленные теоретические и экспериментальные исследования процесса столкновения свидетельствуют о том, что он гармонично вписывается в ряд твердофазных способов соединения металлов, протекающих в условиях термосилового воздействия по единой схеме [4]. В работах [5, 6] была выдвинута гипотеза: в сварочном зазоре впереди точки контакта при гиперзвуковом (5-8 Махов) обтекании свариваемых поверхностей ударно-сжатый газ, нагретый до 3000 К на гра-

нице их раздела, происходит термическая ионизация газа с образованием тонких слоев низкотемпературной нестационарной ударной плазмы. Область ударно-сжатого газа, находящаяся впереди точки контакта в каждый момент времени, имеет конечные размеры, зависящие от режима сварки, длины и ширины листа. Воздействуя на свариваемые поверхности до соударения, ударно-сжатый газ может существенно влиять на качество соединения.

Цель настоящей работы заключалась в разработке схем и режимов сварки взрывом жаропрочных сплавов на ниобиевой и никель-кобальтовой основах с высокопрочной сталью, которые бы обеспечили необходимую степень пластической деформации и термодинамические параметры в сварочном

зазоре, тем самым позволили бы активировать межатомные связи в поверхностном слое и очистить поверхности до начала схватывания свариваемых материалов.

Методика исследования

Расчёт основных параметров сварки взрывом проводился по методикам, указанным в работах [7 ... 9].

Сварка взрывом сплавов Н65В2МЦ и ЭК102 со сталью ОХНЗМ производилась по плоскопараллельной схеме, представленной на рис. 1.

Для сварки взрывом трубных образцов использовались трубы длиной 300 мм из жаропрочных сплавов ЭК102/Н65В2МЦ ($\varnothing 32 \times 2,5$ мм) и стали ОХНЗМ ($\varnothing 55 \times 9$ мм). Согласно разработанной схеме (рис. 2, а) внутри цилиндрической заготовки 8 из ста-

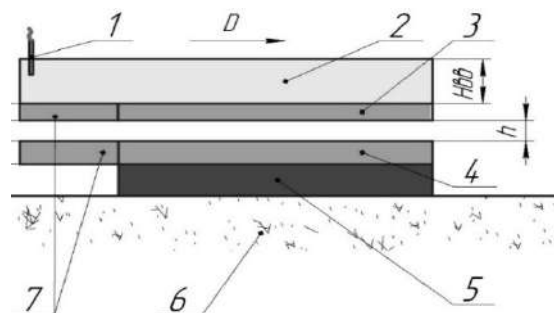
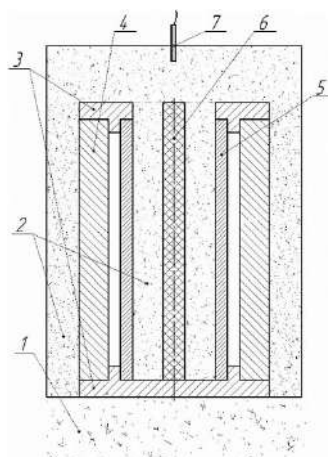


Рис. 1. Схема сборки:

- 1 – детонатор; 2 – заряд ВВ; 3 – метаемая пластина; 4 – основная пластина; 5 – подкладной лист; 6 – песчаная основа; 7 – технологический элемент; h – сварочный зазор, $H_{ВВ}$ – толщина взрывчатого вещества



а)

б)

Рис. 2. Сборка исходных элементов для сварки взрывом:
а – схема сборки; б – сборка на полигоне

ли ОХНЗМ устанавливается труба 7 из жаропрочного сплава.

Для обеспечения требуемого зазора между заготовками и во избежание попадания в него продуктов детонации взрывчатого вещества использовалась специальная крышка 6. Собранные таким образом трубы уста-

таллов, сплавов, стекла, в соответствии с ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007 и ГОСТ 9450-76. Ультразвуковой контроль плоских образцов проводился с использованием прибора УД2В-П45 с отдельно-совмещёнными преобразователями типа П112-2,5 и П112-5. Для проведения УЗК поверхности биметалличе-

Таблица 1 – Параметры сварки взрывом

Материал		Скорость детонации D , м/с*	Параметр r	Скорость метания v_0 , м/с	Кинетическая энергия, ω МДж/м ²	Предел прочности соединения на отрыв σ_6 , МПа	
Основна	Метаемая пластина						
№	12ХМ	12Х18Н10Т	2400	1,0	446	№	12ХМ
1	ОХНЗМ	Н65В2МЦ	2500	1,6	782	1	ОХНЗМ
2	ОХНЗМ	ЭК102	2500	1,6	782	2	ОХНЗМ
3	ОХНЗМ	ЭК102	2800	2,2	1050	3	ОХНЗМ

навливались на металлическую пластину 2, затем вся сборка помещалась на песчаную основу 1. Для уменьшения разлета взрывчатого вещества использовалась забойка из песка 3 (рис. 2, б).

Изготовление микрошлифов производилось на установке ШЛИФ-1М/V. Микроструктура образцов изучалась с помощью автоэмиссионного сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) сверхвысокого разрешения ZeissUltraplus на базе Ultra 55 с приставкой рентгеновского микроанализа INCA 350 Oxford Instruments. Микротвёрдость определяли методом Виккерса (HV) при помощи микротвёрдомера ПМТ-3, предназначенного для измерения твёрдости ме-

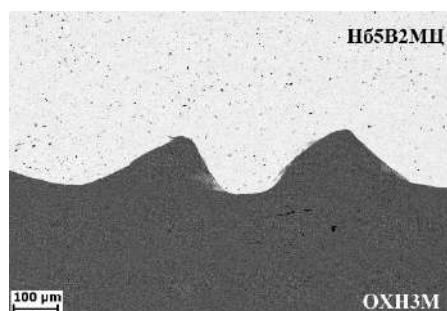
ских цилиндрических заготовок были использованы специальные отдельно-совмещённые преобразователи DFI50410 с частотой 5 МГц.

Результаты и их обсуждение

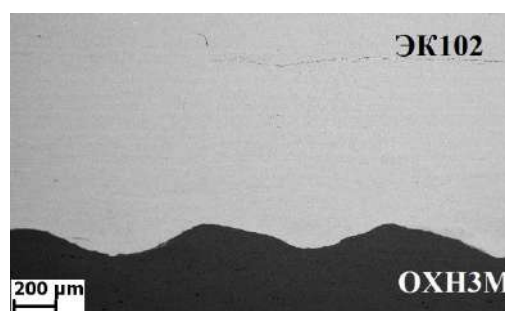
В результате первого этапа экспериментальной работы были получены образцы листового биметалла размером 11,5(10+1,5)×100×300 мм. Толщина плакирующего слоя составляла 1,5 мм. Ультразвуковой контроль образцов №1 и №3 показал 100% сплошность соединения.

Параметры сварки взрывом и прочность соединения слоёв указаны в таблице 1.

Анализ результатов экспериментов показал, что при параметре $r=1,6$ не обеспечи-



а)



б)

Рис. 3. Граница соединения биметаллических листов:

а – с плакирующим ниобиевым слоем; б – с никель-кобальтовым слоем

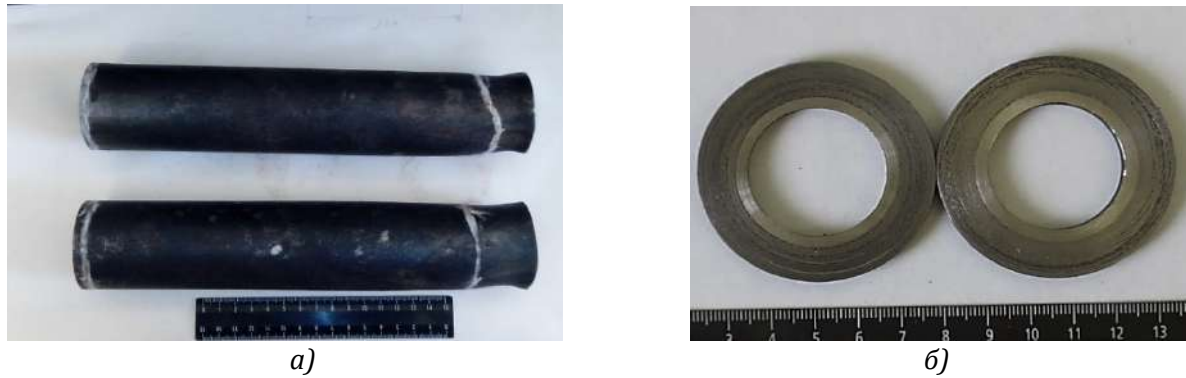


Рис. 4. Биметаллические трубные заготовки: а – после ультразвукового контроля; б – кольцевые биметаллические образцы (внутренний слой – жаропрочный сплав, наружный – сталь ОХНЗМ)

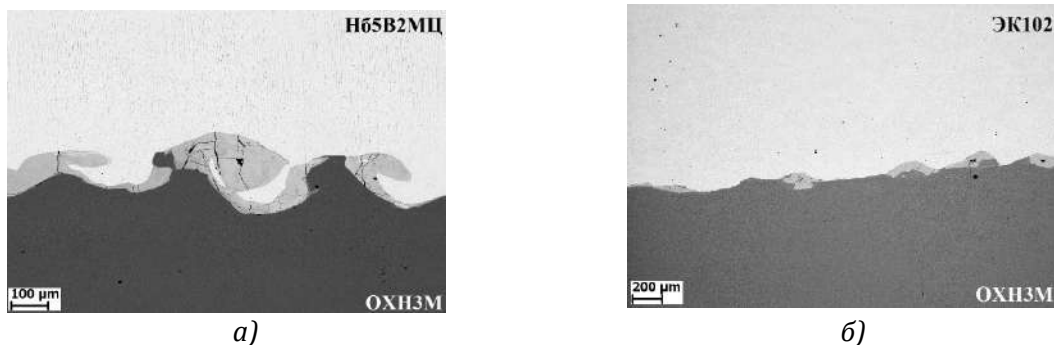


Рис. 5. Граница соединения в биметаллических трубах: а – с плакирующим ниобиевым слоем; б – с никель-кобальтовым

вается равнопрочное соединение ниобиевого сплава Н65В2МЦ с высокопрочной сталью (образец № 1), а при сварке сплава ЭК102 соединение не образовывалось (образец № 2). Увеличение скорости детонации в 1,2 раза и параметра r до 2,2 обеспечило получение равнопрочного соединения сплава ЭК102 со сталью ОХНЗМ (образец № 3).

Металлографические исследования соединения Н65В2МЦ+ОХНЗМ показали, что граница соединения сформирована в виде неравномерной волнистой линии с локальными микроучастками литых включений, расположенных на гребнях волн. Микроструктурные исследования зоны соедине-

ния ЭК102+ОХНЗМ показали, что граница соединения представляет собой равномерную симметричную пологоволнистую линию с длиной волны 900-950 мкм и высотой 200-250 мкм (рис. 3).

На втором этапе были получены биметаллические трубные заготовки длиной 300 мм (рис. 4). Параметры сварки взрывом указаны в таблице 2.

Зона соединения Н65В2МЦ+ОХНЗМ представляла практически сплошную прослойку литых включений толщиной 250-300 мкм. (рис. 5). Микротвердость составляла 1200 НВ.

Характер распределения микротвёрдости

Таблица 2 – Параметры сварки взрывом трубных образцов

№ обр.	Материал	Скорость детонации D, м/с	Параметр r	Скорость метания V_0 , м/с
	Метаемая труба			
1	Н65В2МЦ/ЭК102	3700	1,2	959
2	ОХНЗМ	3700	0,4	413

в зоне соединения Nb5V2Mn+OxH3M типичный для сварки взрывом. Наблюдается упрочнение слоёв в контактной зоне, микротвердость стали OxH3M меняется от 450HV до 510HV, а в сплаве Nb5V2Mn имеет место резкое повышение микротвердости в зоне, прилегающей к границе соединения с 280HV до 480HV. Для биметаллической трубы OxH3M+ЭК102 в стали OxH3M выявлено резкое увеличение значения микротвердости с 460HV на расстоянии 150-200 мкм от зоны соединения до 630-650HV на границе соединения. В слое из жаропрочного сплава ЭК102 микротвердость увеличивается плавно, достигая своего максимального значения на границе соединения.

Проведенные испытания на сплющивание цилиндрических образцов биметалла показали отсутствие участков расслоения и трещин на образцах, что свидетельствует о прочном соединении составляющих слоёв.

Выводы

Трудности сварки взрывом сплава ЭК102 с высокопрочной сталью, связанные с наличием стойкой оксидной пленки из оксида хрома на поверхности сплава, его труднодеформируемостью и тугоплавкостью, были преодолены усилением режимов сварки. Эксперименты и механические испытания показали, что для качественной сварки взрывом жаропрочных сплавов с высокопрочной сталью необходимо повысить кинетическую энергию метаемой пластины в 3 раза для сварки ниобиевого сплава и в 7 раз для сварки никель-кобальтового сплава путем повышения скорости детонации. Прочность соединения слоёв для биметалла, содержащего ниобиевый сплав, составляет 250-300 МПа, а для биметалла, содержащего сплав ЭК102, достигает 950-1000 МПа.

Анализ результатов исследований зоны соединения биметаллических трубных заготовок и механических испытаний позволил сделать вывод, что получены качественные двухслойные изделия цилиндрической формы с заданным сочетанием слоёв «жаропрочный сплав ЭК102 и высокопрочная сталь OxH3M». Для пары материалов сталь OxH3M и ниобиевый сплав Nb5V2Mn необходима разработка режимов и схемы сварки взрывом для исключения появления сплошных прослоек расплавов, что является дальнейшей целью исследования.

Библиографический список

1. Применение нового жаропрочного сплава ВЖ171 в конструкции перспективного двигателя / Ю. Г. Быков, С. В. Овсепян, И. С. Мазалов, А. С. Ромашов // Вестник двигателестроения. – 2012. – № 2. – С. 246-249.
2. Высокотемпературная прочность ниобиевого сплава 5ВМЦ с силицидно-керамическим защитным покрытием: сообщение 1. Характеристики кратковременной прочности / В. В. Бухановский, В. А. Борисенко, В. К. Харченко, И. Мамулич // Проблемы прочности. – 2004. – № 2. – С. 119-129.
3. Lysak, V. I. Energy balance during explosive welding / V. I. Lysak, S. V. Kuzmin // Journal of Materials Processing Technology. – 2015. – Vol. 222. – Pp. 356-364.
4. Лысак, В. И. Развитие представлений о нижней границе сварки металлов взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин // Автоматическая сварка. – 2009. – № 11. – С. 7-14.
5. 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.
6. 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.
7. Конон, Ю. А., Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л. Б. Первухин, А. Д. Чудновский. – М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.
8. Дерибас, А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерибас. – Новосибирск.: Наука, 1980. – 222 с.
9. Lysak, V. I. Lower boundary in metal explosive welding. Evolution of ideas / V. I. Lysak, S. V. Kuzmin // Journal of Materials Processing Technology. – 2012. – Vol. 212. – Vol. 1. – Pp. 150-156.

УДК 669.17

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-11-246-92-95

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

КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ С ЭФФЕКТОМ САМОЗАТАЧИВАНИЯ, ПОЛУЧЕННЫЙ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Пензенский государственный университет, г. Пенза, demonisimus@yandex.ru

Проведен анализ состояния вопроса получения износостойких режущих инструментов. Показана целесообразность изготовления композитного режущего инструмента сваркой взрывом. Приведен анализ микроструктуры и свойств композиционного материала после сварки взрывом и последующего отжига.

Ключевые слова: композиционный материал, режущий инструмент, самозатачивание, сварка взрывом

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

COMPOSITE MATERIAL WITH SELF-SHARPENING EFFECT OBTAINED BY EXPLOSION WELDING

Penza State University, Penza, demonisimus@yandex.ru

The analysis of the state of the art of obtaining wear-resistant cutting tools. The expediency of manufacturing a composite cutting tool by explosion welding is shown. The analysis of the microstructure and properties of the composite material after explosion welding and subsequent annealing is presented.

Keywords: composite material, cutting tools, self-sharpening, explosion welding

Основными особенностями условий лезвийной обработки при резании, рубке, особенно в тяжелых условиях работы инструмента (обработка металлов, почвы, твердых пород и прочего) являются значительные контактные напряжения; высокая температура поверхности инструмента за счет перемещения и деформирования обрабатываемого материала; возникновение чрезмерных температурных градиентов, вызывающих термические напряжения в поверхностном слое инструмента; пластическая деформация и наклеп поверхностного слоя инструмента, его окисление; структурные превращения.

В этой связи, для эффективной работы режущего инструмента, повышения его надежности и срока службы необходимым условием является обеспечение достаточной остаточной прочности и износостойкости. Помимо этого, актуальной задачей является увеличение его срока работы от момента заточки до потери режущих свойств.

В настоящее время предложено достаточное количество способов увеличения ресурса режущего инструмента, таких как ультразвуковая поверхностная обработка, химико-термическая обработка, алмазное выглаживание, нанесение износостойких покрытий и их наплавка и др. При этом, следует учитывать, что все выше перечисленные методы требуют использования дорогостоящего технологического оборудования и не избавляют, в конечном счете, от необходимости периодической правки в процессе эксплуатации.

Возможным решением данной проблемы может явиться применение многослойных материалов с эффектом самозатачивания [1]. Данные материалы состоят из трех или пяти слоев, внутренний слой композита изготавливается из стали, имеющей более высокую твердость и износостойкость, по сравнению с внешними слоями. Внутренний слой обеспечивает режущие характеристики композитного материала на протяжении

всего цикла эксплуатации инструмента. Величина твердости внешних слоев композита должна быть в 1,2 ... 2,6 раза ниже твердости внутреннего режущего слоя в зависимости от условий работы инструмента. Такое соотношение величин твердостей необходимо для обеспечения эффекта самозатачивания режущего инструмента, который реализуется при определенном начальном угле заточки инструмента [2]. Эффект самозатачивания обеспечивается за счет более интенсивного износа поверхностных слоев, что дает возможность сохранять постоянным заданный изначально угол заточки инструмента на протяжении всего цикла эксплуатации. Однако остается нерешённым вопрос обеспечения конструктивной прочности многослойных материалов на стыке разнородных металлов композиции с целью исключения её расслоения в процессе эксплуатации инструмента.

Авторы работы, при поддержке «Фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере» (Проект № 3254ГС2/39147 от 02.10.2019 в рамках реализации инновационного проекта «Композитный режущий инструмент») проводят исследования в области разработки композитных режущих инструментов. В качестве способа создания композитов было предложено использование способа сварки взрывом, полностью исключаящей вышеуказанный недостаток [3].

Авторами проведен выбор исходных материалов для создания металлических композитов, изучены их свойства и области применения. Установлено, что указанным требованиям соответствуют коррозионно-стойкие легированные стали с различным содержанием углерода и инструментальные стали. При выборе исходных материалов было учтено также требуемое соотношение

твердости внешних слоев композита и внутреннего режущего слоя.

Для исследования сваркой взрывом был получен композит следующего состава: 20Х13 – 40Х13 – 65Х13 – 40Х13 – 20Х13. Проведенное исследование влияния режимов ударно-волнового нагружения при сварке взрывом на образование поверхностных дефектов и непроваров композиционного материала показало, что наилучшее качество пятислойного композиционного материала было получено на взрывчатом веществе «Игданит» с высотой заряда 80 мм и скоростью детонации 2700 м/с.

Визуально-измерительный контроль композитов сваренных на режимах отличных от рационального выявил наличие зон непроваров, прилегающих к местам неполной обрубки композита, что является недопустимым дефектом.

Визуально-измерительный контроль композитов, сваренных на режимах отличных от рационального, выявил наличие зон непроваров, прилегающих к местам неполной обрубки композита, что является недопустимым дефектом.

Авторами были проведены исследования микроструктуры, механических и технологических свойств экспериментальных образцов композиционного материала, сваренного на рациональном режиме.

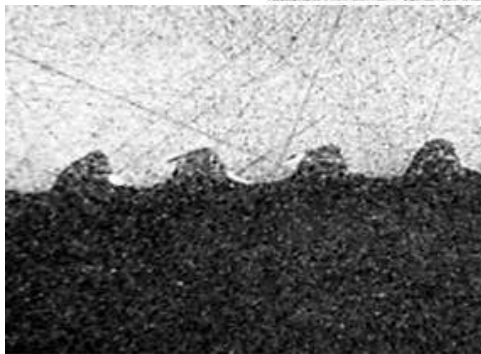
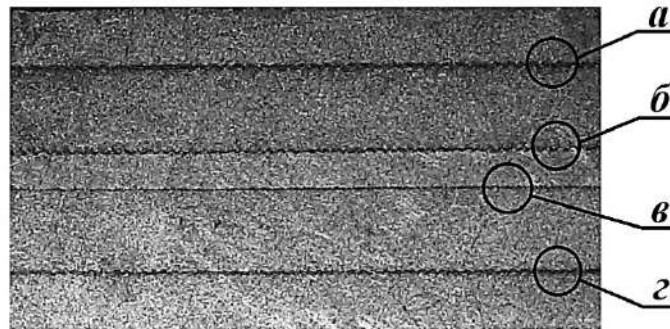
Анализ микроструктуры композиционного металлического материала показал, что сварной шов композита, в зависимости от сочетания слоев может иметь как выраженный волновой, так и безволновой характер (см. рис., а, б, в, г). Результаты анализа микроструктуры композиционного материала свидетельствуют о высоком качестве соединения композита по межслойным границам.

В состоянии после сварки взрывом для композиционного металлического материала

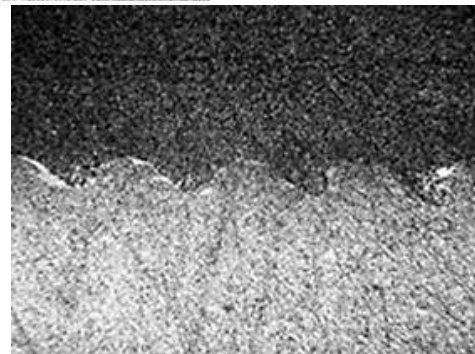
ла характерно изменение формы кристаллических зерен, вызванное внешним ударно-волновым воздействием в ходе процесса сварки взрывом. Степень пластической деформации и вытянутости кристаллических зерен максимальна в листах композита, располагавшихся непосредственно под зарядом ВВ. Результаты исследования микроструктуры экспериментальных образцов композиционного материала, позволяют сделать вывод, что в ходе сварки взрывом композит получает значительный наклёп, приводящий к изменению его физико-механических свойств, что подтверждается далее резуль-

татами исследования прочности, пластичности и ударной вязкости.

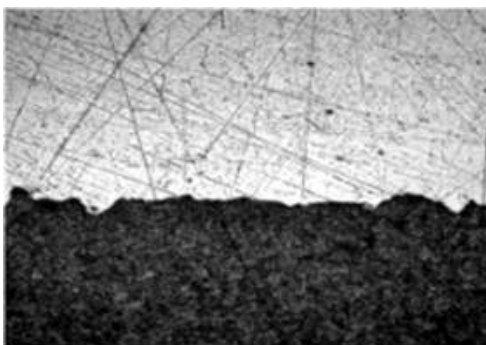
Технология получения композиционного материала, обладающего эффектом самозатравки, предусматривает дальнейший технологический передел полуфабриката, заключающийся в его механической правке после сварки взрывом с целью подготовки к последующим операциям формообразования. Для повышения пластичности и обрабатываемости композиционного материала, сваренного взрывом требуется проведение последующей термической обработки в виде отжига. Установлено, что рациональная



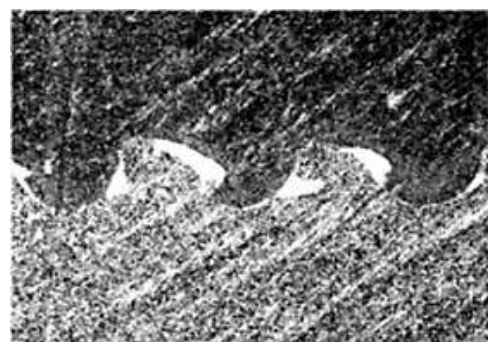
а) Сталь 20Х13+ Сталь 40Х13



б) Сталь 40Х13+Сталь 65Х13



в) Сталь 65Х13+ Сталь 40Х13



г) Сталь 40Х13+ Сталь 20Х13

Микроструктура межслойных границ экспериментального образца композиционного металлического материала: 20Х13 – 40Х13 – 65Х13 – 40Х13 – 20Х13

температура отжига композита составляет от 880 до 900 °С, выдержка в печи в течение 2-х часов с последующим охлаждением в печи.

Исследование микроструктуры экспериментальных образцов композиционных металлических материалов после отжига показало, что вытянутость формы кристаллических зерен, вызванная внешним ударно-волновым воздействием в ходе процесса сварки взрывом устранена. За счет процесса рекристаллизации зерна всех слоев композита имеют округлую равноосную форму.

Результаты исследования прочности композиционного материала в состоянии после сварки взрывом показали, что ее величина находится в диапазоне от 821,6 ... 852,6 МПа, предел текучести в диапазоне от 759,8 ... 825,4 МПа, относительное удлинение от 2,0 ... 4,0 %, относительное сужение от 5,4 ... 29,5%. В состоянии после отжига величина прочности композита находится в диапазоне от 610,4 ... 668,1 МПа, предел текучести в диапазоне от 337,8 ... 351,7 МПа, относительное удлинение от 22,0 ... 26,0 %, относительное сужение от 44,9 ... 47,1%. Величина микротвердости композита после сварки взрывом составила: для стали 20X13 HV_{0.2} 273 ... 293, для стали 40X13 HV_{0.2} 289 ... 302, для стали 65X13 (режущий слой) HV_{0.2} 302...313; в состоянии после отжига величина микротвердости находится в диапазоне: для стали 20X13 HV_{0.2} 183 ... 188, для стали 40X13 HV_{0.2} 195 ... 199, для стали 65X13 (режущий слой) HV_{0.2} 209 ... 213.

Исследование ударной вязкости композита после сварки взрывом показало, что ее

значения находится в диапазоне от 65,9 ... 80,7 Дж/см². В состоянии после отжига величина ударной вязкости композита находится в диапазоне от 18,7 ... 23,4 Дж/см².

Исследование пластичности композита по углу фактического изгиба показало, что в состоянии после сварки взрывом его величина составляет от 40 до 50 градусов. В состоянии после отжига величина угла фактического изгиба составляет 150 градусов.

Проведенный комплекс исследований полученного авторами прототипа режущего инструмента из композиционного материала 20X13 – 40X13 – 65X13 – 40X13 – 20X13, позволяет говорить о перспективности его использования в качестве основы инструментов с эффектом самозатачивания [4]. Результаты исследования были защищены авторами путем регистрации в режиме ноу-хау (номер государственной регистрации РИД: АААА-Г18-618112190004-3 от 29.11.2018 г.).

Библиографический список

1. Гришкевич, А. А. Увеличение периода стойкости ножей самозатачиванием их лезвий / А. А. Гришкевич, В. Н. Гаранин, Д. Л. Болочко // Труды БГТУ. Сер. 1, Лесное хозяйство, природопользование и переработка возобновляемых ресурсов. – Минск: БГТУ, 2019. – № 2 (222). – С. 294-297.
2. Упрочнение лезвийного инструмента с созданием эффекта самозатачивания / В. С. Гончаров, П. А. Мельников, А. Н. Попов, Е. В. Васильев // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2013. – Т. 15. – № 4-1. – С. 233-235.
3. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин – М.: Машиностроение – 1, 2005. – 544 с.
4. Способы получения композиционных материалов методами высокоэнергетического воздействия / А. Е. Розен, А. О. Кривенков, Д. Б. Крюков, С. Н. Чугунов, О. Л. Первухина, М. С. Гуськов. – Издательство ПГУ, г. Пенза, 2016. – 138 с.

Ответственный за выпуск редактор РИО
Н. Н. Кваша

Компьютерная верстка:
Е. В. Кузьмин

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

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

Темплан 2020 г. Поз. № 12ж. Подписано в печать 26.11.2020 г. Формат 60 × 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Cambria. Печать офсетная. Усл. печ. л. 11,16. Уч.-изд. л. 8,62.
Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 531.
Отпечатано в типографии издательства ВолгГТУ
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.

В научном журнале «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 журнала, которая утверждается ректором университета, ее решение является окончательным. Редколлегия 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: e.v.kuzmin@yandex.ru; 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 приводятся 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 журнал 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.