

**РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:**

Главный редактор  
**Б. Е. ПАТОН**

Ю. С. Борисов, Г. М. Григоренко,  
А. Т. Зельниченко, А. Я. Ищенко,  
В. И. Кирьян, И. В. Кривцун,  
С. И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.),  
Ю. Н. Ланкин,  
В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),  
Л. М. Лобанов, А. А. Мазур,  
В. И. Махненко, О. К. Назаренко,  
В. Д. Позняков,  
И. К. Походня, И. А. Рябцев,  
Б. В. Хитровская (отв. секр.),  
В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ  
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

Н. П. Алешин (Россия)  
Гуань Цяо (Китай)  
У. Дилтай (Германия)  
П. Зайффарт (Германия)  
А. С. Зубченко (Россия)  
В. И. Лысак (Россия)  
Н. И. Никифоров (Россия)  
Б. Е. Патон (Украина)  
Я. Пилярчик (Польша)  
Г. А. Туричин (Россия)  
Чжан Янмин (Китай)  
Д. фон Хофе (Германия)

**УЧРЕДИТЕЛИ:**

Национальная академия наук Украины,  
Институт электросварки  
им. Е. О. Патона НАНУ,  
Международная  
ассоциация «Сварка»

**ИЗДАТЕЛЬ:**

Международная ассоциация  
«Сварка»

**Адрес редакции:**

03680, Украина, Киев-150,  
ул. Боженко, 11  
Институт электросварки  
им. Е. О. Патона НАНУ  
Тел.: (38044) 287 6302, 529 2623  
Факс: (38044) 528 3484, 529 2623  
E-mail: journal@paton.kiev.ua  
http://www.nas.gov.ua/pwj

**Редакторы:**

Е. Н. Казарова, Т. В. Юштина  
Электронная верстка:  
А. И. Сулима, И. Р. Наумова,  
И. В. Петушков

Свидетельство о государственной  
регистрации КВ 4788  
от 09.01.2001

**Журнал входит в перечни  
утвержденных ВАК Украины  
и Российской Федерации изданий  
для публикации трудов  
соискателей ученых степеней**

За содержание рекламных  
материалов редакция журнала  
ответственности не несет  
Цена договорная  
Тираж 1000 экз.

**СОДЕРЖАНИЕ**

|                             |   |
|-----------------------------|---|
| Уважаемые читатели! .....   | 3 |
| 50 лет сварке взрывом ..... | 4 |

**НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ**

|   |    |
|---|----|
| <i>Лысак В. И., Кузьмин С. В.</i> Развитие представлений о нижней границе сварки металлов взрывом .....   | 7  |
| <i>Бондарь М. П.</i> Влияние механизма деформации в зоне соударения пар материалов на выбор оптимальных параметров сварки взрывом .....   | 14 |
| <i>Добрушин Л. Д., Фадеенко Ю. И., Илларионов С. Ю., Шленский П. С.</i> Канальный эффект при сварке взрывом .....   | 19 |
| <i>Первухина О. Л., Первухин Л. Б., Бердыченко А.А., Добрушин Л. Д., Петушков В. Г., Фадеенко Ю. И.</i> Особенности сварки взрывом стали с титаном в защитной атмосфере .....   | 22 |
| <i>Сильченко Т. Ш., Кузьмин С. В., Лысак В. И., Долгий Ю. Г.</i> Особенности нестационарности процесса плакирования взрывом крупногабаритных заготовок .....  | 27 |
| <i>Смирнов Г. В., Шуганов А. Д., Стефанович Р. В., Ядевич А. И., Петров И. В., Коморный А. А., Конопляник В. А., Лученок А. Р., Толошный А. А., Богданович П. Т., Дзичковский О. А.</i> Моделирование и применение высокоскоростных процессов сварки материалов взрывом ..... | 33 |
| <i>Бесшапошников Ю. П., Кожевников В. Е., Чернухин В. И., Пай В. В.</i> О влиянии ударной волны на увеличение сварочного зазора при получении крупногабаритных листовых композитов сваркой взрывом .....  | 43 |
| <i>Бондаренко С. Ю., Рихтер Д. В., Первухина О. Л., Первухин Л. Б.</i> Определение параметров ударно-сжатого газа в сварочном зазоре впереди точки контакта при плакировании взрывом .....  | 46 |

**ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ**

|   |    |
|---|----|
| <i>Бэнкер Дж. Г.</i> Промышленное применение сварки взрывом (Обзор) .....   | 49 |
| <i>Лобанов Л. М., Добрушин Л. Д., Брызгалин А. Г., Илларионов С. Ю., Шленский П. С., Волгин Л. А., Лашкевич В. Г., Грабар Е. В.</i> Расширение технологических возможностей обработки взрывом для снижения остаточных напряжений в сварных соединениях декомпозиеров объемом до 5000 м <sup>3</sup> ..... | 54 |
| <i>Картон Э., Стуцинга М.</i> Сварка взрывом элементов конструкций Международного термоядерного экспериментального реактора .....   | 57 |
| <i>Гренёвельд Х. Д.</i> Применение фотограмметрии в технологиях штамповки взрывом .....   | 61 |
| <i>Илларионов С. Ю., Добрушин Л. Д., Брызгалин А. Г., Фадеенко Ю. И.</i> Новая технология получения соединений высокопрочных алюминиевых сплавов сваркой взрывом .....  | 65 |
| <i>Сильвестров В. В., Пластинин А. В., Рафейчик С. И.</i> Применение эмульсионных взрывчатых веществ для сварки взрывом .....   | 69 |
| <i>Боунов А. З., Кузовников А. А.</i> Получение биметалла алюминий–сталь с профилированной контактной границей .....  | 74 |
| <i>Мещеряков Ю. П., Оголихин В. М., Яковлев И. В.</i> Возможность сохранения формы и размеров цилиндрических трубных заготовок кристаллизаторов при плакировании взрывом .....  | 78 |
| <i>Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Шморгул В. Г.</i> Комплексные технологии получения слоистых композиционных материалов многоцелевого назначения .....  | 82 |
| <i>Перечень основных монографий по сварке взрывом .....</i>   | 87 |

**ХРОНИКА**

|  |    |
|--|----|
| К 90-летию со дня рождения Б. С. Касаткина ..... | 88 |
| Ю. И. Фадеенко — 75 .....                        | 89 |
| Памяти Ф. Д. Кашенко .....                       | 90 |

|                  |    |
|------------------|----|
| ИНФОРМАЦИЯ ..... | 91 |
|------------------|----|

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief  
**B. E. PATON**

Yu. S. Borisov, G. M. Grigorenko,  
A. T. Zelnichenko,  
A. Ya. Ishchenko, I. V. Krivtsun,  
S. I. Kuchuk-Yatsenko (vice-chief ed.),  
V. I. Kiryan, Yu. N. Lankin,  
V. N. Lipodaev (vice-chief ed.),  
L. M. Lobanov, A. A. Mazur,  
V. I. Makhnenko,  
O. K. Nazarenko, I. K. Pokhodnya,  
V. D. Poznyakov, I. A. Ryabtsev,  
B. V. Khitrovskaya (exec. secr.),  
V. F. Khorunov, K. A. Yushchenko

THE INTERNATIONAL  
EDITORIAL COUNCIL:

N. P. Alyoshin (Russia)  
D. von Hofe (Germany)  
Guan Qiao (China)  
U. Dilthey (Germany)  
P. Seyffarth (Germany)  
A. S. Zubchenko (Russia)  
V. I. Lysak (Russia)  
N. I. Nikiforov (Russia)  
B. E. Paton (Ukraine)  
Ya. Pilarczyk (Poland)  
G. A. Turichin (Russia)  
Zhang Yanmin (China)

FOUNDERS:

The National Academy of Sciences  
of Ukraine, The E. O. Paton Electric  
Welding Institute,  
International Association «Welding»

PUBLISHER:

International Association «Welding»  
Address of Editorial Board:  
11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine  
Tel.: (38044) 287 63 02, 529 26 23  
Fax: (38044) 528 04 86  
E-mail: journal@paton.kiev.ua  
http://www.nas.gov.ua/pwj

Editors:

E. N. Kazarova, T. V. Yushlina  
*Electron gallery:*  
A. I. Sulima,  
I. R. Naumova,  
I. V. Petushkov

State Registration Certificate  
KV 4788 of 09.01.2001

All rights reserved

This publication and each of the articles  
contained here in are protected  
by copyright

Permission to reproduce material  
contained in this journal must be obtained  
in writing from the Publisher  
Run 1000 copies.

## CONTENTS

|                                 |   |
|---------------------------------|---|
| To the readers of journal ..... | 3 |
| Explosion welding is 50 .....   | 4 |

### SCIENTIFIC AND TECHNICAL

|  |    |
|--|----|
| <i>Lysak V. I., Kuzmin S. V.</i> Development of conceptions about lower boundary of explosion welding of metals .....  | 7  |
| <i>Bondar M. P.</i> Effect of mechanism of deformation in the zone of collision of pairs of materials on selection of optimum parameters of explosion welding .....  | 14 |
| <i>Dobrushin L. D., Fadeenko Yu. I., Illarionov S. Yu., Shlensky P. S.</i> Channel effect in explosion welding .....   | 19 |
| <i>Pervukhina O. L., Pervukhin L. B., Berdyuchenko A. A., Dobrushin L. D., Petushkov V. G., Fadeenko Yu. I.</i> Peculiarities of explosion welding of steel with titanium in shielding atmosphere .....  | 22 |
| <i>Silchenko T. Sh., Kuzmin S. V., Lysak V. I., Dolgiy Yu. G.</i> Specifics of non-stationarity of process of explosion cladding of large-sized billets .....  | 27 |
| <i>Smirnov G. V., Shuganov A. D., Stefanovich R. V., Yadevich A. I., Petrov I. V., Komornyi A. A., Konoplyanik V. A., Luchenok A. R., Toloshnyi A. A., Bogdanovich P. T., Dzichkovsky O. A.</i> Modeling and application of high-speed processes of explosion welding of materials ..... | 33 |
| <i>Besshapochnikov Yu. P., Kozhevnikov V. E., Chernukhin V. I., Paj V. V.</i> About effect of shock wave on increase of welding gap in producing large-sized sheet composites by explosion welding .....   | 43 |
| <i>Bondarenko S. Yu., Rikhter D. V., Pervukhina O. L., Pervukhin L. B.</i> Determination of parameters of shock-compressed gas in welding gap ahead of contact point in explosion cladding .....   | 46 |

### INDUSTRIAL

|  |    |
|--|----|
| <i>Banker J. G.</i> Industrial Applications of explosion clad .....  | 49 |
| <i>Lobanov L. M., Dobrushin L. D., Bryzgalin A. G., Illarionov S. Yu., Shlensky P. S., Volgin L. A., Lashkevich V. G., Grabar E. V.</i> Widening of technological capabilities of explosion treatment for reduction of residual stresses in welded joints of decomposers of up to 5000 m <sup>3</sup> volume ..... | 54 |
| <i>Carton E., Stuvinga M.</i> Explosive cladding for ITER components .....   | 57 |
| <i>Groeneveld H. D.</i> Photogrammetry applications for explosive forming .....  | 61 |
| <i>Illarionov S. Yu., Dobrushin L. D., Bryzgalin A. G., Fadeenko Yu. I.</i> New technology of explosion welding for producing joints of high-strength aluminium .....  | 65 |
| <i>Silvestrov V. V., Plastinin A. V., Rafeichik S. I.</i> Application of emulsion explosives for explosion welding .....   | 69 |
| <i>Bogunov A. Z., Kuzovnikov A. A.</i> Producing of aluminium-steel bimetal with a profiled contact boundary .....   | 74 |
| <i>Meshcheryakov Yu. P., Ogolikhin V. M., Yakovlev I. V.</i> Possibility of preserving shape and sizes of cylindrical tubular billets of moulds in explosion cladding .....  | 78 |
| <i>Trykov Yu. P., Gurevich L. M., Shmorgun V. G.</i> Integrated technologies of producing laminar multi-purpose composites .....   | 82 |
| List of main monographs on explosion welding .....   | 87 |

### NEWS

|   |    |
|---|----|
| Towards the 90th birthday of B. S. Kasatkin ..... | 88 |
| Yu. I. Fadeenko is 75 .....                       | 89 |
| In memory of F. D. Kashchenko .....               | 90 |
| INFORMATION .....                                 | 91 |

---

## УВАЖАЕМЫЕ ЧИТАТЕЛИ!

Предлагаемый вашему вниманию номер журнала «Автоматическая сварка» посвящен 50-летию начала практически одновременно в США и СССР систематических исследований процесса соединения металлов при высокоскоростном соударении.

К середине 1960-х годов этот способ сварки уже использовался для массового производства биметаллов и при изготовлении металлоконструкций ответственного назначения.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона работы по сварке взрывом начались в 1962 г. Особый размах они приобрели в 1970-е годы, когда был создан специализированный участок, оснащенный цехом для производства зарядов взрывчатых материалов и изделий, площадками для взрывных работ. Впоследствии этот участок развился в ныне существующий Научно-инженерный центр «Материалобработка взрывом». В 1973–1974 гг. была построена взрывная камера оригинальной трубчатой конструкции мощностью 200 кг взрывчатого вещества. С того времени сотрудниками Научно-технического комплекса «Институт электросварки им. Е. О. Патона» проделана значительная работа по исследованию процесса сварки взрывом, разработке соответствующих технологий и их применению в народном хозяйстве. Можно отметить такие достижения, как изготовление с помощью сварки взрывом вводов в действующий магистральный газопровод под давлением, ремонт топливных баков ракетно-космической системы «Буря-Энергия», создание метода сварки с одновременной штамповкой, разработку ряда технологий сварки переходников из разнородных металлов для сильноточных цепей в электрометаллургии, электротехнической промышленности и на железнодорожном транспорте.

Наряду со сваркой взрывом развивались работы и по другим видам материалобработки взрывом. Научно-техническому комплексу «ИЭС им. Е. О. Патона» принадлежат приоритетные решения проблем резки металлов взрывом удлиненными кумулятивными зарядами и обработки взрывом сварных металлоконструкций с целью снижения послесварочных остаточных напряжений.

Исследования сварки взрывом и ее практическое применение получили распространение и во многих развитых странах. Вместе с тем фундаментальные исследования сосредоточены преимущественно в научных центрах стран СНГ. Следует отметить успехи волгоградской школы сварки взрывом. В Волгоградском ГТУ с 1962 г. успешно работает единственная в СНГ кафедра, выпускающая инженеров со специализацией «Сварка взрывом». Это дало возможность обеспечить страны СНГ специалистами, из которых выросла плеяда известных исследователей и разработчиков.

К настоящему времени сварка взрывом стала одним из классических способов получения неразъемных соединений металлов, в частности, разнородных трудновариваемых сочетаний. Жизнь подтвердила, что этот уникальный процесс не исчерпан, сохраняет большой потенциал развития. Массовый поток публикаций, преимущественно из стран СНГ, свидетельствует о появлении новых направлений в исследованиях и расширении сферы технологического использования сварки взрывом.

Сделано много, но предстоит сделать еще больше.

Б. Е. Патон, академик

## 50 ЛЕТ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

*Динамичное развитие и прогресс многих отраслей промышленности (и особенно таких наукоемких, как ракетно-космическая, атомная энергетика и др.) напрямую связаны с созданием новых материалов, сочетающих в себе высокие технико-эксплуатационные свойства с хорошей технологичностью их изготовления и низкой себестоимостью производства. Именно поэтому проблемы создания новых перспективных материалов всегда относились к числу главных научно-технических приоритетов развитых государств. Композиционные материалы и технологии их получения являются одним из наиболее наукоемких и многообещающих направлений материаловедения с перспективой эффективного применения в практических целях.*

*В общей структуре современного производства конструкционных материалов композиты занимают пока достаточно скромное место. Сегодня мировое производство композиционных материалов всех видов не превышает 3 %, а еще несколько десятилетий назад их производство вообще отсутствовало. Однако именно с их помощью человечеству удалось решить многие самые сложные технические задачи, создать уникальную технику.*

*Сварка взрывом, пятидесятилетие которой в этом году отмечает сварочная общественность, в силу присущих ей особенностей является одним из самых эффективных, а в ряде случаев единственно возможным путем создания высококачественных биметаллических и многослойных композиционных материалов. Внешне простой, а по своей физической сущности очень сложный, затрагивающий многие фундаментальные разделы наук о материалах, газо- и гидродинамики, физики прочности и др., процесс сварки взрывом крайне быстротечен и своеобразен и, на первый взгляд, мало похож на другие способы соединения металлов.*

*Высокоскоростное соударение тел при сварке взрывом сопровождается рядом замечательных эффектов: явлением волнообразования, кумуляции и схватывания тел. При этом в зоне соударения протекают интенсивные узлокализированные пластические деформации обычно в виде волн, фиксируемых на границе раздела металлов. Соединение тел происходит без расплавления металла, диффузионных процессов, а получаемые соединения отличаются исключительно высокой прочностью, даже при сварке металлургически несовместимых металлов. С помощью сварки взрывом впервые стало возможным получать равнопрочные соединения титана со сталью, циркония со сталью и других композиций на практически неограниченных площадях.*

*Под термином «сварка взрывом» принято подразумевать явление прочного соединения соударяющихся под некоторым углом поверхностей металлических тел, по крайней мере одно из которых разгоняется до скоростей 150...1000 м/с продуктами детонации взрывчатого вещества (ВВ). При этом следует отметить, что собственно взрыв, а точнее энергия расширяющихся продуктов детонации, в данном процессе играет всего лишь вспомогательную роль, обеспечивающую ускоренное перемещение тел относительно друг друга и их соударение.*

*Физическая природа источников такого ускорения тел может быть самой разнообразной: электромагнитное поле (при магнитно-импульсной сварке), энергия порохового заряда в орудийном стволе, энергия взрыва электрического проводника при пропускании через него тока и даже энергия выстрела монтажного пистолета, способна обеспечить точечную сварку. Но во всех случаях суть протекающих при высокоскоростном соударении процессов и явлений в твердых телах остается неизменной.*

---

История открытия сварки взрывом интересна и поучительна. Схватывание тел при их соударении с большими скоростями наблюдали давно. Еще в годы Первой мировой войны имелись свидетельства о «прилипании» снарядов к металлическим преградам. Одной из первых известных научному сообществу работ, в которой описывалось явление сварки двух латунных дисков под действием продуктов детонации ВВ, была статья Л. Р. Карла<sup>1</sup>, опубликованная в США в 1944 г. В 1944–1946 гг. в СССР при изучении кумулятивного эффекта группой исследователей под руководством академика М. А. Лаврентьева было получено монолитное соединение двух собранных соосно и обжатых наружным зарядом ВВ металлических конусов. На поверхности соединения наблюдались характерные для сварки взрывом волны. К сожалению, эти работы по разным причинам не получили тогда своего дальнейшего развития. Да и промышленность того времени еще не была готова к использованию уникальных возможностей нового способа сварки — получению биметаллических и многослойных композиционных материалов.

Второе «рождение» сварки взрывом, теперь уже совсем не случайное, совпало с бурным развитием новых отраслей промышленности и, в первую очередь, космической, атомной энергетики, химической, которые остро нуждались в высококачественных биметаллических и многослойных материалах, сочетающих в себе высокую удельную прочность, технологичность изготовления и достаточно низкую стоимость. В 1958–1959 гг. сообщения о сварке взрывом практически одновременно делают Д. Пирсон<sup>2</sup> и В. Филипчук с соавторами<sup>3</sup>. В. Филипчук утверждал, что наблюдал частичную приварку листов к металлической матрице при штамповке взрывом еще в 1957 г. Однако предложенная и запатентованная им<sup>4</sup> схема сварки путем подрыва заряда ВВ, погруженного в емкость с водой, установленную над свариваемыми пластинами, оказалась на практике непригодной. Примерно в то же время исследования по сварке взрывом начались в концерне «Дюпон де Немур» (США)<sup>5</sup>, а позднее, в 1961 г., и в Станфордском исследовательском институте (США)<sup>6</sup>.

Работы по сварке взрывом в СССР начались в 1961 г. в Институте гидродинамики СО АН СССР (г. Новосибирск). Группой исследователей в составе В. С. Седых, А. А. Дерibasа, Е. И. Биченкова, Ю. А. Тришина, руководимой академиком М. А. Лаврентьевым, были выполнены первые опыты, в которых удалось получить качественные сварные соединения<sup>7</sup>. В статье авторы высказали предположения о возможной природе образования соединения. В. С. Седых, а также проф. П. О. Пашков, уже работая с 1962 г. в Волгоградском политехническом институте (ныне Волгоградский государственный технический университет), заложили основы научной школы по металлообработке взрывом. Начались широкие исследования нового и перспективного технологического процесса. Позднее изучение сварки взрывом продолжилось и активно развивалось научными коллективами Института электросварки им. Е. О. Патона (под руководством чл.-кор. АН Украины В. М. Кудинова), Белорусского политехнического института (под руководством проф. В. И. Беляева), Алтайского НИИ технологии машиностроения (под руководством проф. Б. Д. Цемаховича), Московского института стали и сплавов (технического университета), ФУГП «Прометей» и ряда других предприятий и организаций СССР и стран СНГ.

<sup>1</sup> Carl L. R. Brass welds made by detonation impulse // Metal Progress. — 1944. — 46, № 1. — P. 102, 103.

<sup>2</sup> Pearson J. Recent advances in explosive pressing and welding // 2nd Metals Eng. Conf. of Explosive. — ASM, Chicago, 1959. — P. 32–36.

<sup>3</sup> Explosive welding is on the way // Steel. — 1959. — 145, № 18. — P. 90–91.

<sup>4</sup> Pat. 3024526 USA, cl. 29-470. Explosive welding / V. Philipchuk, F. Bois, Le Roy. — Publ. 1960.

<sup>5</sup> Pat. 3137937 USA, cl. 29-486. Explosive bonding / G. Cowan, J. Douglas, A. Holtzman. — Publ. 1960.

<sup>6</sup> Davenport D. E., Duwall G. Creative manufacturing seminar, 1961. — Paper SP 60-161.

<sup>7</sup> Сварка взрывом / В. С. Седых, А. А. Дерibasа, Е. И. Биченков, Ю. А. Тришин // Свароч. про-во. — 1962. — №2. — С. 6–9.

---

*В первых научных публикациях можно было встретить высказывания об исключительности и даже уникальности нового способа соединения металлов, не вписывающегося из-за своей внешней экзотичности в ряд известных способов сварки в соответствии с существующей классификацией. Однако многочисленными исследованиями большой группы ученых и специалистов из различных мировых научных центров было доказано, что процесс сварки взрывом не является каким-то особым, отдельно стоящим способом сварки, а относится к твердофазным, бездиффузионным способам сварки давлением, в грубом упрощении родственным сварке ковкой — древнейшем способе соединения металлов. Различия заключаются лишь в значениях давления и скоростей протекания деформационных процессов в зоне контакта металлов, а следовательно, и в механизмах их реализации.*

*50 лет назад человечество, может быть, впервые в своей истории увидело во взрыве не всеразрушающую силу, а источник энергии, способной созидать — соединять несоединяемые другим способом сварки металлы и сплавы, создавая таким образом композиционные материалы.*

*Сегодня сварка взрывом, органически дополняя другие способы сварки, позволяет создавать высококачественные металлические композиционные материалы широкой номенклатуры, типоразмера и конфигурации. Совершенствуются и методы конструкционной сварки взрывом, обеспечивающие возможность изготовления готовых деталей и элементов конструкции все более сложных форм. С помощью этого процесса инженерам и технологам удастся решать самые сложные технические проблемы современного машиностроения, металлургии, энергетики, транспорта, ракетно-космического комплекса и многих других отраслей промышленности.*

*В этом номере журнала авторы известных научных школ постарались обобщить накопленный на настоящий момент времени экспериментальный и теоретический материал по фундаментальным основам процесса соединения металлов при их высокоскоростном соударении, подходы и опытные данные по проблемам сварки и материалобработки взрывом.*

*В. И. Лысак, Л. Д. Добрушин, доктора техн. наук*



## РАЗВИТИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ О НИЖНЕЙ ГРАНИЦЕ СВАРКИ МЕТАЛЛОВ ВЗРЫВОМ

В. И. ЛЫСАК, С. В. КУЗЬМИН, доктора техн. наук (Волгоград. гос. техн. ун-т, РФ)

Рассмотрены вопросы, связанные с эволюционным развитием представлений о нижней границе сварки металлов взрывом, взаимосвязи ее положения с параметрами высокоскоростного соударения и массовыми характеристиками соударяющихся пластин. Исходя из анализа накопленного к настоящему времени экспериментального и теоретического материала показано, что нижняя граница может быть изображена в пространстве координат «давление—температура—время», что не противоречит существующим представлениям о нижней границе сварки взрывом.

*Ключевые слова:* сварка взрывом, пластическая деформация, сварное соединение, граница сварки

При сварке взрывом образование соединения происходит в результате деформационного воздействия на соединяемые материалы, характеризующегося высокой скоростью их соударения при малой длительности контактного взаимодействия. Многочисленные теоретические и экспериментальные исследования этого процесса свидетельствуют о том, что он гармонично вписывается в ряд твердофазных способов соединения металлов, протекающих в условиях термосилового воздействия по единой схеме трехстадийной топохимической реакции с образованием физического контакта при смятии поверхностных микронеровностей, активации контактных поверхностей, реализуемой в основном по дислокационному каналу, и объемного взаимодействия со слиянием дискретных очагов взаимодействия и релаксацией напряжений. Такая трактовка природы образования соединения в твердой фазе предусматривает, с одной стороны, дискретность процесса образования очагов взаимодействия (активных центров), с другой — коллективность взаимодействия атомов в поле этих активных центров. Процесс схватывания-«сшивания связей» на контактных поверхностях представляется бездиффузионным [1–5], а природа образования соединения независимо от характера и интенсивности термомеханического взаимодействия — единой. Различия заключаются в кинетике протекания отдельных стадий процесса, которая определяется температурно-скоростными условиями деформирования металлов, степенью локализации и механизмами деформации.

Как и любой другой способ получения неразъемного соединения давлением процесс сварки металлов взрывом характеризуется множеством взаимосвязанных и взаимозависимых распределенных параметров [6, 7], совокупность которых

определяет деформационные, температурные и временные условия формирования соединения в твердой фазе. Однако подходы к оценке роли этих параметров в образовании соединения на разных этапах исследования были различными. Изначально, исходя из гидродинамических представлений о процессе сварки взрывом, согласно которым критериями формирования соединения являются самоочистка поверхности кумулятивным потоком и волнообразование, основными параметрами сварки были угол соударения  $\gamma$  и скорость точки контакта  $V_k$ .

Р. Уитман [8] первым, аналогично работам по изучению кумуляции [9, 10], предпринял попытку теоретического описания в координатах  $\gamma - V_k$  характерных областей и их границ (рис. 1), которые затем неоднократно уточнялись в более поздних работах [11–21]. Согласно Р. Уитману сварные соединения можно получить во II области, ограниченной четырьмя линиями. Справа она ограничивается кривой, рассчитанной из критических условий струеобразования [9, 10, 22]. Правее границы 2 существуют ударные волны, связанные с точкой контакта, а кумуляция отсутствует. Сварные соединения в этой области обычно получить

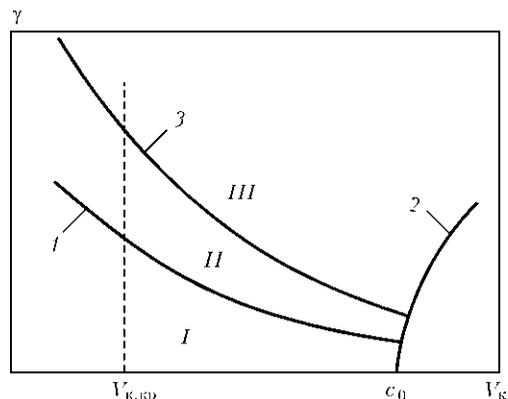


Рис. 1. Характерные области и границы сварки взрывом: 1, 3 — нижняя и верхняя границы; 2 — сверхзвуковая граница; I — область «докритических» режимов (сварка отсутствует); II — область сварки взрывом; III — область «запредельных» режимов



не удается. Положение кривой 2 определяется зависимостью критического угла образования кумулятивной струи  $\gamma'$  от  $V_{к.к.р}$ , впервые установленной в работах [9, 10], где показано, что струя при сверхзвуковых режимах соударения может существовать только при превышении  $\gamma'$ .

Слева II область ограничена прямой  $V_{к.к.р}$  — скоростью, при которой происходит переход от волнообразного шва к безволновому, рассчитываемой по формуле из работы [8]:

$$V_{к.к.р} = \left[ \frac{2\text{Re}(HV_1 + HV_2)}{\rho_1 + \rho_2} \right]^{1/2}, \quad (1)$$

где Re — число Рейнольдса;  $HV_1, HV_2$  — твердость по Виккерсу свариваемых металлов;  $\rho_1, \rho_2$  — соответственно плотность свариваемых металлов.

Очевидно, что по целому ряду причин это условие не выдерживает серьезной критики, поскольку переход к безволновому (равнопрочному) шву при малых скоростях контакта определяется не только  $V_{к.к.р}$ , но и углом соударения  $\gamma$  (или скоростью соударения  $V_c$ ) [6, 23], и в то же время для образования прочного соединения процесс волнообразования вовсе не обязателен, в связи с чем эта граница не имеет практического значения.

Сверху II область ограничена кривой 3 (см. рис. 1), положение которой определяется теплофизическими свойствами свариваемых материалов и может быть рассчитано из условия застывания расплавов к моменту прихода в зону соединения волн разрежения [8]

$$V_{c \max} = \frac{1}{N} \left( \frac{T_{пл} c_0}{V_c} \right)^{1/2} \left( \frac{\lambda c c_0}{\rho_1 \delta_1} \right)^{1/4}, \quad (2)$$

где  $N \approx 0,1$  — коэффициент;  $c_0$  — скорость звука;  $\lambda$  — теплопроводность;  $c$  — теплоемкость;  $\rho_1 \delta_1$  — удельная масса метаемой пластины.

Положение нижней границы (см. рис. 1, кривая I) по Р. Уитману определяется критическим давлением соударения, обеспечивающим пластическое течение в околосшовной зоне (ОШЗ), и вычисляется через минимально необходимую для сварки скорость соударения:

$$V_{c \min} = \sqrt{\frac{\sigma_B}{\rho}} \quad \text{или} \quad \gamma_{кр} = \sqrt{\frac{\sigma_B}{\rho V_{л}^2}}. \quad (3)$$

Такое описание и изображение в координатах, характеризующих главным образом «геометрию» соударения пластин при сварке взрывом, явилось на начальном этапе изучения этого процесса пионерским, хотя и базировалось на чисто «механистических» предпосылках формирования сое-

динения, создало фундамент и дало импульс для конкретизации положения границ процесса другим исследователям, предложившим соответствующие зависимости, связывающие критическое значение угла соударения  $\gamma_{кр}$  с твердостью по Виккерсу  $HV$  [12, 13], пределом текучести  $\sigma_T$  [19, 20, 24], пределом прочности  $\sigma_B$  [11], сопротивлением деформированию  $S_k$  [18].

Вместе с тем сопоставление расчетных данных по этим зависимостям положений нижней границы сварки с экспериментальными показало в ряде случаев значительное расхождение, что отмечается, например, в работах [12, 13]. Такое расхождение обычно связывают с неучитываемыми оксидными пленками на поверхностях, чистотой их обработки и др., роль которых, безусловно, очевидна. Однако общим недостатком всех приведенных выше моделей, что и обуславливает расхождение экспериментальных и расчетных данных по предложенным зависимостям, является то обстоятельство, что в них неучтенными остались значительно более «весомые» параметры и прежде всего массовые характеристики соударяющихся металлов.

Авторы работы [20] в более поздней работе [25], основываясь на данных [26], попытались определить нижнюю границу с учетом усредненной массы  $\tilde{m} = m_1 m_2 / (m_1 + m_2)$  (здесь  $m_1$  и  $m_2$  — единичные, приходящиеся на единицу площади поверхности, массы соответственно метаемой и неподвижной пластин) и выделения из общей энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию приконтактных слоев металла при сварке взрывом  $W_2$  [27] ее доли, локализуемой в зоне шириной, равной размаху (двум амплитудам) образующихся в соединении волн  $2a$ :

$$V_{c.кр} = \sqrt{\frac{\sigma_{0,2}}{2\rho(1 - V_{к/c_0}^2)}} \left( 1 + \sqrt{1 + \frac{4E_{ст}}{\sigma_{0,2} \delta_1 \delta_2 / (\delta_1 + \delta_2)}} \right), \quad (4)$$

где  $V_{c.кр}$  — критическое значение (по аналогии с критическим углом соударения, определяемым положением нижней границы сварки) скорости соударения пластин;  $E_{ст} = 0,8 \cdot 2ac\rho T_{пл}$  — энергия, необходимая, по мнению авторов [25], для образования соединения;  $T_{пл}$  — температура плавления свариваемых металлов;  $\delta_1, \delta_2$  — толщины соответственно метаемой и неподвижной пластин.

Такой подход, к сожалению, неоправдан по целому ряду причин. Во-первых, при сварке взрывом абсолютного большинства разнородных металлов (Fe + Al; Ti + Al; Mg + Ti; Mg + Cu; Al + Cu и др.) качественное соединение формируется с безволновой границей. Во-вторых, первичное схватывание и образование сварного соединения при сварке даже однородных металлов на нижней границе происходит в условиях, когда



процесс волнообразования еще просто не существует [8, 13, 28]. Кроме того, не аргументирован выбор и самого критерия — зоны шириной в две амплитуды волны. Очевидно, что связывать явление схватывания с эффектом волнообразования при высокоскоростном соударении нельзя, — последний лишь способствует интенсификации пластической деформации, придавая ей в целом скорее нежелательный для сварки периодический, существенно нестационарный характер с наличием вихревых зон и оплавов.

Существенному продвижению вперед в этом вопросе способствовало установление принципиально важных фактов: значительное влияние усредненной массы слоев  $\tilde{m}$  на процесс формирования соединения, существование ее критических  $\tilde{m}_{кр}$  и предельных  $\tilde{m}_{пр}$  значений (при заданных  $V_c, V_k, \gamma$ ), что создало предпосылки к переосмыслению чисто механистической интерпретации критических условий (границ) сварки, описываемых только гидродинамическими явлениями в координатах  $\gamma - V_k$ , и фундаментальная основа для формирования энергетического подхода к изучаемому процессу. Представления о «процессе образования струи металла из области точки контакта как о необходимом и достаточном физическом процессе, определяющем возможность получения соединения» [13], по существу идентичны представлениям пленочной гипотезы, развиваемой еще в 1950-х годах С. Б. Айнбиндером с сотрудниками [29, 30] и исходящей из того, что термодинамическая вероятность схватывания обусловлена уменьшением свободной энергии системы при исчезновении двух свободных поверхностей, чем исключается необходимость определения термодинамической разрешенности процесса образования межатомных связей.

С учетом массовых характеристик свариваемых материалов положение основных областей сварки взрывом может быть трансформировано в пространство параметров (рис. 2). Подобное преобразование носит принципиальный характер, поскольку, во-первых, любой точке пространства в координатной системе  $\tilde{m} - V_c - V_k$  соответствует согласно работе [27] определенное значение энергии  $W_2$ , затрачиваемой на пластическое деформирование металла, а характерным поверхностям, приведенным на рис. 2, — вполне конкретное энергетическое состояние системы соударяющихся пластин.

Во-вторых, установление взаимосвязей  $\tilde{m}$  с положением критических границ процесса создало реальный фундамент для объединения позиций так называемых металлофизической и гидродинамической научных школ исследователей данного сложного процесса, поскольку с добавлением к плоскости  $\gamma - V_k$ , описывающей «внешние» гид-

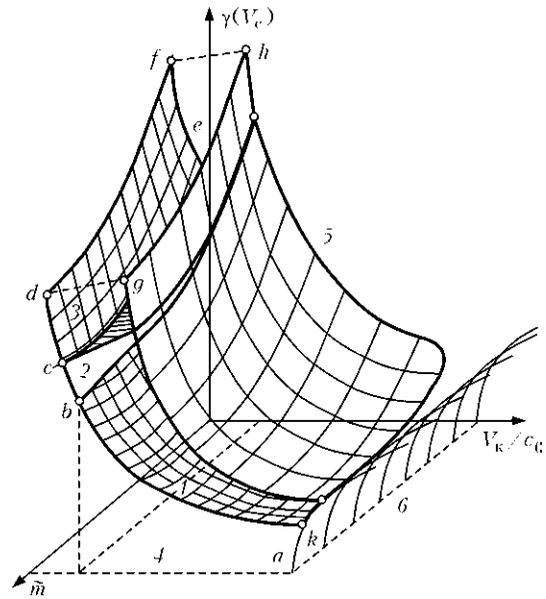


Рис. 2. Положение основных характерных областей сварки металлов взрывом: 1, 2 — соответственно «традиционный» и безволновой режимы; 3 — аномальное волнообразование; 4 — докритические режимы; 5 — развитая кумуляция; 6 — сверхзвуковые режимы

родинамические явления при косых соударениях, массовой оси появилась возможность дать энергетическую, «внутреннюю» интерпретацию процесса схватывания металлов без отвергания существующих представлений.

Подход к описанию процесса схватывания и формирования сварного соединения с энергетических позиций органически следует из теории твердофазных топохимических реакций [1–4], согласно которой для протекания последних атомы на границе раздела металлов необходимо перевести в активированное состояние, сообщив им определенное количество энергии при сварке взрывом путем локализованной и интенсивной пластической деформации.

Пространство параметров, в котором возможно получение сварных соединений, схематически представлено на рис. 2 замкнутой фигурой, расчлененной в передней части плоскостью, перпендикулярной оси  $\tilde{m}$  и ограниченной сверху и снизу двумя поверхностями  $adf$  (нижняя граница) и  $kgk$  (верхняя граница), между которыми расположены три характерные области, отличающиеся феноменологией пластического течения и соответствующим ей профилем остаточных деформаций металла в ОШЗ. Получаемые в области традиционных режимов сварки (рис. 2, область 1) соединения металлов с близкими механическими свойствами отличаются высокой прочностью и синусоидальным профилем линии раздела. В области 2 условия пластического течения неблагоприятны для развития волнообразования вследствие равенства угла соударения и угла между вектором скорости бугра деформации и поверхностью пластин



[23], что вызывает получение прямолинейной границы раздела при высокой прочности соединения слоев. Сварные соединения с аномальными волнами, существующими в области 3, также имеют высокие прочностные свойства.

Правее области сварки расположена обстоятельно изученная в работах [9, 10, 12] область б, в которой существуют ударные волны, связанные с точкой контакта, и сварные соединения обычно получить не удастся. Область больших углов соударения (область 5) соответствует режимам развитой кумуляции и, как и область б, не имеет практического значения для сварочных технологий.

По мере приближения к поверхности *adf* снизу (при постоянных массовых характеристиках свариваемой системы) энергия  $W_2$  [27] увеличивается пропорционально  $V_c^2$ , что приводит к вовлечению в пластическое деформирование больших объемов металла, прилегающего к границе раздела контактирующих слоев, и при достижении некоторого критического уровня энергозатрат, постоянного для каждой пары свариваемых материалов [6, 7, 31], соединение становится равнопрочным.

Положение нижней границы сварки, как это видно из рис. 2, существенно зависит от массовых характеристик свариваемой системы (усредненной массы  $\tilde{m}$ ) и смещается в сторону меньших значений динамического угла  $\gamma$  или скорости соударения  $V_c$  при увеличении  $\tilde{m}$  (рис. 3).

Таким образом, в соответствии с существующими энергетическими представлениями образование прочного соединения происходит при превышении некоторого критического уровня энергозатрат, зависящих, в первую очередь, от скорости соударения свариваемых пластин и их массы (или толщин). Однако основной параметр энергетической группы  $W_2$  — энергия или работа, зат-

раченная на пластическую деформацию металла ОШЗ, — хоть формально и связан с условиями соударения и массовыми характеристиками (т. е. толщинами) свариваемых элементов, но описывает лишь в обобщенном виде конечный результат их высокоскоростного взаимодействия, не раскрывая взаимосвязей между другими физическими параметрами процесса — давлением, временем его действия и температурой в зоне соединения.

В работах [6, 32] для взаимоувязывания давления и времени был предложен новый параметр — деформирующий импульс давления  $I_d$ , в общем случае описывающийся уравнением

$$I_d = \int_0^{\tau_0} p(\tau) d\tau = \int_0^{\tau_c} p_{\max} e^{-\tau/\theta} d\tau, \quad (5)$$

где  $p_{\max}$  — пиковое давление в точке контакта свариваемых пластин;  $\tau_c$  — время протекания пластических деформаций за точкой контакта (или время сварки);  $\theta$  — постоянная времени, характеризующая темп спада давления в зоне соединения (для алюминия и стали Ст3  $\theta$  составляет соответственно примерно 0,565 и 0,96 мкс).

Интегральный параметр  $I_d$  по сути определяет энергетические условия формирования соединения. Так, давление  $p$ , действующее на приконтактные слои соединения в течение некоторого времени, совершает определенную работу по пластическому деформированию металла в них. При этом чем выше уровень давления и продолжительнее его действие, тем большая часть кинетической энергии метаемого элемента  $W$  энергии затрачивается на пластическую деформацию металла ОШЗ  $W_2$ , определяя, в конечном счете, энергетический баланс в системе.

Таким образом, деформирующий импульс давления  $I_d$  является некоторым «мостиком» к параметрам «микроуровня» [33], связывая воедино изменяющееся во времени давление в зоне соединения (пиковое значение которого определяется скоростью соударения свариваемых элементов) и время его действия с кинематикой и энергетикой процесса, с одной стороны, и степенью пластической деформации, полнотой протекания активационных процессов в зоне контакта и в итоге прочностью соединения слоев, — с другой.

Обобщение большого количества экспериментальных данных позволило определить (по аналогии с критическими энергозатратами [31]) некоторое критическое значение деформирующего импульса давления, ниже которого равнопрочное соединение получить невозможно. В обобщенном виде выявленная закономерность, связывающая прочность сварного соединения Ст3 + Ст3 со значением  $I_d$ , представлена на рис. 4. На эту же координатную плоскость нанесены эксперименталь-

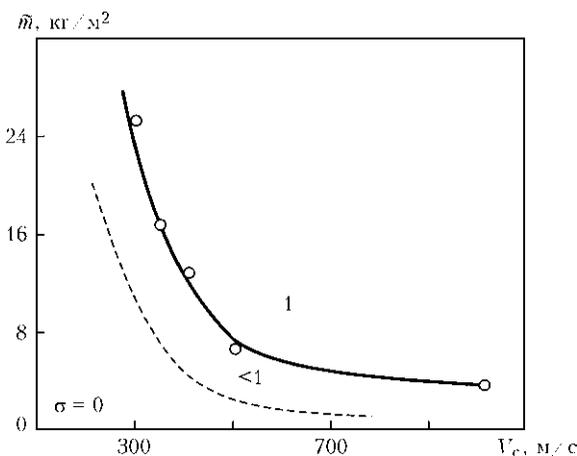


Рис. 3. Положение нижней границы сварки стали 12X18H10Т со сталью Ст3 в зависимости от усредненной массы  $\tilde{m}$  свариваемых пластин (штриховая кривая — граница схватывания, нанесенная условно)



ные точки, пересчитанные из данных ряда других исследователей. Видно, что увеличение прочности сварного соединения начинается примерно с  $0,9...1 \text{ кН}\cdot\text{с}/\text{м}^2$ , равнопрочной же указанная композиция становится, начиная примерно с  $3,5...3,7 \text{ кН}\cdot\text{с}/\text{м}^2$ , что позволяет в первом приближении считать это значение критической величиной деформирующего импульса давления  $I_{д.кр}$  для данной пары материалов.

Значение деформирующего импульса в общем случае можно регулировать либо путем варьирования толщин свариваемых пластин, изменяя тем самым продолжительность действия давления в зоне соединения, либо изменением пикового давления в зоне соединения за счет скорости соударения  $V_c$ . При решении же практических задач сварки взрывом конкретных композиций, когда толщины свариваемых элементов, как правило, строго лимитированы, единственно приемлемым остается второй путь. Тем не менее чисто гипотетически нижнюю границу сварки взрывом в координатах «давление  $p$  — время  $\tau$ » можно представить гиперболической зависимостью, изображенной на рис. 5. Здесь оси давления и времени в некоторой степени эквивалентны соответствующим осям  $\gamma(V_c)$  и  $\tilde{m}$  ранее построенной области сварки (см. рис. 2).

Третья координатная ось  $V_k$  (см. рис. 2) может быть сопоставлена с еще одним важным физическим параметром процесса — температурой металла  $T$  в зоне соединения, которая, согласно теории топохимических реакций, способствует образованию соединения в твердой фазе, увеличивая, с одной стороны, частоту выхода дислокаций в зону соединения (частоту образования активных центров), с другой, — уменьшая время активации, т. е. время, в течение которого происходит схватывание металлов в пределах активных центров до их естественной релаксации.

Начальная тепловая ситуация в зоне соединения при сварке взрывом неразрывно связана с распределением максимальных сдвиговых пластических деформаций по сечению сваренных элементов [6, 37]. При этом в некотором произвольном элементарном слое металла толщиной  $dy$ , отстоящем от линии соединения на расстоянии  $y$ , выделившееся тепло пропорционально элементарной работе деформирования

$$\delta A_d = S_k g_{\max}(y) dy, \quad (6)$$

где  $S_k$  — сопротивление деформации, численно равное динамическому пределу текучести  $\sigma_T^d$ ;  $g_{\max}(y)$  — текущее значение максимальной сдвиговой пластической деформации.

Полная удельная (отнесенная к единице площади сварного образца) работа деформирования (или, что то же самое, энергия, затраченная на

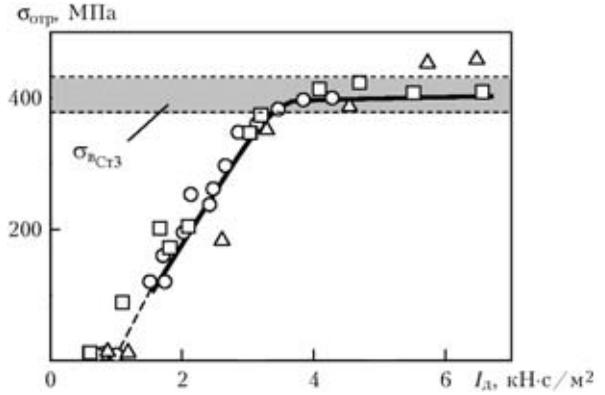


Рис. 4. Влияние деформирующего импульса давления  $I_d$  на прочность  $\sigma_{отпр}$  биметалла из низкоуглеродистой стали:  $\square$ ,  $\Delta$  — данные А. Н. Кривенцова [33, 34], В. Г. Шморгуна [35], В. А. Пронина [36];  $\circ$  — данные авторов

пластическую деформацию металла ОШЗ) может быть вычислена путем интегрирования

$$A_d = S_k \int_0^{\delta} g_{\max}(y) dy. \quad (7)$$

Сделав допущение, что тепло во всех слоях выделяется одновременно, несложно оценить тепловую ситуацию в ОШЗ сварного соединения, т. е. рассчитать начальные температурные поля. Так, для произвольного слоя  $y$  его температура в начальный момент времени  $t = 0$  с учетом выражения (6) равна

$$T(y) = \frac{S_k g_{\max}(y) dy}{c\rho dy} + T_0 = \frac{S_k g_{\max}(y)}{c\rho} + T_0. \quad (8)$$

Теперь, зная закон изменения  $g_{\max}(y)$  по толщине пластины, можно для произвольного сечения построить начальные температурные поля (рис. 6).

Следует отметить, что с увеличением скорости точки контакта  $V_k$  температура приконтактных слоев свариваемых материалов существенно воз-

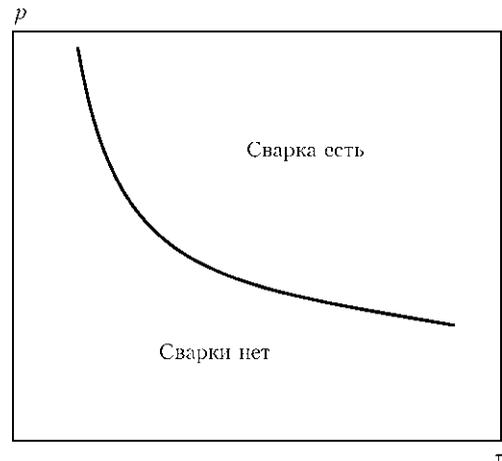


Рис. 5. Гипотетическое представление нижней границы сварки в координатах «давление  $p$  — время  $\tau$ »

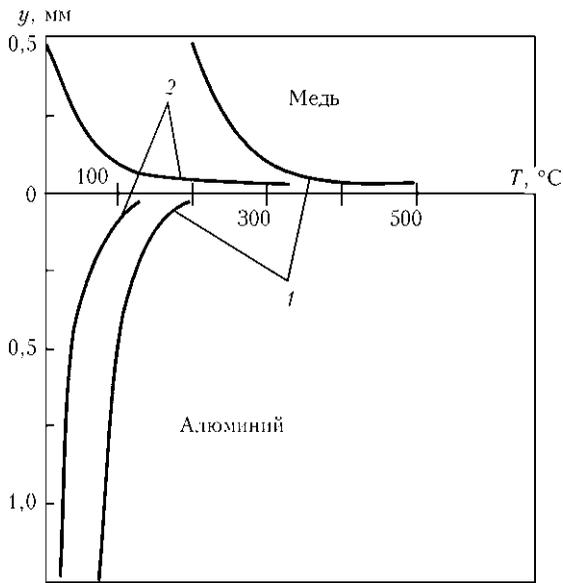


Рис. 6. Распределение температур в сечении сваренного взрывом медно-алюминиевого композита: 1 —  $V_k = 2600$ ; 2 — 2000 м/с

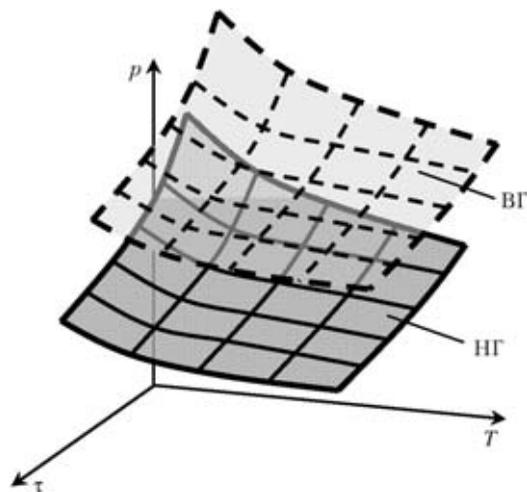


Рис. 7. Область сварки взрывом в координатах « $p$ - $T$ - $\tau$ » (НГ и ВГ — соответственно нижняя и верхняя границы сварки)

растает (в предельном случае, при приближении к околосвуковым скоростям, в зоне соединения происходит их оплавление, а в соединении наблюдается сплошная прослойка оплавленного металла), что согласно основным положениям теории топохимических реакций «облегчает» процесс схватывания, а необходимые уровни время-силовых факторов образования соединения могут быть снижены.

Таким образом, с учетом всех представленных выше рассуждений можно перейти к отображению нижней границы сварки металлов взрывом в координатах «давление  $p$  – температура  $T$  – время  $\tau$ » (рис. 7), очертания которой не противоречат существующим представлениям и положениям границ сварки, построенным ранее.

Небезынтересным представляется сопоставление расположений в этих же координатах облас-

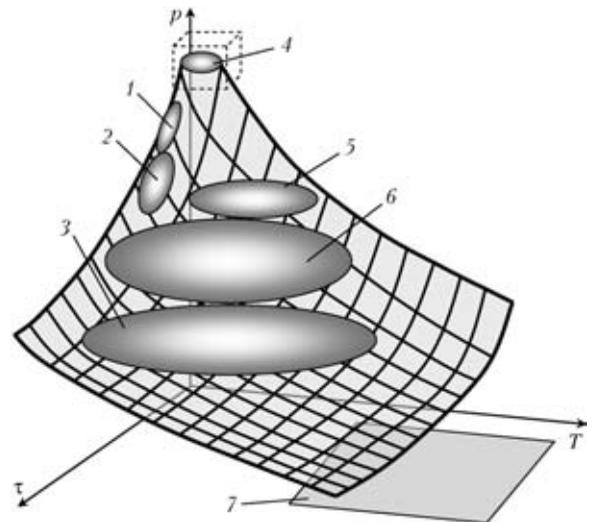


Рис. 8. Области параметров различных способов сварки в координатах « $p$ - $T$ - $\tau$ » (штриховой квадрат — область, изображенная на рис. 7): 1 — холодная сварка ( $p$ , МПа;  $\tau$ , мс;  $T \sim 0,2T_{пл}$ ); 2 — сварка прокаткой в холодную ( $p$ , МПа;  $\tau$ , мс;  $T \sim 0,2T_{пл}$ ); 3 — диффузионная сварка ( $p$ , кПа;  $\tau$ , с;  $T \sim 0,9T_{пл}$ ); 4 — сварка взрывом, магнитно-импульсная сварка ( $p$ , ГПа;  $\tau$ , мкс;  $T \sim 0,6T_{пл}$ ); 5 — сварка прокаткой ( $p$ , МПа;  $\tau$ , мс;  $T \sim 0,7T_{пл}$ ); 6 — контактная сварка ( $p$ , МПа;  $\tau$ , мс;  $T \sim 0,8T_{пл}$ ); 7 — сварка плавлением ( $p$ , Па;  $\tau$ , с;  $T > T_{пл}$ )

тей параметров, характерных для различных способов сварки (рис. 8). Сварка взрывом (как и магнитно-импульсная) с характерными для нее весьма малыми временами образования соединения и экстремально высокими давлениями занимает верхний угол координатной области. Другие способы располагаются значительно ниже. Это еще раз свидетельствует о том, что сварка взрывом не является каким-то «экзотическим», отдельно стоящим процессом соединения металлов, а логически вписывается в круг известных способов, органически их дополняя.

*Работа выполнена в рамках государственного контракта № 02.523.12.3012.*

1. Каракозов Э. С. Соединение металлов в твердой фазе. — М.: Металлургия, 1976. — 264 с.
2. Красулин Ю. Л. Взаимодействие металла с полупроводником в твердой фазе. — М.: Наука, 1971. — 119 с.
3. Красулин Ю. Л. Дислокации как активные центры в топохимических реакциях // Теорет. и эксперим. химия. — 1967. — III, вып. 1. — С. 58–65.
4. Красулин Ю. Л., Шориоров М. Х. О механизме образования соединения разнородных материалов в твердом состоянии // Физ. и хим. обработки материалов. — 1967. — № 1. — С. 89–97.
5. Шориоров М. Х., Каракозов Э. С., Фоменко В. А. Особые виды сварки. — (Итоги науки и техники. Сер. Сварка; Т. 5). — М.: ВИНТИ, 1972. — С. 46–152.
6. Лысак В. И., Кузьмин С. В. Сварка взрывом. — М.: Машиностроение, 2005. — 544 с.
7. Lysak V. I., Kuzmin S. V. Explosive welding of metal layered composite materials / Ed. B. E. Paton. — Kiev: E. O. Paton Electric Welding Institute NASU, 2003. — 117 p.
8. Wittman R. H. The influence of collision parameters on the strength and microstructure of an explosion welded aluminum alloy // Use of explosive energy in manufacturing metal-



- lic materials of new properties: Mater. 2nd Intern. symp. — Marianske Lasne, 1973. — P. 153–158.
9. Cowan G., Holtzman A. Flow configuration in colliding plates // J. Appl. Phys. — 1963. — 34, № 4. — P. 928–939.
  10. Walsh J. M., Shreffler R. G., Willig F. J. Limiting conditions for jet formation in high velocity conditions // Ibid. — 1953. — 24, № 3. — P. 349–359.
  11. Беляев В. И., Девойно Д. Г., Касперович В. Б. О нижней границе режимов сварки взрывом // Порошк. металлургия. — 1978. — С. 51–56.
  12. Дерibas А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом. — Новосибирск: Наука, 1980. — 220 с.
  13. Захаренко И. Д. Сварка металлов взрывом. — Минск: Наука і тэхніка, 1990. — 205 с.
  14. Карпенгер С. Сварка металлов взрывом. — Минск: Беларусь, 1976. — 43 с.
  15. Петушков В. Г., Фадеев Ю. И. О границах области сварки металлов взрывом с учетом влияния вязкости металлов // Сварка металлов и свойства сварных соединений: Межвуз. сб. науч. тр. — Волгоград: ВолгГТУ, 1998. — С. 42–51.
  16. Роман О. В., Смирнов Г. В., Ушеренко С. М. Динамика высокоскоростной деформации и кумулятивные эффекты при сварке металлов взрывом // Там же. — 1998. — С. 51–64.
  17. Седых В. С., Соннов А. П. Определение «нижней границы свариваемости» металлов при сварке взрывом // Там же. — С. 63–66.
  18. Смелянский В. Я., Рыскулов М. Т., Кожевников В. Е. К вопросу о расчете режимов сварки взрывом разнородных металлов // Там же. — С. 54–62.
  19. Соннов А. П. Влияние исходной прочности соединяемых металлов на режимы их сварки взрывом // Там же. — С. 3–7.
  20. Соннов А. П., Шморгу В. Г. Расчет нижней границы сварки взрывом однородных металлов // Там же. — С. 47–54.
  21. Deribas A. A. Explosive welding: Weldability range // VII Intern. symp. on application of explosion to preparation of new materials, Sept. 11–14, 2006, Moscow. — Moscow: TORUS PRESS Ltd., 2006. — P. 28–34.
  22. Кузьмин Г. Е., Яковлев И. В. Исследование соударения пластин со сверхзвуковой точкой контакта // Физ. горения и взрыва. — 1973. — 9, № 5. — С. 746–753.
  23. Кузьмин С. В., Лысак В. И. Основные закономерности перехода к безволновым режимам формирования соединения при сварке взрывом // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: Межвуз. сб. науч. тр. — Волгоград: ВолгГТУ, 1991. — С. 29–38.
  24. Высокоскоростная деформация металлов / В. И. Беляев, В. Н. Ковалевский, Г. В. Смирнов, В. А. Чекан. — Минск: Наука и техника, 1976. — 224 с.
  25. Шморгу В. Г., Пронин В. А., Жданов В. Д. К вопросу расчетной оценки рациональных режимов сварки взрывом // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: Межвуз. сб. науч. тр. — Волгоград: ВолгПИ, 1988. — С. 68–74.
  26. Лысак В. И., Седых В. С., Трыков Ю. П. Энергетические параметры сварки взрывом многослойных композиционных соединений // Материалы междунар. симп. по использованию энергии взрыва для производства металлических материалов с новыми свойствами. — Готвальдов (ЧССР), 1979. — С. 152–162.
  27. Седых В. С., Соннов А. П. Расчет энергетического баланса процесса сварки взрывом // Физ. и химия обработки материалов. — 1970. — № 2. — С. 6–13.
  28. Добрушин Л. Д. К вопросу о нижней границе сварки взрывом // Автомат. сварка. — 1979. — № 6. — С. 64–65.
  29. Айнбиндер С. Б., Клокова Э. Ф. Некоторые вопросы теории сцепления металлов при совместной пластической деформации // Изв. АН ЛатвССР. — 1958. — № 12. — С. 141–154.
  30. Айнбиндер С. Б. Холодная сварка металлов. — Рига: Изд-во АН ЛатвССР, 1957. — 162 с.
  31. Лысак В. И., Седых В. С., Трыков Ю. П. Определение критических границ процесса сварки взрывом // Сварочн. пр-во. — 1973. — № 5. — С. 6–8.
  32. Кузьмин С. В., Лысак В. И., Чувичилов В. А. Деформационно-временные условия формирования соединений при сварке взрывом // Сварка и диагностика. — 2008. — № 1. — С. 6–13.
  33. Кривенцов А. Н., Седых В. С. О роли пластической деформации металла в зоне соединения при сварке взрывом // Физ. и химия обработки материалов. — 1969. — № 1. — С. 132–141.
  34. Ватник Л. Е., Кривенцов А. Н., Седых В. С. Некоторые особенности образования соединения при сварке взрывом листового биметалла // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: Межвуз. сб. науч. тр. — Волгоград: ВолгПИ. — 1974. — Вып. 1. — С. 35–45.
  35. Шморгу В. Г. Разработка технологии сварки взрывом титана со сталью по затратам энергии на пластическую деформацию в зоне соединения: Дис. ... канд. техн. наук. — Волгоград: ВолгПИ, 1987. — 163 с.
  36. Пронин В. А. Обоснование и разработка технологии сварки взрывом электротехнических узлов из пластичных металлов зарядами пониженной мощности: Дис. ... канд. техн. наук. — Волгоград: ВолгПИ, 1986. — 230 с.
  37. Пеев А. П., Кузьмин С. В., Лысак В. И. Распределение температуры в околошовной зоне при сварке разнородных металлов взрывом // Автомат. сварка. — 2004. — № 4. — С. 9–12.

The paper deals with subjects related to evolutionary development of concepts of the lower boundary of explosion welding of metals, interrelation of its position with parameters of high-speed collision and mass characteristics of the colliding plates. Proceeding from analysis of the experimental and theoretical data accumulated so far, it is shown that the lower boundary can be presented in the space of «pressure-temperature-time coordinates», which is not contradictory to the current concepts of the lower boundary of explosion welding.

Поступила в редакцию 05.08.2009



## ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЗМА ДЕФОРМАЦИИ В ЗОНЕ СОУДАРЕНИЯ ПАР МАТЕРИАЛОВ НА ВЫБОР ОПТИМАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ СВАРКИ ВЗРЫВОМ

М. П. БОНДАРЬ, д-р физ.-мат. наук (Ин-т гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, г. Новосибирск, РФ)

Условием образования прочного соединения тел в области нижней границы сварки взрывом является создание зоны интенсивной пластической деформации с полосой локализации вдоль границы соединения. Механизмы образования полос локализации пластической деформации (ПЛПД) при высокоскоростных нагружениях зависят от размеров зерен исходных материалов. Показано, что зарождение ПЛПД в крупнозернистом материале происходит при  $\varepsilon = 0,2...0,3$  и связано с потерей сдвиговой устойчивости. Существует некоторый критический размер зерна  $d_{кр}$ , начиная с которого преобладающим механизмом деформации является проскальзывание по границам зерен, как в нанокристаллическом материале. ПЛПД в мелкозернистом материале, являясь результатом проявления ротационной неустойчивости, образуются при больших скоростях и деформациях  $\dot{\varepsilon} > 10^4 \text{ с}^{-1}$ ,  $\varepsilon \geq 2$ .

*Ключевые слова:* сварка взрывом, размер зерна, высокоскоростное деформирование металлов, механизм деформации, пластическая деформация, проскальзывание

Успешное использование сварки взрывом определяется правильным сочетанием трех групп параметров: технологических, кинематических и физических. Первые две группы достаточно хорошо изучены [1, 2]. Третья группа параметров, связанная с определением процессов, ответственных за реализацию связи соединяемых поверхностей, изучена в меньшей степени. В работе [3] рассмотрены фундаментальные основы образования связи большого количества пар металлов применительно к сварке взрывом. Прочность связи представляется через энергию связи, рассчитанную по модели межатомного взаимодействия на контактируемых поверхностях. Принято считать, в частности в работе [3], что внутриверхностные связи образуются при взаимодействии объемных атомов, а не тех из них, что находились на исходных поверхностях. Это взаимодействие реализуется при высокоскоростных соударениях, где «раскрытие» объемных атомов происходит за счет больших пластических деформаций соударяемых поверхностей, сопровождаемых срывом поверхностных слоев, т. е. «самоочищением». Таким образом, процесс образования соединения при сварке взрывом является существенно объемным процессом, подобным созданию границ зерен. В работе [3] показано, что энергия границ зерен на 5...6 порядков меньше энергии, затрачиваемой на образование прочного соединения при сварке взрывом. Следовательно, механическая энергия, применяемая в динамических методах образования связи, в основном необходима для создания условий, приводящих к взаимодей-

ствию объемных атомов, определяющему прочность связи. Эта проблема решается выбором параметров нагружения. Так, при сварке взрывом для каждой пары свариваемых материалов экспериментально определяется «окно сварки» в координатах  $\gamma - v_k$  (где  $\gamma$  — угол соударения;  $v_k$  — скорость точки контакта). Полученные в работах [4, 5] выражения для нижней границы сварки несколько сужают область значений  $\gamma$ ,  $v_k$ . Нижняя граница характеризуется минимальной скоростью метания  $V_{0 \min}$  ( $V_{0 \min} = (\sigma_b/\rho)^{1/2}$ , где  $\sigma_b$  — предел прочности;  $\rho$  — плотность материала), при которой образуется прочное соединение без расщепления на контакте.

Для дальнейшей оптимизации параметров соударения в окрестности нижней границы необходимо знание природы физических процессов, определяемых этими параметрами. В работе [6] показано, что образование прочного соединения при сварке взрывом связано с определенной шириной зоны интенсивной пластической деформации  $R$ , включающей границу соединения. Величина  $R$  находится в той же функциональной зависимости от  $\gamma$ , как толщина кумулятивной струи  $\delta$  и длина волны  $\lambda$  в случае волнообразной границы соединения. Представление каждого из параметров  $\lambda$ ,  $R$ ,  $\delta$  в виде функциональной зависимости от  $\gamma$  естественно, так как они характеризуют один деформационный процесс на разных уровнях его интенсивности [7]. В оптимизированном экспериментально по величине  $R$  интервале  $\gamma = 7...12^\circ$  в окрестности нижней границы фактически удовлетворяются все условия, обеспечивающие образование прочного соединения. Самоочищение свариваемых поверхностей характеризуется величиной  $\delta$  [5]. Размер  $R$  и соответствующее ему структурное состояние, при кото-



ром реализуется объемное взаимодействие атомов свариваемых материалов, определяют образованием прочного соединения [6], а значение  $\lambda$  связано с деформацией поверхностных слоев соударяемых пластин, за счет которой осуществляется физический контакт между ними. Довольно широкий интервал изменения  $\gamma$  связан прежде всего с качеством свариваемых поверхностей (шероховатость, наличие загрязнений и т. д.) [5].

Целью настоящей работы является изучение зависимости механизмов деформации в зоне образования прочного соединения как от исходной структуры материала, так и ее модификации в процессе нагружения. Представляет интерес также исследование зависимости параметров  $\gamma - v_k$  оптимального режима сварки от механизма деформации, что будет способствовать раскрытию физической природы процессов, определяемых параметрами соударения.

Ранее показано [8, 9], что прочное соединение при сварке взрывом связано с образованием полосы локализации пластической деформации (ПЛПД) вдоль границы сварки, которая характеризуется качественно новой структурой. Существует разница между зоной интенсивной пластической деформации  $R$ , на границе которой сдвиговая деформация  $\epsilon_c \geq 0,1$ , и ПЛПД. Величина  $\epsilon_c$  в ПЛПД превосходит значение 3 (используются логарифмические значения) [7].

Тип деформации, представляющий собой сдвиг со сжатием, характерен для сварки взрывом и для осесимметричного взрывного нагружения полых толстостенных цилиндров (ТСЦ) [7–9]. Это позволяет учесть при сварке взрывом физические закономерности развития ПЛПД, установленные при коллапсе ТСЦ. Таким образом, расширяется физическое понимание процессов, происходящих в зоне соединения.

Метод коллапса ТСЦ имеет преимущества для изучения природы процессов при развитии ПЛПД. В процессе обжатия ТСЦ разные слои цилиндра испытывают различные радиальные деформации  $\epsilon_r$ , с различными скоростями  $\dot{\epsilon}_r$ . Это позволяет исследовать в одном опыте изменение структуры материала в зависимости от деформации и ее скорости. Характерные значения скоростей деформации имеют значения около  $10^4 \dots 10^5 \text{ c}^{-1}$  [8].

Следует отметить, что общим для сварки взрывом и взрывного коллапса ТСЦ является обнаруженное резкое изменение свойств материалов с размером зерен  $d \leq 50 \text{ мкм}$ . Так, ранее в работах автора [7–9] установлено:

критическое значение деформации  $\epsilon_{кр}$ , определяющее появление ПЛПД при коллапсе ТСЦ, изменяется от  $0,2 \dots 0,3$  до значения  $\epsilon > 2$  при переходе

от крупно- ( $d > 100 \text{ мкм}$ ) к мелкозернистым ( $d \leq 50 \text{ мкм}$ ) материалам [9];

образование прочной связи в области нижней границы при сварке взрывом мелкозернистых материалов ( $d \leq 50 \text{ мкм}$ ) происходит при существенно большей скорости точки контакта  $v_k$ , чем крупнозернистых [7].

В обоих примерах создаются большие деформации  $\epsilon > 2$  и большие скорости деформаций  $\dot{\epsilon} > 10^4 \text{ c}^{-1}$ . Кроме того, в указанных процессах величина зерна, обуславливающая скачок в изменении свойств, одинакова и не превосходит значение  $d = 50 \text{ мкм}$ , принятое в дальнейшем за  $d_{кр}$ . Это определило задачу исследования физических процессов, вызывающих резкое изменение свойств материалов.

Влияние размеров зерен на свойства материалов при динамическом деформировании наиболее ярко проявляется в областях с изменяющимися полями деформаций. Области с такими деформациями являются радиальная плоскость сколлапсированного взрывом ТСЦ и окрестность шва сваренных взрывом образцов.

Проведенные исследования эволюции микроструктуры и свойств в мелко- и крупнозернистых образцах меди с увеличением деформации при взрывном коллапсе ТСЦ позволили установить следующее: при  $\epsilon = 0,2 \dots 0,3$  в крупнозернистых образцах образуются ПЛПД, направленные вдоль радиусов цилиндра. В этих образцах дислокационный механизм деформации является основным и появление ПЛПД связано с потерей сдвиговой устойчивости [10]. Изначально зерна с благоприятной ориентацией для движения дислокаций (наибольшим значением фактора Шмида) определяют места развития концентрированных сдвигов, вдоль которых развиваются ПЛПД. С возрастанием деформации и развитием текстуры в крупнозернистых образцах количество мест с благоприятной ориентацией увеличивается и соответственно растет и количество ПЛПД [9].

В мелкозернистых образцах при  $\epsilon = 0,2 \dots 0,3$  наблюдается однородная текстура, начало образования которой видно уже при  $\epsilon \approx 0,07$ . По мере увеличения деформации повышается фрагментация микроструктуры вдоль радиусов цилиндров.

Изменение размера фрагментов в мелкозернистых образцах в зависимости от значения  $\epsilon$  приведено на рис. 1. На кривой  $d(\epsilon)$  можно видеть постоянную тенденцию уменьшения размера фрагментов, при этом четко выделены три участка. Наиболее интенсивное уменьшение фрагментов происходит в интервале изменения деформации  $\epsilon$  от  $0,08$  до  $0,43$ . Далее при изменении  $\epsilon$  от  $0,43$  до  $2$  степень уменьшения размеров фрагментов понижается, а при появлении ПЛПД и тре-

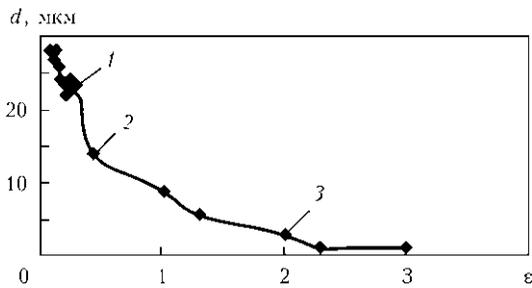


Рис. 1. Зависимость размера структурных фрагментов от относительной деформации: 1 —  $\epsilon = 0,08$ ; 2 —  $0,43$ ; 3 —  $2,3$

щин практически прекращается. Характер изменения  $d(\epsilon)$  указывает на разную природу процессов, определивших уменьшение  $d$ .

Резкое уменьшение размеров фрагментов (1, 2 на рис. 1) в первую очередь определено развитием текстуры и соответственно уменьшением поперечного сечения зерен. При  $\epsilon = 0,43$  в мелкозернистом материале начинает развиваться внутризеренная фрагментация (рис. 2, а). Расположение фрагментов по объему образца показывает, что процесс их зарождения начинается у границ зерен, в центре зерен сохраняются вытянутые фрагменты текстурированных зерен. С увеличением  $\epsilon$  процесс фрагментации развивается и захватывает весь объем зерна (рис. 2, б), размер фрагментов достигает 3...5 мкм. ПЛПД в мелкозернистых образцах образуются при  $\epsilon \approx 2$  и незначительном приращении  $\epsilon$  они преобразуются в трещины. В отличие от крупнозернистых образцов в мелкозернистых ПЛПД образуются при одинаковом значении деформации в большем количестве и с увеличением  $\epsilon$  их количество не изменяется [9].

Текстурирование мелкозернистых образцов в процессе деформирования связано с поворотом зерен. Это приводит к увеличению их количества с большим значением фактора Шмида и соответственно к уменьшению вероятности процесса концентрированных сдвигов в отдельных зернах. Очевидно, что такой механизм деформирования мелкозернистых материалов увеличивает однородность процесса диссипации энергии и соответственно однородность деформации образца до больших значений  $\epsilon$ .

Для мелкозернистых образцов значение  $\epsilon = 0,43$  (точка 2 на рис. 1) соответствует началу появления фрагментированной микроструктуры у границ исходных зерен (рис. 2, а). Зарождение начала фрагментации микроструктуры у границ зерен указывает на возрастание роли межзеренных границ с увеличением деформации. Как показано в работе [11], межзеренная граница становится источником дислокаций (дисклинаций), испускаемых в зерна. С увеличением деформации усиливается размножение и неконсервативное

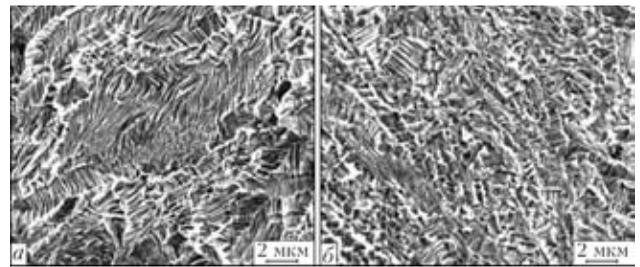


Рис. 2. Микроструктуры сколлапсированного участка мелкозернистого образца, соответствующего  $\epsilon = 0,43$  (а) и  $\epsilon > 1$  (б)

движение дислокаций. При этом ускоряются процессы релаксации напряжений путем преобразования линейных дефектов в границы фрагментов и зерен, размеры которых с увеличением напряжений уменьшаются. Развитие фрагментированной микроструктуры и изменение размеров фрагментов с увеличением  $\epsilon$  представлено на рис. 2, б.

Таким образом, появление фрагментированной структуры у границ зерен так же, как и поворот зерен, определивший однородность деформации по объему образцов до больших значений  $\epsilon$ , указывает на увеличение вклада в деформацию зернограничного проскальзывания. При  $\epsilon \approx 2$  фрагментация осуществляется в полном объеме зерен, размер фрагментов соответствует  $d \approx 5$  мкм. При этом свойства материала полностью соответствуют тем, которые характеризуют его как нанокристаллический. Одним из основных механизмов деформации, отличающих наноматериалы, является зернограничное проскальзывание [12]. В сформированной структуре образуются ПЛПД, превращающиеся в трещины. Однородность структуры в окрестности ПЛПД и сопровождающее их трещинообразование свидетельствуют о том, что ПЛПД являются результатом потери ротационной устойчивости, обусловленной резким снижением сопротивления поворотам фрагментов друг относительно друга. Приведенные экспериментальные факторы свидетельствуют о том, что зернограничное проскальзывание является основным механизмом деформации в той части образцов, где размер фрагментов  $d \approx 5$  мкм. Это также указывает на то, что размер зерна ( $d \approx 5$  мкм), при котором материал обнаруживает проявление нанокристаллических свойств, зависит от скорости деформирования. При статических условиях нагружения этот размер соответствует  $10...250$  нм, при  $\dot{\epsilon} \sim 10^4...10^5$  с<sup>-1</sup> — 5 мкм.

Аналогичное развитие процессов появления ПЛПД, сопровождающих деформационные процессы, обнаруживается при сварке взрывом в области нижней границы. Структура поля деформаций околосшовной зоны в сваренных взрывом образцах определяется градиентом сдвиговой деформации, хорошо выявляемой по изменению формы двойников, входящих в шов (рис. 3, а, в). Расстояние от шва до места резкого изгиба



двойника определяет размер области интенсивного пластического течения  $R$ . Нижняя граница сварки взрывом представляет собой линию на плоскости  $\gamma - V_k$  ( $V_k$  — скорость деформации), характеризуемую постоянным значением минимальной скорости метания  $V_{0\min}$ . Между параметрами соударения  $\gamma$  и  $V_k$  существует связь [4] в виде

$$\gamma = \sqrt{(HV/\rho V_k)},$$

где  $HV$  — микротвердость.

Угол  $\gamma$  определяет ширину области интенсивного пластического течения. Из приведенного выше выражения и рис. 3 следует, что уменьшение угла соударения приводит к сужению области интенсивной деформации и увеличению скорости точки контакта и соответственно скорости деформации в зоне образования связи ( $\dot{\epsilon} = V_k/R$ ).

На рис. 3 приведены микроструктуры зон соединения и соответствующие им прочностные характеристики образцов меди, сваренных взрывом. Выбранные два режима сварки позволяют наиболее четко определить влияние размера зерна  $d$  на механизм деформации при изменении напряжений в зоне соединения. I режим —  $V_{k1} = 1060$  м/с,  $\gamma_1 = 11^\circ$ , II —  $V_{k2} = 1680$  м/с,  $\gamma_2 = 7^\circ$ . При использовании I режима прочное соединение ( $\sigma_B = 230$  МПа) создается в образцах с  $d \approx 300 \dots 1000$  мкм при  $R_1 = 100 \dots 120$  мкм. При использовании II режима  $d \approx 30$  мкм ( $\sigma_B = 250$  МПа),  $R_2 = 50 \dots 60$  мкм. В работе показано, что образование прочной связи при сварке взрывом происходит при формировании ПЛПД в области контакта свариваемых пластин. Сочетание параметров  $\gamma_1 = 11^\circ$ ,  $V_{k1} = 1060$  м/с обеспечивает условия образования прочного соединения в крупнозернистых образцах, в зоне контакта создается ПЛПД. В мелкозернистом образце при этих параметрах соударения в зоне интенсивного пластического течения наблюдается однородно текстурированная микроструктура, образование ПЛПД не происходит (рис. 3, б). Развитие деформации в мелкозернистом материале для образования ПЛПД требует больших напряжений, чем в крупнозернистых.

Изменение параметров соударения при переходе ко II режиму привело к сужению зоны интенсивного пластического течения  $R_2$  примерно в 2 раза и соответственно к возрастанию напряжения в зоне соединения. Об энергетических изменениях при сужении  $R$  можно судить по соотношению  $V_{k2}^2/V_{k1}^2$ , которое составляет примерно

2,5. При этом скорость деформации  $\dot{\epsilon}$  увеличивается в 3 раза (от  $10,6 \cdot 10^6$  до  $33,6 \cdot 10^6$  с<sup>-1</sup>). На рис. 3, з представлена микроструктура мелкозернистого образца, сваренного согласно II режиму.

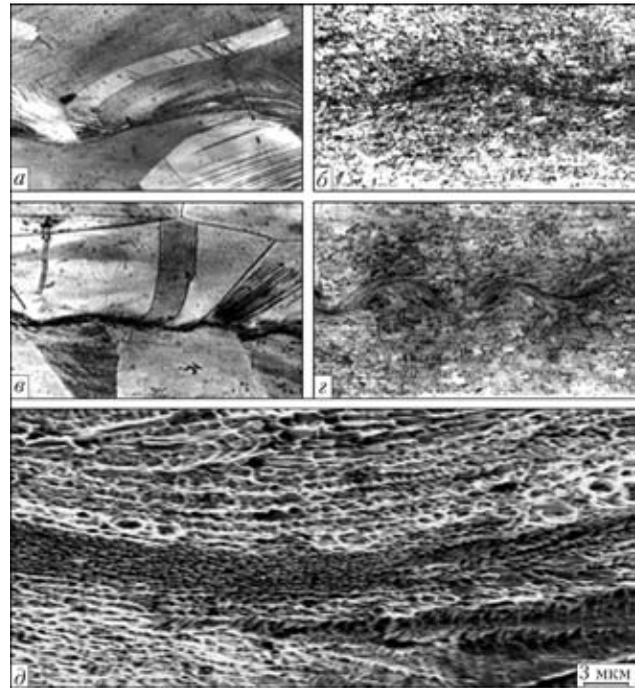


Рис. 3. Микроструктуры ( $\times 70$ ) образцов, выполненных сваркой взрывом, в области нижней границы  $V_{0\min}$ : а, б — I ( $a - \sigma_B = 230$  МПа;  $d = 300$  мкм; б —  $\sigma_B = 50$  МПа;  $d = 30$  мкм); в, з — II режим (в —  $\sigma_B = 90$  МПа;  $d = 300$  мкм; з —  $\sigma_B = 250$  МПа;  $d = 30$  мкм); д — ПЛПД в зоне образования связи

В узкой зоне соединения видно интенсивное пластическое течение с образованием ПЛПД, где реализуется прочная связь. Микроструктура ПЛПД, наблюдаемая с помощью сканирующего электронного микроскопа, отличается высокой однородностью (рис. 3, д). Это указывает на то, что во II режиме полностью реализованы условия деформирования, характерные для наноматериалов. Высокие напряжения и соответственно высокие скорости деформации определили потерю ротационной устойчивости, обусловленную резким снижением сопротивления поворотам фрагментов размером 30 мкм друг относительно друга. Скорость деформации в используемых режимах превосходит  $10^7$  с<sup>-1</sup>. Очевидно, что при скорости деформации  $\dot{\epsilon} \approx 10^7$  с<sup>-1</sup> проявление нанокристаллических свойств обнаруживается у материала с размером зерна 30 мкм.

При этом в условиях II режима в крупнозернистом материале, где процесс деформирования осуществляется дислокационным (сдвиговым) механизмом, происходит образование расплавов на контактной границе и снижение прочности соединения.

В заключение следует отметить, что условием получения прочного соединения в области нижней границы сварки взрывом является создание зоны интенсивной пластической деформации с полосой локализации вдоль границы соединения.

Механизмы деформации, характер эволюции микроструктуры при больших высокоскоростных



деформациях и определяемые ими критические деформации  $\varepsilon_{кр}$  зарождения ПЛПД существенно зависят от размера исходного зерна. Установленная зависимость для  $\varepsilon_{кр}$  зарождения ПЛПД в крупнозернистом материале от фактора Шмида в конкретных зернах показывает определяющую роль дислокационного механизма деформирования. Зарождение ПЛПД в крупнозернистом материале связано с потерей сдвиговой устойчивости материала с увеличением деформации.

Существует некоторый критический размер зерна  $d_{кр}$ , начиная с которого основным механизмом высокоскоростного деформирования становится проскальзывание по границам зерен, как и в нанокристаллических материалах.

Показана идентичность типов деформаций при коллапсе ТСЦ и в зоне интенсивной пластической деформации при сварке взрывом. Это расширило диапазон исследуемых скоростей деформирования  $\dot{\varepsilon}$  и позволило показать, что величина  $d_{кр}$  зависит от  $\dot{\varepsilon}$ . Установлено, что образование ПЛПД при взрывном коллапсе ТСЦ в мелкозернистом материале происходит в результате потери ротационной устойчивости при  $\dot{\varepsilon} \approx 10^4 \dots 10^5 \text{ с}^{-1}$  в местах, где размер фрагментов  $d = 3 \dots 5 \text{ мкм}$ . При сварке взрывом материала с размером зерна  $d \leq 50 \text{ мкм}$  образование ПЛПД в результате потери ротационной устойчивости происходит при  $\dot{\varepsilon} = 33 \cdot 10^6 \text{ с}^{-1}$  ( $\dot{\varepsilon} > 10^7 \text{ с}^{-1}$ ).

Закономерности появления неустойчивости пластического течения в виде ПЛПД для ТСЦ в определенной степени позволяют управлять выбором параметров при сварке взрывом.

Очевидно, что пороговое значение размера зерен перехода материала в нанокристаллическое состояние при сварке взрывом зависит от ско-

рости точки контакта, которая определяет скорость деформации в зоне соударения ( $\dot{\varepsilon} = v_k/R$ ).

Такие взаимосвязанные параметры, как скорость точки контакта  $v_k$  и угол соударения  $\gamma$  при сварке взрывом разнотельных материалов, определяются изменением механизма деформации образования ПЛПД.

1. *Седых В. С.* Классификация, оценка и связь основных параметров сварки взрывом // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: Межвуз. сб. науч. тр. — Волгоград: ВолгПИ, 1985. — С. 31–30.
2. *Лысак В. И., Кузьмин С. В.* Сварка взрывом. — М.: Машиностроение, 2005. — 544 с.
3. *Oberg A., Martensson N., Shweitz J. A.* Fundamental aspects of formation and stability of explosive welds // Metallurgical Trans. A. — 1985. — **16**. — P. 841–851.
4. *Дерибас А. А., Захаренко И. Д.* О поверхностных эффектах при косых соударениях металлических пластин // Физ. горения и взрыва. — 1973. — **10**, № 3. — С. 409–423.
5. *Захаренко И. Д.* О необходимых условиях сварки взрывом // Там же. — 1979. — **8**, № 3. — С. 422–428.
6. *Бондарь М. П., Оголихин В. М.* О пластической деформации в зоне соединения при сварке взрывом // Там же. — 1985. — **21**, № 2. — С. 147–151.
7. *Бондарь М. П.* Тип локализации пластической деформации на контактах, определяющий образование связи // Там же. — 1995. — **31**, № 5. — С. 122–128.
8. *Бондарь М. П., Нестеренко В. Ф.* Деформация на контактах и критерий образования соединений при импульсных воздействиях // Там же. — 1991. — **27**, № 3. — С. 103–117.
9. *Нестеренко В. Ф., Бондарь М. П.* Локализация деформации при схлопывании толстостенного цилиндра // Там же. — 1994. — **30**, № 4. — С. 99–111.
10. *Бондарь М. П., Мерзиевский Л. А.* Эволюция микроструктуры металла и условия локализации деформаций при высокоскоростном нагружении // Там же. — 2006. — **42**, № 3. — С. 121–131.
11. *Особенности микроструктуры и механизмы формирования субмикроструктурной меди, полученной методами интенсивной пластической деформации / А. Н. Тюменцев, И. А. Дитенберг, Ю. П. Пинжин и др.* // Физ. металлов и металловедение. — 2003. — **96**, № 4. — С. 33–43.
12. *Gleiter H.* Materials with ultrafine grain size // Proc. second Riso intern. symp. on metallurgy and materials sci. / Eds N. Hansen, T. Leffers, H. Lilholt. — Roskilde, Denmark, 1981. — P. 15–21.

The necessary condition for providing a strong joint between the bodies in a region of the lower limit of explosion welding is formation of a zone of intensive plastic deformation with a localisation band along the joint interface. The mechanisms of formation of the plastic deformation localisation bands (PDLB) under high-velocity loading depend upon the grain size of initial materials. It is shown that initiation of PDLB in a coarse-grained material occurs at  $\varepsilon = 0,2 \dots 0,3$  and is related to a loss of shear stability. There is certain critical grain size  $d_{cr}$ , starting from which the prevailing deformation mechanism is slipping along the grain boundaries, like in a nanocrystalline material. Being a result of rotation instability, in a fine-grained material PDLBs are formed at high velocities and deformations equal to  $\dot{\varepsilon} > 10^4 \text{ s}^{-1}$  and  $\varepsilon \geq 2$ .

Поступила в редакцию 15.06.2009



## КАНАЛЬНЫЙ ЭФФЕКТ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

Л. Д. ДОБРУШИН, д-р техн. наук, Ю. И. ФАДЕЕНКО, канд. физ.-мат. наук,  
С. Ю. ИЛЛАРИОНОВ, П. С. ШЛЕНСКИЙ, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

При сварке взрывом длинномерных изделий проявляется существенное влияние «канальных процессов», распространяющихся со сверхдетонационной скоростью в сварочном зазоре (кумулятивных струй, ударных волн в газе, изгибных колебаний пластин и пр.). Представлены известные данные и результаты собственных экспериментов, позволившие выяснить механизм предсварочной эрозии соединяемых поверхностей длинномерных стальных деталей. Основное в этом механизме — разогрев и унос материала поверхностного слоя при рикошетирующих соударениях с частицами кумулятивной струи.

*Ключевые слова:* сварка взрывом, канальный эффект, эрозия соединяемой поверхности

В практике применения сварки взрывом при производстве длинномерных биметаллических изделий (биметаллических листов, труб с защитными покрытиями каналов) существует такая проблема, как снижение качества сварного соединения по мере удаления от точки инициирования детонации сварки [1]. На расстояниях около 1 м и более от точки инициирования детонации происходит снижение механических свойств сварного соединения и даже разрушение плакирующего слоя. При этом имеет место увеличение размера вихревых зон («карманов») вплоть до образования сплошной прослойки оплавленного металла, что обусловлено комплексным воздействием нескольких факторов, основным из которых является так называемый канальный эффект.

Сварка крупногабаритных листов выполняется по параллельной схеме: соединяемые пластины (или цилиндрические оболочки) устанавливаются с небольшим зазором постоянной ширины по всей свариваемой поверхности. Канальный эффект — это возникновение в зазоре движущегося со сверхдетонационной скоростью потока кумулятивных выбросов металла и заполняющего зазор газа. В отличие от своего аналога, давно и детально изученного детонационного канального эффекта [2], сварочный канальный эффект изучен мало.

Расчет параметров ударной волны, возбуждаемой в газе захлопыванием сварочного зазора, сам по себе не является проблемой. Применение численного моделирования позволяет описать этот процесс и в том случае, когда необходимо учитывать смещение пластин впереди детонационного фронта, обнаруженное в работе [3] и способное существенно изменить ге-

ометрию зазора. Имеется также общее представление о скорости [4], массе и энергии [5] потока кумулятивных частиц в зазоре. Однако совместное рассмотрение ударной волны в газе и потока кумулятивных частиц представляет непреодолимые трудности. Они усугубляются в случае длинномерных изделий, поскольку по мере удаления процесса сварки взрывом от точки инициирования масса потока металлических частиц постепенно увеличивается за счет эрозии их поверхности частицами первичного потока. В связи с этим влияние канального эффекта приходится оценивать с помощью прямых экспериментов.

Для оценки уноса массы потока металлических частиц с соединяемых поверхностей и их состояния перед соединением был поставлен специальный эксперимент [6]. В эксперименте использовали сборку (рисунок) из стального стержня диаметром 25 мм и соосной ему стальной трубы с толщиной стенки 3,5 мм (материал — сталь 20). Ширина сварочного зазора составляла 1,5 мм. Полная длина сборки — 750 мм; при этом первые 600 мм приходились на рабочий участок, свариваемый внешним зарядом взрывчатого вещества (ВВ). Образующийся при сварке кумулятивный поток проходил в зазор конечного отрезка сборки

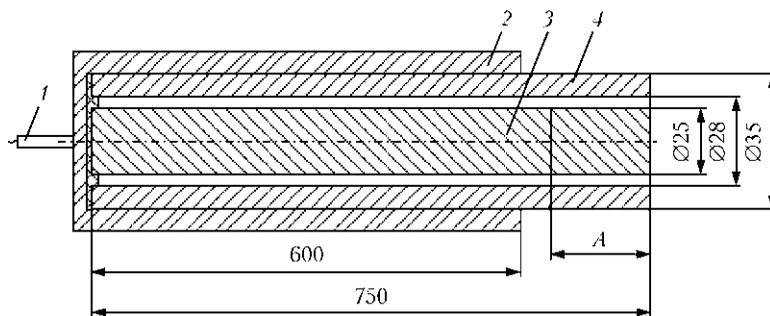


Схема эксперимента по исследованию канального эффекта: 1 — детонатор; 2 — заряд ВВ (аммонит 6ЖВ + аммиачная селитра); 3 — стальной цилиндр; 4 — плакирующая стальная оболочка; А — измерительный участок (отношение длины зазора к высоте составляет 400)



длиной 150 мм, не содержащего ВВ и выполняющего роль исследуемого образца.

Для оценки состояния соединяемых поверхностей зазора непосредственно перед прохождением фронта детонационной волны измеряли толщину унесенного с поверхности слоя металла и оценивали изменение высоты неровностей шероховатой поверхности. Толщина слоя металла, унесенного с поверхности стержня, составила 30 мкм, а высота неровностей рельефа увеличилась от 3 до 6...12 мкм, что намного меньше высоты сварочной волны.

Полученные результаты дают возможность сопоставить вклады первичных и вторичных частиц в общий поток кумулятивных выбросов. Воспользовавшись формулой из работы [7]  $d_{к.с}/d_{об} = \text{tg}^2(\alpha/2)$  (здесь  $d_{к.с}$  — полутолщина кумулятивной струи;  $d_{об}$  — толщина метаемой оболочки;  $\alpha$  — динамический угол соударения), находим, что при идеальной кумуляции толщина струи должна составлять 40...50 мкм. Однако, по данным [5], при малой скорости точки контакта (в нашем случае 2300 м/с) значение  $d_{к.с}$  может быть в 3...5 раз меньше идеального. Таким образом, толщина слоя металла, уносимого в кумулятивную струю с каждой из соединяемых поверхностей, могла составлять 4...8 мкм, что в 4...7 раз меньше уноса, наблюдаемого на измерительном участке. Увеличение полной массы кумулятивной струи в 5...8 раз по сравнению с первичным потоком приводит к значительному снижению ее скорости, которая становится меньше скорости линии контакта и детонации. В результате точка контакта обгоняет замедлившийся канальный поток и захватывает его в карманы. Даже если предположить, что канальный поток имеет радиальную структуру (высокоскоростной первичный поток в приосевой зоне и медленный вторичный поток в приповерхностном слое), основная часть содержимого зазора должна подвергаться захвату.

В случае детонационного канального эффекта накопление массы в преддетонационной зоне приводит к периодичности процесса детонации или его обрыву. По-видимому, то же самое происходит и при сварке взрывом.

Вопрос о конкретном механизме эрозии поверхностей требует отдельного обсуждения. Согласно работе [4] скорость первичного потока кумулятивных частиц в наших условиях можно оценить как 3,0...3,5 км/с. Из исследований высокоскоростных соударений известно, что в этом диапазоне скорости косые соударения частиц с поверхностью твердых тел сопровождаются значительными деформациями (появлением вмятин) и преобразованием кинетической энергии частиц в тепловую энергию соударяющихся тел. Однако выбросы массы потока металлических частиц в поток вторичных частиц при этой скорости со-

ударения несущественные. Поэтому наблюдаемую эрозию соединяемых поверхностей можно объяснить только нагревом их до температуры, при которой прочность поверхностного слоя незначительна. Согласно [8] при быстром деформировании низкоуглеродистых сталей снижение значения предела текучести на порядок наблюдается при температуре 800 °С и более. При типичном режиме сварки взрывом кинетическая энергия первичного кумулятивного потока приблизительно равна энергии, необходимой для нагрева эродированного слоя до 800 °С или даже выше. Энергия, сообщаемая воздушной ударной волне в сварочном зазоре, в 10 раз меньше этого значения. Таким образом, основной причиной эрозии является нагрев и унос материала приповерхностного слоя металла в результате соударений с частицами кумулятивного потока. Поскольку преобразование кинетической энергии кумулятивных частиц в тепловую энергию поверхностных слоев металла осуществляется в последовательности рикошетирующих соударений, для развития процесса эрозии требуется значительное время. В связи с этим значительная эрозия имеет место только при сварке длинномерных изделий.

Масса первичных частиц превышает массу воздуха в зазоре в десятки раз, а полная масса потока металлических частиц на измерительном участке — в сотни раз. Размножение вторичных частиц увеличивает площадь контакта их поверхности с газом, но снижает среднюю контактную температуру, что, по-видимому, замедляет протекание реакций металл-газ, которые завершаются уже в карманах при гребнях и впадинах сварочной волны.

Содержимое карманов — это обычно застывшие расплавы, образовавшиеся при интенсивном пластическом деформировании. Однако последнее само по себе способно обеспечивать разогрев металла лишь до предплавильной температуры, при которой сопротивление деформированию пренебрежимо малое. Дальнейший разогрев с достижением температуры плавления и сообщением металлу скрытой теплоты плавления возможен, но должен обеспечиваться другими механизмами. Таковым может являться динамическое опрессовывание пористого содержимого карманов в зоне формирования соединения. В этом процессе веществу может быть дополнительно сообщена объемная плотность энергии  $pt$  (здесь  $p$  — среднее давление за время обжатия;  $t$  — начальная пористость). Вопрос о механизмах формирования карманов и состоянии их содержимого изучен недостаточно. Измерения объема карманов, исследования состава и структуры их содержимого являются источниками информации о канальных процессах и их влиянии на качество получаемых соединений.



Таким образом, представления об очистке соединяемых поверхностей и уносе материала только в окрестностях точки контакта можно считать применимыми к угловой схеме сварки взрывом и начальному ее этапу по параллельной схеме. После завершения начального этапа в зазоре накапливается достаточно плотный поток металлических частиц, который и осуществляет очистку поверхности и унос поверхностного слоя далеко впереди линии контакта.

1. Кудинов В. М., Коротеев А. Я. Сварка взрывом в металлургии. — М.: Машиностроение, 1978. — 168 с.
2. Дубнов А. В., Хотина Л. Д. О механизме канального эффекта при детонации конденсированного ВВ // Физ. горения и взрыва. — 1966. — № 4. — С. 97–104.

3. Оценка вертикального перемещения метаемых металлических пластин перед точкой контакта при сварке взрывом / Т. Ш. Сильченко, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак и др. // Автомат. сварка. — 2008. — № 4. — С. 26–29.
4. Дерибас А. А., Захаренко И. Д. О поверхностных эффектах при косых соударениях металлических пластин // Физ. горения и взрыва. — 1974. — 10, № 3. — С. 409–423.
5. Лысак В. И., Кузьмин С. В. Сварка взрывом. — М.: Машиностроение, 2005. — 544 с.
6. Channel effect in parallel-scheme explosive welding of long-length parts / Yu. I. Fadeenko, S. Yu. Illarionov, L. D. Dobrushin, P. S. Shlensky // Shock-assisted synthesis and modification of materials / Ed. A. A. Deribas, Yu. B. Scheck. — Moscow: TORUS PRESS Ltd., 2006. — P. 45.
7. Тришин Ю. А. Физика кумулятивных процессов. — Новосибирск: Изд. Ин-та гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, 2005. — 324 с.
8. Гуляев А. П. Металловедение. — М.: Металлургия, 1978. — 647 с.

A significant influence of Uchannel processes  $\Phi$ , propagating at a superdetonation velocity in the welding gap (cumulative jets, shock waves in gas, bending vibrations of plates, etc.), is manifested in explosion welding of extended items. The paper presents known data and results of the authors' experiments, which allowed clarifying the mechanism of pre-welding erosion of the surfaces of extended steel parts being joined. The main element of this mechanism is heating and loss of the surface layer material at ricocheting collisions with the cumulative jet particles.

Поступила в редакцию 07.09.2009

## **МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ FLAMN-10 «ПРИМЕНЕНИЕ ЛАЗЕРОВ В МИКРО- И НАНОТЕХНОЛОГИЯХ»**

Санкт-Петербург, Пушкин, 5–8 июля 2010 г.

### **Тематика конференции:**

- компьютерное моделирование лазерных технологий;
- фотофизика и наноразмерные системы;
- лазерная очистка в области сохранения культурного наследства;
- промышленное применение волоконных лазеров.

Более 30 приглашенных докладов.  
Более 250 презентаций.

**Конференция FLAMN-10 будет проведена сразу после  
конференции «Лазерная оптика 2010», Санкт-Петербург, 28.06–02.07.2010**

### **Контакты:**

тел./факс: +7(812) 233 34 06  
E-mail: flamn10@gmail.com  
www.lastech.ifmo.ru/FLAMN10



## ОСОБЕННОСТИ СВАРКИ ВЗРЫВОМ СТАЛИ С ТИТАНОМ В ЗАЩИТНОЙ АТМОСФЕРЕ

**О. Л. ПЕРВУХИНА**, канд. техн. наук, **Л. Б. ПЕРВУХИН**, д-р техн. наук  
(Ин-т структур. макрокинетики и пробл. материаловедения РАН, г. Черноголовка, РФ),

**А. А. БЕРДЫЧЕНКО**, канд. техн. наук (Алтайский гос. техн. ун-т, г. Барнаул, РФ),  
**Л. Д. ДОБРУШИН**, **В. Г. ПЕТУШКОВ**, доктора техн. наук, **Ю. И. ФАДЕЕНКО**, канд. физ.-мат. наук  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

С помощью исследований установлено, что для получения сваркой взрывом качественного соединения стали с титаном на крупногабаритных заготовках необходимо вести этот процесс в среде защитного газа. Использование метода ловушек позволило установить, что при сварке взрывом на воздухе из-за горения частиц и поверхности титана в ударно-сжатом газе в сварочном зазоре впереди точки контакта происходит преимущественный нагрев поверхности титана вследствие его низкой теплопроводности. Это приводит к неодинаковому изменению твердости свариваемых материалов впереди точки контакта и смене механизма высокоскоростного соударения из состояния твердый–твердый в мягкий–твердый. Введение в сварочный зазор инертного газа исключает горение титана и обеспечивает качественную сварку на неограниченных поверхностях. Приведены свойства изготавливаемого биметалла сталь–титан в среде аргона.

*Ключевые слова:* сварка взрывом, сталь, титан, инертный газ, интерметаллиды, сварочный зазор, точка контакта, горение частиц

При применении сварки взрывом для производства крупногабаритных листов биметалла с плакирующим слоем из титана имеет место снижение качества сварного соединения по мере удаления от начала процесса сварки — точки инициирования заряда [1]. На расстоянии более 1 м от этой точки отмечается снижение механических свойств сварного соединения и даже разрушение плакирующего слоя. Эти изменения сопровождаются увеличением размера вихревых зон вплоть до образования сплошной прослойки оплавленного металла. Как следует из работы [2], одной из причин выявленной нестабильности является образование интерметаллида Fe–Ti на контактной поверхности. Улучшение качества обработки свариваемых поверхностей и изменение режима сварки несколько улучшали положение, но полностью устранить масштабный эффект не удалось.

В работе [3] на основании экспериментальных данных, полученных при сварке взрывом пластин титана с титаном, показана теоретическая возможность воспламенения и горения мелкодисперсных частиц титана за счет взаимодействия с кислородом и азотом воздуха. В этой зоне создаются высокие температуры, давление и происходят сложные физико-химические процессы, непосредственное наблюдение за которыми затруднено из-за наличия воздушной ударной волны и продуктов детонации. В этом случае основная роль при исследовании процессов, происходящих в свароч-

ном зазоре, отводится косвенным методам, т. е. изучению конечных продуктов реакции.

Для исследования процессов, происходящих впереди точки контакта, в работе [4] применен метод ловушек, позволяющий зафиксировать на поверхности ловушки продукты, которые выносятся ударно-сжатым газом из сварочного зазора.

В настоящих исследованиях использован модернизированный вариант ловушек (рис. 1), который позволил устанавливать их при сварке взрывом крупногабаритных листов, не нарушая технологию производства биметалла, и изменять атмосферу в сварочном зазоре. Листы 1 (плакирующий слой — титан, основной слой — сталь) располагали с зазором  $h$  на опоре из песка. По длинным сторонам свариваемых пластин зазор герметизировали приваркой пластин 6; с торца, противоположного точке инициирования заряда, устанавливали ловушку 5, состоящую из сваренных под углом пластин. На верхней пластине располагали заряд взрывчатого вещества (ВВ) 3 заданным слоем и детонатор 2. Ловушка от прямого действия продуктов детонации была защищена слоем песка 4. При необходимости сварочный за-

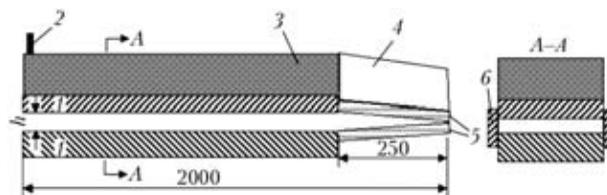


Рис. 1. Схема сварки взрывом с ловушкой: 1 — свариваемые листы из стали и титана; 2 — детонатор; 3 — заряд ВВ; 4 — песок; 5 — ловушка; 6 — боковые пластины

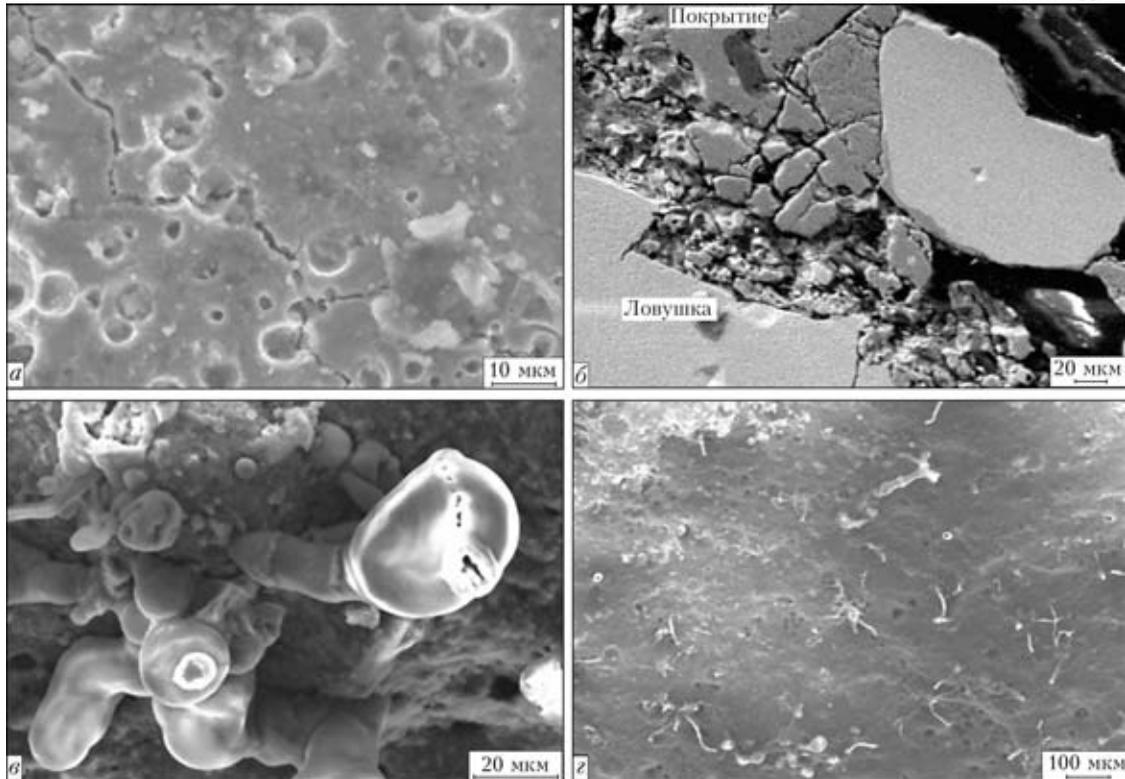


Рис. 2. Характерная поверхность ловушки (а, в), то же с отдельными включениями в виде струй и глобул (б) и микроструктура поперечного сечения границы раздела (г) в образцах сталь–титан, полученных сваркой взрывом в атмосфере воздуха

зор заполняли аргоном. Наличие пластин б исключает разгрузку в боковые стороны пластины и вылет продуктов реакции из сварочного зазора. Длинная ловушка позволяет не только ловить вылетающие из зазора частицы, но и проследить динамику их осаждения на поверхность ловушки.

При соударении пластин в режиме сварки взрывом в сварочном зазоре впереди точки контакта образуется ударно-сжатый газ, насыщенный мелкодисперсными частицами, которые удаляются с поверхности соударяющихся материалов.

На пластинах ловушки после взрыва замеряли толщину напыленного слоя, фиксировали его конфигурацию, затем вырезали образцы, на которых с помощью оптической и электронной микроскопии, микрорентгеноспектрального анализа и измерений микротвердости определяли состав и структуру продуктов на поверхности ловушек, а также структуру соединения листов.

Метод ловушек позволил исследовать состав напыленного слоя на поверхности пластин ловушек, определяемый процессом лавинообразного горения дисперсных частиц титана в сварочном зазоре, который приводит к нарушению термодинамического равновесия и процесса образования соединения. Введение инертного газа в сварочный зазор исключает процесс горения частиц титана, что обеспечивает стабильные условия сварки по всей поверхности соединяемых пластин.

При сварке взрывом на воздухе на поверхности обеих пластин ловушки выявили наличие сплошного матового пористого покрытия с сеткой мик-

ротрещин (рис. 2, а, г) шириной 40...50 мкм, переходящего в отдельные струи. Толщина этого покрытия неравномерна и составляет 20...50 мкм. Граница раздела между покрытием и материалом ловушки четкая, структура ее пористая (рис. 2, б). Материал покрытия имеет микротвердость 5000...7000 МПа (микротвердость титана — *HV* 1800 МПа, стали — *HV* 1200 МПа).

Химический и микрорентгеноспектральный анализы состава покрытия показали, что оно состоит из различных оксидов титана  $TiO$ ,  $Ti_2O_3$ ,  $Ti_2O$  (рис. 3, а). На поверхности покрытия наблюдаются отдельные включения в виде застывших струй из карбооксидов железа и глобул, состоящих из оксидов титана (рис. 2, а, в). Наличие фаз чистого железа и титана, их твердых растворов и соединений в структуре покрытия не выявлено.

Исследование механических свойств полученного сварного соединения показало, что с удалением от точки инициирования заряда ВВ прочность биметалла на отрыв падает с 300 до 1 МПа, возрастают амплитуда волн и количество оплавленных участков в зоне соединения. Кроме того, имеются хаотично расположенные участки-непровары, имеющие вид вздутий, а также повреждения плакирующего слоя в виде разрывов и свищей. В микроструктуре сварного шва образуются прослойки интерметаллида.

При сварке взрывом листов сталь–титан в среде аргона при визуальном осмотре поверхности ловушек изменений не выявили. При металлург-

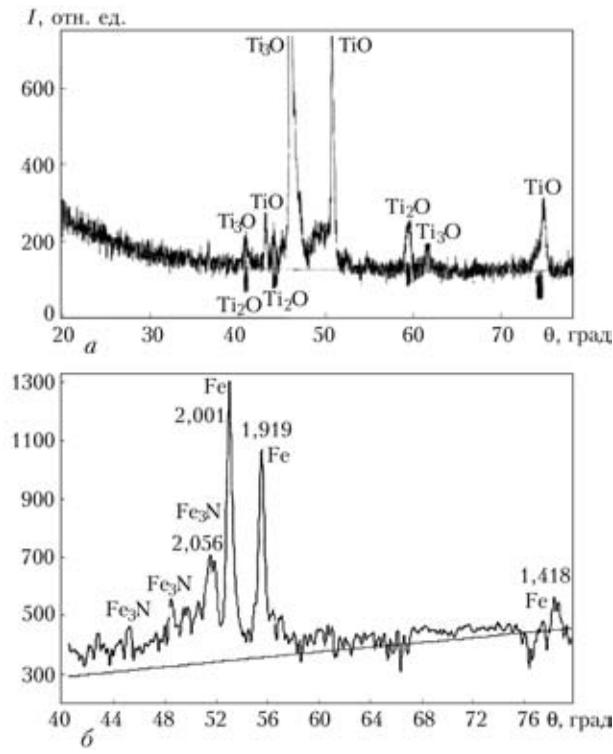


Рис. 3. Рентгенограмма поверхности ловушки после сварки титана со сталью в атмосфере воздуха (а) и в среде аргона (б)

рафическом исследовании обнаружены только следы исходной механической обработки (рис. 4, а). Химический анализ также не выявил наличие поверхностного слоя с составом, отличающимся от состава металла ловушки. Микрорентгеноспектральным анализом на поверхности ловушек зафиксированы железо и его соединения с азотом  $Fe_3N$  (рис. 3, б). Прочность соединения на срез составляет 190...250 МПа, на отрыв 250...350 МПа. В структуре соединения на начальных и конечных участках листа не выявлено интерметаллидных фаз, включений оксидов и нитридов титана (рис. 4, б).

В настоящее время накоплен большой экспериментальный и теоретический материал по вопросу формирования соединения при сварке взры-

вом и образования характерного волнообразного соединения. В зоне соударения при сварке взрывом развивается высокое давление, происходит интенсивная пластическая деформация, которая сопровождается значительным повышением температуры металлов в зоне соударения.

С целью анализа полученных экспериментальных данных рассмотрим процессы, которые происходят при сварке взрывом. Схватывание металлов рассматривается как частный случай топомехимических реакций при сварке давлением, для которых характерна трехстадийность процесса формирования прочных связей между атомами соединяемых металлов: образование физического контакта; активация контактных поверхностей; объемное развитие взаимодействия. В образовании соединения при сварке взрывом можно выделить три характерные зоны (рис. 5): *I* — зона точки контакта; *II* — расположенная впереди точки контакта; *III* — зона формирования соединения за точкой контакта.

Наиболее важной с точки зрения получения прочного соединения является *II* зона. Источниками тепла здесь являются сжатие газов в зазоре при метании плакирующего листа  $q_1$ , аэродинамическое торможение частиц в ударно-сжатом газе  $q_2$ , а также горение дисперсных частиц и поверхностных слоев титана в ударно-сжатом газе  $q_3$ . Оценка этих величин дана в работе [3]. Изменение прочности соединения по длине соединяемых листов указывает, что на некотором расстоянии от начала процесса сварки большинства пар металлов наступает термодинамическое равновесие, т. е. выделившееся тепло отводится из зоны соединения даже при сварке на очень жестких режимах. Одна часть тепла  $q_4$  уносится из зоны соединения ударно-сжатым газом, насыщенным дисперсными частицами металла, а другая часть тепла  $q_5$  переходит в соединение в виде литых включений или вихревых зон. Оценить  $q_4$  и  $q_5$  в первом приближении возможно по данным работы [5] для заданного режима сварки. Тепло от ударно-сжатого газа  $q_6$ , расходуемое на нагрев по-

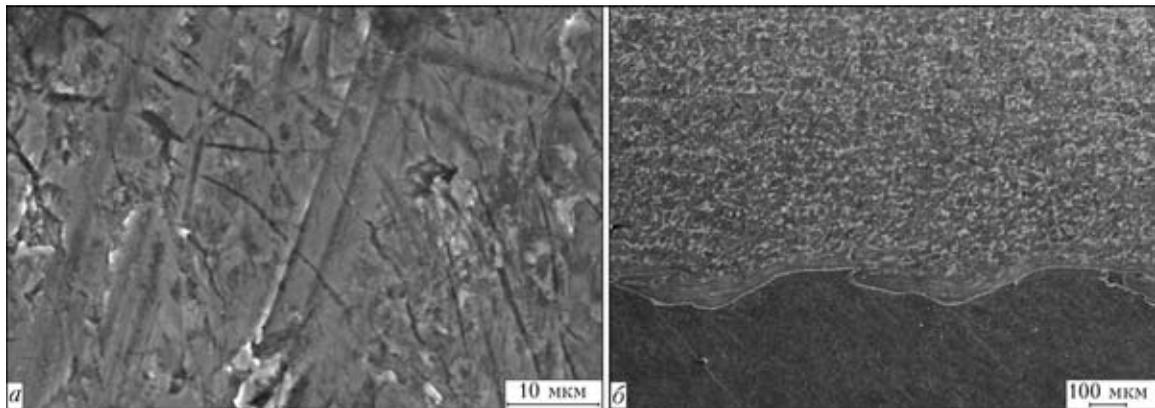


Рис. 4. Микроструктура поверхности ловушки (а) и соединения стали с титаном (б) (сварка в среде аргона)



верхностей впереди точки контакта, уходит в свариваемые материалы.

Таким образом, для обеспечения процесса сварки необходимо наличие термодинамического равновесия впереди точки контакта, т. е. во II зоне:

$$q_1 + q_2 + q_3 - q_4 - q_5 - q_6 = 0.$$

При сварке титана это равновесие нарушается из-за резкого возрастания значения  $q_3$  за счет горения частиц и поверхности титана в ударно-сжатом газе. Увеличение жесткости режима увеличивает поток тепла со знаком +, но одновременно, согласно [5], возрастает  $q_4$ , т. е. отвод тепла за счет увеличения количества литых включений в соединении, что и обеспечивает стабильность процесса на больших площадях свариваемых пластин.

Рассмотрение тепловых процессов впереди точки контакта показывает, что при установившемся режиме сварки взрывом в контакт (I зона) вступают поверхности, нагретые до определенной температуры (около 500...700 °С для стали [6]). Этот факт необходимо учитывать при сварке различных пар металлов. Следует отметить, что уровень деформации в зоне соединения, который оценивается по структуре его металла, по-видимому, не влияет на процесс схватывания, а влияет на формирование соединения.

Сравнивая полученные результаты с результатами, полученными при сварке титана с титаном [7], можно ожидать снижения отрицательного влияния горения мелкодисперсных частиц в сварочном зазоре впереди точки контакта, поскольку замена одной из свариваемых титановых пластин стальной должна привести к уменьшению в 2 раза содержания титана в ударно-сжатом газе. Однако характер покрытия, химический состав и количественные характеристики покрытия ловушек оказались идентичными покрытию, полученному при сварке титана с титаном [7]. Объясняется это тем, что поверхностный слой титана, участвующий в образовании соединения, характеризуется значительно меньшей теплопроводностью по сравнению со сталью и прогревается до значительно большей температуры, чем сталь. Оценка по методике [6] прогрева металла за фронтом ударно-сжатого газа, в котором происходит горение мелкодисперсных частиц титана, показала, что слой стали толщиной 10 мкм на расстоянии 1 м от начала процесса сварки при скорости точки контакта 2500 м/с может прогреться примерно до температуры 500 °С, титана — до 900 °С. С учетом тепла от горения мелкодисперсных частиц титана в сварочном зазоре температура поверхности титана может достигать температуры плавления титана, что приводит к снижению твердости и прочности титана, а также его плавлению. По-

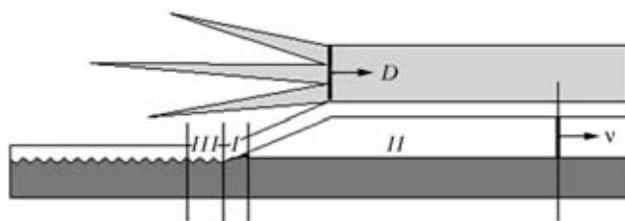


Рис. 5. Схема образования соединения при сварке взрывом: I–III — см. в тексте; D — скорость детонации ВВ; v — скорость ударной волны

вышение содержания титана в области ударно-сжатого газа приводит к его лавинообразному горению. В связи с этим на поверхности ловушки при сварке взрывом в атмосфере воздуха формируется сплошное покрытие из оксида титана (см. рис. 2, а, б), имеют место лишь отдельные включения соединений железа (см. рис. 2, в, г). Интерметаллиды и дисперсная смесь титана с железом на поверхности ловушки отсутствуют.

Таким образом, при сварке взрывом титана со сталью с удалением от начала процесса сварки происходит изменение механизма сварки (условий в области образования сварного соединения). Если на начальных участках процесс можно охарактеризовать как сварку взрывом двух «твердых» металлов, то по мере продвижения процесса вследствие горения частиц титана, попавших в область ударно-сжатого газа, в результате кумулятивного эффекта происходит увеличение температуры ударно-сжатого газа и температуры нагрева свариваемых поверхностей впереди точки контакта вплоть до оплавления. Более интенсивный нагрев титана приводит к значительному снижению его твердости, и дальнейший процесс сварки взрывом можно рассматривать уже как соединение мягкого и твердого металла [8]. При этом образуется жидкая фаза титана, что еще больше увеличивает концентрацию мелкодисперсных частиц титана в области ударно-сжатого газа, повышает его температуру и тепловыделение. Такое развитие процесса сварки приводит к еще большему прогреву металла впереди точки контакта, его значительному оплавлению и нарушению условий сварки.

Следует отметить, что нами не установлена роль азота в процессе горения частиц титана и железа в сварочном зазоре — соединения азота не выявлены в ловушках. Однако на поверхности покрытия ловушки и в соединении в литых включениях формируются округлые поры. Это может быть связано с тем, что при высоких температуре и давлении азот растворяется в металле. При спаде давления за точкой контакта и кристаллизации литых включений, когда растворимость азота снижается, происходит его выделение с появлением на поверхности покрытия округлых пор. Замена в сварочном зазоре активного газа инертным исключает прямое горение дисперсных частиц, что



**Механические свойства биметалла сталь–титан**

| Марка биметалла<br>(размеры, мм)     | Прочность соединения, МПа |           | Угол испытания<br>на изгиб/боковой изгиб, град |
|--------------------------------------|---------------------------|-----------|--|
|                                      | на отрыв                  | на срез   |  |
| 09Г2С+ВТ1-0 (35(30+5)×1000×2000)     | 390...490                 | 155...215 | 130...135                                      |
| 12Х18Н10Т+ВТ1-0 (55(50+5)×1100×1750) | 305...335                 | 180...350 | 130...135                                      |
| 20+ВТ1-0 (38(30+8)×2700×2900)        | 250...350                 | 190...250 | Свыше 80                                       |
| 20+ВТ1-0 (48(40+8)×1800×3500)        | 250...350                 | 190...250 | Свыше 80                                       |

снижает их температуру и возможность инициирования горения за счет газов, растворенных в частице. В этом случае процесс сварки взрывом осуществляется в режиме сварки «твердых» металлов, что позволяет избежать дефектов в крупногабаритных листах биметалла титан–сталь.

На основании проведенных исследований разработана технология производства биметалла сталь–титан, разработаны и утверждены в установленном порядке технические условия ТУ 27.81.09.009–2005 «Заготовки двухслойные сталь–титан, полученные сваркой взрывом». Биметалл сталь–титан сертифицирован испытательным центром «ЦНИИТМАШ–Аналитика–Прочность» (сертификат соответствия № 16 от 01.03.2005). Результаты, полученные при производстве биметалла, показали, что используемая технология обеспечивает получение сплошности соединения по нулевому классу, т. е. отсутствуют дефекты сплошности соединения, площадь которых превышает 1 см<sup>2</sup>. Качество биметалла соответствует требованиям международных стандартов и технических условий, в частности, AD Merkblatt W8, Juli 1987, спецификации 1264 (Германия), NC-501 (Франция). Сплошность соединения слоев составляет 100 % по нулевому классу. Прочность соединения, определенная в различных зонах листа,

на срез — не ниже 150 МПа, на отрыв — выше 250 МПа (таблица). Структура зоны соединения волнообразная без хрупких включений.

1. Кудинов В. М., Коротеев А. Я. Сварка взрывом в металлургии. — М.: Металлургия, 1978. — 168 с.
2. Дерибас А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом. — Новосибирск: Наука, 1980. — 222 с.
3. О возможном возгорании выбрасываемых в зазор частиц металла при сварке титана взрывом / А. А. Бердыченко, Л. Б. Первухин, А. А. Штерцер, Б. С. Злобин // Физ. горения и взрыва. — 2003. — 39, № 2. — С. 128–136.
4. Влияние состава атмосферы на образование соединения титана со сталью при сварке взрывом / О. Л. Первухина, А. А. Бердыченко, Л. Б. Первухин, Д. В. Олейников // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: Межвуз. сб. науч. ст. — Волгоград: ВолГТУ, 2006. — С. 59–64.
5. Конон Ю. А., Первухин Л. Б., Чудновский А. Д. Сварка взрывом / Под ред. В. М. Кудинова. — М.: Машиностроение, 1987. — 216 с.
6. Ишуткин С. Н., Кирко В. И., Симонов В. А. Исследование теплового воздействия ударно-сжатого газа на поверхность соударяющихся пластин // Физ. горения и взрыва. — 1980. — 16, № 6. — С. 69–73.
7. Бердыченко А. А., Первухин Л. Б. Закономерности изменения структуры сварного соединения, полученного сваркой взрывом, с увеличением его габаритов на примере титана // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: Межвуз. сб. науч. тр. — Волгоград: ВолГТУ, 2000. — С. 102–114.
8. Добрушин Л. Д. Прецизионная сварка взрывом конструкций // Автомат. сварка. — 2003. — № 4. — С. 31–34.

As proved by investigations, to produce a sound joint between steel and titanium on large-size billets by explosion welding, it is necessary to perform this process in a shielding gas atmosphere. The use of the trap method made it possible to establish that, when performing explosion welding in air, burning of the particles and titanium surface in the shock-compressed welding gap ahead of the contact point causes preferential heating of the titanium surface, which is attributable to low thermal conductivity of titanium. This leads to non-uniform variations in hardness of the materials welded ahead of the contact point, as well as to a change of the high-velocity collision mechanism from the hard-hard state to the soft-hard one. Adding an inert gas into the welding gap prevents burning of titanium and provides quality welding on unlimited surfaces. Results of production of the steel-titanium bimetal in argon atmosphere are presented.

Поступила в редакцию 07.09.2009



# ОСОБЕННОСТИ НЕСТАЦИОНАРНОСТИ ПРОЦЕССА ПЛАКИРОВАНИЯ ВЗРЫВОМ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ЗАГОТОВОК

**Т. Ш. СИЛЬЧЕНКО**, канд. техн. наук, **С. В. КУЗЬМИН**, **В. И. ЛЫСАК**, доктора техн. наук,  
**Ю. Г. ДОЛГИЙ**, инж. (Волгоград. гос. техн. ун-т, РФ)

На основе анализа выделены наиболее вероятные причины неустойчивости свойств зоны соединения плакированных взрывом крупногабаритных заготовок. Представлены результаты экспериментальных исследований изменения температуры свариваемых поверхностей по мере увеличения длины пластин, а также особенностей нарушения геометрии взаимного расположения свариваемых длинномерных листов перед фронтом детонации.

*Ключевые слова:* плакирование взрывом, крупногабаритные заготовки, скорость детонации, температура свариваемых поверхностей, метаемая пластина, вертикальное перемещение, фронт детонации, скорость и угол соударения

Сварка металлов взрывом является управляемым технологическим процессом образования соединения в твердой фазе, поскольку, варьируя определенным образом технологические (проектные) параметры, можно изменять тем самым распределенные (параметры кинематической и энергетической подгрупп), воздействуя на деформационный и температурно-временной циклы сварки, которые определяют свойства свариваемых соединений [1]. Обеспечение в пределах всей площади сварки константности величины зазора  $h$  между свариваемыми пластинами, а также высоты накладного заряда  $H$  теоретически (согласно как одно-, так и двумерной моделям метания [2–4]) должно приводить к постоянству скорости соударения  $V_c$ , скорости точки контакта  $V_k$  и угла соударения  $\gamma$ , а значит гарантировать стационарность процесса и, как следствие, стабильность свойств зоны соединения сваренного взрывом композита, что, однако, не наблюдается на практике плакирования крупногабаритных заготовок [5–14].

Целью настоящей работы является анализ причин и экспериментальное исследование особенностей нестационарности процесса при плакировании взрывом крупногабаритных заготовок.

Анализ литературных источников позволяет выделить, по крайней мере, три наиболее вероятные причины, приводящие к «раскачке» волнового профиля и возрастанию количества оплавленного металла по длине сваренного биметалла [5–12].

Увеличение параметров волн в концевой части свариваемых заготовок в принципе могло бы быть связано с форсированием параметров высокоскоростного соударения пластин, происходящим

вследствие повышения скорости детонации  $D$  взрывчатого вещества (ВВ) по длине заряда. Однако эта гипотеза, высказанная еще в 1974 г. в работе [8], не нашла экспериментального подтверждения.

В частности, в работе [15], где выполнены измерения скорости детонации  $D$  зарядов ВВ длиной 4 м методом Дотриша [2] через каждые 200 мм, показано, что абсолютные отклонения от среднего значения  $D$  не превышают  $\pm 3\%$ , что согласно [2] соответствует точности применяемого метода измерения и, следовательно, свидетельствует о высокой стабильности детонационных свойств длинномерных зарядов ВВ.

Более убедительным выглядит предположение, высказанное рядом исследователей [5–7, 13, 16, 17 и др.], согласно которому изменение свойств соединения по длине свариваемых крупногабаритных заготовок является следствием предварительного подогрева соударяющихся поверхностей за счет воздействия высокотемпературного потока частиц ударно-сжатого газа кумулятивного происхождения, движущегося перед точкой контакта.

Если согласно [5] для упрощения полагать, что сжатие воздуха в зазоре между пластинами производится плоским поршнем, движущимся вдоль фронта детонации со скоростью контакта  $V_k$ , то состояние ударно-сжатого воздуха перед точкой контакта можно записать в виде системы [18]

$$\begin{cases} p_B = \frac{2\rho_0 V_B^2}{k+1}, \\ u_B = \frac{2V_B}{k+1}, \\ T_B = \frac{T_0 p_B (k-1)}{\rho_0 (k+1)}, \end{cases} \quad (1)$$

где  $V_B$  — скорость фронта ударной волны;  $p_B$ ,  $T_B$  — соответственно давление и температура воздуха за фронтом ударной волны;  $k$  — показатель



политропы;  $\rho_0, T_0, p_0$  — соответственно начальные плотность, температура и давление воздуха;  $u_B = V_K$  — массовая скорость за фронтом ударной волны.

Как показывают расчеты по (1), температура ударно-сжатого воздуха при  $V_K = 1800 \dots 4000$  м/с достигает  $2300 \dots 6300$  °С [16] при давлении  $5 \dots 20$  МПа, что согласуется с экспериментальными данными [17].

По мере продвижения вдоль свариваемой заготовки точки контакта из-за отставания последней от фронта ударной волны время воздействия нагретого воздуха на свариваемые поверхности возрастает по зависимости [16]

$$t = L \frac{V_B - V_K}{V_B V_K}, \quad (2)$$

где  $L$  — расстояние датчика от места начала сварки.

Согласно работе [16] на расстоянии  $L = 1 \dots 2$  м это время может превышать 100 мкс, увеличиваясь при снижении  $V_K$ .

Для расчета теплового потока  $q$  из ударно-сжатого воздуха вглубь поверхностей свариваемых пластин в [17] предлагается использовать зависимость

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

где  $T^* = T \left( 1 + \frac{k+1}{2} M^2 \right)$  — температура торможения [17];  $St, M$  — соответственно числа Стентона и Маха;  $T, c_p, \rho$  — соответственно температура, теплоемкость и плотность газа;  $u$  — массовая скорость;  $\chi$  — показатель адиабаты.

Из оценки (в грубом приближении для модели мгновенного плоского источника тепла) процесса нагрева приконтактных объемов свариваемых пластин за время  $t$  (2), сделанной авторами [16], следует, что при  $L = 1$  м толщина прогретого до нескольких сотен градусов металла составляет  $10 \dots 20$  мкм, что, по их мнению, безусловно влияет на общую тепловую ситуацию в околошовной зоне и в итоге на образование соединения.

В работе [7] согласно расчетам мощность теплового потока из газа в металл при  $V_K = 4 \dots 4,5$  км/с

достигает примерно  $10^3 \dots 10^4$  МДж/(м<sup>2</sup>·с), что при времени его действия по формуле (2)  $t \sim 100$  мкс дает прибавку по энерговыделению в зону соединения (в виде тепла) порядка  $0,1 \dots 1$  МДж/м<sup>2</sup>. Подобные энерговыделения становятся соизмеримыми с энергозатратами на пластическую деформацию металла в околошовной зоне, однако локализованы в еще более узкой зоне и способны привести к оплавлению металла приконтактных слоев металла толщиной до 100 мкм.

К настоящему времени известно достаточно много методов измерения температуры в объеме металла при импульсном нагружении [3], наиболее перспективным из которых является метод естественных термопар, образующихся в процессе сварки взрывом при соударении двух разноименных элементов (например, меди и константана). В качестве основных недостатков метода следует выделить наличие бароЭДС, вносящей существенную погрешность в эксперимент. Вместе с тем полагая, что значение бароЭДС конкретной термопары для идентичных экспериментальных сборок является постоянным, исследование изменения тепловой ситуации в зоне соединения по мере удаления от начала свариваемого пакета может быть сведено к качественному сравнению температур в различных сечениях по значению, фиксируемому осциллографом (в момент касания элементов термопары) импульсного сигнала (в виде скачка напряжения), характеризующего практически мгновенный рост температуры.

Для качественной оценки изменения температуры свариваемых поверхностей по мере удаления от точки инициирования заряда ВВ была проведена серия экспериментов, основанная на методе естественной локальной термопары [3, 19, 20]. Суть экспериментов заключалась в следующем (рис. 1). Длинномерная медная пластина 3, метаема зарядом ВВ 2, последовательно соударялась с константановыми стержнями 5 и 6, расположенными в неподвижной стальной пластине 4 на различном удалении от начала сварки. Для исключения электрического контакта константанового стержня со стальной пластиной между ними помещали изолятор 7. Регистрация сигнала термоЭДС осуществлялась с помощью цифровых осциллографов С9-8 и GDS-820С. Скорость точки контакта при проведении экспериментов выдерживалась в диапазоне  $2100 \dots 2200$  м/с.

В результате обнаружено существенное различие амплитуд электрических сигналов, отражающих максимальную мгновенную термоЭДС + бароЭДС в соединении медь–константан на расстоянии 100 и 550 мм от начала сварки. Типичная осциллограмма, зафиксированная в одном

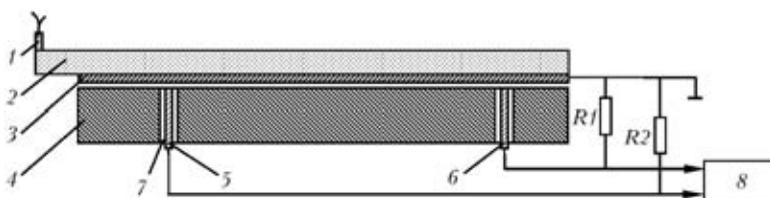


Рис. 1. Схема проведения экспериментов по исследованию изменения температуры поверхностей свариваемых взрывом металлических пластин в начальном и конечном сечениях пакета: 1 — электродетонатор; 2 — заряд ВВ; 3 — метаема медная пластина; 4 — неподвижная пластина; 5, 6 — константановые стержни; 7 — изолятор; 8 — цифровой запоминающий осциллограф

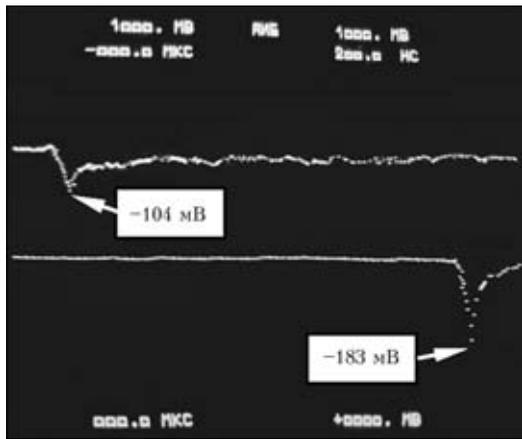


Рис. 2. Осциллограмма температурного режима, зафиксированная в одном из экспериментов: верхняя кривая — датчик, находящийся в начальном сечении свариваемых пластин (100 мм от начала сварки); нижняя кривая — датчик, находящийся в конечном сечении свариваемых пластин (550 мм от начала сварки)

из экспериментов, представлена на рис. 2.

Следовательно, эффект предварительного подгрева поверхностей свариваемых взрывом пластин, который проявляется при плакировании крупногабаритных заготовок, однозначно будет способствовать «раскачке» волнового профиля и увеличению количества оплавленного металла по поверхности соединения биметалла.

Наиболее значимым фактором, способствующим возникновению нестабильности структуры и свойств зоны соединения длинномерных пластин при сварке взрывом, на наш взгляд, являются вертикальные перемещения сечений метаемой пластины, находящихся впереди точки контакта под еще непродетонировавшим зарядом ВВ, в результате чего в процессе сварки изменяется исходное значение установочного зазора  $h$ , вызывая, в свою очередь, отклонения значений угла соударения  $\gamma$  и скорости соударения  $V_c$  от расчетных. Такое нарушение геометрии взаимного расположения длинномерных элементов, экспериментально доказанное в работах [7, 9, 21, 22], может происходить как за счет давления ударно-сжатого газа (воздуха), находящегося между свариваемыми пластинами [5], так и в результате действия инерционных сил ударно-волнового происхождения [12, 23]. По нашему мнению, исследование особенностей нарушения геометрии взаимного расположения свариваемых взрывом длинномерных элементов представляет наибольший научный и практический интерес, так как это явление, во-первых, позволяет объяснить, помимо «раскачки» волн и увеличения количества оплавов по длине крупногабаритных пластин, их неравномерную деформацию удлинения [14], а, во-вторых, наметить новые научно обоснованные пути стабилизации их свойств, что является актуальной задачей, поскольку известные к настоящему вре-

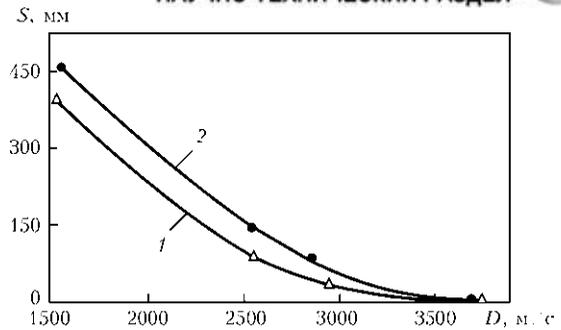


Рис. 3. Зависимость расстояния  $S$  между исследуемым сечением метаемой двухмиллиметровой пластины и фронтом детонации от скорости детонации заряда ВВ в условиях сварки взрывом (1) и при отсутствии неподвижного элемента (2); расстояние от начала сварки до исследуемого сечения  $x_H = 750$  мм, минимальное значение вертикального перемещения исследуемого сечения  $\Delta = 4$  мм

мени технологические приемы являются низкотехнологичными и малоэффективными.

Для исследования характера вертикальных перемещений сечений метаемой металлической пластины согласно специально разработанной методике, подробно описанной в [22], проведено несколько серий опытов, условия которых представлены в таблице. В опытах при различных исходных условиях и параметрах взрывного нагружения определяли расстояние  $S$  между фронтом детонации в заряде ВВ и сечением метаемой пластины, расположенным перед фронтом и переместившимся вертикально на расстояние не менее  $\Delta$  (зазор между датчиком-иглой и поверхностью метаемой пластины).

Опыты № 1...6 осуществляли по параллельной схеме сварки взрывом, в опытах № 7...15 с целью исключения влияния ударно-сжатого газа, находящегося между свариваемыми элементами, неподвижная пластина отсутствовала. В опытах № 1...4; 5, 6; 7...10 и 14, 15 скорость детонации варьировали в широком диапазоне (1500...3800 м/с), оставляя при этом постоянной толщину метаемой пластины, тогда как в опытах № 11...13 (а также № 7 и 14), напротив, при постоянных параметрах заряда ВВ ( $H, \rho_{ВВ}$ ), обеспечивающих скорость детонации порядка 1500 м/с, толщина метаемого элемента изменялась от 2 до 9 мм. Кроме того, при проведении опытов № 1, 4...7, 10 и 14 изменяли значение установочного зазора  $\Delta$  по вертикали между поверхностью метаемой пластины и контактными датчиками перемещения от 2 до 5 мм, а также устанавливали две линии датчиков — на удалениях 600 и 750 мм от начала метаемой пластины.

Из анализа результатов, полученных при проведении опытов № 1...4, следует, что по мере увеличения скорости детонации величина  $S$  нелинейно уменьшается (рис. 3, кривая 1) примерно от 420 мм при среднем значении  $V_K = 1510$  м/с (опыт № 1), и при скорости детонации  $D \sim$



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

| № опыта | Материал свариваемых пластин  | Размеры пластин, мм    | Скорость детонации $D$ , м/с | Установочные параметры   |   |  | Расстояние $S$ между сечением и фронтом детонации в момент времени срабатывания датчика-иглы |
|---------|---|------------------------|------------------------------|--------------------------|---|--|--|
|         |   |                        |                              | Сварочный зазор $h$ , мм | Координата установки датчиков-игл $x_{иг}$ , мм | Зазор между датчиком-иглой и поверхностью пластины $\Delta$ , мм |  |
| 1       | Сталь Ст.3<br>Сталь Ст.3  | 2×200×800<br>9×200×760 | 1510                         | 3                        | 600/750   | 2  | 236/386  |
| 2       |   |                        | 2560                         |                          |   | 4  | 236/386  |
| 3       |   |                        | 2860                         |                          |   | 5  | 236/386  |
| 4       |   |                        | 3750                         |                          |   | 2  | 7/0  |
|         |   |                        |                              |                          |   | 4  | 0/0  |
|         |   |                        |                              |                          |   | 5  | 0/0  |
| 5       | Сталь Ст.3<br>Сталь Ст.3  | 2×200×800<br>9×200×760 | 1540                         | 3                        | 600/750   | 2  | 151/301  |
|         |   |                        |                              |                          |   | 4  | 151/301  |
|         |   |                        |                              |                          |   | 5  | 117/297  |
| 6       |   |                        | 3740                         |                          |   | 2  | 0/0  |
|         |   |                        |                              |                          |   | 4  | 0/0  |
|         |   |                        |                              |                          |   | 5  | 0/0  |
| 7       | Сталь Ст.3<br>—<br>—<br>—<br>—<br>—<br>—<br>—<br>—<br>—<br>—<br>—<br>—<br>—<br>—<br>— | 2×200×800<br>—         | 1550                         | —                        | 600/750   | 2  | 304/454  |
| 8       |   |                        | 2550                         |                          |   | 4  | 304/454  |
| 9       |   |                        | 2760                         |                          |   | 5  | 304/454  |
| 10      |   | 3700                   | 2                            |                          | 0/0   |  |  |
|         |   |                        | 4                            |                          | 0/0   |  |  |
|         |   |                        | 5                            |                          | 0/0   |  |  |
| 11      |   | 3×200×800<br>—         | 1530                         |                          | 750   | 4  | 336  |
| 12      |   | 5×200×800<br>—         | 1560                         |                          | 750   | 4  | 220  |
| 13      |   | 7×200×800<br>—         | 1520                         |                          | 750   | 4  | 209  |
| 14      |   | 9×200×800<br>—         | 1510                         |                          | 600/750   | 2  | 341/201  |
|         |   |                        |                              |                          | 4   | 329//201   |  |
|         |   |                        |                              |                          | 5   | 51/201   |  |
| 15      |   | —                      | 3800                         |                          | 600/750   | 2  | 3/2  |
|         |   |                        |                              |                          | 4   | 2/0  |  |
|         |   |                        |                              |                          | 5   | 0/0  |  |

Примечание. В числителе указаны значения для метаемой, а в знаменателе — для неподвижной части.

~ 3750 м/с (опыт № 4) вертикальные перемещения сечений метаемой пластины перед точкой контакта не наблюдаются (время, фиксируемое датчиками перемещения, строго соответствовало моменту прохождения фронта детонации через плоскость их размещения). Аналогичные изменения величины  $S$  отмечены при метании двухмиллиметровой пластины (опыты № 7...10) и отсутствии неподвижного элемента (рис. 3, кривая 2), а также при исследовании геометрии взаимного расположения достаточно толстых и массивных пластин в опытах № 5, 6, 14 и 15.

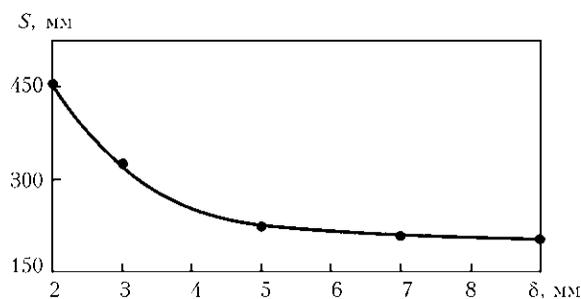


Рис. 4. Зависимость расстояния  $S$  между исследуемым сечением пластины от ее толщины  $\delta$  при отсутствии нижней пластины ( $x_{иг} = 750$  мм,  $\Delta = 4$  мм,  $D = 1500...1550$  м/с)



Увеличение толщины метаемого элемента в опытах № 7, 11...14 при довольно низкой скорости детонации  $D$ , составляющей 1510...1550 м/с, способствует уменьшению величины  $S$  (рис. 4) примерно с 450 мм в случае метания двухмиллиметровой пластины (опыт № 7) до примерно 200 мм при толщине пластины  $\delta = 9$  мм (опыт № 14).

По результатам опытов № 5 и 14, в которых контактные датчики, имеющие различные значения  $\Delta$ , устанавливались в две линии, также можно сделать однозначный вывод, что нарушение геометрии взаимного расположения длинномерных элементов перед фронтом детонации, при отсутствии нижней пластины и в условиях сварки взрывом происходит неодинаково. Данный вывод следует из анализа диаграмм (рис. 5), построенных на основании результатов опытов № 5 и 14, принципиальным и единственным отличием которых являлось наличие нижней пластины (см. таблицу).

Из диаграммы, построенной по результатам опыта № 14 (рис. 5, а), нетрудно заметить последовательное срабатывание контактных датчиков 1-й и 2-й линий, имеющих зазор 2 и 4 мм. Перемещения же обоих исследуемых сечений на 5 мм происходят синхронно. Таким образом, можно предположить (рис. 6, а), что перемещение первого сечения первоначально имеет локальный характер, а затем ситуация меняется вследствие интенсивного набора скорости правым краем пластины, приводящим к одновременному замыканию всех датчиков 2-й линии и свершению первым сечением перемещения, по крайней мере, 5 мм. Присутствие неподвижной пластины в опыте № 5 приводит к существенному изменению ситуации (рис. 5, б). Первоначально перемещение обоих сечений на 4 мм происходит синхронно и характеризуется интенсивным набором скорости, о чем свидетельствует одновременное срабатывание датчиков, имеющих зазор 2 и 4 мм. Для закорачивания датчика, имеющего зазор  $\Delta = 5$  мм (т. е. для дальнейшего перемещения на 1 мм вверх), первому сечению пластины понадобилось дополнительно 22,5 мкс, а второму — всего лишь 2,5 мкс. Следовательно, начальный этап вертикальных перемещений (до 4 мм) характеризуется резким ускорением как первого, так и второго исследуемых сечений, после чего в изменении скоростей последних начинает просматриваться существенное различие (относительно первого сечения второе движется со значительно большей скоростью, о чем свидетельствует разница времени срабатывания контактных датчиков

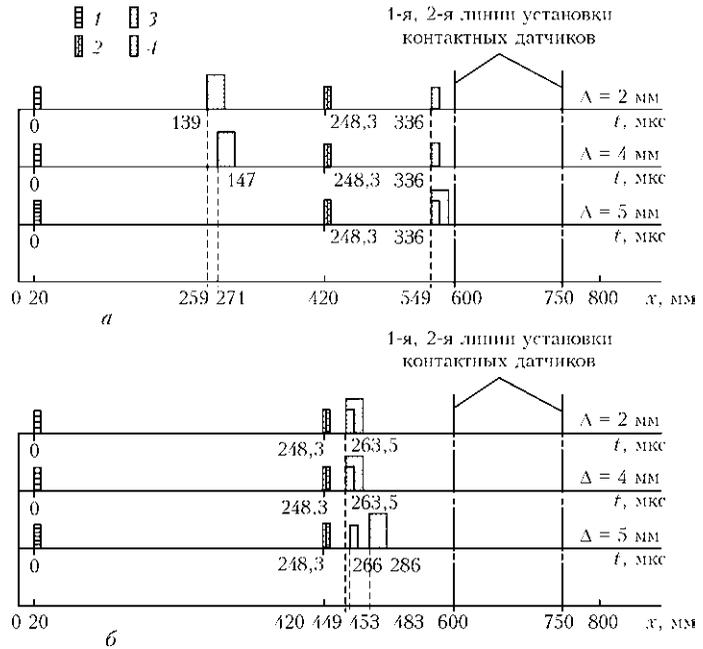


Рис. 5. Диаграммы положения  $x$  фронта детонации в моменты совершения исследуемыми сечениями пластины вертикальных перемещений  $D$ , построенные по результатам опытов № 14 (а) и 5 (б): 1 — импульсный сигнал, запускающий развертку осциллографов; 2 — импульсный сигнал, фиксирующий прохождение фронтом детонации расстояния 420 мм; 3, 4 — импульсный сигнал, фиксирующий перемещение  $\Delta$  датчиков соответственно 1-й и 2-й линии

со значением установочного зазора, равным 5 мм). Поэтому можно предположить (рис. 6, б), что в условиях сварки взрывом параллельная схема сварки трансформируется в угловую с некоторым переменным углом  $\alpha$ . В этом случае нарушение геометрии взаимного расположения свариваемых элементов имеет нелокальный характер, что

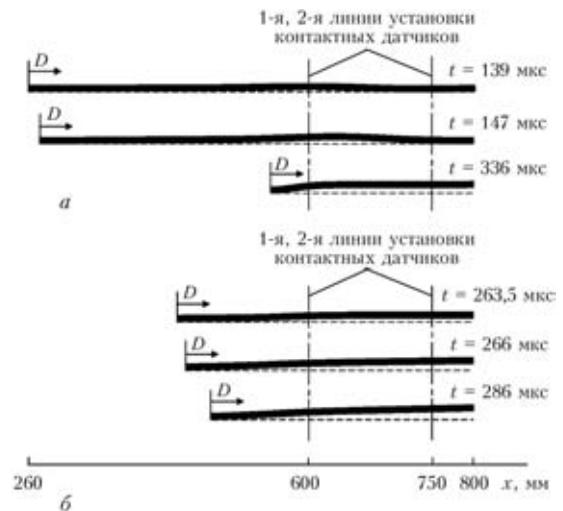


Рис. 6. Гипотетическое представление изменения формы метаемой длинномерной металлической пластины толщиной 9 мм перед фронтом детонации в моменты времени  $t$ , соответствующие срабатыванию контактных датчиков, согласно результатам опытов № 14 (а) и 5 (б): штриховая линия — исходное положение внутренней поверхности метаемой длинномерной пластины; заряд ВВ и нижняя пластина, присутствующая в опыте № 5, условно не показаны



объясняет «скученность» импульсов в узком временном интервале (см. рис. 5, б).

## Выводы

1. Установлено, что нарушения геометрии взаимного расположения свариваемых взрывом элементов перед фронтом детонации и эффект предварительного подогрева соударяющихся поверхностей являются основными причинами, приводящими к изменению свойств соединения по длине свариваемых заготовок, которые проявляются в увеличении размеров волн и количестве оплавленного металла.

2. Экспериментально определено, что при реализации «опережающих» фронт детонации вертикальных перемещений (в ряде случаев, сопоставимых с величиной сварочного зазора  $h$ ) величина «опережения»  $S$  снижается при увеличении скорости детонации накладного заряда ВВ (вплоть до полного прекращения вертикальных перемещений сечений метаемого листа), а также толщины метаемого элемента.

3. Достоверно установлено, что в металлической пластине, метаемой скользящей детонационной волной (без присутствия нижней пластины), реализуются возмущения, являющиеся результатом действия инерционных сил ударно-волнового происхождения, а в условиях сварки взрывом с расположением длинномерных элементов по параллельной схеме, последняя способна трансформироваться в угловой вариант за счет преобладающего влияния ударно-сжатого воздуха, движущегося в зазоре между листами.

*Работа выполнена в рамках государственного контракта № 02.523.12.3012.*

1. *Об основных принципах проектирования режимов сварки взрывом металлических слоистых композитов / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, С. В. Хаустов, Т. Ш. Сильченко // Изв. ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений: Межвуз. сб. науч. ст. — 2006. — Вып. 2, № 9. — С. 4–17.*
2. *Физика взрыва / Под ред. К. П. Станюковича. — 2-е изд. — М.: Наука, 1975. — 704 с.*
3. *Кузьмин Г. Е. Экспериментально-аналитические методы в задачах динамического нагружения материалов. — Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2002. — 312 с.*
4. *Дерибас А. А., Кузьмин Г. Е. Двумерная задача о метании пластин скользящей детонационной волной // Приклад. механика и техн. физика. — 1970. — № 1. — С. 1977–1981.*
5. *Кудинов В. М., Коротеев А. Я. Сварка взрывом в металлургии. — М.: Металлургия, 1978. — 168 с.*
6. *Конон Ю. А., Первухин Л. Б., Чудновский А. Д. Сварка взрывом / Под ред. В. М. Кудинова. — М.: Машиностроение, 1987. — 216 с.*

The most probable causes of instability of properties of the joining zone in explosion clad large-size billets have been revealed on the basis of analysis. Results of experimental studies of variations in temperature of the mating surfaces with increase in length of the plates, as well as peculiarities of violation of geometry of the positional relationship of long plates ahead of the detonation front are presented.

7. *Захаренко И. Д. Сварка металлов взрывом. — Минск: Наука і тэхніка, 1990. — 205 с.*
8. *Ватник Л. Е., Кривенцов А. Н., Седых В. С. Некоторые особенности образования соединения при сварке взрывом листового биметалла // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: Межвуз. сб. науч. тр. ВолгПИ, 1974. — Вып. 1. — С. 35–45.*
9. *Плакирование стали взрывом / А. С. Гельман, А. Д. Чудновский, Б. Д. Цемахович, И. Л. Харина. — М.: Машиностроение, 1978. — 191 с.*
10. *Лысак В. И., Кузьмин С. В. Сварка взрывом. — М.: Машиностроение, 2005. — 544 с.*
11. *Кузьмин С. В., Лысак В. И., Долгий Ю. Г. Формирование соединений при сварке взрывом крупногабаритных металлических слоистых композитов // Свароч. пр-во. — 2002. — № 5. — С. 48–53.*
12. *Тарабрин Г. Т., Трыков Ю. П. Влияние упругих волн на характер движения пластины под действием продуктов взрыва // Металловед. и прочность материалов: Межвуз. сб. науч. тр. — Волгоград: ВолгГТУ. — С. 5–13.*
13. *Бердыченко А. А., Первухин Л. Б. Закономерности изменения структуры сварного соединения, полученного сваркой взрывом, с увеличением его габаритов на примере титана // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: Межвуз. сб. науч. тр. — Волгоград: ВолгГТУ, 2000. — С. 102–114.*
14. *Закономерности деформирования пластин при сварке взрывом / П. В. Берсенева, Ю. П. Трыков, С. В. Кузьмин и др. // Там же. — 1985. — С. 84–93.*
15. *Лысак В. И., Шморгул В. Г. Детонационные характеристики смесевых ВВ для сварки на основе аммонит №6ЖВ+наполнитель // Там же. — 1987. — С. 105–114.*
16. *Бердыченко А. А., Первухин Л. Б. Теоретические основы сварки взрывом в среде защитных газов // Там же. — 2002. — С. 134–151.*
17. *Ишуткин С. Н., Кирко В. И., Симонов В. А. Исследование теплового воздействия ударно-сжатого газа на поверхность соударяющихся пластин // Физ. горения и взрыва. — 1980. — № 6. — С. 69–73.*
18. *Зельдович Я. Б., Райзер Ю. П. Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений. — М.: Наука, 1966. — 686 с.*
19. *Бесишапоишников Ю. П. О роли остаточного давления, продуктов детонации при сварке взрывом титана со сталью // Обработка материалов импульсными нагрузками: Темат. сб. науч. тр. СО АН СССР. — Новосибирск, 1990. — С. 275–281.*
20. *Об измерении поля температуры при плоском установившемся течении металла / С. Н. Ишуткин, Г. Е. Кузьмин, В. В. Пай, Л. Л. Фрумин // Приклад. механика и техн. физика. — 1992. — № 2. — С. 157–165.*
21. *Infringement of collision geometry during explosive cladding of long-sized plates / T. Sh. Sil'chenko, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, Yu. G. Dolgii // Shok-assisted synthesis and modification of materials / Ed. A. A. Deribas, Yu. B. Schefek. — Moscow, 2006. — P. 116–117.*
22. *Оценка вертикального перемещения метаемых металлических пластин перед точкой контакта при сварке взрывом / Т. Ш. Сильченко, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак и др. // Автомат. сварка. — 2008. — № 4. — С. 26–29.*
23. *Математическая модель взаимодействия метаемой пластины с импульсной нагрузкой в условиях сварки металлов взрывом / А. С. Горобцов, Т. Ш. Сильченко, С. В. Кузьмин и др. // Изв. ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений: Межвуз. сб. науч. ст. — 2006. — Вып. 2, № 9. — С. 93–101.*

Поступила в редакцию 05.08.2009



## МОДЕЛИРОВАНИЕ И ПРИМЕНЕНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНЫХ ПРОЦЕССОВ СВАРКИ МАТЕРИАЛОВ ВЗРЫВОМ

Г. В. СМИРНОВ, д-р техн. наук, А. Д. ШУГАНОВ, Р. В. СТЕФАНОВИЧ, А. И. ЯДЕВИЧ, кандидаты техн. наук,  
И. В. ПЕТРОВ, А. А. КОМОРНЫЙ, В. А. КОНОПЛЯНИК, А. Р. ЛУЧЕНОК, А. А. ТОЛОШНЫЙ,  
П. Т. БОГДАНОВИЧ, О. А. ДЗИЧКОВСКИЙ, инженеры  
(ОХП НИИ импульсных процессов, г. Минск, Беларусь)

Представлен обзор работ белорусских исследователей по теории сварки взрывом. Изложены физические представления, положенные в основу математической модели явления и продемонстрированы возможности численного моделирования процесса формирования соединения при дозвуковом косом соударении. Представлены простые полуэмпирические методы расчета и приведены примеры некоторых практических работ по сварке и обработке взрывом.

*Ключевые слова:* сварка взрывом, высокоскоростная деформация, удар, динамика

Использование энергии взрывчатых веществ (ВВ) и эффектов динамической кумуляции для создания новых и композиционных материалов по-прежнему является актуальным направлением исследований. Динамические методы перспективны при создании метастабильных структур с особыми свойствами или химическим составом, для соединения фаз, которые не могут быть получены традиционными методами, а также в связи с разработкой новых сверхпрочных композитов на основе нанокристаллических порошков тугоплавких химических соединений. Благодаря кратковременности процесса и высокоэнергетическому импульсному воздействию высоких давлений на вещество, приводящих к изменению субструктуры, фазовым превращениям, достигаются уникальные физико-механические характеристики материалов.

Работы в области динамики взрывных процессов, проводившиеся в БГНПО порошковой металлургии в последние годы, были направлены на развитие этих приоритетных направлений материаловедения. В известных работах О. В. Романа, П. А. Витязя, В. И. Беляева и др. дано феноменологическое количественное описание механизмов течения металла, эволюции сплошной и пористой среды при взрывном коллапсе, в условиях консолидации и сварки взрывом, ударной термомеханической обработки. Установлены критические параметры процессов и их взаимосвязь со структурой и свойствами материала. С помощью численного моделирования обоснованы технологические режимы и созданы методики инженерного расчета ударно-волнового импульсного нагружения материалов в условиях высокоскоростной деформации.

Расширение диапазона технологических режимов за счет применения техники высоких температур и новых схем кумуляции энергии в динамическом эксперименте позволило обобщить полученные результаты на случай сварки металлокерамических композиций. Способом сварки взрывом изготовлены и внедрены слоистые композиционные материалы на основе металлов с резко различающимися физико-механическими свойствами, в том числе на основе тугоплавких металлов и конструкционных материалов, а также порошковые композиционные материалы на основе сверхтвердых материалов. Актуальной научной и практической задачей является дальнейшая разработка важных прикладных проблем скоростного деформирования металлов, совершенствование экспериментальных методов исследования процессов сварки взрывом, ударной термомеханической обработки и консолидации при высоких технологических температурах и решение на этой основе задачи получения новых композиционных материалов методами высокоэнергетических импульсных технологий.

**Специфика ударных взаимодействий.** Сварку взрывом традиционно представляют как процесс соединения материалов в твердой фазе, происходящий при высокоскоростном косом соударении свариваемых заготовок. Проблема относится к разным аспектам металлофизики, но в первую очередь является задачей механики. Свидетельством этого является тот факт, что наибольшие успехи в развитии теории явления связаны с исследованиями многочисленной научной школы Института гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН.

Совершенствование методов взрывной обработки выдвинуло ряд новых задач, связанных с

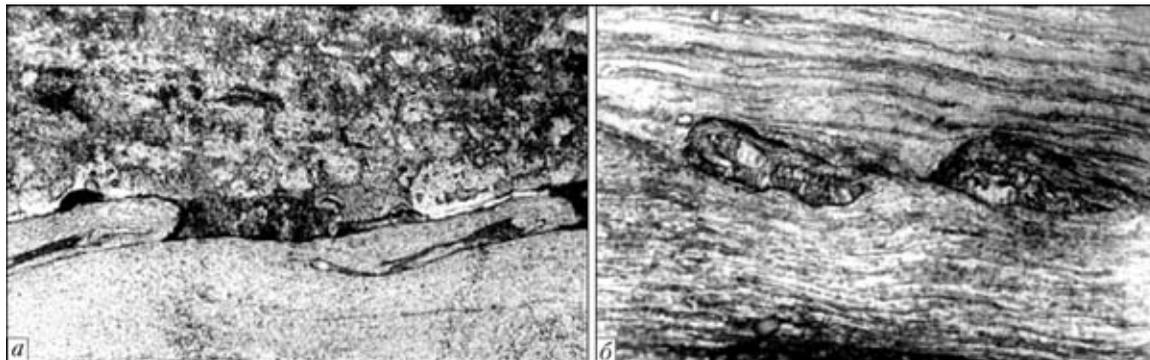


Рис. 1. Микроструктуры (X200) контактных зон при косом соударении пар тугоплавких металлов Mo–W (а), Ti–W (б)

моделированием и расчетом быстропротекающих процессов контактного взаимодействия и динамической кумуляции. Характерной особенностью сварки при высокоскоростном косом соударении является струеобразование и формирование волнообразной поверхности в контактной зоне. Диапазон параметров, в котором наблюдается это явление, как правило, совпадает с областью оптимальных режимов или близок к ним, поскольку при волнообразовании происходит самоочистление и активация свариваемых поверхностей, а тип соударения становится существенно неупругим. Значительная доля исходной кинетической энергии переходит не в энергию упругого сжатия, а в тепловую и в результате интенсивной пластической деформации контактных слоев, характерных даже для тугоплавких материалов (рис. 1), исключается образование при разгрузке растягивающих напряжений, способных разрушить соединение.

Известны попытки объяснить волнообразование при высокоскоростном косом соударении с позиций гидродинамики, вне связи с прочностными свойствами металлов и важными технологическими аспектами. С этой точки зрения не уда-

ется описать ограничения на эффект образования зародыша обратной струи при умеренных нагрузках, появление и неустойчивость которого, как доказано экспериментально, действительно является причиной образования волновой дорожки на границе раздела и условием самоочистления поверхности металлов.

Так, в работах [1–6] явление анализируется на основе модели несжимаемой жидкости и ассоциируется с разными формами гидродинамической неустойчивости. Условия формирования обратной струи перед линией контакта под чрезмерной нагрузкой стали понятны с позиций физики ударных волн и теории кумуляции, согласно которым обратная струя формируется в дозвуковой области течения за отходящими от зоны торможения потока косыми ударными волнами.

Последнее обстоятельство, понятное с позиций модели сжимаемой среды, а также простые практические соображения указывали на необходимость использования для сварки ВВ, скорость детонации которых заведомо меньше скорости звука в металлах. Однако давление детонации низкоскоростных ВВ существенно ниже бризантных и обнаружилось, что характер явления определяется прочностными характеристиками материалов, и, следовательно, следует строить модели, учитывающие их реальные прочностные свойства.

По мере накопления экспериментальных данных и их детального анализа, делались попытки установить критерии и построить основы теории процесса сварки взрывом [7–13]. Общим для многих из указанных работ явились четыре необходимых условия для определения оптимальных параметров сварки (рис. 2). Остановимся кратко на каждом из этих условий:

1) критические условия волнообразования, устанавливающие верхний предел интервала параметров, в котором наблюдается явление, строго определены лишь для однородных металлов в классических работах по кумуляции. Известные режимы струеобразования для разнородных металлов откорректированы на основании двумерных расчетов для пар, контрастных по свойствам материалов. Критический угол струеобразования

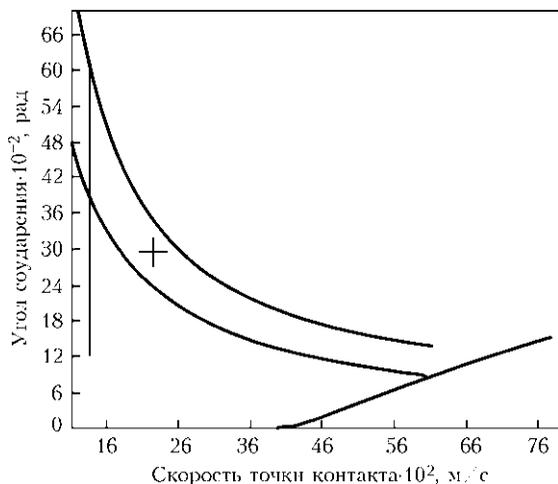


Рис. 2. Графическое изображение четырех условий, ограничивающих диапазон оптимальных параметров сварки для пары титан (Ti B265-GR2) — сталь (A516-70) толщиной 6 и 30 мм соответственно (результаты расчета по программе WMASTER)



определяет правую на рис. 2 границу скорости точки контакта, за которой, как отмечалось ранее, соударение происходит без образования кумулятивной струи и сварка невозможна. В этом случае оценку критического угла соударения  $\gamma^*$  для материалов, характеризующихся линейной зависимостью скорости ударной волны от массовой скорости, проводят следующим образом:

$$\theta = \varphi - \arctg [\operatorname{tg} \varphi - \operatorname{tg} \varphi / s + c / (sV_k \cos \varphi)], \quad (1)$$

$$\varphi = \arcsin [(-b - \sqrt{b^2 - 4ad}) / (2a)], \quad (2)$$

где  $a = (1 - 2s)/s$ ;  $b = (s - 2)c/(sV_k)$ ;  $d = \frac{c^2}{sV_k^2} + 1$ ;

$c, s$  — коэффициенты ударной адиабаты материала;  $\varphi$  — угол наклона ударной волны в материале с большей сжимаемостью;  $\theta$  — угол поворота потока в ударной волне;  $\gamma = \alpha + \beta$  — угол соударения, равный сумме установочного угла между пластинами и угла метания. Для однородных материалов

$$\gamma^* = 2\theta. \quad (3)$$

Точная форма этой границы имеет существенное значение лишь при сварке композиций с резко различающимися физико-механическими свойствами (например, титана и свинца), так как сварка производится при дозвуковой скорости точки контакта для материала с меньшей объемной сжимаемостью. В этом случае

$$\gamma^* = \frac{\rho_1 \delta_1 + \rho_2 \delta_2}{\rho_2 \delta_2} \theta, \quad (4)$$

где  $\rho_{1,2}, \delta_{1,2}$  — плотности и толщины пластин;

2) минимальная скорость удара метаемой пластины должна быть достаточной, чтобы обеспечить пластическую деформацию материала перед линией контакта. Расчет напряжения при соударении производится, как правило, в соответствии с моделью упругого удара. Такая оценка, строго говоря, применима лишь в начальной стадии удара и дает завышенное значение напряжения течения. По этой причине Уитман и автор [7] приходят к выводу, что расчетное давление при соударении должно не менее чем в пять раз превосходить значение гюгониевского предела упругости.

Другая оценка напряжения течения в соответствии с моделью неупругого удара дает выражение для определения минимальной скорости удара и нижней границы сварки  $v = V_k \gamma$  (рис. 2), полученное в работах [8, 10]:

$$v = \sqrt{\frac{2\sigma_y(\rho_1 \delta_1 + \rho_2 \delta_2)}{\rho_1 \rho_2 (\delta_1 + \delta_2)}}. \quad (5)$$

В качестве предела текучести предложено использовать не его техническое, а динамическое значение при заданной скорости деформации, давления и температуре;

3) по мнению ряда авторов, переход от безволновой структуры границы соединения к волновой должен происходить при строго определенной для каждой пары металлов скорости течения. Используя гидродинамическую модель, авторы [5] определили критическую скорость перехода в области относительно низких скоростей как переход от ламинарного течения к турбулентному. Уитманом [7] было предложено соотношение для определения скорости перехода:

$$V_k = \left[ \frac{2\operatorname{Re}(HV_1 + HV_2)}{\rho_1 + \rho_2} \right]^{1/2}, \quad (6)$$

где  $\operatorname{Re}$  — число Рейнольдса, имеющее конкретное значение для данной пары материалов. Среднее значение этого параметра для ряда металлов равно 10,6, а при замене значений твердости по Виккерсу значениями гюгониевских пределов упругости, для всех металлов и сплавов  $\operatorname{Re} = 12,6 \pm 1,0$ . Лучшее качество соединения, как утверждали авторы, достигается в том случае, когда скорость контакта лишь немного больше скорости перехода (на 50...200 м/с).

Эти и другие подобные исследования представляются важными, поскольку дают прямое указание на то, какая скорость детонации (т. е. тип ВВ), является оптимальной для соединения конкретной пары свариваемых материалов. Если скорость детонации  $D$  существенно превышает значение  $V_k$ , используют угловую схему сварки и угол установки

$$\alpha = \frac{v}{V_k} - \frac{v}{D}.$$

Однако обращает внимание тот факт, что соотношение (6), следующее из сравнения гидродинамического давления Бернулли в точке торможения потока с гюгониевским пределом текучести, по замыслу аналогично уравнению (5) с иной оценкой давления удара.

Позже отмечалось [10], что скорость перехода, предложенная Уитманом, связана со скоростью распространения нелинейной поверхностной волны в более жестком материале и резонансом с настигающей ее контактной нагрузкой

$$V_k \leq \frac{2\mu_2(1 - \nu_1) + 2\mu_1(1 - \nu_2)}{\mu_2(2 - \nu_1) + \mu_1(2 - \nu_2)} \max(\sqrt{\mu_1/\rho_1}, \sqrt{\mu_2/\rho_2}), \quad (7)$$

где  $\mu_j, \nu_j$  — модули сдвига и коэффициенты Пуассона материалов. Для случая контакта металла и жидкости имеем в пределе  $V_k = 2/3\sqrt{\mu/\rho}$ ;



4) максимально допустимая скорость метаемой пластины устанавливает так называемую верхнюю границу сварки конкретной пары материалов. Разрушение связано с повышением температуры деформации и появлением оплавленных участков, которые не успевают застыть к моменту прихода волн разгрузки в зону соединения. Соотношение, определяющее взаимосвязь между максимальной скоростью удара и теплофизическими параметрами свариваемых материалов, предложено Уитманом и аналогичное И. Д. Захаренко [8, 12]:

$$v_{\max} = \frac{1}{N} \left( \frac{T_m c_V}{V_k} \right)^{0,5} \left( \frac{\zeta \chi c_V}{\rho_1 \delta_1 V_k} \right)^{0,25}, \quad (8)$$

где  $N$  — константа приблизительно равная 0,1;  $T_m$  — температура плавления легкоплавкого материала;  $c_V$  — объемная скорость звука;  $\zeta$  — теплопроводность;  $\chi$  — удельная теплоемкость.

Для разнородных материалов в качестве параметров без индексов следует использовать значения для материала, который плавится первым.

Существенной деталью анализа Уитмана и др. является необоснованное утверждение о том, что на границе соединения всегда возникают растягивающие напряжения ударной разгрузки, а количество выделенного тепла в зоне соединения определяется фиксированной долей энергии удара. В этом случае при заданной критерием 2 требуемой скорости удара максимально допустимая скорость оказывается тем меньше, чем больше толщина метаемой пластины. Сварка пластин, толщина которых больше некоторого критического значения, оказывается невозможной, так как максимально допустимая скорость (7) меньше минимально необходимой (5). Отсутствие в приведенных формулах параметров, характеризующих теплоту плавления материала, возможных фазовых превращений и химических реакций, существенно снижает их ценность.

Тщательные расчеты показывают, что большая часть энергии деформации сосредоточена непосредственно в зоне деформации и тепловыделение в зоне сварного шва существенно превосходит принятую для расчета рассеянную энергию удара. Если допустить, что вся поглощенная энергия выделяется в зоне волнообразования, то оценка критической скорости течения, при которой возможно полное оплавление зоны, дает еще одно приблизительно постоянное ограничение скорости точки контакта, равное:

$$V_k = \sqrt{\frac{4\pi}{\omega} \frac{(\psi \rho_1 (\xi_1 + \chi_1 T_m) + \rho_2 (\xi_2 + \chi_2 T_m))}{(1 + \psi) (\rho_1 + \rho_2)}}, \quad (9)$$

где  $\psi = \sqrt{\frac{\max(\rho_1, \rho_2)}{\min(\rho_1, \rho_2)}}$ ;  $\xi_{1,2}$  — теплоты плавления материалов;  $\omega$  — доля кинетической энергии, затраченной на волнообразование. Для однородных материалов

$$V_k = \sqrt{2\pi(\xi + \chi T_m)/\omega}. \quad (10)$$

Этот факт, отмеченный экспериментально Р. В. Стефановичем, определяется очевидной взаимозависимостью величины поглощенной деформационными процессами кинетической энергии и параметров (амплитудой и длиной) волнообразования:

$$a \sim \frac{\lambda}{2\psi}, \quad \lambda = 2\pi\delta_1 \frac{\rho_1}{\rho_1 + \rho_2} \frac{\rho_2 \delta_2}{\rho_1 \delta_1 + \rho_2 \delta_2} \sin^2 \gamma. \quad (11)$$

Внутренняя область — область вероятной сварки. Однако следует отметить, что попытки ограничить зону свариваемости материалов линиями в координатах ( $\gamma, V_k$ ) является следствием гидродинамического подхода к теории сварки и не вполне отражают суть явления.

К отмеченному следует добавить несколько замечаний о расчете динамических параметров процесса и параметров метания. Процесс детонации заряда ВВ описывается упрощенной моделью установившейся детонационной волны Чепмена–Жуге, которая принимает во внимание только состояние исходного ВВ и конечных продуктов реакции, в то время как ширина зоны реакции не учитывается. Решения уравнений газодинамики в совокупности с граничными и начальными условиями Чепмена–Жуге оказываются адекватными лишь при достаточно больших размерах заряда, когда ударную волну и область химической реакции можно рассматривать как разрыв. Примеры таких расчетов даны на рис. 3, 4 и подробно описаны в работах [6, 8, 13].

Для практических расчетов используют формулы, определяющие скорость или угол метания как функцию коэффициента нагрузки [3, 8], и формулы для оценки фазы разгона метаемой пластины, например:

$$v = 0,8D\sqrt{3R^2/(R^2 + 5R + 4)/(k^2 - 1)}, \quad (12)$$

$$D = D_{\max} (1 - x) (1 - e^{-H/H_{\min}})^{2(1-x)}, \quad (13)$$

$$h = \sqrt{R} H/5, \quad (14)$$

где  $R$  — отношение массы ВВ к массе метаемой пластины;  $k$  — экспериментальный показатель адиабаты продуктов взрыва;  $D_{\max}$  — предельная скорость детонации;  $H_{\min}$  — критический диаметр плоского заряда;  $x$  — доля инертной добавки. На расстоянии  $h$  (14) достигается 80 % максимальной

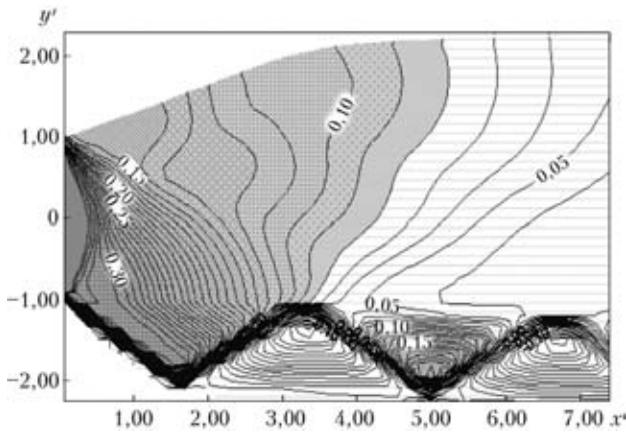


Рис. 3. Метание свинцовой пластины скользящей по ее поверхности детонационной волной  $D = 4000$  м/с. Изобары течения за фронтом детонации [13]. Изобары течения в системе координат, связанной с фронтом детонации  $x' = x/H/2$ ,  $y' = y/H/2$ , где  $H$  — величина заряда. Давление на изобарах отнесено к величине  $kP_D$ , где  $k$  — показатель адиабаты,  $P_D = \rho_0 D^2 / (k + 1)$  — давление на фронте детонации

скорости, определяемой по известной формуле Гарни.

**Динамика высокоскоростной деформации при сварке металлов взрывом.** Допустим, что на всех стадиях рассматриваемого процесса справедливы уравнения динамики сплошной среды, выражающие законы сохранения массы, количества движения и энергии, а также дополнительные определяющие уравнения, которые конкретизируют выбор модели деформируемых сред, как-то связь между напряжениями и деформациями, уравнения состояния и т. п., а также начальные и граничные условия:

$$\frac{\partial \mathbf{U}}{\partial t} + \frac{\partial}{\partial z} \mathbf{F}(\mathbf{U}) + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} r \mathbf{G}(\mathbf{U}) + \frac{\partial}{\partial r} \mathbf{P}(\mathbf{U}) = 0, \quad (15)$$

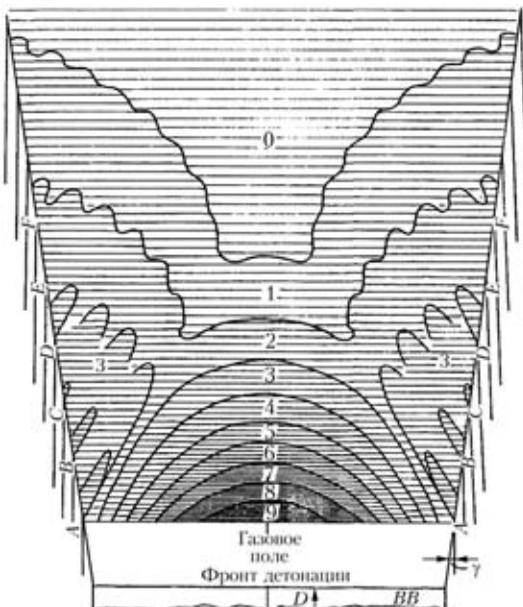


Рис. 4. Скачки давлений в продуктах детонации при метании пакетов пластин [8]

$$\mathbf{U} = \begin{bmatrix} \rho \\ \rho u \\ \rho v \\ E \end{bmatrix}, \quad \mathbf{F}(\mathbf{U}) = \begin{bmatrix} \rho u \\ p + \rho u^2 - S_{zz} \\ \rho v u - S_{rz} \\ u(E + p - S_{zz}) - v S_{rz} \end{bmatrix}, \quad (16)$$

$$\mathbf{P}(\mathbf{U}) = \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ p - S_{\varphi\varphi} \\ 0 \end{bmatrix}, \quad \mathbf{G}(\mathbf{U}) = \begin{bmatrix} \rho v \\ \rho u v - S_{zr} \\ \rho v^2 - S_{rr} + S_{\varphi\varphi} \\ v(E + p - S_{rr}) - u S_{zr} \end{bmatrix},$$

где  $p = p(\rho, I)$ ;  $E = \rho I + \rho(u^2 + v^2)/2$ .

Для металлов уравнение состояния использовали в виде

$$p = \sum_{i=0}^n k_i (1 - \rho_0/\rho)^i + \gamma \rho (I - I_0), \quad (17)$$

где  $k_i$  — постоянные экспериментальные параметры,  $k_i = 0$ , если  $(1 - \rho_0/\rho) < 0$ .

Напряжения и скорости деформаций связаны соотношениями Прандтля–Рейса:

$$\begin{aligned} \frac{\partial S_{rr}}{\partial t} &= 2\mu \left( \frac{\partial v}{\partial r} - \frac{1}{3} \left( \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial v}{\partial r} + \frac{v}{r} \right) \right) + \left( \frac{\partial v}{\partial z} - \frac{\partial u}{\partial r} \right) S_{zr} - \frac{\mu}{\eta} \varphi S_{rr}, \\ \frac{\partial S_{\varphi\varphi}}{\partial t} &= 2\mu \left( \frac{v}{r} - \frac{1}{3} \left( \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial v}{\partial r} + \frac{v}{r} \right) \right) + \frac{\mu}{\eta} \varphi S_{\varphi\varphi}, \end{aligned} \quad (18)$$

$$\frac{\partial S_{zz}}{\partial t} = 2\mu \left( \frac{\partial u}{\partial z} - \frac{1}{3} \left( \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial v}{\partial r} + \frac{v}{r} \right) \right) - \left( \frac{\partial v}{\partial z} - \frac{\partial u}{\partial r} \right) S_{rz} - \frac{\mu}{\eta} \varphi S_{zz},$$

$$\frac{\partial S_{rz}}{\partial t} = \mu \left( \frac{\partial v}{\partial z} + \frac{\partial u}{\partial r} \right) - \frac{1}{2} \left( \frac{\partial v}{\partial z} - \frac{\partial u}{\partial r} \right) S_{rr} - S_{zz} - \frac{\mu}{\eta} \varphi S_{rz}$$

$$\varphi = \begin{cases} 1 - \frac{Y\sqrt{2}}{\sqrt{3(S_{zz}^2 + S_{rr}^2 + S_{\varphi\varphi}^2 + 2S_{zr}^2)}}, & \text{если } \sqrt{\frac{2}{3}} Y \leq (S_{ij} S_{ij})^{1/2}, \\ 0, & \text{если } \sqrt{\frac{2}{3}} Y > (S_{ij} S_{ij})^{1/2}, \end{cases}$$

где  $t$  — время;  $r, z$  — эйлеровы координаты (цилиндрическая симметрия);  $\rho$  — плотность;  $u, v$  — компоненты вектора скорости  $w$  (в направлении соответственно  $z$  и  $r$ );  $I$  — удельная внутренняя энергия;  $E$  — плотность полной энергии;  $p$  — давление;  $S_{ij}$  — девиатор напряжений, который определялся путем вычитания изотропной компоненты из полного тензора напряжений  $\sigma_{ij} = (-p\delta_{ij} + S_{ij})$ ;  $Y$  — динамический предел текучести;  $\mu$  — модуль сдвига;  $\eta$  — коэффициент вязкости.

Принимаем во внимание зависимость динамического предела текучести  $Y$  материала и модуля сдвига от интенсивности пластической деформации  $\varepsilon^p$ , давления, скорости деформации, плотности и температуры, например:



$$Y = Y_0(1 + \beta \varepsilon^p)^n [1 + bp(\rho_0/\rho)^{1/3} - h(T - 300)],$$

$$Y_0(1 + \beta \varepsilon^p)^n \leq Y_{\max}, \quad (19)$$

$$Y = 0, \text{ если } T \geq T_m, \quad (20)$$

$$T_m = T_{m0}(\rho_0/\rho)^{2/3} \exp[2\gamma_0(1 - \rho_0/\rho)], \quad (21)$$

$$\varepsilon^p = \frac{\sqrt{2}}{3} [(\varepsilon_{rr}^p - \varepsilon_{zz}^p)^2 + (\varepsilon_{rr}^p - \varepsilon_{\varphi\varphi}^p)^2 + (\varepsilon_{zz}^p - \varepsilon_{\varphi\varphi}^p)^2 + 3/2(\varepsilon_{rz}^p)^2]^{1/2}, \quad (22)$$

$$\frac{d\varepsilon_{ik}^p}{dt} = \frac{\varphi}{2\eta} S_{ik}, \quad (23)$$

$$\eta = \eta_0 \exp(T_0/T), \quad (24)$$

$$\mu = \mu_0 [1 + bp(\rho_0/\rho)^{1/3} - h(T - 300)], \quad (25)$$

$$T = \frac{I - I_0}{3R}, \text{ где } I_0 = \sum_{j=0}^4 \varepsilon_{0j} (1 - \rho_0/\rho)^j. \quad (26)$$

Постоянные параметры  $Y, \beta, b, h, Y_{\min}, T_{m0}, T_0, \eta_0$  в формулах (17)...(26) определены экспериментально для ряда металлов, например, для меди:  $\rho_0 = 8,93, \gamma_0 = 1,99, k_1 = 1,386 \cdot 10^{12}, k_2 = 2,749 \cdot 10^{12}, k_3 = 5,113 \cdot 10^{12}, Y_0 = 1,2 \cdot 10^9, \beta = 36, n = 0,45, b = 3 \cdot 10^{-12}, h = 3,8 \cdot 10^{-4}, Y_{\max} = 6 \cdot 10^9, T_{m0} = 1790, \mu_0 = 4,77 \cdot 10^{11}, \eta_0 = 0,5, T_0 = 4380, \varepsilon_{00} = -1,178 \cdot 10^9, \varepsilon_{01} = -2,344 \cdot 10^9, \varepsilon_{02} = 7,529 \cdot 10^{10}, \varepsilon_{03} = 1,526 \cdot 10^{11}, \varepsilon_{04} = 2,19 \cdot 10^{11}, R = -\varepsilon_{00}/900.$

Для конкретизации вида определяющих соотношений при реализации численного эксперимента дополнительно используется информация о физических свойствах среды и ее структуре в форме кинетических соотношений для механизмов неупругой деформации и разрушения. При этом важны свойства скоростной чувствительности материалов, влияющие на процесс динамического поведения [8]. При отсутствии такой информации

используют подходы, основанные на термодинамических представлениях или косвенных экспериментальных данных.

Для взрывчатки на всех трех стадиях процесса детонации справедливы аналогичные уравнения динамики сплошной среды для многофазного многокомпонентного потока с химическими реакциями, выражающие законы сохранения массы, количества движения и энергии [13].

Для того чтобы добиться второго порядка точности как по времени, так и по пространству, при решении конечноразностных аналогов дифференциальных уравнений сохранения использован, в частности, метод предиктора-корректора. Для получения неосциллирующих течений дополнительно вводилась искусственная вязкость тензорного типа или механизм TVD диссипации Хартена. Это придавало методу стабильность и сохраняло его порядок точности.

В качестве примера на рис. 5–7 представлены результаты решения нестационарной задачи об инициировании детонации заряда аммонита толщиной 8 мм ударом стального ударника диаметром 3 мм, метании алюминиевой пластины толщиной 2,5 мм и соударении ее с аналогичной пластиной, отстоящей от первой на расстоянии 2,5 мм.

Изучено, в частности, формирование и поведение опережающих точку контакта нестационарных пластических волн. В зонах на рис. 5, ограниченных изолиниями максимального уровня второго инварианта девиатора напряжений, выполняется условие текучести, и материал находится в состоянии пластического течения. В области первоначально нормального контакта пластины с течением времени формируется дозвуковое движение и деформация поверхности. При несимметричном косом соударении зародыш струи по мере его роста под чрезмерно высоким давлением внедряется в накатывающийся металл своей вершиной, формирует прямой и обратный гребни, оставляя пустоты, где накапливаются поверхностные загрязнения и оксиды. Приведенные выше картины течения отражают динамику волновых фронтов при относительно жестких режимах соударения, когда возможны искажения формы волн и вихревых зон, обусловленные градиентом продольных составляющих скоростей метаемой и неподвижной пластин. Поскольку в вихревой волновой дорожке появляются полости, достижение условия полной прочности совпадает с условиями стабильного формирования умеренной ламинарной волны деформации. Лишь на развитых скоростных режимах течения геометрические размеры деформационных волн не зависят от скоростей точки контакта или скорости удара, и степень пластической деформации в очаге определяется исключительно углом соударения.

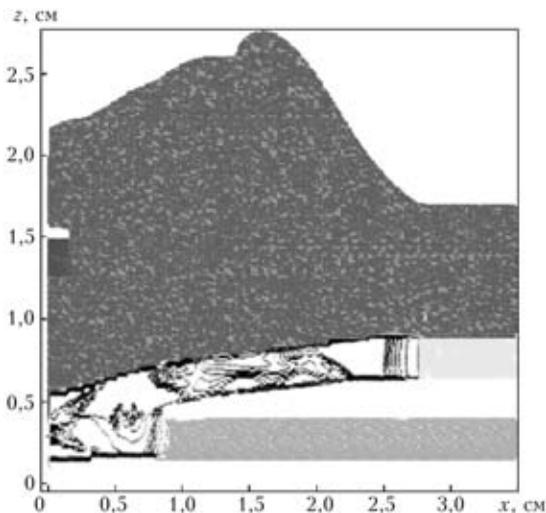


Рис. 5. Общая картина течения и изолинии второго инварианта девиатора напряжений (7,5 мкс)

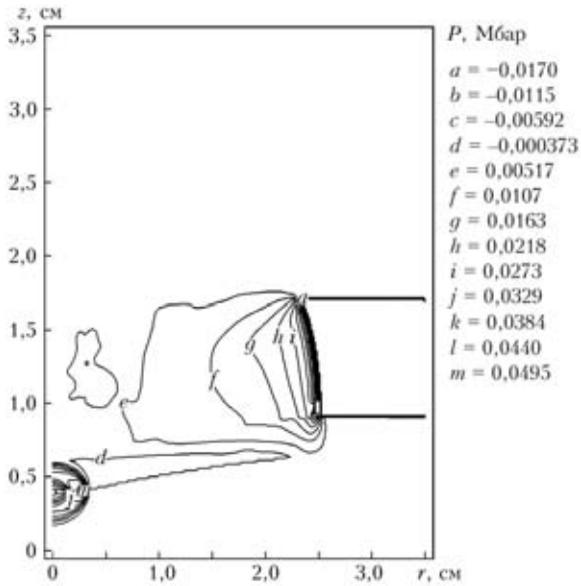


Рис. 6. Изабары при метании и соударении двух алюминиевых дисков толщиной 2,5 мм (6,5 мкс)

Параметрический анализ и систематизация результатов позволяют оценить напряжение течения и уточнить полуэмпирические критерии, приведенные выше, определяющие минимально необходимый для неупругого соударения вектор скорости удара (его модуль и направление), при котором пластические волны начинают опережать подвижный контакт и приводят к выдавливанию поверхностных слоев в направлении движения схлопывающихся металлических пластин. Переходные режимы течения от первоначально нормального сверхзвукового к дозвуковому по всем модам волн (упругой, пластической, поверхностной) (рис. 7) однозначно связываются с необходимыми условиями для сварки взрывом. Когда свариваемые металлы обладают равной или незначительно отличающейся прочностью, выражение типа (5) не противоречит экспериментальным данным. Однако при определении нижней гра-

ницы сварки несходных металлов, если они существенно отличаются по прочности (динамическому пределу текучести), возникает вопрос относительно того, прочность какого металла выбрать в уравнении типа (5). Численные расчеты, выполненные в рамках усложненной модели пластического течения, дают представление о том, как происходит возбуждение механизма волнообразования, связанного с пластической деформацией впереди точки контакта. Поочередное выдавливание и проникновение металлов перед точкой контакта с частотой  $V_K/\lambda$  мыслимо, если сопротивление внедрению струи периодически изменяется. Расчет подтверждает, что пределы текучести существенно изменяются уже в начальной стадии удара. Поток поверхностных слоев координируется скоростью деформации, параметры микроструй на умеренных режимах определяются скоростной зависимостью напряжения течения металлов. При этом динамический предел текучести является адекватной характеристикой сопротивления металла пластическому деформированию, поскольку процесс сопровождается очень

высокими скоростями деформации  $\dot{\epsilon} = V_K/\lambda$  и его значение существенно превышает статическое. Несмотря на то что сопротивление металлов пластической деформации при высокой скорости деформации увеличивается, не удастся обосновать предположение о выравнивании динамических пределов текучести и приближении их к значениям теоретической прочности кристалла на сдвиг  $\mu b/2\pi a$ . Более существенным оказывается резкий рост температуры деформации. Проникающая способность микроструй при этом практически не зависит от характеристик прочности мягкого металла пары и определяется в большей степени пределом текучести твердого, как, например, в случае контрастной по свойствам пары титан-свинец, вольфрам-медь и т. п.

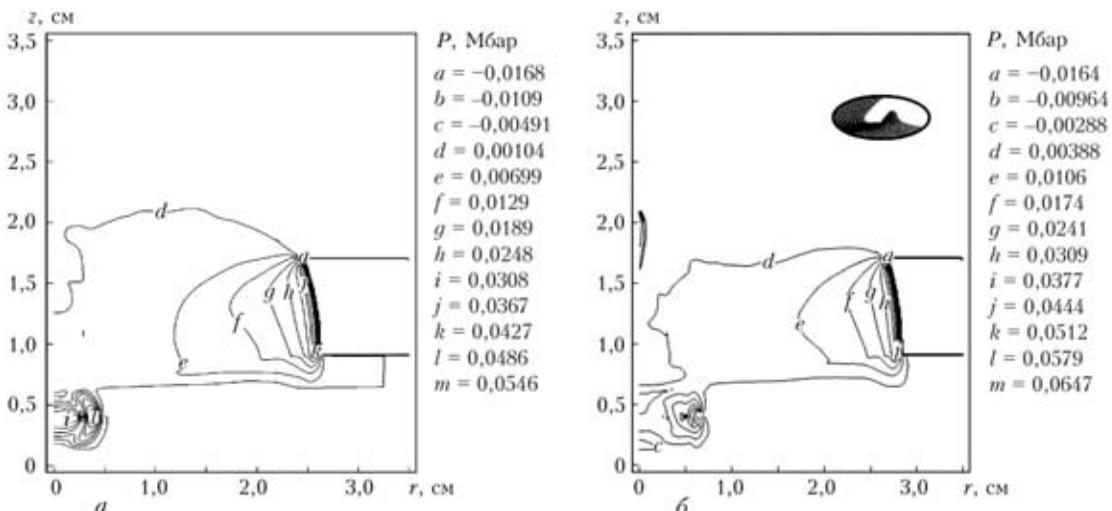


Рис. 7. Картины течения, соответствующие 7,00 (а) и 7,50 мкс (б) (выпучивания первого горба)



Таким образом, в диапазоне малых скоростей и углов соударения, близком к упругой зоне, когда деформации малы и температурная зависимость предела текучести еще не так заметна, напряжение течения определяется сжатием, деформацией его и скоростью деформации. В то же время на развитых режимах оно главным образом определяется вязким сопротивлением деформированию, которое достигает существенных значений, а значение удельной работы вязких сил того же порядка, что и теплота плавления.

Параметры кумуляции определяют долю энергии, рассеиваемой в зоне удара, и явления, связанные с верхней границей сварки. Анализ численного эксперимента показывает, что скорость струи при попеременном выдавливании ее из зоны соударения близка к скорости точки контакта, определяемой скоростью поверхностной пластической волны, а порции энергии пластической деформации на единицу ширины зоны, выбрасываемой за время цикла  $1/V_k$ , пропорциональны величине  $\mu_i \lambda_i^2$  и соответственно удельная мощность  $\sim \lambda \sqrt{\mu^3/\rho}$ .

Независимость критического значения скорости перехода от угла соударения, как отмечалось выше, была установлена экспериментально. Дополнительная экспериментальная проверка критерия продолжена в опытах при повышенных технологических температурах по соударению пластин вольфрама, молибдена и меди, плакированной тонкими слоями титана, молибдена или железа, с нагревом либо одной метаемой (вольфрамовой пластины) либо обеими пластинами. При высокотемпературном нагреве выше температуры хрупкости тугоплавкой компоненты вплоть до температуры рекристаллизации твердость материала резко падала, как и значения, рассчитанные по критерию Уитмана, в то время как граница перехода и граница сварки изменялась не столь существенно (1300...1400 м/с для углов соударения в пределах от 10...15°). Это свидетельствует либо о высоком значении вязкости металлов либо об относительно высокой прочности решетки на сдвиг. Значение модуля сдвига металлов, которое падает в этом случае, не более чем на 20 %, лучше коррелирует с данными эксперимента. Постоянство скорости перехода, отмеченное Уитманом, Кованом и Хольцманом, связано с закономерностями распространения поверхностных упругих и пластических волн, особенности в поведении которых при скоростях, близких к скорости первой моды поверхностной волны, отмечались экспериментально А. И. Ядевичем.

Аналогичные процессы перераспределения энергии удара, нагрева поверхности частиц деформацией и схватывание (консолидация) происходят при прохождении достаточно мощной удар-

ной волны в порошковой или пористой среде. Численный анализ экспериментов по консолидации показал, что режим микрокумуляции в порах контакта частиц в первую очередь определяется скоростью потока за фронтом ударной волны, которая должна быть сравнима, как и при сварке взрывом, со скоростью волн сдвига. Плотность рассеиваемой энергии по контактам частиц в этом случае существенно зависит от ориентации частиц по отношению к фронту и массовой скорости потока за ударной волной. Мощность рассеивания пропорциональна  $\delta \sqrt{\mu^3/\rho}$ , где  $\delta$  определяется размером частиц, их формой и ориентацией. Процесс импульсной сварки-консолидации при обработке высокомолекулярных соединений требует очень больших скоростей нагружения и соответственно давлений, недостижимых в условиях реального эксперимента. Как показывает расчет, небольшое время воздействия на частицы порошка не позволяет прогреть их гомогенно, что определяет разброс характеристик прочности компакта. В том случае, если микрокумуляция не может быть достигнута на ударном фронте, удовлетворяя упомянутым выше требованиям сварки, можно получить необходимую температуру и условия деформации методом горячего ударного прессования. Альтернативный холодному прессованию подход заключается в предварительной термической активации процесса для снижения критических значений скорости обработки.

**Применение импульсных способов сварки и обработки.** ГНПО порошковой металлургии с 1968 г. производит способом сварки взрывом биметаллы под последующую прокатку и сварку прокаткой. По признанию ведущих специалистов Беларусь производит наиболее широкую гамму биметаллов различного назначения. Эффективность использования новых изделий в промышленности, экономия дефицитных и дорогих материалов, электроэнергии обеспечиваются за счет сочетания в композитах разнородных материалов, обладающих комплексом требуемых свойств: коррозионной стойкостью, поверхностной твердостью, износостойкостью, стойкостью к удару, вязкостью, прочностью, теплопроводностью, коэффициентами термического расширения, электрическими и магнитными характеристиками (рис. 8).

Высокие служебные характеристики биметаллических плит на основе конструкционных материалов с плакировкой из титана, тантала, нержавеющей стали для сосудов атомной, химической и вакуумной техники позволяют использовать их в самых ответственных конструкциях при одновременном воздействии высокой температуры, пара, давления, химических реагентов и т. п. Плакирование взрывом эффективно при изготовлении трубных досок теплообменных аппаратов, тяжело нагруженных подшипников скольжения, акси-



Рис. 8. Материалы и изделия, полученные способом сварки и консолидации взрывом: *а* — переходники электролизеров медь–титан и алюминий–сталь повышенной термостойкости; *б* — панели из легких сплавов алюминия; *в* — теплообменники титан–медь, алюминий–титан; *г* — рабочие органы почвообрабатывающих машин; *д* — заготовки из циркониевой бронзы и молибдена; *е* — многослойные композиционные материалы; *ж* — заготовки коаксиально плунжерных насосов; *з, и* — композиционные изделия для микроэлектроники Cr, Ti–W, Ni–Cr–Si (*з*) и силициды Ti, W, Mo, Ta (*и*)



ально-поршневых насосов, биполярных электродов для гидрометаллургии, панелей из легких сплавов, ультразвуковых панелей, всевозможных переходников в сочетании более чем 300 пар разнородных металлов и сплавов, армированных композиционных материалов и многих других. Пакетная сварка металлов прокаткой в сочетании с плакированием взрывом расширяет технологические возможности метода и номенклатуру свариваемых материалов, снимает ограничения по максимальной толщине слоистых композиций.

В последние годы в объединении предложена и реализована на специальных установках обработка взрывом, включающая предварительный высокотемпературный нагрев и вакуумирование обрабатываемого материала, ударную сварку и последующую скоростную закалку. Расширение диапазона термодинамических состояний вещества позволило получить компакты и материалы из композиционных материалов и порошков, в том числе тугоплавких химических соединений с сильными ковалентными связями (нитридных, карбидных, боридных, силицидных). Развитие этих работ позволило сформировать новые направления исследований на длительную перспективу.

1. *Abrahamson G. R.* Residual periodical deformations of surface under action of moving jet // Proc. of ASME, Ser. E, Appl. Mechanics. — 1961. — 28, № 4. — P. 45–55.

The paper presents a review by Byelorussian researchers on the theory of explosion welding. Physical concepts, which are the basis of the mathematical model of this phenomenon, are described, and the capabilities of numerical simulation of the process of joint formation subsonic oblique collision. Simple semi-empirical methods of calculation are presented and examples of some practical work on explosion welding and treatment are given.

2. *Cowan G. R., Holtzman A. H.* Flow configurations in colliding plates: explosive banding // J. Appl. Phys. — 1963. — 34, № 4. — P. 928–939.
3. *Deribas A. A., Kudinov V. M., Matveenkov F. I.* Effect of initial parameters on process of wave formation during explosion welding of metals // Phys. of Combustion and Explosion. — 1967. — 3, № 4. — P. 561–568.
4. *Godunov S. K. et al.* Wave formation during explosion welding // J. Appl. Mechanics and Techn. Phys. — 1971. — № 3. — P. 63–73.
5. *Cowan G. R., Bergmann O. R., Holtzman A. H.* Mechanism of bond zone wave formation in explosionclad metals // Metallurg. Trans. — 1971. — 2, № 11. — P. 3145–3155.
6. *Дерибас А. А.* Физика упрочнения и сварки взрывом. — Новосибирск: Наука, 1972. — 188 с.
7. *Карпенгер С.* Сварка металлов взрывом. — Минск: Беларусь, 1976. — 43 с.
8. *Беляев В. И., Ковалевский В. И., Смирнов Г. В., Чекан В. А.* Высокоскоростная деформация металлов. — Минск: Наука и техника, 1976. — 224 с.
9. *Кудинов В. Д., Коротеев А. Я.* Сварка взрывом в металлургии. — М.: Металлургия, 1978. — 168 с.
10. *Ковалевский В. И., Беляев В. И., Смирнов Г. В.* Anwendungsmöglichkeiten des Explosionsschweißens für die Herstellung von Verbundmaterialien // Z. Metallkunde. — 1979. — 2.
11. *Захаренко И. Д.* Сварка металлов взрывом. — Минск: Наука и техника, 1990. — 205 с.
12. *Petushkov V. G., Simonov V. F., Sedykh V. S., Fadeenko Yu. I.* Explosion welding criteria. — Cambridge, 1996. — 127 p.
13. *Смирнов Г. В.* Эффекты динамической кумуляции. — Минск: Ремико, 1999. — 160 с.

Поступила в редакцию 18.06.2009

## **XIII РЕСПУБЛИКАНСКАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «СВАРКА И КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА»**

**Казахстан, Караганда, 10–11 декабря 2009 г.**

10–11 декабря 2009 г. в Караганде состоится XIII Республиканская научно-техническая конференция «Сварка и контроль качества», которую проводят Карагандинский государственный технический университет и «Аттестационный центр по неразрушающему контролю».

На конференции будут рассматриваться вопросы теории и практики сварочного производства и неразрушающего контроля, а также подготовки кадров для этих сфер деятельности.

В рамках конференции пройдет совещание главных специалистов по вопросам подготовки и аттестации сварщиков и специалистов сварочного производства в Казахстане.

### **Контакты:**

**тел. 8-7212-33-56-06; сот. 8-701-34-131-34;**

**тел./факс: 8-7212-72-17-41 «Аттестационный центр по неразрушающему контролю»;**

**E-mail: brodnikov@ngs.ru; brodnikov55@mail.ru (Бродников Владислав Михайлович);**

**igor\_svar@mail.ru (Бартенев Игорь Анатольевич)**



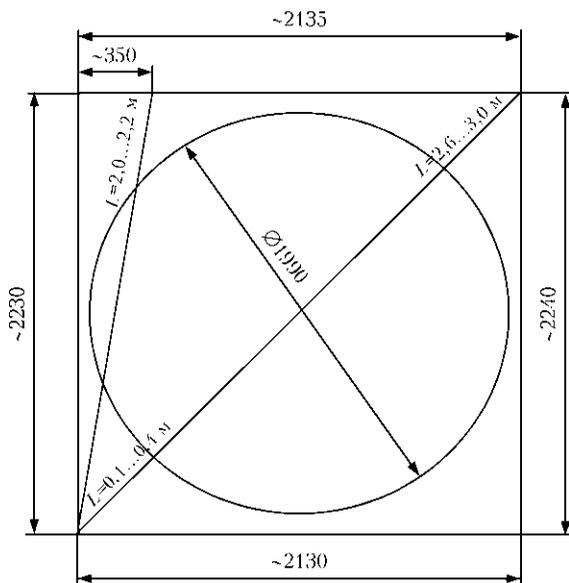


Рис. 2. Схема разметки биметаллической заготовки из стали 09Г2С + титан Вt1-0 под вырезку трубной доски и образцов для исследования

линейные размеры биметаллических заготовок. Как оказалось, эти размеры стали больше исходных на 30...40 мм (рис. 2), что свидетельствует об образовании в процессе высокоскоростного нагружения свариваемых металлов больших пластических продольных деформаций.

Из части образцов изготовлены микрошлифы для замера параметров волн, образовавшихся на поверхности соединения сталь + титан в процессе соударения свариваемых слоев. Результаты измерений размера этих волн по длине приведены в табл. 1. Из таблицы видно, что с увеличением расстояния  $L$  от места начала соударения пластин происходит рост общего среднего значения длины волны от  $\lambda \approx 0,8$  мм в начальной зоне сварки до  $\lambda \approx 1,1$  мм в условно средней зоне сварки и до  $\lambda \approx 1,4$  мм на конечном ее участке. Известно [1, 2], что  $\lambda \sim \sin^2(\gamma/2)$ , если  $\delta_2 \gg \delta_1$  (в нашем случае  $\delta_2 = 12\delta_1$ ). Тогда, полагая  $\lambda \approx 0,8$  мм соответствующей начальному углу соударения, можно легко найти углы соударения, соответствующие средней зоне сварки и конечному ее участку, если известен начальный угол соударения. Для его оценки проведен опыт по метанию пластины с использованием методики [3]. При этом использовали титановую пластину размером 500×300×5 мм. Заряд толщиной  $H = 50$  мм состоял из ВВ того же состава, что и при плакировании заготовок трубных досок. Плотность ВВ составляла приблизительно 0,9 г/см<sup>3</sup>, скорость детонации  $D \approx 2500$  м/с. Измерения показали, что при дистанции разгона 4 мм угол поворота  $\beta$  (см. рис. 1) титановой пластины равен около 11,8°. Поэтому считаем, что начальный угол соударения  $\gamma = 11,8^\circ$ . Но тогда несложно показать, что в средней зоне  $\gamma = 13,6^\circ$ , а на конечном

участке  $\gamma = 15,3^\circ$ . Интересно отметить, что если для нахождения длины ударной волны применить хорошо известную формулу из [2]  $\lambda = A\delta_1 \sin^2(\gamma/2)$ , то в нашем случае коэффициент пропорциональности  $A$  должен быть равным 16.

Расчет сварочных зазоров, которые должны соответствовать найденным углам соударения в средней и конечной зонах сварки, показал, что  $h \approx 7$  мм при  $\gamma = 13,6^\circ$  и  $h = 11$  мм при  $\gamma = 15,3^\circ$ . Вычисления проводили с использованием двумерной модели [4, 5] при показателе политропы  $k = 2,5$ , для этого значения наблюдалось наилучшее совпадение экспериментальной кривой разгона с расчетным профилем метания пластины.

Кроме того, зазор можно вычислить с использованием уравнения движения, представленного в виде выражения

$$\Delta h = pt^2 / (2m_{пл}), \quad (1)$$

где  $p$  — давление в воздушной пробке;  $t$  — время;  $m_{пл}$  — масса метаемой пластины, отнесенная к единице площади.

Исходя из результатов работы [6] и относительно низкой скорости детонации считаем, что влиянием облака мелкодисперсных металлических частиц обратного потока, возникающего при косом соударении пластин [7] на параметры воздушной пробки, можно пренебречь. Тогда, значения  $p$  и  $t$  находим из хорошо известных выражений газовой динамики применительно к решению задачи о поршне [8], которые имеют в данном случае следующий вид:

$$v_k^2 = (p - p_0)^2 \frac{2/\rho_0}{(k_b + 1)p + (k_b - 1)p_0}, \quad t = \frac{\rho_0 L}{\rho v_k},$$

где  $p_0 \approx 1 \cdot 10^5$  Па — начальное давление;  $\rho_0 \approx 1,3$  кг/м<sup>3</sup> плотность воздуха;  $k_b = 1,4$  — пока-

Таблица 1. Результаты измерения длины  $\lambda$  ударной волны (мм)

| Зона сварки | L, м | 1-я трубная решетка | 2-я трубная решетка | Общее среднее значение |
|-------------|------|---------------------|---------------------|------------------------|
| Начальная   | 0,1  | 0,80                | 0,80                | ≈ 0,8                  |
|             | 0,2  | 0,78                | 0,92                |                        |
|             | 0,4  | 0,80                | 0,90                |                        |
|             |      | (среднее 0,79)      | (среднее 0,87)      |                        |
| Средняя     | 2,0  | 1,04                | 1,20                | ≈ 1,1                  |
|             | 2,1  | 1,00                | 1,18                |                        |
|             | 2,2  | —                   | 1,20                |                        |
|             |      | (среднее 1,02)      | (среднее 1,19)      |                        |
| Конечная    | 2,6  | 1,20                | 1,60                | ≈ 1,4                  |
|             | 2,7  | 1,56                | 1,35                |                        |
|             | 2,8  | 1,38                | 1,45                |                        |
|             | 2,9  | 1,36                | 1,30                |                        |
|             | 3,0  | 1,38                | 1,35                |                        |
|             |      |                     | (среднее 1,38)      |                        |



**Таблица 2. Результаты расчетов и измерения зависимости ширины сварочного зазора  $h$  от расстояния  $b$  от места начала соударения пластины**

| $L, м$ | $t(t-28), мкс$ | $h = h_0 + \Delta h, мм$ |  | Относительное отклонение расчета от эксперимента, % |
|--------|----------------|--------------------------|--|---|
|        |                | Расчет по (1)            | Эксперимент + двухмерный расчет [4, 5] |   |
| 0      | 0              | 4                        | 4                                      | 0   |
| 0,4    | 28 (0)         | 6 (4)                    | 4                                      | 50 (0)  |
| 2,1    | 148 (120)      | 9 (7)                    | 7                                      | 30 (0)  |
| 2,8    | 198 (170)      | 13 (10)                  | 11                                     | 20 (10)   |

Примечания. 1. В скобках указаны значения соответствующих параметров при условии начала отсчета времени при  $L = 0,4 м$ . 2.  $m_{пл} = 22,5 кг/м^2$ ;  $p = 10 МПа$ .

затель политропы воздуха;  $\rho = \rho_0 \frac{(k_b + 1)p + (k_b - 1)p_0}{(k_b - 1)p + (k_b + 1)p_0}$  — плотность воздушной пробки. Для простоты будем брать расстояние  $L$  для средней и конечной зон сварки по его среднему значению — соответственно 2,1 и 2,8 м. В табл. 2 представлены оценочные значения сварочного зазора, определенные двумя указанными выше методами при различных значениях  $L$ . Из таблицы видно, что сходимость экспериментальных и расчетных данных резко увеличивается, если отсчет времени вести с  $L = 0,4 м$ . При этом для конечного участка сходимость расчетных данных с экспериментальными остается удовлетворительной как с учетом, так и без учета смещения по времени (28 мкс). Эти результаты свидетельствуют о том,

что в нашем случае плотная воздушная пробка, способная заметно смещать метаемую пластину, сформировалась, по-видимому, на определенном удалении от начала процесса соударения пластин. Можно полагать, что в начальной зоне сварки, длина которой составляет примерно 0,5 м, воздушная пробка либо отсутствует, либо находится на стадии зарождения (формирования), что требует дополнительного исследования. В остальном же экспериментальные и расчетные результаты хорошо согласуются с выводами работы [9].

1. Cowan G., Holtzman A. Flow configuration in colliding plates: explosive banding // J. Appl. Phys. — 1963. — 34, № 4. — P. 928–939.
2. О моделировании процесса волнообразования при сварке взрывом / А. А. Дерибас, В. М. Кудинов, Ф. И. Матвеевков, В. А. Симонов // Физ. горения и взрыва. — 1968. — № 1. — С. 100–107.
3. Кузьмин Г. Е., Мали В. И., Пай В. В. О метании плоских пластин слоями конденсированных ВВ // Там же. — 1973. — 9, № 4. — С. 558–562.
4. Кузьмин Г. Е. Применение численных методов в задачах прессования и сварки взрывом: Дис. ... канд. физ.-мат. наук. — Новосибирск, 1978. — 145 с.
5. Кузьмин Г. Е. О метании пластин в условиях сварки взрывом // Механика взрывных процессов. Динамика сплошной среды. — 1977. — Вып. 29. — С. 137–142.
6. Ишуткин С. Н., Кирко В. И., Симонов В. И. Исследование теплового воздействия ударно-сжатого газа на поверхность соударяющихся пластин // Физ. горения и взрыва. — 1980. — 16, № 6. — С. 69–73.
7. Дерибас А. А., Захаренко И. Д. О поверхностных эффектах при косых соударениях металлических пластин // Там же. — 1974. — 10, № 3. — С. 409–421.
8. Овсянников Л. В. Лекции по основам газовой динамики. — М.: Наука, 1981. — 368 с.
9. Кудинов В. М., Коротеев А. Я. Сварка взрывом в металлургии. — М.: Металлургия, 1978. — 168 с.

Dependence of growth of the length of a shock wave formed within the joining zone between titanium and steel in explosion welding upon the path length of the detonation front has been studied. A simplified calculation model of the given process is suggested, based on an assumption that the key factor affecting increase in the shock wave length is expansion of the gap between the plates located in parallel, due to the impact on them by an air plug formed ahead of the contact point.

Поступила в редакцию 03.09.2009



## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ УДАРНО-СЖАТОГО ГАЗА В СВАРОЧНОМ ЗАЗОРЕ ВПЕРЕДИ ТОЧКИ КОНТАКТА ПРИ ПЛАКИРОВАНИИ ВЗРЫВОМ

С. Ю. БОНДАРЕНКО, канд. техн. наук (Алтайский гос. аграр. ун-т, РФ),

Д. В. РИХТЕР, канд. техн. наук, О. Л. ПЕРВУХИНА, канд. техн. наук, Л. Б. ПЕРВУХИН, д-р техн. наук (Ин-т структур. макрокинетики и пробл. материаловедения РАН, г. Черноголовка, РФ)

Рассмотрена динамика формирования области ударно-сжатого газа и найдена зависимость максимальной протяженности области ударно-сжатого газа от скорости точки контакта и длины листа. Выдвинута гипотеза о том, что в сварочном зазоре впереди точки контакта при сверхзвуковом (5...6 махов) обтекании ударно-сжатым газом свариваемых поверхностей на границе раздела происходит термическая ионизация газа с образованием тонких слоев низкотемпературной плазмы.

*Ключевые слова:* плакирование взрывом, зазор между пластинами, ударно-сжатый газ, параметры газа, термическая ионизация газа

При сварке взрывом крупногабаритных металлических пластин на качество сварки оказывает влияние газ, находящийся в зазоре между пластинами [1, 2]. После столкновения последних точка контакта движется вдоль свариваемых листов, образуя перед собой область ударно-сжатого газа, выполняющую тем самым роль «поршня», размер которого с пройденным расстоянием увеличивается [3]. Воздействие этого потока приводит к прогреву металла и расплавлению его поверхности до соударения [4], что может оказывать существенное влияние на качество соединения [5]. На основании аналогичных экспериментов в работе [6] сделан вывод о том, что воздушная ударная волна формирует в зазоре высокотемпературную плазму. Поток тепла от плазмы разогревает поверхностный слой пластин до температуры плавления, обеспечивая при последующем контакте сварку пластин между собой.

В работах [7, 8] фотоэлектрическим методом проводили измерение яркостной температуры вблизи точки контакта. На основании экспериментальных данных следует, что температура при скорости детонации  $D = 4200$  м/с равна 7700 К, а при  $D = 5300$  м/с — 10500 К.

Анализ этих работ, а также результаты экспериментов, проведенных методом «ловушек» [9], по фиксированию частиц, вылетающих из сварочного зазора с ударно-сжатым газом, показали, что процессы, происходящие в сварочном зазоре впереди точки контакта при получении соединения, требуют дополнительного изучения.

**Методика расчета.** Линия контакта имеет конечную длину, поэтому область ударно-сжатого

газа создается только в пределах ее длины (и ширины зазора). Поскольку область ударно-сжатого газа при этом граничит с невозмущенным воздухом, неизбежна утечка из области ударно-сжатого газа за пределы «поршня» в окружающее пространство. Градиент давления, образующийся между сжатым и невозмущенным газом сбоку от поршня, направленный вдоль линии контакта, разгоняет газ до некоторой скорости, которая является в данном случае скоростью истечения  $v$  (рис. 1).

Влияние области ударно-сжатого газа на свариваемые поверхности прежде всего зависит от его теплоэнергетических параметров и времени

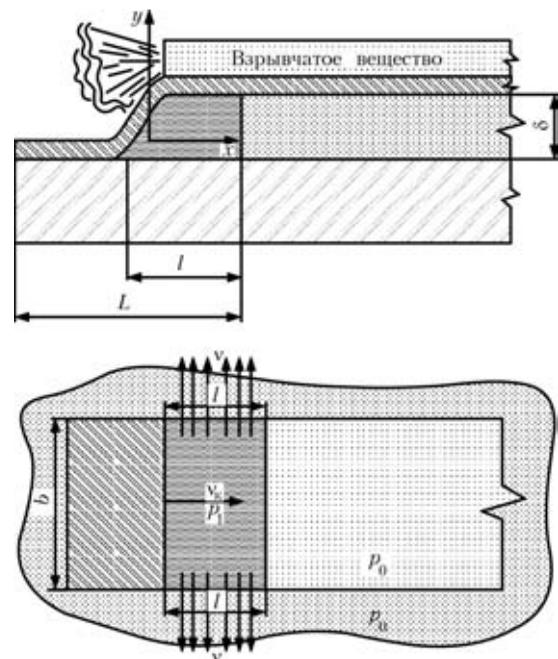


Рис. 1. Направление истечения газа из сварочного зазора:  $L$  — расстояние, пройденное точкой контакта;  $\delta$  — ширина зазора; остальные обозначения см. в тексте



$t$  воздействия, которое определяется линейным размером этой области вдоль вектора скорости точки контакта.

В соответствии с законом сохранения массы область ударно-сжатого газа перестанет увеличиваться, если масса дополнительного «захваченного» за единицу времени ударной волной воздуха  $m_3$  и масса истекающего воздуха  $m_и$  будут равны

$$\frac{dm_3}{dt} = \frac{dm_и}{dt} = \text{const.} \quad (1)$$

В итоге получаем совокупность двух задач — задачи о вдвигаемом поршне (определение параметров за ударной волной) и задачи о скорости истечения газа из объема, которые необходимо решить совместно.

**Схемы расчетов параметров ударно-сжатого газа.** Для расчетов используем уравнения ударной адиабаты, приведенные в [10]:

$$\frac{p_1}{p_0} = \frac{6 - V_1/V_0}{8V_1/V_0 - 1}, \quad \frac{\rho_0}{\rho_1} = \frac{V_1}{V_0} = \frac{p_1/p_0 + 6}{8p_1/p_0 + 1}, \quad \frac{T_1}{T_0} = \frac{p_1 V_1}{p_0 V_0}, \quad (2)$$

и выразив амплитуду ударной волны через число Маха, получим

$$\frac{7}{5} M^2 = \frac{p_1/p_0 - 1}{1 - V_1/V_0}, \quad (3)$$

где  $p_1, p_0$  — абсолютные давления в области ударно-сжатого газа и окружающей атмосферы;  $\rho_1, \rho_0$  — плотность газа после и перед разрывом;  $T_1, T_0$  — температура газа до и после разрыва;  $V_1, V_0$  — объемы газа до и после сжатия;  $M$  — число Маха.

Отсюда можно получить любое требуемое отношение параметров.

Определение скорости истечения, расхода газа, а также условий, существенно влияющих на процесс его истечения, являются основными задачами термодинамического анализа применительно к газовому потоку.

Несмотря на то, что область ударно-сжатого газа движется относительно атмосферного воздуха со сверхзвуковой скоростью и молекулы оказываются вовлеченными в упорядоченное движение за ударной волной, при лабораторной системе отсчета они «неподвижны» относительно линии контакта.

При адиабатном установившемся течении газа теоретический массовый расход газа за единицу времени  $m_и$  и теоретическую скорость его истечения  $v$  в нашем случае можно определить с помощью выражений, приведенных в [5] для критических скорости  $v_{кр}$  и температуры  $T_{кр}$  течения газа:

$$m_и = f \sqrt{\frac{2\gamma}{\gamma+1} p_1 \rho_1 \left(\frac{2}{\gamma+1}\right)^{2/(\gamma-1)}}; \quad v_{кр} = \sqrt{\frac{2\gamma}{\gamma+1} R T_{кр}}, \quad (4)$$

где  $f$  — площадь выходного сечения;  $\gamma$  — показатель адиабаты для вытекающего газа;  $R$  — газовая постоянная.

С расходом газа обычно происходит уменьшение его давления и температуры, а следовательно, и локальной скорости звука. Теоретически функции массы и скорости истечения должны являться интегральной функцией, но при сварке взрывом при истечении газа за пределы области пластины и потере массы газа падение давления не происходит, а потеря массы компенсируется уменьшением области ударно-сжатого газа, т. е. параметром  $f$ , и восстановлением давления.

**Определение геометрических характеристик области ударно-сжатого газа.** Для определения геометрических характеристик области ударно-сжатого газа, пользуясь приведенными выше зависимостями, совместно решим две задачи и проследим динамику роста области ударно-сжатого газа. В классической теории сварки взрывом принимают скорость движения фронта ударной волны примерно в 1,2...1,4 раза выше скорости точки контакта. В начальный момент движения точки контакта именно так и есть. Но с момента отрыва ударной волны от линии контакта и при значении протяженности  $l$  зоны ударно-сжатого газа (см. рис. 1), отличным от нуля, в связи с увеличивающимся расходом газа скорость уменьшается с увеличением  $l$ , пока не становится равной скорости точки контакта  $v_{кр}$ , т. е. эта ударная волна является головной при обтекании тела.

Полученная зависимость  $l = f(L)$  будет выглядеть следующим образом:

$$l = \frac{L \rho_0 b}{\rho_1 b + 2 \frac{L}{v_{кр}} \sqrt{\frac{2\gamma}{\gamma+1} p_1 \rho_1 \left(\frac{2}{\gamma+1}\right)^{2/(\gamma-1)}}}, \quad (5)$$

где  $b$  — длина линии контакта (ширина листов) (см. рис. 1).

Расчеты показывают (рис. 2), что размеры области ударно-сжатого газа стабилизируются и существенно зависят от  $v_{кр}$ . Таким образом, поршень из ударно-сжатого газа двигается в сварочном зазоре со скоростью равной  $v_{кр}$ , т. е. происходит сверхскоростное обтекание свариваемых поверхностей ударно-сжатым газом (см. рис. 1).

Проведенные расчеты параметров ударно-сжатого газа впереди точки контакта не учитывают повышение температуры газа при сверхскоростном обтекании поверхности свариваемых пластин. Расчеты с учетом температуры торможения показывают, что на режимах сварки взрывом, при-

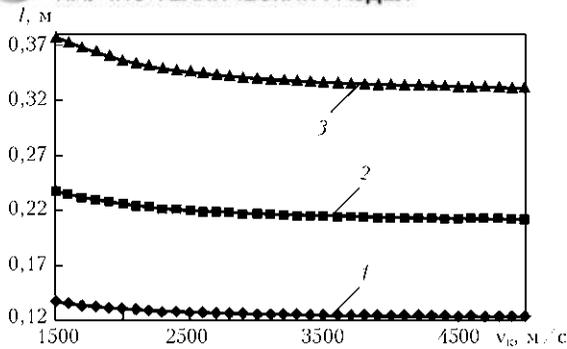


Рис. 2. Зависимость протяженности  $l$  зоны ударно-сжатого газа от скорости точки контакта  $v_k$  и ширины листа  $b$ : 1 —  $b = 0,5$ ; 2 — 1,0; 3 — 2,0 м

меняемых при промышленном производстве биметалла ( $D = 2500$  м/с) повышение температуры газа в пограничном слое без учета теплопроводности составит 3400 К; при увеличении скорости детонации до 3500 м/с он составит 6400 К.

Таким образом, суммирование расчетной температуры в области ударно-сжатого газа с температурой в местах пограничного слоя показывает, что температура в месте обтекания ударно-сжатым газом свариваемых поверхностей составляет около 6000...12000 К, т. е. достигает температуры перехода газа в плазменное состояние («холодная» плазма) [11].

## Выводы

1. Определение параметров ударно-сжатого газа между свариваемыми листами при параллельной сварке взрывом впереди точки контакта является задачей сверхзвукового обтекания тела, которую можно условно разделить на две — задачу о движении поршне с определением параметров газа за ударной волной и задачу о скорости истечения газа из сварочного зазора. Предложено совместное решение этих задач и показано, что размер области ударно-сжатого газа ограничен и при одном и том же газе зависит только от ширины листов и скорости точки контакта. Определены

параметры газа в этой области — давление  $p_1$ , температура  $T_1$  и плотность  $\rho_1$ .

2. Проведенные оценки температуры в ударно-сжатом газе с учетом сверхзвукового обтекания им свариваемой поверхности позволили выдвинуть гипотезу: в сварочном зазоре впереди точки контакта при сверхзвуковом (5...6 махов) обтекании ударно-сжатым газом свариваемых поверхностей на границе раздела происходит термическая ионизация газа с образованием тонких слоев низкотемпературной («холодной») плазмы.

1. Richter U. Application of explosive-welded bimetals to constructing apparatuses for chemical industry // Proc. II Intern. conf. on explosives, Marianske Lazne, CSSR, 1973. — Marianske Lazne, 1973. — S. 253–261.
2. Кудинов В. М., Коротеев А. Я. Сварка взрывом в металлургии. — М.: Металлургия, 1978. — 168 с.
3. Дерибас А. А., Захаренко И. Д. О поверхностных эффектах при косых соударениях металлических пластин // Физ. горения и взрыва. — 1975. — 11, № 1. — С. 151–153.
4. О возможном возгорании выбрасываемых в зазор частиц при сварке титана взрывом / А. А. Бердыченко, Б. С. Злобин, Л. Б. Первухин, А. А. Штерцер // Там же. — 2003. — 39, № 2. — С. 128–136.
5. Ицуткин С. Н., Кирко В. И., Симонов В. А. Исследование теплового воздействия ударно-сжатого газа на поверхность соударяющихся пластин // Там же. — 1980. — 16, № 6. — С. 69–73.
6. Использование методов сварки взрывом и взрывной термической обработки металлов для создания многослойных броневых композиций, имеющих повышенную пулестойкость и живучесть / В. К. Ашаев, Г. С. Доронин, Е. И. Ермолович и др. // Вооружение, автоматизация, управление: Сб. науч. тр. — Ковров, 2006. — С. 317–319.
7. Алексеев Ю. Л., Смирнова Г. М. Формирование соединения при сварке взрывом // Физ. и химия обработки металлов. — 1994. — № 4/5. — С. 126–130.
8. Алексеев Ю. Л., Смирнова Г. М. Об условиях образования сварного соединения взрывом // Там же. — 1994. — № 2. — С. 112–116.
9. Влияние состава атмосферы на образование соединения титана со сталью при сварке взрывом / О. Л. Первухина, А. А. Бердыченко, Л. Б. Первухин, Д. В. Олейников // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: Межвуз. сб. науч. тр. — Волгоград: ВолгГУ, 2006. — С. 59–64.
10. Зельдович Я. Б., Райзер Ю. П. Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений. — М.: Наука, 1966. — 686 с.
11. Франк-Каменецкий Д. А. Плазма — четвертое состояние вещества. — М.: Атомиздат, 1975. — 159 с.

Dynamics of formation of a shock-compressed gas region is considered, and dependence of the maximal length of the compressed-gas region upon the contact point velocity and plate length has been derived. A hypothesis is offered, that thermal ionisation of gas to form thin layers of low-temperature plasma takes place at interface in the welding gap ahead of the contact point in supersonic (5-6 Mach) flow of the shock-compressed gas over the mating surfaces.

Поступила в редакцию 30.06.2009

## ПРОМЫШЛЕННОЕ ПРИМЕНЕНИЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ (Обзор)

Дж. Г. БЭНКЕР, вице-президент компании DMC (г. Болдер, Колорадо, США)

Приведен обзор использования технологий сварки взрывом в современном производстве. Рассмотрены их возможности и недостатки по сравнению с другими технологиями сварки металлов, представлены основные области применения этого способа сварки.

*Ключевые слова:* сварка взрывом, плакированный металл, плакирование взрывом, сварка переходников, сосуды высокого давления, теплообменники, автоклавы

Первые публикации по сварке взрывом появились в середине прошлого века. В течение 1950-х годов несколько научных организаций в мире расширили научно-исследовательскую деятельность в сфере обработки металлов взрывом, главным образом применительно к формовке, упрочнению, прошивке и прессовке. В 1959 г. фирма «Дюпон» подала первую патентную заявку на сварку взрывом. Тремя годами позже она приступила к промышленному производству трехслойных плит для изготовления американских монет. В течение 1960-х годов фирма «Дюпон» завершила разработку технологии сварки взрывом, расширила ее промышленное применение и лицензировала свою технологию «Detaclad» для производителей, использующих взрывные технологии в Европе и Азии. Параллельно с этим некоторые научные учреждения разработали свои варианты такой технологии. Наиболее распространенными стали технологии, созданные в Советском Союзе. В течение последующих лет начались широкие исследования взрывной технологии. В настоящее время взрывные технологии применяют в мире свыше 40 компаний [1–7].

За указанный период были разработаны также способы получения сваркой взрывом микроточечных соединений для электроники, стыковых соединений труб для газовой промышленности, соединений труб с трубными досками для энергетики, все виды точечных соединений, в том числе и нахлесточные стыковые швы для биметаллических бритвенных лезвий. Хотя сварка взрывом зарекомендовала себя как высокоуниверсальная технология, большинство изобретений в этой области не нашли применения. Исключением стало изготовление плакированных плит и переходников из разнородных металлов.

На сегодня около 80 % мировой продукции, полученной с применением сварки взрывом, со-

ставляют плакированные плиты, применяемые главным образом для изготовления коррозионно- и износостойкого оборудования (рис. 1). Около 10 % продукции — это биметаллические переходники, широко используемые в промышленности при выполнении разнородных соединений (рис. 2), например, алюминия со сталью. Диапазон изделий этого типа составляет от бронированных мишеней до мишеней ионного распыления и электронных монтажных плат.

Сварка взрывом является высокоуниверсальной технологией, которая может использоваться для соединения промышленных металлов почти в любом сочетании, приемлема также для соединений как одно-, так и разнородных металлов. Последнее стало важным стимулом для промышленного развития этой технологии. В настоящее



Рис. 1. Плакированные взрывом плиты титан (10 мм) + сталь (117 мм) размером 2200×8000 мм

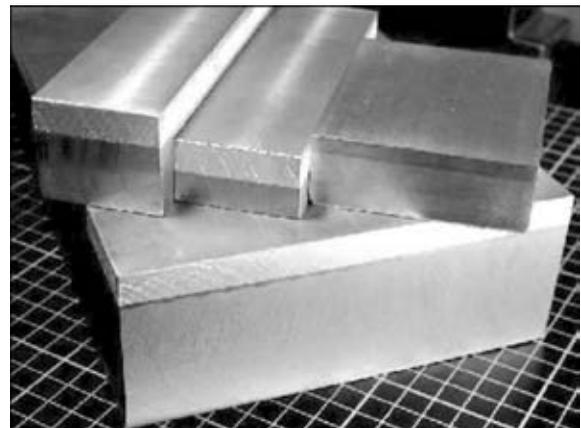


Рис. 2. Сварные переходники из разнородных металлов



время с помощью сварки взрывом получают надежные соединения алюминия и титана со сталью. Качественное соединение этих металлов достигнуто благодаря отсутствию значительного нагрева, поскольку при сварке взрывом нет временно-температурных условий, необходимых для диффузии и формирования хрупких интерметаллидов.

Сварка взрывом идеально подходит для выполнения плоскостных соединений на больших площадях между металлическими плитами или листами. Размеры плакированных плит (длина и ширина) ограничиваются в основном размером поставляемых заготовок, а не техническими возможностями сварки взрывом. Для большинства имеющихся промышленных металлов, из которых изготавливают метаемые пластины толщиной 3 мм и меньше, длина ограничивается 1200 мм. Марки металлов, используемых для более толстых покоящихся оснований, обычно имеют ширину от 2500 до 3500 мм (в зависимости от типа сплава). Для многих типов металлов два или более листа могут быть сварены торцевым стыковым швом до плакирования (с использованием обычных процессов сварки плавлением) с целью укрупнения обычного размера плиты. Следует заметить, что сегодня возможно изготовление листов (плит) шириной до 5000 м и длиной до 13 м, при этом диапазон толщины очень большой. Так, толщина метаемой плиты, называемой плакирующей, может составлять от 0,1 до 50,0 мм, а основной плиты — от 0,1 мм до более чем 100 мм.

В настоящее время основное применение сварки взрывом — изготовление крупных плоских плакированных плит с различным сочетанием материалов (таблица). Плиты, плакированные взрывом, могут легко деформироваться в цилиндрические заготовки и днища при изготовлении

промышленного оборудования (реакторы, колонны, компоненты теплообменников).

Существуют три промышленные технологии изготовления плакированных плит — соединение металлов горячей прокаткой, нанесение наплавленного слоя и плакирование взрывом [8]. Во многих случаях сварка взрывом является наиболее универсальным процессом.

Соединения горячей прокаткой выполняются небольшой группой станов для прокатки толстых плит. В этом процессе плакирующий и основной металлы соединяются вместе во время горячей прокатки. Получение соединения горячей прокаткой, являющейся высокотемпературным процессом, в значительной мере ограничивается соединением таких металлургически однородных металлов, как нержавеющая сталь и никелевые сплавы со сталями. Этот процесс применяется для производства большого количества плакированных плит малой и средней толщины. Их стоимость часто оказывается ниже, чем в случае плакирования взрывом металла толщиной 25 мм. Горячекатаные изделия обычно приемлемы для изготовления большинства сосудов. При этом биметалл имеет более низкий предел прочности на сдвиг и худшее сопротивление коррозии по сравнению с двумя другими технологиями. Последнее главным образом относится к сплавам, подвергающимся термообработке на твердый раствор, т. е. нагреву, за которой следует быстрое охлаждение. К таким материалам относятся высоколегированные аустенитные нержавеющие сплавы, дуплекс-стали и некоторые никелевые сплавы.

Плакирующий слой наплавляется на основной металл с использованием дуговой сварки. Наплавка приемлема при получении необходимых профилей, при работах в полевых условиях и изготовлении толстостенных реакторов, работающих под давлением. При наплавке дуговой сваркой наплавляемый и основной металл расплавляются на границе раздела, при этом разбавление наплавляемого металла основным может вызвать снижение коррозионной стойкости биметалла, что ограничивает область применения этого процесса. Усадка металла шва во время охлаждения может вызвать деформацию, если основной металл тонкий, поэтому при толщине основного металла менее 75 мм наплавку редко используют для изготовления нового оборудования. По сравнению с горячей прокаткой наплавка сваркой ограничивается металлургически однородными металлами — в основном нержавеющими сталями и никелевыми сплавами, соединяемыми со сталью.

Плакирование взрывом — наиболее универсальный способ изготовления плакированных плит. Будучи технологией холодной сварки, она позволяет получать изделия с высокой прочностью соединения в сочетании с устойчивостью к

**Типичные сочетания материалов в биметаллах, полученных сваркой взрывом**

| Плакирующий металл                       | Основной металл (лист, плита, поковка) |
|--|--|
| Алюминий и алюминиевые сплавы            | Плиты:<br>углеродистая сталь           |
| Медь/латунь/бронза/Cu-Ni                 |  |
| Никель и никелевые сплавы                | легированная сталь                     |
| Аустенитные нержавеющие стали            | нержавеющая сталь                      |
| Ферритные/мартенситные нержавеющие стали | Алюминий                               |
| Нержавеющие дуплекс-стали                | Медь                                   |
| Титан                                    |  |
| Цирконий                                 |  |
| Серебро                                  |  |
| Тантал                                   |  |



Рис. 3. Плакированная титаном колонна (диаметр 5000 мм, масса 450 т) для изготовления ОТК



Рис. 4. Реактор для гидрогенизации (диаметр 4500 мм, масса более 1000 т), плакированный нержавеющей сталью

коррозии исходных компонентов, которая не изменяется при изготовлении биметалла. Процесс плакирования взрывом пригоден для соединения почти любых сочетаний обычных технических металлов. Он нашел применение при нанесении на стали алюминия, титана, циркония, никелевых сплавов и нержавеющей сталей. Альтернативные технологии изготовления плакированного металла обычно ограничиваются последними двумя материалами. Плакирование взрывом является основной промышленной технологией при изготовлении биметаллов, когда плакирующий сплав и основной металл не совместимы с металлургической точки зрения, например, титан, цирконий, алюминий или тантал, наносимый на сталь. Плакирование взрывом обычно ограничивается производством плоских плит или концентрических цилиндров. Затем плакированные плиты при необходимости подвергаются формовке и служат для изготовления различных изделий. Если обработка выполнена правильно, расслоение биметалла обычно не происходит.

Плакирование взрывом широко используется при изготовлении сосудов под давлением и теплообменников, работающих в условиях коррозионноустойчивых процессов при высоком давлении и/или высокой температуре. Оно главным образом применяется в химической, нефтехимической, гидрометаллургической, нефтяной и газовой промышленности, а также для рафинирования химических продуктов. Ниже приведены наиболее интересные примеры ее применения. Более детальные описания, включая изготовление оборудования и области применения сварки взрывом, содержатся во многих источниках [9–16].

*Оборудование для производства очищенной терефталевой кислоты (ОТК).* Оно предназначено для производства полиэстера и широкой номенклатуры спутных продуктов. Для устойчивости цвета изделий широкого потребления необходима высокая чистота кристаллической ОТК. Процесс производства ОТК включает жидкофазное окисление ароматических углеводородов, обычно парацилена при температуре около

250 °С. Этот процесс не особо коррозионноопасен, однако чтобы обеспечить необходимую степень чистоты, допустимая скорость коррозии в реакторах основного процесса должна быть крайне низкой. Поскольку титан обеспечивает высокий уровень сопротивления коррозии в рабочей среде, он широко применяется для плакирования стали. На рис. 3 показана плакированная титаном колонна [10].

*Реакторы рафинирования.* В современных технологиях рафинирования для придания сырью, содержащему тяжелые остаточные углеводороды, более высокого уровня качества используют каталитические процессы гидрогенизации. Эти реакторы обычно работают при температуре около 500 °С в условиях очень высокого давления, в связи с чем в качестве конструкционного материала выбирают хромомолибденовые стали. На рис. 4 показан типичный реактор для гидрогенизации. Как и в случае ОТК, рабочая среда является не слишком коррозионноактивной, но при этом возникает проблема водородного охрупчивания. Обычно применяется плакирование нержавеющей сталью, что связано с необходимостью создания водородного барьера. Однако при неправильном выборе технологии плакирования наплавкой возникают расслоения, вызванные водородным охрупчиванием. Для определения устойчивости к расслоению в условиях гидрогенизации распространенным методом испытания является ASTM G-146. Многочисленные эксперименты показали, что изделия, плакированные взрывом по технологии DMC «Detaclad», не расслаиваются при испытаниях G-146 [11, 12].

*Никелевые автоклавы.* Выщелачивание кислот под давлением является одним из предпочтительных процессов при извлечении никеля из латеритных руд. Этот процесс происходит в условиях высоких температур (250 °С) и давления (5 МПа) при концентрации серной кислоты от 5 до 10 %. Титан является единственным промышленным металлом, обеспечивающим адекватное сопротивление коррозии в этой среде. Для необходимой производительности сосуда должны быть доволь-



Рис. 5. Плакированный титаном автоклав (диаметр 5100 мм, масса 100 т) для извлечения никеля и кобальта из латеритных руд в кислой среде под давлением

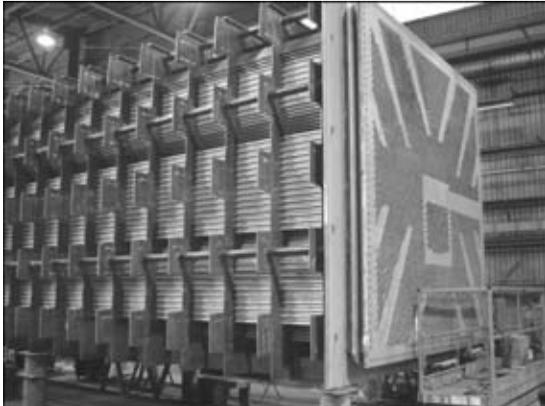


Рис. 6. Конденсатор для электросиловой установки с титановыми трубами и трубными досками, плакированными титаном



Рис. 7. Оболочечно-трубный теплообменник с циркониевыми трубами, кожухом из нержавеющей стали и трубными досками (сталь-цирконий), применяемый при производстве азотной кислоты

но большими — с внутренним диаметром около 5 м и длиной 30 м. Подходящим выбором при изготовлении этих автоклавов является плакирование титаном (рис. 5) [13].

*Трубные доски конденсаторов энергетических установок.* Генерирующие устройства обычных и ядерных электростанций нуждаются в очень больших конденсаторах низкого давления для конечной конденсации в паровой цепи. Конденсаторы, как правило, имеют конструкцию трубчатого теплообменника с трубками из нержавеющей стали или титана для транспортировки охлажда-

ющей воды. В водоохлаждаемой части установки должно быть обеспечено металлургическое соответствие между трубками и трубными досками. Во всем мире широко используются трубные доски, плакированные взрывом титаном или нержавеющей сталью. На рис. 6 показана типичная трубная доска конденсатора.

*Конденсаторы охладителей азотной кислоты.* Оболочечно-трубные теплообменники применяются для нагрева или охлаждения рабочей промышленной среды, например, в химических установках и при рафинировании химических продуктов. Рабочая среда или среда охлаждения (или они обе) могут отличаться высокой коррозионной активностью. Обычно более коррозионная среда течет по трубам, а менее коррозионная находится в сосуде вне труб. Трубы могут быть изготовлены из углеродистой стали (при минимальной коррозионной среде), а также титана, циркония или тантала (при высокой коррозионности). Сплав, выбранный для наружной стороны трубной доски, обычно согласуется со сплавом, выбранным для труб. При большом давлении толщина трубных досок быстро увеличивается, поэтому плакирование взрывом обеспечивает значительную экономию затрат во многих установках. На рис. 7 показан конденсатор охладителей азотной кислоты. По циркониевым трубам транспортируется горячая конденсируемая азотная кислота. По сосуду из нержавеющей стали течет низкокачественная охлаждающая вода. Трубная доска из нержавеющей стали плакирована цирконием (плакирование взрывом).

*Переходники.* Свариваемые переходники, изготовленные из биметаллов, полученных сваркой взрывом, позволяют полностью выполнять сварные переходы между разнородными металлами в обычной производственной обстановке. Сварка взрывом хорошо подходит для соединения разнородных металлов таких, как алюминий и сталь. На рис. 8 представлена схема переходника, облегчающая изготовление изделий в цехах сварки плавлением. Крупные плакированные плиты требуемого сочетания металлов нарезаются на стержни, диски или необходимые профили. Они поставляются в сварочные производственные цеха, где свариваются вместе с другими элементами оборудования с использованием различных способов сварки плавлением. Сварку взрывом широко применяют для изготовления переходников алюминий-сталь (включая нержавеющие стали); другими стандартными сочетаниями металлов являются алюминий-медь, алюминий-титан и титан-сталь.

Переходники обычно используются в качестве соединителей в тех местах, где механические соединения являются слабыми местами. Основные сферы применения следующие:

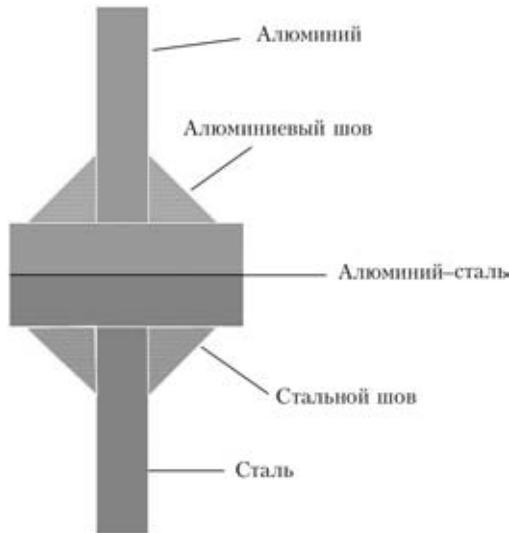


Рис. 8. Схема переходника алюминий-сталь, вырезанного из биметалла, полученного сваркой взрывом

для получения высокопрочных, свободных от трещин соединений между алюминиевыми пере-  
мычками и стальными палубами (в судовых кон-  
струкциях стоимость антикоррозионной защиты резко снижается, если болтовые или заклепочные со-  
единения заменяют сварными переходниками) [17];

для выполнения надежных соединений между легкими алюминиевыми корпусами и долговечными стальными ходовыми частями при произ-  
водстве грузовиков и железнодорожных вагонов; при производстве алюминия (для получения переходных соединений, алюминиевых шин и стальных анодов и катодов, свободных от потерь энергии на контакте) [18];

для получения герметичных муфтовых соеди-  
нений труб из алюминия и нержавеющей стали, используемых в основном в криогенной промыш-  
ленности.

Таким образом, плакирование взрывом явля-  
ется высокоуниверсальной и надежной техно-  
логией для изготовления крупных плакированных плит и металлических свариваемых переходни-  
ков. Исходя из характеристик получаемых изде-  
лий плакирование взрывом превосходит такие альтернативные процессы, как соединение горя-  
чей прокаткой и дуговая наплавка. Плакирование

взрывом главным образом используется при из-  
готовлении коррозионно- или износостойкого оборудования для различных отраслей промыш-  
ленности.

1. *Blazynski T. Z.* Explosive welding, forming and compaction. — Essex: Applied Science publ. Ltd., 1983.
2. *Holtzman A. H., Cowan G. R.* Bonding of metals with explosives // Welding Res. Coun. Bull. — 1965. — № 104, Apr.
3. *Pat. 3137937 US.* Explosive bonding / G. R. Cowan, J. J. Douglass, A. H. Holtzman. — Publ. 1964.
4. *Pocalyko A.* Explosively clad metals // Encyclopedia of Chemical Techn. — 1981. — 15. — P. 275–296.
5. *Ryabov V. R., Dobrushin L. D., Moon J. G.* Welding of bi-  
metals // Welding and applied processes series / Ed. B. E. Paton. — Kiev: E. O. Paton Electric Welding Institute, 2003.
6. *Banker J. G., Reineke E. G.* Explosion welding // ASM Handbook. — 1993. — 6. — P. 303–305.
7. *Patterson A.* Fundamentals of explosion welding // Ibid. — P. 160–164.
8. *Smith L. M., Celant M.* Practical handbook of cladding technology. — Edmonton, Alberta: CA, CASTI Publishing, Inc., 1998.
9. *Banker J. G.* Try explosion clad steel for corrosion protection // Chemical Eng. Progress, AICHE. — 1996. — July. — P. 40–44.
10. *Laermans J., Banker J.* Large titanium clad pressure vessels, design, manufacture and fabrication issues // Corrosion solutions conf., Wah Chang, Sept. 2003.
11. *Banker J. G., Cayard M. S.* Evaluation of stainless steel explosion clad for high temperature, high pressure hydrogen service // Proc. of hydrogen in metals conf., Vienna, Austria, Oct. 1994.
12. *Young G. A.* Explosion clad works for reactors // Hydrocarbon Eng. — 2005. — March. — P. 109–110.
13. *Banker J. G., Winsky J. P.* Titanium/steel explosion bonded clad for autoclaves and vessels // Proc. of ALTA 1999 autoclave design & operation symp., Melbourne, Australia, May, 1999.
14. *Banker J. G.* Commercial applications of zirconium explosion clad // J. Testing and Evaluation, ASTM. — 1996. — P. 91–95.
15. *Frey D., Banker J.* Recent successes in tantalum clad pressure vessel manufacture // Corrosion solutions conf., Wah Chang, Sept. 2003.
16. *Young G. A., Banker J. G.* Explosion weld clad for magnesium melting crucibles // TMS conf., San Diego, CA, Febr. 2003.
17. *McKinney C. R., Banker J. G.* Explosion bonded metals for marine structural applications // Marine Techn., Society of Naval Architects and Marine Eng. — 1971. — July. — P. 285–292.
18. *Banker J. G., Nobili A.* Aluminum-steel electric transition joints, effects of temperature and time upon mechanical properties // Light Metals 2002 (The Minerals, Metals, & Materials Society). — 2002. — P. 439–445.

The explosion welding technology (EXW) was developed in several facilities around the world, primarily in the 1960's. Since then the application of the technology to make explosion cladding technology is a proven, robust, cost effective and highly versatile process for manufacturing clad plates. It is suitable for manufacture of clad of virtually any combination of commonly used industrial metals. Today explosion welded clad plates are used in broad range of industrial applications. The technology has a clear value niche in today's industrial world.

Поступила в редакцию 04.08.2009



# РАСШИРЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ВОЗМОЖНОСТЕЙ ОБРАБОТКИ ВЗРЫВОМ ДЛЯ СНИЖЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ ДЕКОМПОЗЕРОВ ОБЪЕМОМ ДО 5000 м<sup>3</sup>

Академик НАН Украины **Л. М. ЛОБАНОВ**, **Л. Д. ДОБРУШИН**, д-р техн. наук,  
**А. Г. БРЫЗГАЛИН**, канд. техн. наук, **С. Ю. ИЛЛАРИОНОВ**, **П. С. ШЛЕНСКИЙ**, инженеры  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),  
**Л. А. ВОЛГИН**, канд. техн. наук, **В. Г. ЛАШКЕВИЧ**, **Е. В. ГРАБАР**, инженеры  
(НИЦ «Материалообработка взрывом ИЭС им. Е. О. Патона»)

Исследована эффективность снижения остаточных напряжений поэтапной обработкой взрывом протяженных многопроходных швов, а также сварных соединений декомпозеров с толщиной стенки 40 мм.

*Ключевые слова:* обработка взрывом, низкоуглеродистая сталь, декомпозеры, сварные соединения, остаточные напряжения, растрескивание под напряжением

На сегодня обработка взрывом (ОВз) является единственным способом обеспечения стойкости сварных соединений декомпозеров к коррозионному растрескиванию под напряжением (КРН), применяемым на практике в условиях глиноземных и алюминиевых заводов. С 1971 по 2007 гг. ОВз подвергнуты декомпозеры Уральского (26 шт.), Днепровского (12), Павлодарского (36), «Бирач» (Югославия, 24) алюминиевых заводов, Николаевского глиноземного завода (63), а также другое баковое оборудование этих заводов. Всего обработано более 400 тыс. пог. м сварных швов на 300 крупногабаритных баках. Длительная эксплуатация обработанных баков без появления до сегодня каких-либо серьезных повреждений подтвердила высокую эффективность использования ОВз для обеспечения работоспособности оборудования, работающего в условиях воздействия агрессивной щелочной среды.

Реализация ОВз осуществляется с помощью накладных зарядов взрывчатого вещества, размещаемых на внутренней поверхности бака вдоль сварных швов. Форма и погонная масса взрывчатого вещества зависят от толщины обрабатываемого материала и вида сварного соединения. Стенки бака, благодаря расположению зарядов внутри, служат защитой от вредного воздействия взрыва. Максимальная масса одновременно закладываемого заряда взрывчатого вещества, определяющая мощность создаваемой при взрыве ударной волны в воздухе, рассчитывается, как правило, из условия обеспечения целостности остекления расположенных вблизи объекта обработ-

ки зданий. На рис. 1 приведены объекты обработки. В зависимости от условий проведения взрывных работ и толщины обрабатываемого металла за один подрыв может быть обработано от 20 до 180 пог. м сварных швов.

Совершенствование конструкции декомпозеров и увеличение их рабочего объема до 5000 м<sup>3</sup> привело к возрастанию общей протяженности сварных швов, выполняемых при монтаже, увеличению толщины стенки нижних поясов до 40 мм. В связи с этим актуальной становится оценка эффективности ОВз толстостеновых соединений применительно к условиям работы декомпозера и поэтапной (за несколько подрывов) обработки швов большой длины.

Прежде всего следует отметить, что в 1970–1980-х годы для декомпозеров с толщиной стенки не более 20 мм критерием стойкости к КРН было принято условие  $\sigma_{\max} \leq 0,25\sigma_T$  [1], где  $\sigma_{\max}$  — максимальные остаточные напряжения (ОН),  $\sigma_T$  — предел текучести стали, примененной для изготовления стенки декомпозера. Исследования, проведенные в ИЭС им. Е. О. Патона [2], показали, что стойкость сварных соединений из стали Ст3 против КРН в щелочной среде с увеличением толщины соединения повышается и для современных декомпозеров в качестве критерия стойкости против КРН могут быть приняты следующие значения:

при толщине стенки декомпозера менее 14 мм  $\sigma_{\max} \leq 0,25\sigma_T$ ; от 14 до 24 мм —  $\sigma_{\max} \leq 0,35\sigma_T$ ; свыше 24 мм —  $\sigma_{\max} \leq 0,5\sigma_T$ .

Исследование ОН в сварных образцах, изготовленных из листовой стали Ст3 ( $\sigma_T = 330$  МПа), проводили методом разрезки, деформации измеряли механическим деформометром с ценой де-



Рис. 1. Внешний вид конструкций, подвергаемых ОВз: а — батарея строящихся декомпозиоров; б — технологические баки; в — рабочий момент монтажа зарядов; г — сварные соединения после ОВз

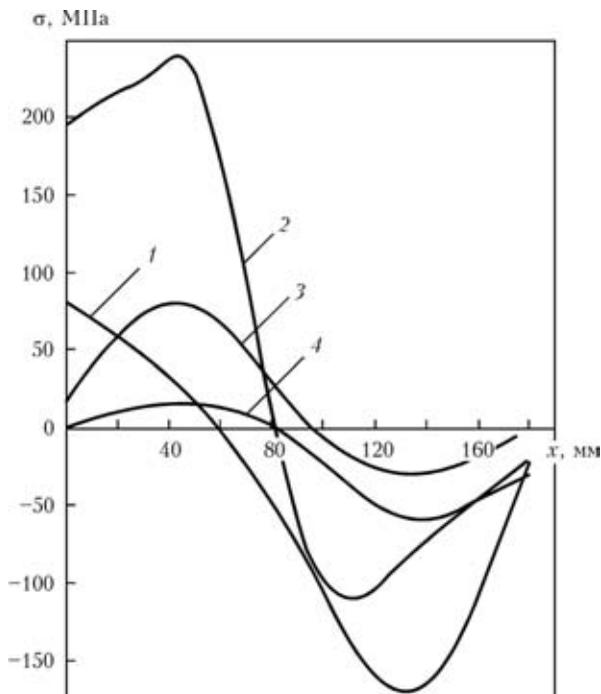


Рис. 2. Эпюры продольных ОН в пластине толщиной 40 мм со стороны ОВз (1) и необработанной стороны (2), а также поперечных с необработанной (3) и стороны ОВз (4)

ления шкалы 2 мкм. Образец толщиной 40 мм размером 600×450 мм был изготовлен с помощью полуавтоматической дуговой сварки в среде  $\text{CO}_2$  (Х-образная разделка кромок, 17 проходов) по

технологии, разработанной для строительства декомпозиоров Николаевского глиноземного завода (НГЗ). Обработку взрывом проводил НИЦ «Материалобработка взрывом ИЭС им. Е. О. Патона» по технологии ИЭС им. Е. О. Патона. В соответствии с технологическим процессом, составленным для проведения ОВз сварных соединений декомпозиоров НГЗ, обрабатывали одну сторону образца. Эпюры продольных и поперечных ОН представлены на рис. 2.

Как уже отмечалось, при выполнении работ на строящемся декомпозиоре ОВз проводится с внутренней стороны, т. е. со стороны контакта стенки декомпозиора с коррозионноактивной средой. Продольные и поперечные напряжения со стороны ОВз не превышают требуемый уровень  $0,5\sigma_T$ .

Распределение ОН по толщине после ОВз неравномерно, чем объясняется некоторая неуравновешенность полученных на поверхностях образца эпюр, однако с необработанной стороны также произошло заметное снижение максимальных ОН растяжения, значение которых после сварки было на уровне предела текучести. С учетом положительных результатов исследований, проведенных ранее в ИЭС им. Е. О. Патона на образцах толщиной 30 и 35 мм, можно заключить, что ОВз толстолистовых сварных соединений декомпозиоров со стороны контакта с агрессивной

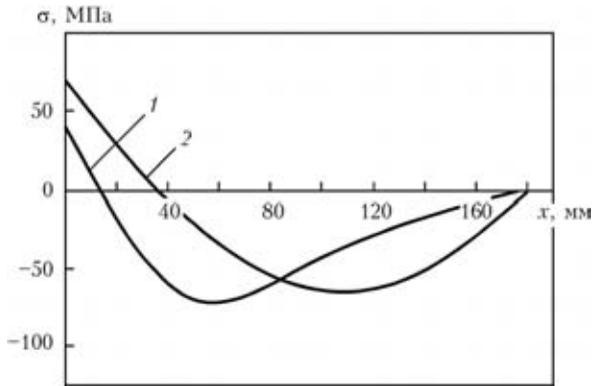


Рис. 3. Продольные ОН в пластине толщиной 10 мм со стороны ОВз в обработанной первой (1) и второй (2) половине длины пластины

средой обеспечивает снижение ОН до требуемого уровня.

Для исследования эффективности поэтапной ОВз были изготовлены сварные образцы из стали Ст3 ( $\sigma_T = 370$  МПа) размером 1500×500 мм с толщиной стенки 10 мм. Полуавтоматическую сварку также осуществляли по технологии, разработанной для НГЗ — X-образная разделка, три прохода (первый — корневой, второй и третий — заполняющие с двух сторон пластины). При монтаже декомпозеров последовательность наложения проходов предусматривает создание наименьших поперечных напряжений с внутренней стороны. Соответственно ОВз выполняли со стороны второго прохода. Один образец обработан наполовину его длины одним взрывом, второй — на всю длину поэтапно двумя отдельными взрывами.

На рис. 3 представлены эпюры продольных ОН полностью обработанного образца со стороны ОВз. Эффективность ОВз половины образца, обработанной первой, оказалась несколько выше, однако максимальные напряжения в обеих половинах (45 и 70 МПа) не превышают допустимые (90 МПа).

Результаты измерения ОН в образце, ОВз которого проведена лишь наполовину длины, приведены на рис. 4. Максимальные продольные напряжения в обработанной части образца не пре-

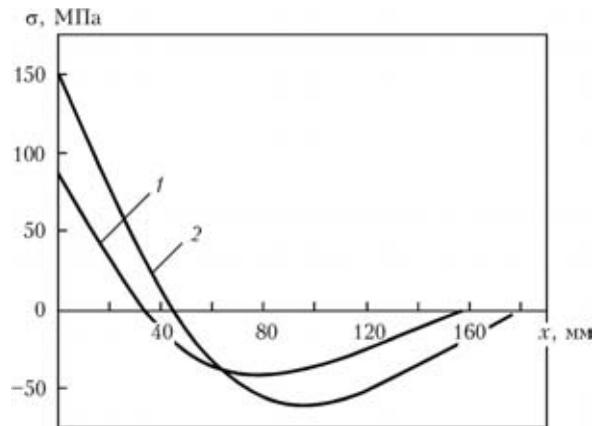


Рис. 4. Средние по толщине продольные ОН в пластине, половина длины которой обработана взрывом в обработанной (1) и в необработанной (2) части

вышают допустимые. В необработанной части произошло существенное снижение ОН, что свидетельствует о перераспределении ОН вдоль длины шва при ОВз его части.

Проведенные исследования позволяют сделать заключение о том, что поэтапная ОВз протяженных сварных швов приводит к эффективному снижению ОН и применима к решению задач обеспечения стойкости сварного соединения против КРН.

## Выводы

1. ОВз с внутренней стороны сварных соединений декомпозеров, изготовленных из стали Ст3 с толщиной стенки 40 мм, снижает ОН до уровня, необходимого для обеспечения стойкости к КРН в щелочной среде.

2. При практическом использовании технологии ОВз на строящихся декомпозерах может применяться поэтапная обработка протяженных сварных соединений.

1. *Стеклов О. И.* Прочность сварных конструкций в агрессивных средах. — М.: Машиностроение, 1976. — 200 с.
2. *Петушков В. Г.* Применение взрыва в сварочной технике / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: Наук. думка, 2005. — 756 с.

The effectiveness of residual stress lowering by step-by-step explosion treatment of extended multipass welds, as well as welded joints of decomposers with 40 mm wall thickness was studied.

Поступила в редакцию 07.09.2009

## СВАРКА ВЗРЫВОМ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ МЕЖДУНАРОДНОГО ТЕРМОЯДЕРНОГО ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО РЕАКТОРА

Э. КАРТОН, М. СТУИВИНГА (TNO «Защита, надежность и безопасность», г. Риджсвик, Нидерланды)

Международный термоядерный экспериментальный реактор — это большое экспериментальное устройство для исследований в области термоядерной энергии, которое будет построено в ближайшие годы во Франции. Экстремальные условия (высокие температуры, предельно большие тепловые нагрузки, тепловая усталость и ядерное излучение) требуют использования специальных материалов и выполнения соединения разнородных материалов. TNO «Защита, надежность и безопасность» занимается разработкой технологии сварки взрывом как альтернативного способа соединения, демонстрирующего высокий потенциал этого способа для соединения деталей реактора.

*Ключевые слова:* сварка взрывом, термоядерная энергия, детали, экспериментальный реактор

Международный термоядерный экспериментальный реактор (МТЭР) — большой международный проект, целью которого является демонстрация возможности использования термоядерной энергии (ядерные реакции аналогичны протекающим на Солнце). Реактор должен быть построен за 10...12 лет во Франции совместными усилиями США, стран Европы, Японии, России, Кореи и Индии [1]. Реактор типа токамак (рис. 1) имеет очень большие размеры по сравнению с ранее созданными ядерными реакторами и состоит из огромного кольцеобразного вакуумного корпуса с максимальным радиусом 6,2 м, минимальным 2 м. Вакуумный корпус, образующий основную защитную оболочку при ядерном облучении, выполнен из двух параллельных стенок из нержавеющей стали толщиной 60 мм (316 L(IG)), образующих полость, заполненную водой.

Внутри вакуумного корпуса будет вырабатываться плазма, в которой протекает ток 15 МА. Из-за очень высокой температуры внутри плазмы (десятки миллионов градусов Цельсия) начинаются термоядерные реакции, которые вырабатывают термоядерную энергию 500 МВт. Термоядерные реакции протекают не непрерывно, а при взрывах, повторяющихся каждые 400 с, т. е. тепловая нагрузка и, следовательно, температура внутри реактора будут колебаться. Более того, предполагается, что плазма в некоторых случаях может смещаться внутри реактора (например, погрешность вертикального смещения), что может вызвать непосредственный контакт между плазмой и материалом первой стенки.

Нержавеющая сталь не способна выдержать даже нормальные (не говоря о больших) тепловые нагрузки (от 0,5 до 20 МВт/м<sup>2</sup> в зависимости от

положения в корпусе) без расплавления и загрязнения плазмы. Поэтому внутренняя стенка вакуумного корпуса (площадь поверхности 850 м<sup>2</sup>) будет покрыта водой, охлаждаемой медными блоками, плакированными слоем бериллия или вольфрама. Хотя горячее изостатическое прессование (диффузионное соединение) и пайка являются основными способами соединения этих хрупких, тугоплавких металлов с медной основой, они имеют такие недостатки, как понижение максимальной допустимой температуры контактной поверхности и продолжительное воздействие высокой температуры на медное основание, понижающее его прочность [2].

TNO «Защита, надежность и безопасность» работает над альтернативными способами соединения разнородных материалов, используя сварку взрывом. Поскольку этот способ позволяет создавать неразъемное соединение между двумя (или

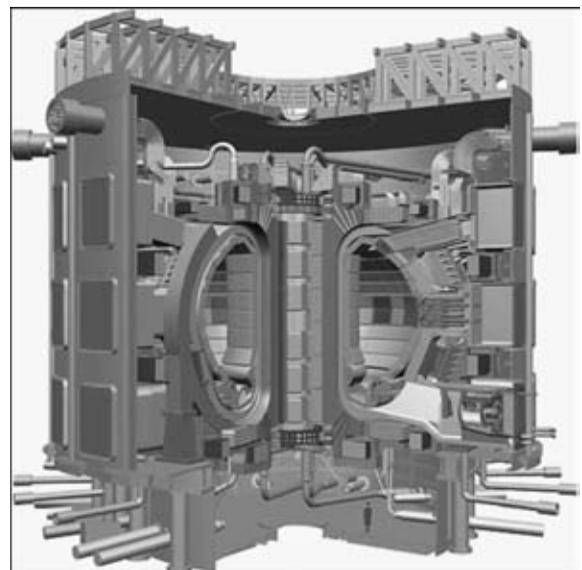


Рис. 1. Поперечный разрез МТЭР (для сравнения внутри фигура человека)



более) разнородными металлами, отличается кратковременностью (микросекунды) и обычно не сопровождается воздействием высокой температуры на металлические детали, он может явиться альтернативным способом изготовления биметаллических деталей для МТЭР.

**Экспериментальные исследования.** Кроме компонентов первой основной стенки, сварные биметаллы можно также использовать и в других узлах МТЭР. ТНО «Защита, надежность и безопасность» работает над двумя такими объектами: пусковой системой верхнего порта (устройство для контроля положения плазмы); трехсторонней опорой внешнего дивертера.

**Соединение меди с медью.** Для размерной стабильности пусковой системы верхнего порта необходимо водяное охлаждение. Для этого использовали две медные пластины толщиной 2 и 6 мм. Пластины толщиной 6 мм подвергли машинной обработке (фрезерованию) таким образом, чтобы в ней находилось несколько каналов для охлаждения. Использование фрезерования вместо сверления позволяет получить более разнообразные поперечные сечения канала и формы. Профрезерованные каналы необходимо временно заполнить легкоплавкими металлами так, чтобы пустотелые каналы не мешали привариванию медной пластины взрывом. После сварки меди с медью в каналах просверливают два отверстия и путем нагрева плакированного металла выплавляют заполнитель из выфрезерованных каналов, что сопровождается незначительными деформациями медной пластины (рис. 2).

**Плакирование нержавеющей стали медью.** Трехсторонняя опора, как и вакуумный корпус, включает заполненные водой камеры из нержавеющей стали SS 316L(IG) с толщиной стенки 60 мм. Поскольку электропроводность нержавеющей стали довольно низкая, предполагается, что в ней может рассеиваться слишком много электромагнитной энергии. Следовательно, ее необходимо плакировать слоем чистой меди толщиной приблизительно 1,5 мм. Поскольку трехсторонняя



Рис. 2. Фрезерованные пластины с каналами для охлаждения водой

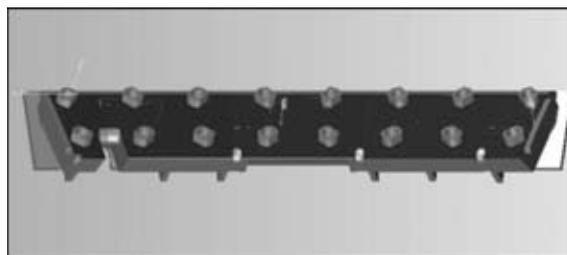


Рис. 3. Объемное изображение участка трехстороннего опорного кольца (диаметр 200 мм) с выступающими укороченными клиньями

опора поддерживает верхний дивертер внутри вакуумного корпуса, она имеет изгиб с радиусом приблизительно 4 м. Сверху из стальной поверхности, которая подлежит плакированию, выступает несколько препятствий в виде усеченных клиньев. Эти клиновидные выступы диаметром 200 мм и высотой 90 мм создают большие трудности при соединении металлов, обычно легко свариваемых взрывом (рис. 3). Очевидно, что из-за взаимодействия детонационных волн, которое здесь наблюдается, обычная схема сварки взрывом не будет обеспечивать хорошие результаты, особенно за клиновидными выступами. Используя эксперименты и компьютерное моделирование процесса детонации вокруг препятствия, можно найти решение задачи плакирования трехсторонней опоры.

**Плакирование меди вольфрамом.** Основная часть первой основной стенки МТЭР будет покрыта бериллием (около 700 м<sup>2</sup>), а остальная — вольфрамом (100 м<sup>2</sup>) или углеродусиленным углеродом (C/C, около 50 м<sup>2</sup>). Поскольку бериллий не только хрупок при комнатной температуре, но и очень токсичен (особенно пыль BeO), в наших экспериментах использовали вольфрам, который также достаточно хрупок при комнатной температуре. На рис. 4 представлена зависимость температуры вязкохрупкого перехода (ТВХП) от толщины вольфрамовой пластины. Несмотря на то что эти данные не вполне адекватны условиям высокоскоростного деформирования при сварке взрывом, они дают некоторое представление о том, каким образом ТВХП зависит от уровня первичной деформации. Очень интересной деталью является наличие резкого спада ТВХП для очень тонких вольфрамовых пластин (фольги). Так, для фольг толщиной менее 0,5 мм ТВХП ниже 200 °С. Такую тонкую вольфрамовую фольгу можно резать при комнатной температуре, не создавая больших трещин в материале, несмотря на то, что фольга отличается большой склонностью к образованию поверхностных трещин из-за слоистой укладки вольфрамовых зерен, сильно удлиненных при прокатке. Эксперименты начали с плакирования медных пластин вольфрамовой фольгой по схеме, использованной ТНО «Защита,

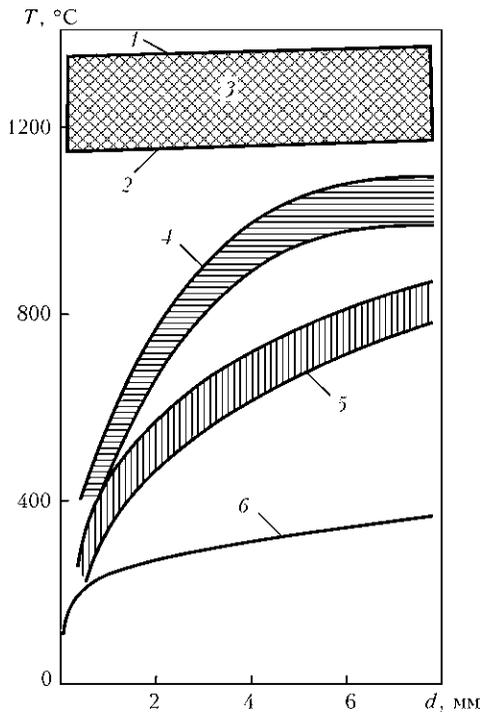


Рис. 4. Температура вязкохрупкого перехода вольфрама для различных толщин пластины [3]: 1 — полная рекристаллизация после 1 ч; 2 — начало рекристаллизации; 3 — диапазон рекристаллизации; 4 — пробивание отверстий; 5 — сгибание; 6 — температура перехода

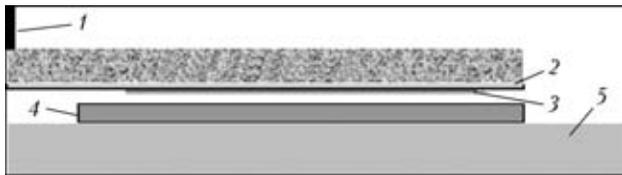


Рис. 5. Схема плакирования взрывом медных пластин вольфрамовой фольгой при комнатной температуре: 1 — детонатор; 2 — метаемая пластина-драйвер; 3 — вольфрамовая фольга; 4 — пластина; 5 — основание

надежность и безопасность» для плакирования фольгой (рис. 5) из нержавеющей стали толщиной 1 мм, ускоряемой метаемой пластиной-драйвером [4]. В данной работе использовали легкоиницируемое взрывчатое вещество (ВВ) Sytamit 1 на основе коммерчески доступного чувствительного нитрида аммония (WasagChemie, Германия). Оно

детонирует приблизительно со скоростью 3 км/с при используемой в данном случае толщине слоя 15 мм.

Вольфрамовую фольгу прикрепляли к пластине-драйверу с помощью двусторонней липкой ленты. Ширина сварочного зазора составляла 2 мм. В некоторых экспериментах за один прием наносили несколько слоев фольги. В этих случаях ширина зазора составляла 0,5...1 мм на каждую фольгу. Эксперименты проводили во взрывной камере при комнатной температуре.

На рис. 6 представлены поперечные разрезы двух образцов, плакированных вольфрамовыми фольгами. На рис. 6, а показана прямая граница раздела одинарной вольфрамовой фольги (300 мкм) с медью 2 мм. Можно предположить, что только образование струи мягкой и пластичной меди позволило реализоваться соединению (вольфрам ведет себя только упруго, поэтому образовалась прямая граница раздела). Тем не менее, на рис. 6, б из-за протравливания вольфрама можно видеть волнообразные границы раздела как между вольфрамовыми фольгами (500 мкм каждая), так и на границе раздела биметалла. На обеих границах вольфрам сильно деформирован в локализованном волнообразующем процессе деформации [5]. Возникновение такой большой пластической деформации вольфрама при комнатной температуре является очень интересным наблюдением. Возможно, огромное сжимающее напряжение в результате соударения металлов позволяет активизироваться механизму деформации, в котором металл нагревается и деформируемый слой оказывается выше своей ТВХП. При больших увеличениях на границе раздела вольфрам-вольфрам наблюдаются даже «карманы» рекристаллизованного литого металла (температура плавления вольфрама выше 3500 °С).

*Плакирование с подогревом.* Поскольку эксперименты по плакированию при комнатной температуре были успешными только для вольфрамовой фольги (< 0,5 мм), проведены также эксперименты по плакированию с подогревом. При предварительном подогреве вольфрама выше зна-

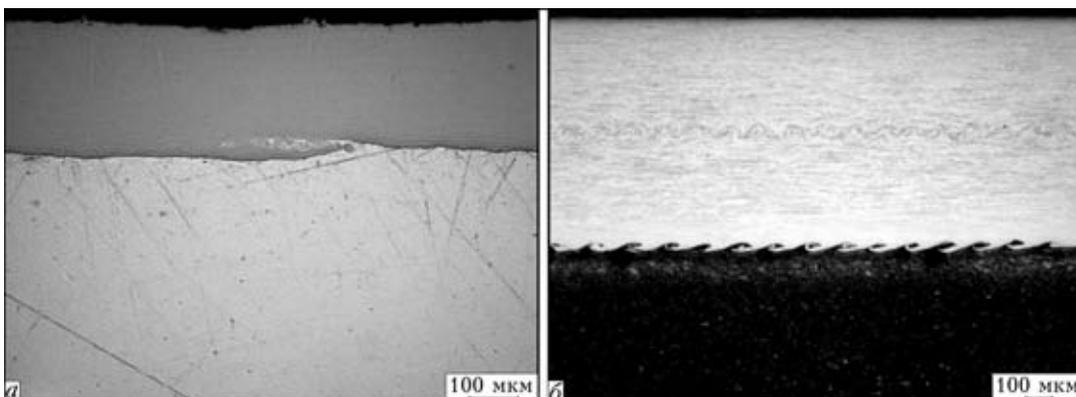


Рис. 6. Микроструктура поперечного сечения однократной (а) и двойной (б) плакировок меди вольфрамовой фольгой



Рис. 7. Схема плакирования взрывом с предварительным подогревом: 1 — нагреватель (1000 Вт); 2 — основание; 3 — детонатор

чения ТВХП его пластичность (а также снижение твердости) может стать достаточной для получения соединений (см. рис. 4). Поскольку ВВ нельзя сильно нагревать (для предотвращения расплавления и тепловой деградации или даже спонтанного взрыва), в экспериментах с подогревом вольфрамовые пластины толщиной 2 мм использовали только в качестве покоейшей основы. Это также позволяет избежать намного менее пластичный толстолистовой вольфрам от воздействия давления и изгиба при метании взрывом. Наилучшие результаты получены при предварительном нагреве вольфрамовых пластин, отнесенных от медного ударника с зарядом ВВ (рис. 7). Вольфрамовая пластина лежит на плите из нержавеющей стали, подсоединенной к проводнику, проходящему сквозь стенку взрывной камеры. Температура подогрева вольфрама измерялась термопарой в процессе нагрева. Когда пластина достигала заданной температуры (350...500 °С), металлический проводник вытягивался из взрывной камеры, в результате чего вольфрамовая пластина перемещалась под медный ударник, таким образом, что детонатор и ВВ оставались при комнатной температуре. Затем инициировался детонатор, и во взрывной камере происходил процесс сварки.

На рис. 8 показана микроструктура шлифа поперечного разреза соединения вольфрама толщиной 2 мм с медью толщиной 2 мм с подогревом до 480 °С. Вновь наблюдается волнообразная граница, демонстрирующая пластичность металла при больших сжимающих (гидродинамических) напряжениях. Биметаллы, полученные сваркой с подогревом, не имели трещин, возможно, потому, что температура вольфрама в процессе сварки была выше его ТВХП. Тем не менее, в некоторых случаях остаточные тепловые напряжения в биметалле создают «in-plane» трещины внутри воль-

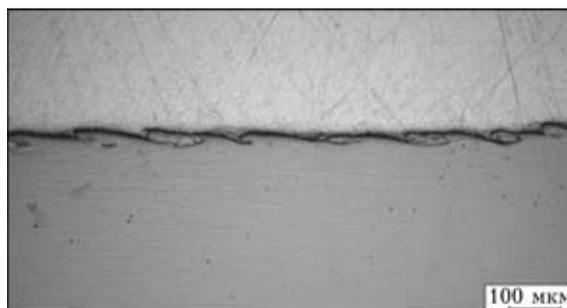


Рис. 8. Микроструктура поперечного сечения наплавки меди на предварительно нагретую вольфрамовую пластину ( $T = 480$  °С)

фрама (теперь уже снова хрупкого) спустя несколько дней после сварки. Эти напряжения возникают вследствие значительных различий коэффициентов теплового расширения вольфрама и меди.

Непосредственно после сварки медь (при комнатной температуре) быстро нагревается от все еще горячей вольфрамовой пластины. Значение эквивалентной температуры, приобретаемой биметаллической пластиной, определяют по известным соотношениям толщин пластин и температур подогрева. При последующем охлаждении до комнатной температуры медь сжимается больше, чем вольфрам, что приводит к возникновению больших тепловых напряжений на границе раздела металлов (до 800 МПа, как было рассчитано с помощью термомеханического компьютерного моделирования). Тем не менее, пластины толщиной 2 мм (вольфрам, подогретый до 480 °С) оставались свободны от трещин. Дальнейшие анализ и испытания материала будут проводиться Nuclear Research Group (NRG, Petten, Netherlands).

*Авторы выражают благодарность Фризо Шмальцу и Ян Ван дер Лаану из NRG, г. Петтен, Нидерланды, за плодотворные дискуссии и советы.*

1. ITER web-site on <http://www.ITER.org>
2. Merola M. et al. // J. Nucl. Mater. — 2002. — **307–311**. — P. 1524–1532.
3. Plansee W-folder 2006, Austria.
4. Carton E. P. AIP shock compression of condensed matter. — 2003. — P. 1110–1113.
5. Carton E. P. // Mater. Sci. Forum. — 2004. — **465–466**. — P. 219–224.

The International Thermo-nuclear Experimental Reactor (ITER) is a huge experimental facility for the fusion energy research field to be built in the coming years in France. The extreme conditions (high temperatures, extremely large heat loads, thermal fatigue, and nuclear radiation) require very special materials and dissimilar bonding of metals to be used. TNO develops the explosive cladding technology (as an alternative bonding mechanism) in order to demonstrate the potential of this bonding route for ITER components.

Поступила в редакцию 03.09.2009

## ПРИМЕНЕНИЕ ФОТОГРАММЕТРИИ В ТЕХНОЛОГИЯХ ШТАМПОВКИ ВЗРЫВОМ

Х. Д. ГРЁНЕВЕЛЬД («Эксплоформ БВ», г. Лелиштад, Нидерланды)

Фотограмметрический анализ позволяет определить форму рабочей поверхности изделия и ее изменения после обработки. Описано применение этого анализа в задачах численного моделирования штамповки взрывом и конструирования соответствующих технологий. Он может эффективно использоваться и в других видах материалобработки (термообработка, сварка и др.).

*Ключевые слова:* штамповка взрывом, конструкционные материалы, граница области штампуемости, фотограмметрия

В последние годы технология штамповки взрывом (ШВ) переживает свое второе рождение. Она довольно широко применялась в 1960–1970-х годах, но в 1980-х ее использование почти прекратилось. Нынешнее возрождение можно объяснить состоянием рынка. Повысились требования к скорости выполнения заказов и появился спрос на изделия сложных форм из малораспространенных металлов. Расширилось использование субконтрактов со специализированными производителями, которых стало легко находить по Интернету. Программное обеспечение 3D CAD/CAM теперь позволяет более эффективно выполнять проекты, в которых предпочтительно использование ШВ.

Еще одной причиной возрождения технологий ШВ является применение современных методов анализа. Численное моделирование обеспечивает лучшее понимание влияния большого количества параметров процесса.

**Штамповка взрывом.** Известно много вариантов осуществления ШВ. Однако принцип их действия одинаков и заключается в следующем. Металлический лист укладывается на матрицу, полость в матрице вакуумируется, всю сборку помещают в водяной бассейн. Над листом размещают заряд взрывчатого вещества определенной конфигурации (рис. 1). Взрыв с высокой скоростью метает лист на матрицу\*.

Параметры процесса могут быть адаптированы к различным исходным формам обрабатываемого изделия, материалам и толщинам. Вариантами общей схемы могут быть, например, ШВ труб или конусов вместо листов.

Современные возможности ШВ позволяют изготавливать изделия из нержавеющей стали тол-

щиной 60 мм (для современного термоядерного реактора ITER), размером 10×2 м (для ядерной установки RES в Кадараше, Франция). Никель, титан и кобальтовые сплавы штампуются взрывом, например, для газовых турбин. Еще большие размеры и усложненные формы возможны при штамповке конструкций из сварных заготовок. ШВ успешно совмещается с такими способами сварки, как MIG (сварка металлическим электродом в инертном газе), TIG (сварка неплавящимся (вольфрамовым) электродом в инертном газе), лазерная, электронно-лучевая сварка, сварка трением с перемешиванием и сварка взрывом.

**Анализ деформаций.** При штамповке сложных форм различным элементам деформируемого металла соответствуют различные пути деформаций (рис. 2). Их конечные деформационные состояния соответствуют точкам с координатами  $\epsilon_1$ ,  $\epsilon_2$  на плоскости диаграммы деформаций. Множество таких точек занимает на плоскости область деформационных состояний (ОДС). При применении ШВ важно знать границы той части ОДС, в которой деформирование не заканчивается разрушением или короблением материала — границы области штампуемости (ГОШ). Каждому материалу свойственна индивидуальная ГОШ.

ГОШ известны для материалов, широко применяемых в автостроении. Для материалов автостроения такие данные менее доступны. Дисперсионно упрочняемым сплавам алюминия присуща

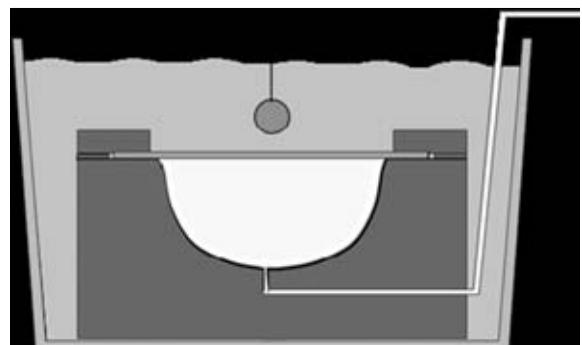


Рис. 1. Схема штамповки взрывом

\* Minors D. J., Zhang B. Applications and capabilities of explosive forming // J. Mater. Proc. Technol. — 2002. — № 125–126. — P. 1–25.

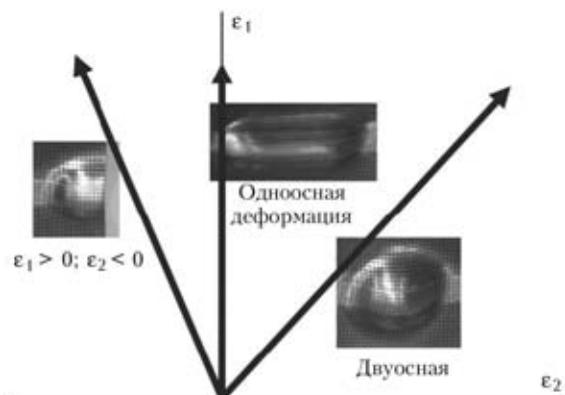


Рис. 2. Диаграмма деформаций с путями деформации для трех форм

высокая степень формуемости в условиях ШВ. Указанные обстоятельства заставляют развить метод определения области деформационных состояний и границ области штампуемости для ШВ.

**Численное моделирование.** Обычно для проектирования технологий ШВ используется моделирование модулем Hydroform программы Autoform. Гидроштамповка во многом напоминает ШВ, но отличается от нее малостью инерционных сил. Тем не менее приближение обычно дает хорошие результаты — предсказанные деформации удовлетворительно совпадают с реальными. Автор полагает, что это наиболее прямое и эффективное приближение. Моделирование с использованием программы Ansys/Autodyn применяется в особых случаях, когда необходимо принимать во внимание комплекс параметров процесса взрыва.

На рис. 3 изображено изделие сложной формы, успешно изготовленное на пределе допустимых деформаций в режиме, смоделированном на Autoform.

**Фотограмметрия.** Фотограмметрия — это метод определения деформаций металлического листа в условиях реальной штамповки. На лист, подлежащий штамповке, наносится равномерная сетка точек. При этом автором использован электрохимический метод нанесения, поскольку он эффективен и точки остаются заметными после термообработки. В процессе штамповки сетка точек искажается, что свидетельствует о деформации листа. Точки на поверхности образца фотографируются под различными углами цифровым фотоаппаратом и информация об их положении обчисляется программой Phast (рис. 4).

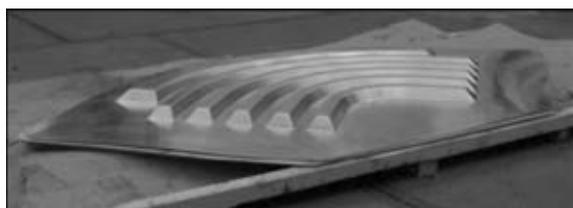


Рис. 3. Изделие длиной 2,5 м, изготовленное в режиме вблизи границы области штампуемости



Рис. 4. Изготовление цифровых снимков для фотограмметрического анализа

Вместе с образцом фотографируется маячок с кольцевыми штрих-кодами. Анализируются изображения штрих-кодов и определяется точное положение и угол зрения камеры при съемке каждого кадра, а также точки на каждом снимке и определяются их пространственные координаты. Затем по определенным таким образом пространственным смещениям центров точек рассчитываются деформации, утонение листа и т. д.

**Метод определения ГОШ для ШВ.** Характерная скорость деформаций при ШВ лежит в диапазоне  $10...100 \text{ с}^{-1}$ . Известно, что при этих скоростях деформации некоторые металлы становятся более пластичными. С учетом этого автор разработал метод определения ГОШ для практического использования при ШВ, который заключается в следующем. Листовой образец исследуемого материала размером  $250 \times 250 \text{ мм}$ , на котором нанесена сетка точек, подвергается штамповке в матрице с набором глубоких выемок различных форм, в которые лист может вытягиваться вплоть до разрушения. На рис. 5 изображен образец, подвергнутый такому испытанию.

Различным формам выемок соответствуют различные пути нагружения (см. рис. 2). Величина заряда взрывчатого вещества подбирается таким образом, что в трех выемках на срединной линии матрицы материал оказывается на грани разрушения. После нагружения образец подвергается фотограмметрическому анализу. В результате такого исследования определяется ОДС материала. На рис. 6 (см. с. 3 обложки) показана определенная таким образом ОДС алюминиевого сплава, где цвет точек несет информацию о конечном сос-

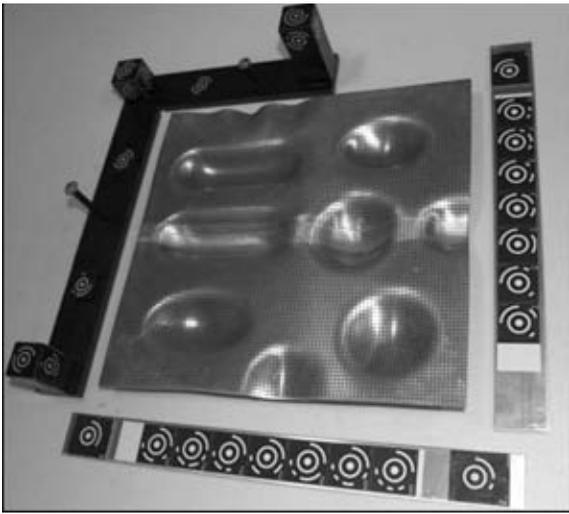


Рис. 5. Пробный образец с набором форм, представляющих различные пути деформации

тоянии материала, зеленая линия — ГОШ сплава, проведенные ниже точек, соответствующих началу разрушения (интенсивно оранжевые точки).

Этим методом можно также оценивать пластичность сварных конструкций. Образец на рис. 5 был изготовлен сваркой трением с перемешиванием фирмой «Aerobus» (Бремен, ФРГ). Материалом был также алюминиевый сплав 2219, и его ГОШ всего на 5 % ниже ГОШ исходного материала.

**Определение формы с помощью фотограмметрии.** Фотограмметрию можно также использовать и для определения пространственных форм по текстуре поверхности, что проиллюстрируем на примере художественной штамповки (барельеф) на металлических панелях фасада здания в Эйндховене (Нидерланды).



Рис. 7. Барельеф, выполненный в воске

На рис. 7 изображен барельеф, выполненный художником в воске. Эту фигуру следовало реализовать на более чем 100 металлических листах. Художник может вылепить из воска любую фигуру, но изготовить ее точную копию из листового металла — это совсем другое дело. Фигура очень сложна и возможность ее изготовления необходимо было проверить моделированием. Для моделирования ШВ необходима была электронная САД-копия фигуры, что было сделано следующим образом. Сначала поверхность фигуры окрасили в белый цвет и обрызгали черными чернилами. На барельеф поместили маячок и поверхность фотографировали с различных позиций. Согласно программе поверхность разбивается на прямоугольники заданной формы. Каждый прямоугольник имеет неповторимый черно-белый рисунок, который опознается на каждом снимке. Генерируются  $X$ - $Y$ - $Z$ -координаты каждого прямоугольника. Полученное множество точек используется для генерирования 3D-формы поверхности в САДе.

Теперь имеем САД-модель барельефа. Прежде чем приступить к моделированию, следует задать свойства материала. Можно использовать стандартный материал из имеющегося в программном архиве, но два обстоятельства делают выбор проблематичным. Во-первых, скорости деформирования будут значительно выше тех, которые использовались при испытаниях, проводившихся для составления архива. Во-вторых, пластичность материала меняется для каждой новой партии выпускаемых изделий, что вынуждает работать на пределе возможностей материала. Выход был найден — материал был приобретен у производителя, надежно обеспечивающего его высокую пластичность. ГОШ материала определяется по процедуре, описанной ранее, после чего приступили к моделированию.

Первая попытка моделирования показала, что есть высокий риск разрушения и выпучивания в некоторых местах барельефа. Проблема решается правкой формы фигуры с помощью САД, таким образом, чтобы художник оставался удовлетворенным. После чего из массивного металлического блока с помощью САД-САМ вырезается матрица требуемой формы и с ее помощью штампуются металлические листы. На рис. 8 показан пробный макет, установленный на боковой стороне конструкции. Затем были изготовлены и установлены на фасаде все панели.

**Проверка адекватности моделирования деформаций.** Художник настоял на том, что следует оценить внешний вид барельефа, прежде чем создавать большую дорогостоящую матрицу. Он создал маленькую модель, просканированную фотограмметрией и перенесенную в САМ по описанной выше процедуре. На поверхности чистой метал-



Рис. 8. Макет прототипа установлен на конструкции

лической плиты для пробной матрицы вытравлена сетка равномерно распределенных точек для сопоставления смоделированных деформаций с реальными. Проведен фотограмметрический анализ поверхности. Заметим, что не все точки были обнаружены вследствие отражения света от поверхности металла. Эту проблему можно было бы решить путем цифрового увеличения изображений, но решение потребовало бы слишком больших усилий. Сопоставление предсказанных моделированием деформаций и ОДС малого пробного образца и реальных деформаций и ОДС натурального пробного образца, определенных фотограмметрическим анализом, убеждает, что масштабное моделирование очень хорошо согласуется с результатами измерений на натурном образце.

**Контроль формы при последующих обработках.** Фотограмметрирование применяется также при определении формы с использованием штрих-кодов. Как уже отмечалось выше, используется маячок со штрих-кодами (см. рис. 4). Штрих-коды этого типа могут быть отпечатаны на стикере и наклеены на обмеряемую поверхность. На рис. 9 показан пример фотограмметрического измерения формы с использованием



Рис. 9. Определение формы отштампованной взрывом панели из нержавеющей стали толщиной 60 мм фотограмметрическим методом с использованием штрих-кодов

штрих-кодов на стикерах. Метод штрих-кодов имеет некоторые преимущества по сравнению с методом использования текстуры поверхности для генерации трехмерного облака точек. Для программного обеспечения обнаружить штрих-коды намного легче, чем поверхностную структуру. Каждый штрих-код имеет собственный номер, что делает возможным соотнести каждую точку трехмерного облака с точкой на поверхности образца. Это делает возможным сравнение формы изделия до и после, например, сварки или зачистки кромок.

Штрих-коды можно также вытравливать на рабочей поверхности с целью определения деформаций коробления после термообработки. В этом случае стикеры неприменимы (сгорают).

**Заключение.** Разработан метод определения границы области штампуемости на диаграмме деформаций при ШВ с использованием фотограмметрического анализа. Фотограмметрия применена для определения деформаций реального изделия и сопоставления их с результатами численного моделирования, а также метода текстуры (к сложным пространственным формам) и метода штрих-кодов (к менее сложным формам). Последний метод позволяет также определять изменения формы в результате других видов обработки (сварка, зачистка кромок и термообработка).

Explosive formed products are more and more commonly applied. The state-of-the art is rapidly extended towards new product groups. Material characterization and process control becomes more important for efficiently designing new explosive forming processes. A method was developed for determining the forming limits of metals in explosive forming. A test shape was designed with features that represents different strain paths in the Forming Limit Diagram. A regular dotted pattern is electrochemically etched on the sheet surface. Test plates are formed and analyzed using photogrammetry. The resulting Forming Limit Curve is used as an input for forming simulation software that works with a hydrostatic code. This approach provides a straightforward method for predicting the forming characteristics that come with a certain workpiece and it strongly enhances the design of new products that are to be formed by explosive forming. This approach is also applied for heat treated and for welded metals. The Forming Limit Diagrams of both the simulation and the photogrammetric analysis of a real explosive formed shape are compared for validation.

Поступила в редакцию 19.10.2009

# НОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

С. Ю. ИЛЛАРИОНОВ, инж., Л. Д. ДОБРУШИН, д-р техн. наук, Ю. И. ФАДЕЕНКО, канд. физ.-мат. наук  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Предложена новая технология сварки взрывом высокопрочных алюминиевых сплавов серии 7xxx, базирующаяся на свойстве термоупрочняемых алюминиевых сплавов — естественном старении, т. е. процессе самопроизвольного упрочнения сплава после закалки, дающем возможность в течение инкубационного периода произвести сварку взрывом.

*Ключевые слова:* сварка взрывом, плакирование взрывом, высокопрочные алюминиевые сплавы, термоупрочняемые алюминиевые сплавы, естественное старение

Благодаря высокой прочности (до 600 МПа) алюминиевые высокопрочные сплавы серии 7xxx широко используются в авиастроении, в частности, узлах корпусов самолетов.

Сплавы серии 7xxx являются термоупрочняемыми. Получение требуемых механических свойств в широких пределах достигается за счет их термообработки. Эти сплавы имеют систему легирования Al–Zn–Mg или Al–Zn–Mg–Cu.

В связи с переходом от клепаных к сварным конструкциям корпусов гражданских самолетов возрастает актуальность проблемы получения надежных сварных соединений высокопрочных термоупрочняемых алюминиевых сплавов. Для традиционных способов сварки, сопровождающихся интенсивным разогревом материала, такие сплавы считаются трудно или вообще не свариваемыми из-за того, что их механические свойства в значительной мере определяются циклом термообработки, режим которой должен соблюдаться рецезионно, поэтому в зоне термического влияния происходит разупрочнение, возникает ликвационное растрескивание и др. Получить качественные соединения некоторых сплавов серии 7xxx удается с помощью лазерной, электронно-лучевой сварки, а также сварки трением с перемешиванием.

По заказу фирмы «Airbus UK Ltd.» в ИЭС им. Е. О. Патона проводились исследования по сварке взрывом сплавов серии 7xxx с целью оценки их свариваемости. При сварке взрывом главной трудностью является их малая пластичность. В зависимости от марки сплава и вида его упрочняющей термообработки относительное удлинение может

составлять всего лишь 3...16%. Традиционным приемом при сварке таких материалов является использование мягкой прослойки из технического чистого алюминия. В некоторых случаях это неприемлемо, поскольку интегральная прочность соединения на отрыв будет определяться лишь прочностью технического чистого алюминия с учетом эффекта контактного упрочнения мягкой прослойки. В связи с этим задача соединения алюминиевых сплавов по-прежнему актуальна.

Целью настоящей работы является оценка эффективности использования новой технологии сварки взрывом для получения соединений различных сплавов серии 7xxx, которые применяются в переходных элементах узлов летательных аппаратов.

В качестве плакируемого сплава использовали модифицированный аналог сплав 7050 толщиной 150 мм. Плакирующими материалами являлись сплавы 7017 T651 толщиной 10 мм и 7018 T7651 толщиной 10 и 15 мм. Типичный химический состав и механические свойства этих сплавов приведены в табл. 1 и 2.

Для плакирования образцов использовали параллельную схему сварки взрывом, при которой

Таблица 1. Химический состав (мас. %) исследуемых сплавов

| Сплав       | Si      | Fe      | Mg          | Cu         | Zn          |
|-------------|---------|---------|-------------|------------|-------------|
| 7017 T651   | 0,12    | 0,22    | 2,27        | 0,12       | 4,78        |
| 7018 T7651  | 0,16    | 0,30    | 1,00        | 0,12       | 4,80        |
| Аналог 7050 | До 0,06 | До 0,08 | 1,20...1,80 | 1,30...2,0 | 7,00...8,00 |

Таблица 2. Механические свойства исследуемых сплавов

| Сплав       | $\sigma_B$ , МПа | $\sigma_{0,2}$ , МПа | $\delta$ , % |
|-------------|------------------|----------------------|--------------|
| 7017 T651   | 468              | 425                  | 13,0         |
| 7018 T7651  | 350              | 291                  | 16,4         |
| Аналог 7050 | 510              | 476                  | 7,0          |



плакирующая пластина перед сваркой располагается параллельно плакируемой. По сравнению с угловой такая схема проще при монтаже и характеризуется равенством скорости детонации  $D$  взрывчатого вещества (ВВ) и скорости точки контакта  $v_k$  свариваемых поверхностей. В качестве ВВ использовали смесь аммонита № 6ЖВ с аммиачной селитрой в определенном соотношении.

Как отмечено в работах [1, 2], у этого класса алюминиевых сплавов (в указанных источниках речь идет об аналоге исследуемых материалов — сплаве В95) наиболее узкая область свариваемости из всех алюминиевых сплавов, соединяемых сваркой взрывом, из-за их малой пластичности при сварке взрывом степень локализации пластической деформации металла зоны соединения велика, что приводит к существенному разогреву металла вблизи сварного шва. При этом волна разгрузки, приходящая в сварной шов, способна разрушить формирующееся соединение. В работе [2] предложено расширить область свариваемости за счет смещения положения нижней ее границы в сторону понижения уровня энергозложения в сварное соединение, что было достигнуто с помощью предварительного гомогенизирующего отжига сплавов. В работе [2] предлагается после сварки взрывом выполнять упрочняющую термообработку соединения.

В настоящей работе осуществлять такой отжиг не представлялось возможным, поскольку недопустим нагрев основной пластины. Следует отметить, что процесс термообработки плакируемого металла запрещен (запатентован), а изменять что-либо в свойствах материала авторы не могли. Это касалось также всего соединения в целом.

Принимая во внимание описанные выше ограничения по получению сварных соединений сплавов серии 7xxx, авторы стремились при оптимизации режимов сварки взрывом как можно больше увеличить время действия продуктов детонации на плакирующую пластину. На практике это достигалось уменьшением сварочного зазора (0,6...0,7 толщины метаемой пластины) и увеличением толщины слоя ВВ [3]. Для снижения энергозложения в зону соединения скорость детонации ВВ выбирали относительно низкой  $D = 1800...1900$  м/с.

В процессе выполнения исследований авторами предложена новая технология сварки взрывом высокопрочных алюминиевых сплавов, которая базируется на известном свойстве термоупрочняемых алюминиевых сплавов — естественном старении, т. е. процессе спонтанного упрочнения сплава.

Принцип использования эффекта старения заключается в следующем. Плакирующая пластина, которая поставляется в упрочненном состоянии, подвергается закалке, что приводит к растворе-

нию упрочняющих фаз, снижению прочностных и увеличению пластических свойств. Затем происходят процессы естественного старения (при комнатной температуре). Сразу после закалки, пока плакирующий материал еще достаточно пластичен, необходимо выполнить сварку взрывом, после которой продолжится рост прочности плакирующей пластины, а соответственно и соединения. Полезным фактором является наличие так называемого инкубационного периода, когда после закалки снижения пластичности не происходит. У сплавов серии 7xxx этот период составляет около 1 сут, а например, у сплава Д16 — 2...3 ч. Этот эффект используется также при штамповке.

У сплавов серии 7xxx процесс естественного старения продолжается несколько месяцев, а по некоторым сведениям, даже лет. Однако основной прирост прочности достигается уже в течение одного месяца. Следует отметить, что естественное старение не обеспечивает получения максимальной прочности сплава. Оптимальное сочетание желаемых свойств (максимальной прочности или пластичности в сочетании с пластичностью) получают с помощью искусственного старения.

Практически реализацию новой технологии осуществляли следующим образом: плакирующие пластины из сплавов 7017 и 7018 подвергали нагреву в печи до  $465^\circ\text{C}$  в течение 1 ч, охлаждали в воде и не более чем через 3 ч выполняли сварку взрывом. На рис. 1 можно увидеть, что хрупкий излом плакирующей пластины по краям сварного образца отсутствует, т. е. плакирующий сплав при этом достаточно пластичен.

Полученные соединения исследовали как с использованием новой технологии, так и без нее: металлографические исследования методом оптической микроскопии шлифов, вырезанных вдоль направления распространения процесса сварки взрывом; исследования прочности на статический отрыв плакирующего слоя (рис. 2).



Рис. 1. Вид образца после плакирования взрывом

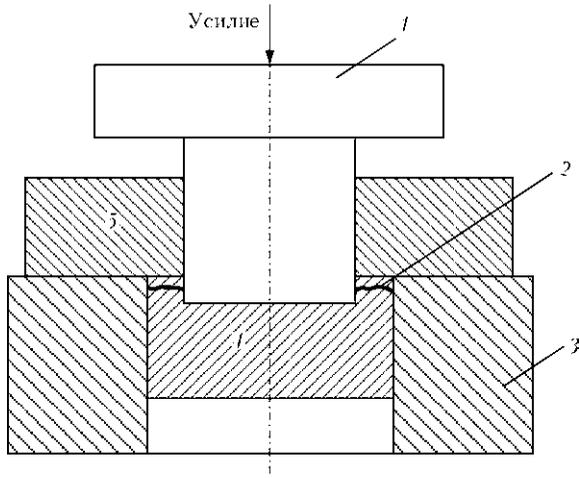


Рис. 2. Схема испытания на статический отрыв лакирующего слоя: 1 — пуансон; 2 — граница соединения; 3 — опора; 4 — лакирующий сплав; 5 — сплав основы

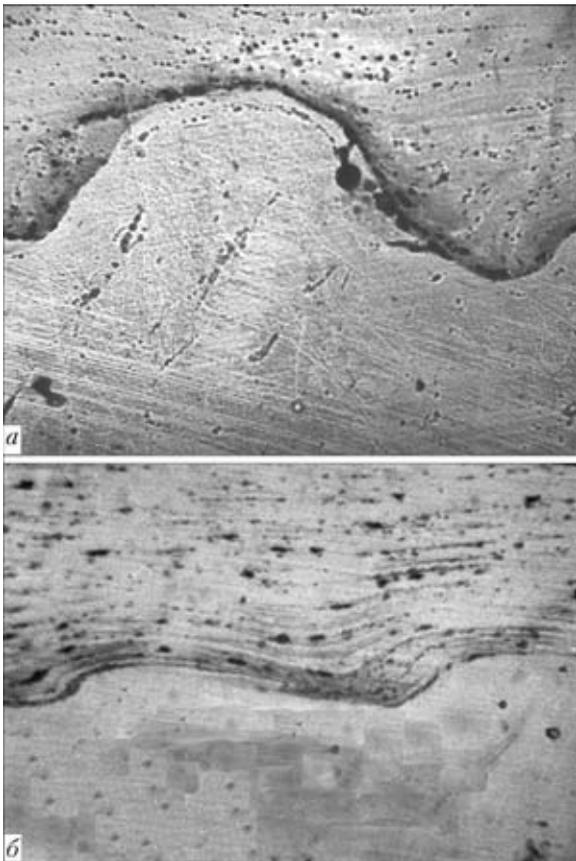


Рис. 3. Типичная микроструктура (×100) соединения сплава 7017 без термообработки лакирующей пластины (а) и аналога сплава 7050 с применением новой технологии сварки взрывом (б)

Для контроля процесса прохождения естественного старения лакирующего слоя периодически контролировали изменение его твердости при нагрузке 600 Н.

Как видно из рис. 3, без термообработки в зоне соединения имеют место дефекты, уровень прочности в этом случае низкий (образец разрушился еще при изготовлении на станке). Резуль-

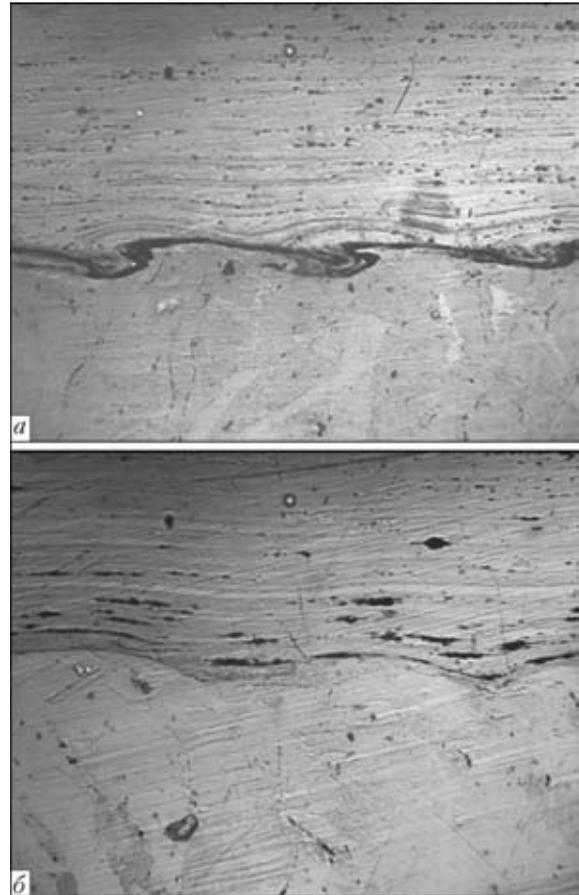


Рис. 4. Типичная микроструктура (×100) соединения сплава 7018 без термообработки лакирующей пластины (а) и аналога сплава 7050 с применением новой технологии сварки взрывом (б)

Таблица 3. Результаты механических испытаний на отрыв лакирующего слоя сплава 7017

| Состояние металла лакирующего слоя    | $\sigma_{\text{в}}^{\text{соед}}$ , МПа | $\sigma_{\text{в}}^{\text{соед}} : \sigma_{\text{в}}^{\text{исх}}$ , % |
|---------------------------------------|---|--|
| Закалка + естественное старение, сут: |   |  |
| 6                                     | 272                                     | 58   |
| 32                                    | 420                                     | 89   |

Примечание. Здесь и в табл. 4  $\sigma_{\text{в}}^{\text{соед}}$ ,  $\sigma_{\text{в}}^{\text{исх}}$  — временное сопротивление соответственно соединения и исходного металла.

таты механических испытаний на отрыв лакирующего слоя сплава 7017 представлены в табл. 3.

Контроль твердости лакирующего слоя показал, что через 20 дней после закалки она составляет *HRB* 87...89, через 32 дня — *HRB* 90...92, тогда как в максимально прочном исходном состоянии *HRB* 105...106.

На основе замеров твердости и прочности соединения на отрыв определено, что достигнуть исходных механических характеристик сплава 7017 путем естественного старения не удастся. Но эффект применения новой технологии при этом остается значительным.



Таблица 4. Результаты механических испытаний на отрыв плакирующего слоя сплава 7018

| Состояние металла плакирующего слоя   | $\sigma_{\text{в}}^{\text{соед}}$ , МПа | $\sigma_{\text{в}}^{\text{соед}} : \sigma_{\text{в}}^{\text{исх}}$ , % |
|---------------------------------------|---|--|
| Закалка + естественное старение, сут: |   |  |
| 6                                     | 290                                     | 82   |
| 32                                    | 340                                     | 97   |
| 70                                    | 350                                     | 100  |
| Без термообработки                    | 350                                     | 100  |

Как видно из рис. 4, без термообработки в зоне соединения имеют место завихрения и гребни волн, что является признаком значительной локализации пластической деформации металла зоны соединения, приводящей к сильному разогреву металла вблизи сварного шва и неоднородности структуры. В данном случае это не влияет на статическую прочность соединения, но, учитывая малую пластичность соединения, должно оказывать отрицательное влияние на усталостную и циклическую прочность. Результаты механических испытаний на отрыв плакирующего слоя представлены в табл. 4.

Контроль твердости покрытия из сплава 7018 показал, что через 20 дней после закалки она составляет  $HRB$  80...82, через 32 дня  $HRB$  87...89, тогда как в максимально прочном исходном состоянии  $HRB$  101...102.

При проектировании современных летательных аппаратов может использоваться ряд сплавов серии 7xxx. Поскольку в настоящее время идут интенсивные работы по замене клепаных соединений сварными, возникает необходимость в сварных переходных элементах между узлами из разнородных сплавов серии 7xxx, при этом перспективным является использование сварки взрывом.

Как отмечено выше, сплавы серии 7xxx считаются трудносвариваемыми. Получить надежные соединения большой толщины сваркой плавлением для одних сплавов этой серии удастся, а для других проблематично. Рациональным выходом из этой ситуации может быть использование технологической схемы, когда на кромки стыка трудносвариваемого алюминиевого сплава сваркой взрывом наносится слой сплава той же системы, но отличающийся хорошей свариваемостью, например, при сварке электронным лучом или лазе-

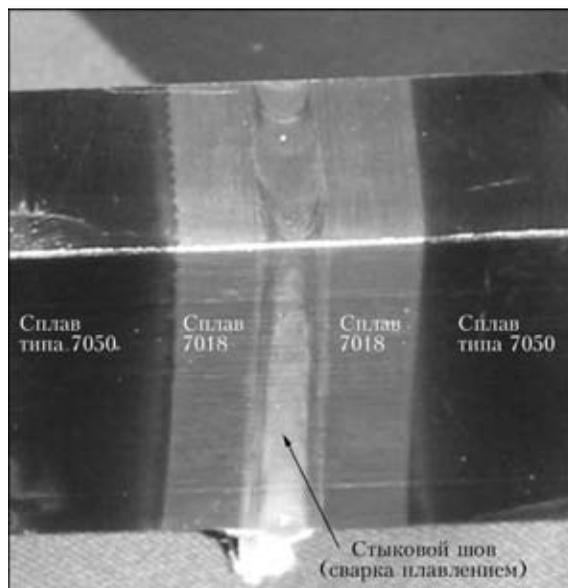


Рис. 5. Макроструктура стыкового комбинированного соединения высокопрочного трудносвариваемого алюминиевого сплава

ром. Пример такого комбинированного соединения показан на рис. 5.

Таким образом, использование предложенной новой технологии получения соединений термупрочняемых высокопрочных алюминиевых сплавов сварки взрывом позволяет существенно расширить диапазон их свариваемости. Иногда это становится единственно возможным способом получения надежного соединения.

Применение новой технологии позволяет не производить последующую после сварки взрывом термообработку с целью повышения прочности соединения. Это особенно важно в случае, когда термообработка недопустима для плакируемого сплава серии 7xxx, поскольку может изменить его исходные прочностные свойства. Новая технология сварки взрывом может эффективно применяться в комбинации с традиционными способами сварки плавлением.

1. Лысак В. И., Кузьмин С. В. Сварка взрывом. — М.: Машиностроение-1, 2005. — 544 с.
2. Воеводин Л. Б. Разработка технологии изготовления сваркой взрывом композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов: Дис. ... канд. техн. наук. — Волгоград, 1987. — 160 с.
3. Кудинов В. М., Коротеев А. Я. Сварка взрывом в металлургии. — М.: Металлургия, 1978. — 168 с.

A new technology is offered for explosion welding of high-strength aluminium alloys of series 7xxx. The technology is based on natural ageing, which is a property of heat-hardening aluminium alloys, i.e. the process of self-strengthening of an alloy after hardening, which makes it possible to perform explosion welding during the incubation period.

Поступила в редакцию 08.10.2009

## ПРИМЕНЕНИЕ ЭМУЛЬСИОННЫХ ВЗРЫВАТЫХ ВЕЩЕСТВ ДЛЯ СВАРКИ ВЗРЫВОМ

**В. В. СИЛЬВЕСТРОВ, А. В. ПЛАСТИНИН**, кандидаты физ.-мат. наук, **С. И. РАФЕЙЧИК**, инж.  
(Ин-т гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, г. Новосибирск, РФ)

Приведены характеристики низкоскоростных эмульсионных взрывчатых веществ со скоростью детонации 2...3 км/с. Рассмотрено их применение для взрывного плакирования металлических пластин фольгами (от алюминия до молибдена) толщиной 100...300 мкм без амортизирующего слоя между ними и метаемой фольгой и для сварки взрывом трубки диаметром 11 мм из нержавеющей стали со стальной втулкой в параллельной схеме сварки.

*Ключевые слова:* эмульсионные взрывчатые вещества, сварка взрывом, тонкие фольги, трубные доски

Для решения задач по обработке материалов взрывом (сварка, штамповка, прессование и пр.) интерес представляют эмульсионные взрывчатые вещества (ЭмВВ) [1]. В составе этих композиций нет мощных индивидуальных ВВ, и единственный потенциально взрывчатый компонент — аммиачная селитра. ЭмВВ отличаются более низкой стоимостью по сравнению с тротилом, тэном или гексогеном, крайне низкой чувствительностью к механическим и тепловым воздействиям наряду с хорошей восприимчивостью к детонации, низкой газовой вредностью и высокой водостойкостью [2]. Изготовление ЭмВВ возможно на месте проведения взрывных работ, что значительно упрощает транспортировку их невзрывоопасных компонент.

О возможности детонации ЭмВВ в слоях толщиной до 0,5 мм (критический диаметр  $d_{cr} < 6$  мм) сообщалось в работе [3]. Позднее было показано, что промышленные ЭмВВ, содержащие включения алюминия, имеют критическую толщину  $\Delta_{cr} = 3,3$  мм и скорость детонации  $D_{cr} \approx 3$  км/с [4]. В работе [5] разработаны ЭмВВ, детонирующие в слое толщиной до  $\Delta_{cr} \approx 2$  мм ( $D_{cr} \approx 2,7$  км/с), но скорость детонации композиции быстро увеличивалась с толщиной слоя ВВ: уже при  $\Delta > 5$  мм она превышала 4 км/с.

В результате применения ультрадисперсной эмульсии с размером капель окислителя не более 1...2 мкм и введения в состав ЭмВВ большого количества сенсibiliзирующих включений низкой плотности (физический сенсibiliзатор — микробаллоны из стекла) предельная скорость детонации ЭмВВ уменьшается до 2...3 км/с при сохранении высокой детонационной способности [6]. При количестве сенсibiliзатора более 20 мас. % сверх массы эмульсии зависимость скорости детонации  $D$  от поперечного размера заряда ЭмВВ

практически отсутствует при толщине плоского заряда  $\Delta \geq 10$  мм.

Цель настоящей работы — рассмотреть возможности низкоскоростных ЭмВВ на примере двух классических задач сварки взрывом: плакирования металлов тонкими металлическими фольгами толщиной до 0,1 мм и соединения тонкостенной металлической трубки малого диаметра с трубной втулкой в режиме сварки взрывом.

**Параметры ЭмВВ.** Использованы ЭмВВ, приготовленные в лабораторных условиях. Эмульсии имели следующий состав (мас. %): 68 аммиачной селитры; 11 натриевой селитры; 15 воды; 2 твердого парафина; 2 эмульгатора сорбитана моноолеата; 2 масла индустриального (в составе эмульгатора). Кислородный баланс эмульсии близок к нулю, плотность  $\rho_e = 1,41$  г/см<sup>3</sup>. Размер капель окислителя — не более 1...2 мкм. Для получения ЭмВВ в эмульсию вводили полые стеклянные микросферы типа МС-В (производство ОАО «Терм», Московская область) в количестве  $\mu = m_{mb}/m_{em}$  (мас. %) микробаллонов  $m_{mb}$  сверх массы эмульсии  $m_{em}$ . Средний размер микробаллонов около 60 мкм, насыпная плотность  $\rho_{mb} = 0,14...0,15$  г/см<sup>3</sup>. При большом количестве включений ЭмВВ формируются вручную, но обладают удовлетворительной пластичностью.

При увеличении доли микробаллонов от 5 до 50 % плотность ЭмВВ  $\rho_0$  уменьшается от 1,08 до 0,52 г/см<sup>3</sup>. Зависимость плотности композиции  $\rho_0$  от параметра  $\mu$  определяется соотношением  $\rho_0 = \rho_e(1 + \mu)/(1 + \mu\rho_e/\rho_{mb}^*)$ , где  $\rho_{mb}^* = 0,23 \pm 0,01$  г/см<sup>3</sup> — «истинная» плотность микробаллонов. Одна часть объема ЭмВВ, равная  $v_{mb}$ , заполнена инертным веществом, полыми микросферами, другая —  $v_{em} = 1 - v_{mb} = 1/(1 + \mu\rho_e/\rho_{mb}^*)$  — эмульсионной матрицей, которая собственно и способна взрываться. При  $\mu = 50...60$  % объемная часть эмульсии уменьшается до 30...25 %, скорость детонации понижается до 2 км/с и менее.

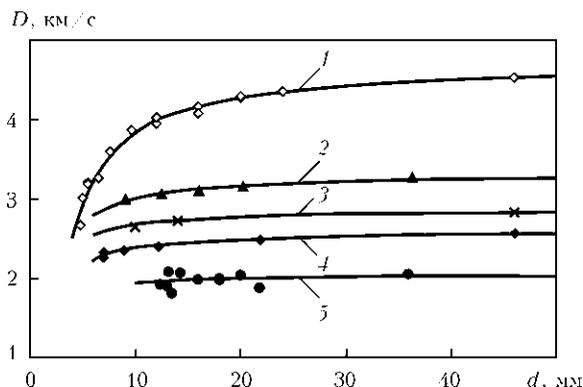


Рис. 1. Зависимость скорости детонации от поперечного размера заряда для ЭМВВ: 1 —  $\mu = 8$ ; 2 — 20; 3 — 25; 4 — 35; 5 — 50 %

В диапазоне плотностей  $0,5...1,1 \text{ г/см}^3$  скорость детонации цилиндрического заряда диаметром 20 мм уменьшается с плотностью линейно:  $D = 4,68\rho_0 - 0,46$ . При  $\mu > 20$  % скорость детонации менее 3 км/с, плотность подобных композиций от 0,75 до  $0,51 \text{ г/см}^3$ . Зависимость скорости детонации от массовой доли включений описывается степенной зависимостью  $D = D_e(1 + \mu\rho_e/\rho_{mb}^*)^{-\alpha}$  при  $\alpha = 0,76$ ,  $D_e = 5,74 \text{ км/с}$ .

На рис. 1 приведены результаты измерения скорости детонации (в «сварочной области» скоростей) для ЭМВВ при различных  $\mu$  в зависимости от поперечного размера, диаметра цилиндрического заряда или толщины плоского слоя. Заряды были заключены в тонкостенные трубки или плоские коробочки из пластика. При увеличении концентрации полых микросфер МС-В до 20...25 % и более наблюдается слабая зависимость скорости детонации ЭМВВ от поперечного размера заряда. Однако критические параметры детонации — диаметр цилиндрического  $d_{cr}$  и толщина плоского заряда  $\Delta_{cr}$  — увеличиваются при росте доли включений (табл. 1). По  $D(d)$  с помощью уравнения Эйринга [7] оценивали предельную скорость детонации  $D_{max}$  и разницу  $\Delta D = D_{max} - D_{cr}$ .

При  $\mu = 25...50$  % скорость детонации ЭМВВ ниже 3 км/с при допустимой толщине плоского слоя от 3 до 12 мм. Этот диапазон скоростей пригоден для сварки взрывом большинства металлов в параллельной схеме. При  $\mu = 8$  % ЭМВВ имеет наименьшую допустимую толщину до 2 мм для плоского заряда, и скорость детонации менее 3 км/с при  $\Delta \leq 3$  мм.

Детонационное давление для низкоплотных ЭМВВ при  $D \leq 3 \text{ км/с}$  невелико: оценка по формуле  $P_D \sim \rho_0 D^2 / (n + 1)$  и показателе политропы продуктов взрыва  $n \approx 2,4$  дает 0,6...2 ГПа, что достаточно для взрывного ускорения тонких металлических пластин и оболочек до скоростей более 100 м/с, необходимых в ряде приложений. Приведем результаты, иллюстрирующие приме-

Таблица 1. Параметры ЭМВВ

| $\mu$ , % | $\rho_0$ , г/см <sup>3</sup> | $d_{cr}$ , мм | $\Delta_{cr}$ , мм | $D_{cr}$ , км/с | $D_{max}$ , км/с | $\Delta D$ , км/с |
|-----------|------------------------------|---------------|--------------------|-----------------|------------------|-------------------|
| 8         | 1,0                          | 5             | 1,8...2            | 2,7             | 4,7              | 2,0               |
| 20        | 0,75                         | 6...7*        | 3*                 | 2,6*            | 3,3              | 0,7               |
| 35        | 0,62                         | 7...8         | 3,5                | 2,3             | 2,6              | 0,3               |
| 50        | 0,51                         | 11...12       | 11...12            | 1,9             | 2,1              | 0,2               |

\* Оценка по зависимости критических параметров детонации от параметра  $\mu$ .

нение низкоскоростных ЭМВВ для плакирования металлов фольгами без буферного слоя — ослабителя и сварки тонкостенных трубок малого диаметра с трубными досками в параллельной схеме сварки взрывом.

**Плакирование металлов тонкими фольгами.** В ряде приложений на поверхность металла необходимо наносить тонкие функциональные покрытия: теплозащитные, химически стойкие, антикоррозионные и пр. Если для решения подобных задач использовать способ сварки взрывом, то придется применять или буферный слой (ослабитель между фольгой и ВВ для уменьшения угла поворота и скорости метаемой фольги) или схему сварки взрывом под углом для уменьшения скорости точки контакта  $V_c$ . Это связано с большой минимально допустимой толщиной слоя ВВ (на основе аммонитов) или с высокой скоростью детонации индивидуальных ВВ. Для рассматриваемых низкоскоростных ЭМВВ необходимость в буферном слое практически отсутствует.

Ниже приведены некоторые результаты по сварке фольг толщиной  $\delta = 0,1...0,3$  мм со стальным (или медным) основанием в параллельной схеме сварки с использованием низкоскоростных ЭМВВ. Размеры основания из стали или меди следующие: толщина — 4...10 мм, длина — 300 мм, ширина — 60 мм. Материал металлических фольг — алюминий, титан, нержавеющая сталь, бронза, медь и молибден, плотностью от 2,8 до  $9,0 \text{ г/см}^3$  (табл. 2).

ВВ находилось между метаемой фольгой и 0,5-миллиметровым слоем пластика ПЭТ, прикрывающим коробочку с ЭМВВ. Массовое отношение  $r = \tilde{m}_{ВВ} / \tilde{m}_{мет}$  изменялось почти на порядок: от 0,67 до 6,3, где  $\tilde{m}_{ВВ}$  — масса ЭМВВ на единицу площади,  $\tilde{m}_{мет}$  — масса металла на единицу площади. Между фольгой и мишенью устанавливали воздушный зазор, равный примерно толщине метаемой фольги.

Ввиду относительно высокой скорости детонации 2,7...3 км/с при 10 % в плоской постановке наблюдались развитые волновые швы. При плакировании стали фольгой из титана толщиной 100 мкм между ЭМВВ и фольгой помещали плен-

Таблица 2. Параметры опытов по сварке взрывом с использованием ЭМВВ

| Свариваемая пара            | $\rho_{\text{ф}}, \text{г/см}^3$ | $\delta, \text{мм}$ | $\mu, \%$ | $\Delta_{\text{ЭМВВ}}, \text{мм}$ | $r$  | Результат    |
|-----------------------------|----------------------------------|---------------------|-----------|-----------------------------------|------|--------------|
| <i>Плоская схема</i>        |                                  |                     |           |                                   |      |              |
| Алюминий/медь               | 2,8                              | 0,2                 | 10        | 2,5                               | 4,2  | Волновой шов |
| Алюминий/медь               | 2,8                              | 0,2                 | 35        | 5,5                               | 6,2  | » »          |
| Титан/нержавеющая сталь     | 4,5                              | 0,1                 | 10        | 3                                 | 6,3  | » »          |
| Нержавеющая сталь/медь      | 7,8                              | 0,2                 | 10        | 2,4                               | 1,5  | » »          |
| Бронза/сталь                | 8,4                              | 0,3                 | 10        | 3,4                               | 1,3  | » »          |
| Медь/сталь                  | 8,9                              | 0,2                 | 10        | 2,7                               | 1,4  | » »          |
| Молибден/сталь              | 9,0                              | 0,2                 | 10        | 2,8                               | 1,2  | » »          |
| Медь/сталь                  | 8,9                              | 1                   | 50        | 12                                | 0,67 | » »          |
| <i>Цилиндрическая схема</i> |                                  |                     |           |                                   |      |              |
| Нержавеющая сталь/сталь     | 7,8                              | 750                 | 50        | $\varnothing 10 \dots 42$         | 0,21 | Распрессовка |
|                             |                                  |                     | 35        |                                   | 0,27 | » »          |
|                             |                                  |                     | 20        |                                   | 0,32 | Волновой шов |

ку из фторопласта толщиной 160 мкм. Во всех случаях была реализована сварка взрывом без видимых нарушений целостности и отслоений фольги по всей поверхности плакируемой пластины. Микроструктуры металла в сечении некоторых соединений, полученные на электронном сканирующем микроскопе, приведены на рис. 2. Специальные измерения прочности соединений не выполняли, но при попытках оторвать фольгу от основания она рвалась по телу фольги, а не по сварному шву. При  $\delta \leq 300$  мкм масса ЭМВВ на единицу площади составляла 0,2...0,4 г/см<sup>2</sup>.

Метательные свойства ЭМВВ пока не исследовались, поэтому оценим параметры соударения метаемой пластинки с основанием по геометрическим характеристикам образующихся волн. При плакировании стали медной фольгой толщиной 200 мкм амплитуда волн составляла  $a \approx 25 \dots 30$  мкм, длина волны  $\lambda \approx 145$  мкм, скорость точки контакта  $V_c = D \approx 2,7 \dots 3$  км/с. При плакировании стали пластинкой из меди толщиной 1 мм —  $a \approx 25 \dots 30$  мкм,  $\lambda \approx 170$  мкм,  $V_c = D \approx 2$  км/с. Из формулы  $\lambda/\delta = 26 \sin^2 \frac{\gamma}{2}$ , связывающей относительную длину волны и угол соударения  $\gamma$  при несимметричном соударении [8], оценим угол соударения метаемой пластинки с основанием. В первом случае  $\gamma \approx 19^\circ$  при  $r \approx 1,4$ , во втором — существенно меньше  $\gamma \approx 9^\circ$  при  $r \approx 0,67$ . С учетом малости угла поворота скорость метания пластинки  $v_p \approx 2D \sin(\gamma/2) \approx 990$  м/с для 200-миллиметровой фольги и  $v_p \approx 314$  м/с для 1-миллиметровой медной пластинки. В обоих случаях для пары медь/сталь параметры соударения попадают в «окно сварки» на плоскости ( $V_c, \gamma$ ), вблизи верхней и нижней границ области сварки взрывом [8, 9].

Таким образом, низкоскоростные ЭМВВ можно использовать при взрывном плакировании металла тонкими фольгами/пластинками из различных металлов. Интерес к подобным работам наблюдается особенно в тех случаях, когда необходимо минимизировать количество используемого ВВ [10, 11].

**Сварка трубки с моделью трубной доски.** В цилиндрической геометрии реализована сварка металлической трубки со втулкой из углеродистой стали по параллельной схеме сварки взрывом труб с трубной доской, предложенной в [12]. Внутренний диаметр трубки из нержавеющей стали составлял 11 мм, толщина стенки — 0,75 мм. Искусственный зазор между трубкой и втулкой был равен толщине стенки трубки. Использовали цилиндрический патрон из ЭМВВ, заглубленный в трубку на длину  $l = 15 \dots 20$  мм. Патрон инициировали с помощью стандартного детонирующего шнура ДШВ диаметром 5 мм, введенного в ЭМВВ на глубину примерно 10 мм. В двух первых опытах использовали ЭМВВ при  $\mu = 35 \%$  ( $r = 0,21$ ) и 25 % ( $r = 0,27$ ). Получена качественная распрессовка трубки, но сварки взрывом не было (рис. 3, а).

При использовании более мощной композиции при  $\mu = 20 \%$  (плотность ЭМВВ — 0,75 г/см<sup>3</sup>, скорость детонации 3 км/с; коэффициент нагрузки  $r = 0,32$ ) режим сварки взрывом был реализован (рис. 3, б). На начальном участке длиной около 3 мм наблюдается развитие волнообразования. Далее на длине  $l$  реализуется волновой шов ( $\lambda \approx 50 \dots 100$  мкм,  $a/\lambda \approx 0,2 \dots 0,3$ ), обеспечивающий прочное герметичное соединение трубки с втулкой (рис. 3, в). В конце заряда ЭМВВ волнообразование прекращается. Масса ЭМВВ в одном патроне — не более 1,5 г (определяется необходимой длиной сварного шва).

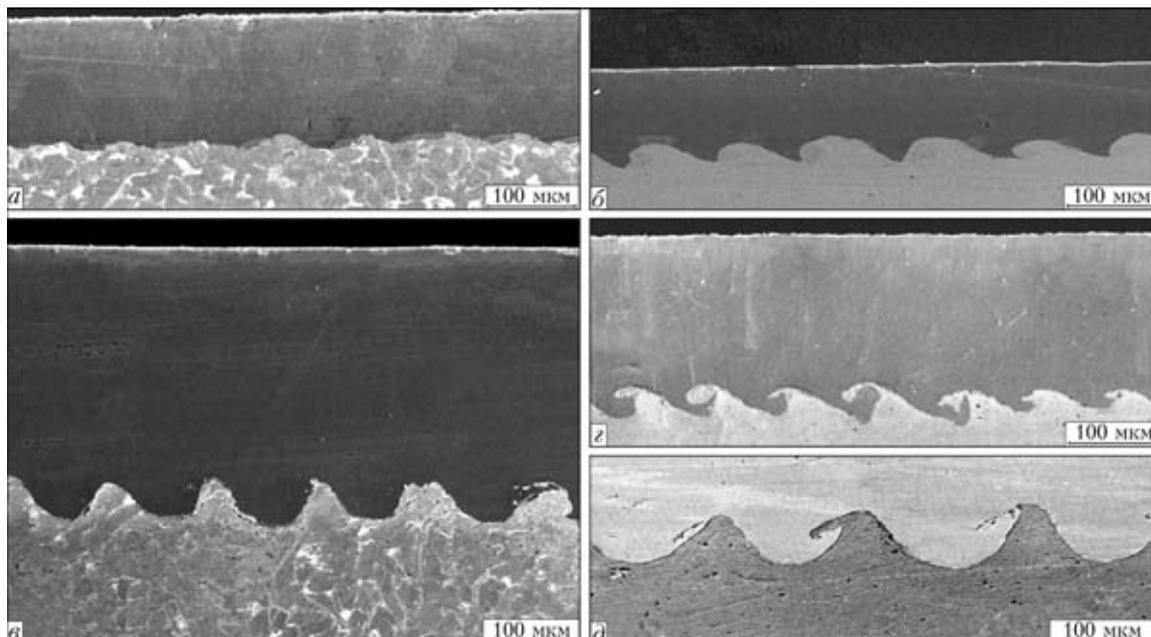


Рис. 2. Микроструктуры металла, полученные при плакировании металлическими фольгами с помощью ЭМВВ: а — алюминий 200 мкм/медь; б — титан 100 мкм/нержавеющая сталь; в — бронза 300 мкм/сталь; з — молибден 0,2 мм/сталь; д — медь 1 мм/сталь

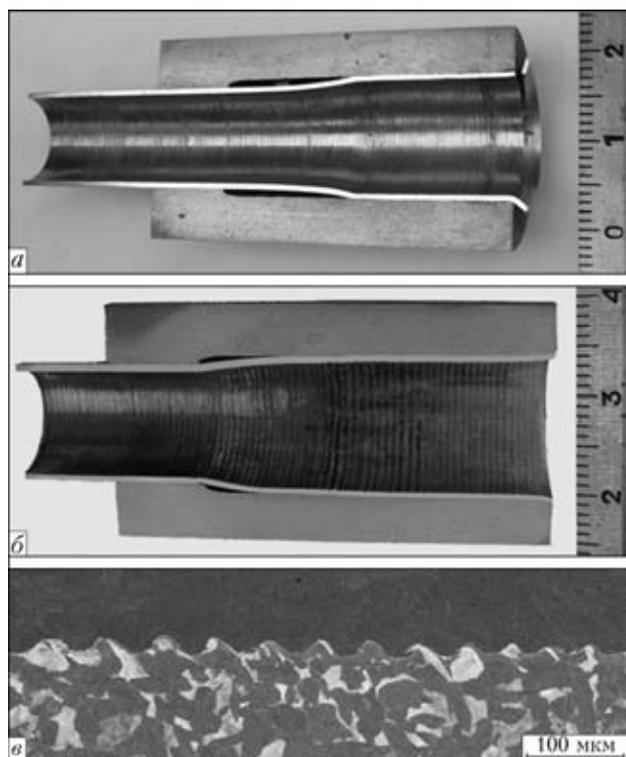


Рис. 3. Соединение взрывом трубки со стальной втулкой: а — распрессовка; б — сварка, разрез втулки после взрыва; в — микроструктура металла зоны соединения в режиме сварки

Этот пример показывает, что низкоскоростные ЭМВВ могут быть полезными и во взрывной технологии сварки тонкостенных трубок малого диаметра с трубными досками [11]. В данном случае не требуется дополнительная термическая проварка по торцу трубки для обеспечения герметичности соединения труба/втулка.

**Заключение.** Разработаны оригинальные составы ЭМВВ со скоростью детонации 2...3 км/с. Композиции отличаются слабой зависимостью скорости детонации от диаметра цилиндрического или толщины плоского заряда ВВ. Особенности этих ВВ являются использование ультрадисперсной эмульсии и большое количество в их составе полых микросфер из стекла.

Детонационные характеристики низкоскоростных ЭМВВ позволяют использовать их в приложениях, где целесообразно использовать взрыв, но необходимо минимизировать взрывную нагрузку на обрабатываемые материалы. Приведены примеры применения низкоскоростных ЭМВВ при сварке взрывом для плакирования металлов фольгами толщиной до 0,1 мм (без амортизирующего слоя — ослабителя ударной волны) и для сварки труб диаметром 10 мм с трубной втулкой в волновом режиме.

Консистенция ЭМВВ изменяется от мягкого пастообразного состояния при  $\mu \leq 20\%$  до состояния, напоминающего слегка подсохшую оконную замазку, при большем количестве микросфер. Формирование зарядов необходимого профиля пока возможно только вручную, что ограничивает применение этих ВВ для обработки материалов взрывом мелкомасштабными изделиями.

*Работа выполнена при поддержке программы Президиума РАН № 12.10, гранта РФФИ № 09-08-00164-а и частичной поддержке гранта Президента РФ № НШ-1886.2008.1.*

1. Pat. 4844321 US. Method for explosive cladding / T. Matsuzawa, T. Murakado, H. Aimoto et al. — Publ. 04.07.1989.



2. *Wang Xuguang*. Emulsion explosives. — Beijing: Metallurgical Industry press, 1994. — 396 p.
3. *Yoshida M., Iida M. et al.* Detonation behavior of emulsion explosives containing glass microballoons // Proc. 8th Symp. Intern. on detonation. — 1985. — P. 171–177.
4. *Minimum* propagation diameter and thickness of high explosives / O. E. Petel, D. Mack, A. J. Higgins et al. // J. Loss Prevention in the Proc. Industries. — 2007. — **20**, № 4. — P. 578–583.
5. *Критические диаметр и толщина эмульсионного взрывчатого вещества* / В. В. Сильвестров, А. В. Пластинин, С. М. Караханов, В. В. Зыков // Физ. горения и взрыва. — 2008. — **44**, № 3. — С. 121–127.
6. *Сильвестров В. В., Пластинин А. В.* Исследование низкоскоростных ЭМВВ // Там же. — 2009. — **45**, № 5. — В печати.
7. *The stability of detonation* / H. Eyring, R. E. Powell, G. H. Duffey, R. B. Parlin // Chem. Rev. — 1949. — **45**, № 1. — P. 69–181.
8. *Дерибас А. А.* Физика упрочнения и сварки взрывом. — Новосибирск: Наука, 1980. — 222 с.
9. *Симонов В. А.* Области сварки взрывом. Основные параметры и критерии / СО РАН. Ин-т гидродинамики им. М. А. Лаврентьева. — Препр. — Новосибирск, 1995. — 61 с.
10. *Masusi A., Kubota S. et al.* Impact welding for urgent steel pipe repairs by emulsion explosives // Proc. 22nd Intern. Symp. on shock waves. — London, 2000. — Vol. 1. — P. 565–570.
11. *Meuken D., Carton E. P.* Explosive welding and cladding // Shock compression of condensed Matter-2003 // Proc. of the conf. of the American Physical Society, July 20–25, 2003. Portland, USA. — AIP Proc. 706, New York, 2004. — P. 1110–1113.
12. *Explosive welding of tubes to tubeplates* / B. Crossland, A. S. Bahrani, J. D. Williams, V. Shribman // Welding and Metal Fabric. — 1967. — **35**, № 3. — P. 88–94.

Characteristics of low-velocity emulsion explosives with the detonation rate of 2...3 km/s are given. Their application is considered for explosion cladding of metal plates by foils (from aluminium to molybdenum) 100...300  $\mu\text{m}$  thick without a damping layer between them and the flyer foil and for explosion welding of 11 mm diameter stainless steel tube to a steel bushing in a parallel welding schematic.

Поступила в редакцию 23.06.2009

### **Кайдалов А. А. Современные технологии очистки поверхностей конструкционных материалов.** — Киев: Университет «Украина», 2009. — 540 с.

Изложены современные данные об основах физики и технологий очистки поверхностей конструкционных материалов с применением различных методов химической, механической и термической очистки. Описаны технические требования, принципы построения и характеристики современного отечественного и зарубежного оборудования для всех методов очистки. Даны сведения по охране труда и окружающей среды при наиболее распространенных методах очистки. Освещен опыт промышленного применения всех технологий очистки.

Рассмотрены требования к очистке поверхности материалов перед выполнением сварки и родственных процессов обработки, а также технологии очистки поверхностей основных конструкционных металлов и сварочной проволоки. Приведены сведения по стандартам в области очистки поверхностей конструкционных материалов.

Для научных и инженерно-технических работников, занятых в машиностроении, металлургии и других отраслях, связанных с изготовлением изделий, требующих очистки в процессе их производства и эксплуатации. Может быть полезна преподавателям и студентам вузов.





## ПОЛУЧЕНИЕ БИМЕТАЛЛА АЛЮМИНИЙ–СТАЛЬ С ПРОФИЛИРОВАННОЙ КОНТАКТНОЙ ГРАНИЦЕЙ

А. З. БОГУНОВ, ген. директор

ЗАО «Импульсные технологии» при Сиб. федерал. ун-те (г. Красноярск, РФ),

А. А. КУЗОВНИКОВ, канд. физ.-мат. наук

(Ин-т инженерной физики и радиоэлектроники при Сиб. федерал. ун-те, г. Красноярск, РФ)

Рассмотрены особенности микроструктуры и прочностные свойства биметалла алюминий–сталь с профилированной контактной границей. Определены возможные области применения такого биметалла.

*Ключевые слова:* сварка взрывом, профилированная контактная граница, прочность биметаллов, микроструктура, сталеалюминиевые переходники, клепка взрывом

В случаях, когда сварное соединение может разрушаться хрупким образом, его прочностные свойства во многом определяются процессами зарождения и распространения трещин. В частности, трещинообразование осложняется, если контактная граница неплоская, а трещина при развитии меняет направление. Соответственно на прочность соединения влияют не только качество сварки металлов, но и геометрические характеристики контактной поверхности. Так как неровная поверхность может отрицательно сказаться на качестве сварки взрывом, предложено впадины залить привариваемым металлом [1]. Если на одной из соединяемых поверхностей сделать выступы, которые поместить в пазы в другой, то процесс сварки взрывом сопровождается одновременной клепкой взрывом [2].

Целью настоящей работы является исследование микроструктуры и прочностных свойств биметаллов с профилированной контактной поверхностью, изготовленных по технологии сварки взрывом с одновременной клепкой, а также изучение влияния геометрических параметров контактной границы на прочность соединений. Конечной задачей исследований являлась разработка сталеалюминиевых переходников с повышенным уровнем характеристик для модернизации анодного узла электролизеров алюминия [3].

Схема получения биметаллов с профилированной контактной поверхностью показана на рис. 1 [4]. Расположение здесь не отличается от обычно используемого при сварке взрывом, кроме того, на поверхности основания выфрезеровывали параллельные пазы прямоугольного сечения, ориентация которых не более чем на  $30^\circ$  отличается от направления распространения детонации. При соударении метаемой пластины с выступами они

сжимаются в продольном направлении и расширяются в поперечном. Одновременно материал пластины продавливается через сужающееся горлышко и заполняет пазы. В итоге сварная граница в биметалле в сечении представляет собой «ласточкин хвост», чередующийся со стороны плакирующей пластины и основания (рис. 2). Следует отметить, что среди множества вариантов получения неразъемных соединений [5] указанная схема выбрана по причине наиболее простой технологической реализуемости.

В качестве метаемой пластины использовали алюминий А5М толщиной 10 и 20 мм, основание изготавливали из Ст3 толщиной 30...50 мм, ширину и высоту выступов варьировали в пределах 3...10 мм, ширину паза 4...20 мм. Взрывчатое вещество — смесь аммонита № 6ЖВ с NaCl в равной весовой пропорции, сварку в основном вели в режимах с волнообразной границей раздела, ско-

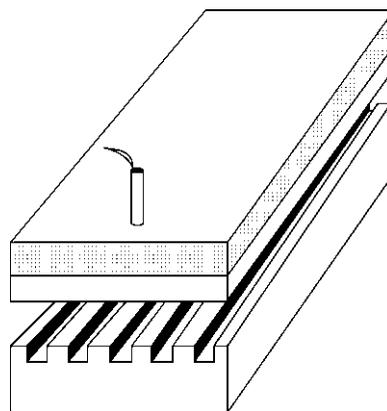


Рис. 1. Схема получения биметаллов с профилированной контактной поверхностью



Рис. 2. Общий вид микрошлифа соединения

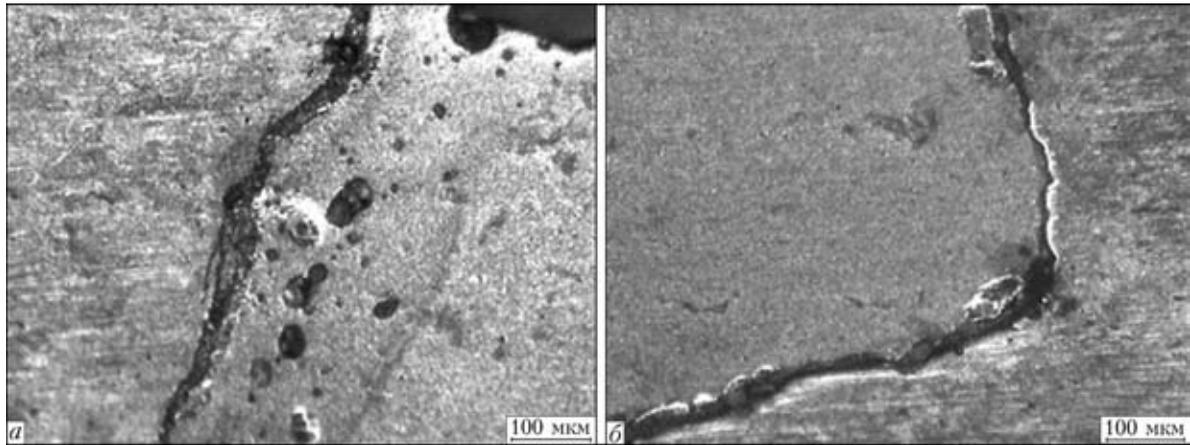


Рис. 3. Микрошлиф (отжиг 500 °С, 90 мин) боковой стороны (а) и угла в пазу с противоположной стороны (б)

рость детонации 1,8...2,2 км/с измеряли в полигонных условиях методом Дотриша.

Типичный микрошлиф соединения для образца с пазами 5×5×5 мм приведен на рис. 2. Поскольку исходный рельеф поверхности состоит из трех различных участков, то и для сварного соединения характерна неоднородность. На выступе и в средней части дна паза алюминий непосредственно контактирует со сталью. На большей части боковых сторон и дна паза находятся трещины шириной от 10 до 25 мкм, которые заполнены хрупким материалом, выкрашивающимся при шлифовке (рис. 3). Кроме того, в боковых частях паза и нижних углах видны отделенные от алюминия четкой границей пористые области затвердевшего расплава шириной от 10 до 300 мкм (рис. 3, а). Если детонация не направлена строго вдоль пазов, расплав наблюдается только на одной из сторон паза (рис. 3, б). В прилегающей стали выявляется зона термического влияния толщиной до 50 мкм с измельченной на порядок структурой. На углах стальных выступов наблюдаются сколы со смещением сколотого материала в паз.

Исследовали зависимость микротвердости различных зон соединения при температуре 500 °С со временем отжига до 3 ч (табл. 1). В зоне расплава микротвердость изменяется не монотонно, что отражает процесс перехода быстрозакаленной структуры в равновесное состояние, и хотя микротвердость здесь значительно превышает микротвердость алюминия — она меньше значений, характерных для интерметаллидов системы Al-Fe.

Для проведения РФА биметалл сфрезеровывали с поверхности алюминия и стали до появления стальных выступов и алюминия в пазах. Затем образец разламывали в пазах по трещинам, полученные бруски соответственно со стороны стали и алюминия суммарной площадью около 2 см<sup>2</sup> складывали вместе и затем с поверхности такого пакета снимали РФА. Установлено, что на границе соединения со стороны алюминия обнаруживаются метастабильный интерметаллид

$Fe_4Al_{13}$ , который близок по составу с  $FeAl_3$ , но образуется при быстрой закалке. В нехарактерной для металлов области малых углов наблюдаются четкие рефлексы байерита  $Al(OH)_3$ . Поскольку данное соединение обнаруживается и со стороны стали, то его можно связать с областью разлома, являющейся общей для обоих образцов. Низкая температурная стабильность байерита не позволяет ему существовать в контакте с расплавленным алюминием, поэтому соединение, по-видимому, появилось в процессе приготовления образцов.

Для определения предела прочности  $\sigma_{пр}$  применяли стаканчиковые образцы [6], а также их упрощенную модификацию, в которой с помощью двух биметаллических коронок разного диаметра в сталеалюминиевой пластине прорезали коаксиальные пазы с поверхности стали сквозь границу соединения с заглублением в алюминий и аналогично со стороны алюминия. Для изготовления пазов применяли коронки диаметром 21, 32, 43 и 46 мм, размеры разрываемого кольца были в несколько раз больше, чем размеры ласточкиного хвоста. В случае, когда размер рельефа был больше 6 мм использовали П-образные образцы [6], вырезаемые перпендикулярно рельефу с длиной, кратной его периоду. Площадь сечения образцов в месте разрыва составляла от 250 до 680 мм<sup>2</sup>,

Таблица 1. Значения микротвердости образцов с соединением «ласточкин хвост» в зависимости от времени отжига

| Место измерения      | Время отжига, мин |     |     |     |     |
|----------------------|-------------------|-----|-----|-----|-----|
|                      | Без отжига        | 20  | 35  | 90  | 180 |
| Алюминий             | 0,6               | 0,4 | 0,3 | 0,3 | 0,3 |
| Сталь (выступ)       | 2,5               | 2,3 | 2,5 | 2,2 | 1,9 |
| Боковая поверхность  | 2,1               | 2,5 | 1,3 | 3,3 | 3,5 |
| Дно паза             | 2,2               | 2,3 | 2,0 | 3,0 | 3,1 |
| Прослойка на выступе | —                 | —   | —   | 4,2 | 5,1 |

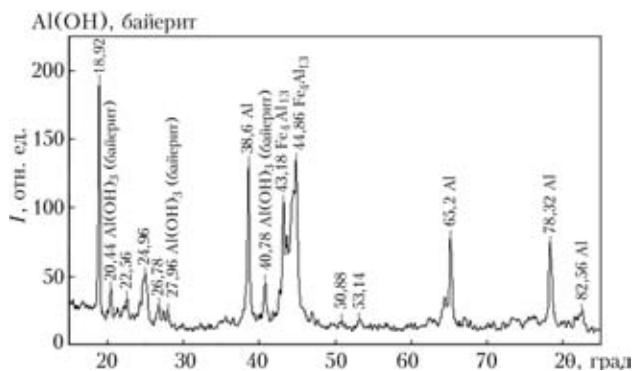


Рис. 4. Спектр РФА зоны соединения Fe–Al в пазу со стороны алюминия

толщина разрываемого участка около 3 мм и во всех случаях была в несколько раз меньше, чем его длина. Измерения прочности выполняли преимущественно для биметаллических пластин размерами 200×200 мм в центральной части. Конечно, полученные указанными способами значения  $\sigma_{пр}$  имеют сравнительный характер, вместе с тем зафиксированные в ГОСТ методики по определению  $\sigma_{пр}$  здесь неприменимы.

Образцы с различным рельефом поверхности изготавливали в условиях близких значений скорости детонации и угла поворота метаемой пластины, данные по  $\sigma_{пр}$  приведены в табл. 2. Анализ характера разрушения образцов показывает, что при значениях прочности выше 80 МПа разрыв происходит по алюминию вне границы сварки, при меньших значениях прочности — алюминий начинает вытягиваться из пазов, а при прочности 50...60 МПа разрыв проходит по границе.

Сравнение результатов по разрывной прочности для биметалла ласточкин хвост (рельеф 5×5×5 мм) с известными данными биметалла сталь — алюминий с плоской границей раздела после термообработки [7] показано на рис. 5. Видно, что зависимости имеют приблизительно одинаковый вид: плато, на котором прочность плавно уменьшается, сменяется участком, где происходит быстрое падение. Для образцов ласточкин хвост падение наступает в интервале температур 460...490 °С, тогда как для биметалла с плоской границей — в интервале 350...380 °С. Вместе с тем для биметалла ласточкин хвост даже в условиях формирования сплошной интерметаллидной прослойки при высоких температурах прочность соединения не стремится к нулю, а выходит на уровень 1,5 МПа, который складывается из прочности алюминия, зажатого в пазах, и прочности прослойки.

Проведенный анализ строения соединения в пазу показывает, что получение качественной сварки в этом случае проблематично. Как видно из табл. 2, прочность соединения с профилированной границей на уровне алюминия достигается при сочетании двух условий: выборе оптималь-

P, МПа

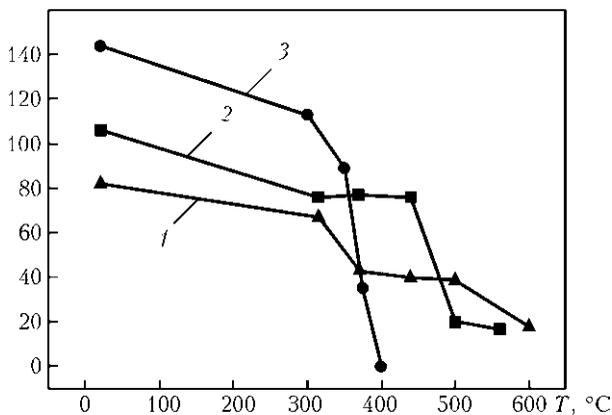


Рис. 5. Сравнение прочности после отжига для биметалла сталь–алюминий ласточкин хвост [7] (1 — Al толщиной 10 мм; 2 — Al 20 мм) и с плоской границей раздела (3 — Al толщиной 12 мм)

ного рельефа и качественной сварки по вершинам выступов. Тогда в зависимости от соотношения размеров паза и выступа, а также размеров разрываемого участка прочность должна нивелироваться на некотором расстоянии от границы. В то же время диапазон значений прочности начинается от значений, обеспечиваемых алюминием, зажатым в пазах. Соответственно с увеличением доли такого алюминия можно повысить  $\sigma_{пр}$  [8]. Например, на поверхности образца 05 перпендикулярно существующим выфрезеровали пазы такого же размера так, что стальные выступы стали квадратами 5×5 мм,  $\sigma_{пр} = 36$  МПа.

При изготовлении биметалла с профилированной границей целостность соединения сохраняется даже в тех режимах, когда пластины с плоской границей просто отлетают друг от друга, например у образца 05  $D = 3,2$  км/с (аммонит № 6ЖВ без соли),  $\gamma = 8^\circ$ ;  $\sigma_{пр} = 19$  МПа;  $\gamma = 0^\circ$  (плоское соударение),  $\sigma_{пр} = 12$  МПа. В этой связи использование профилированной границы может быть полезно в проблематичных в отношении качества сварки областях, например по периметру плаки-

Таблица 2. Влияние геометрических характеристик контактной границы на прочность соединения

| Маркировка образца | Толщина алюминия, мм | Ширина, мм |      | Глубина паза, мм | Предел прочности, МПа |
|--------------------|----------------------|------------|------|------------------|-----------------------|
|                    |                      | выступа    | паза |                  |                       |
| 04                 | 10                   | 4          | 4    | 4                | 62                    |
| 051                | 10                   | 3          | 5    | 5                | 66                    |
| 052                | 10                   | 5          | 5    | 10               | 78                    |
| 05                 | 10                   | 5          | 5    | 5                | 97                    |
| 05                 | 20                   | 5          | 5    | 5                | 106                   |
| 08                 | 20                   | 8          | 8    | 4                | 56                    |
| 012                | 20                   | 12         | 12   | 4                | 41                    |

руемого листа. Как видно из табл. 2, профилированная поверхность обеспечивает получение прочного соединения с алюминием толщиной 20 мм, сварка которого со стальной заготовкой с плоской поверхностью затруднена. В этом случае граница ласточкина хвоста, по-видимому, способствовала удержанию в контакте свариваемых поверхностей до завершения процессов формирования соединения.

В результате отжига при высоких температурах (см. рис. 5) пластические свойства сварного контакта утрачиваются и он начинает разрушаться хрупким образом. Профилированная поверхность затрудняет распространение трещин, что отражается в некотором повышении прочности на температурной зависимости. Вместе с тем, смена характера разрушения от пластического к хрупкому наиболее значительно проявляется в падении работы разрушения [9]. В этом отношении соединение ласточкина хвоста имеет значительное преимущество, так как прочность определяется разрывом алюминия в пазах, и работа разрушения составляет пропорциональную долю от соответствующей характеристики алюминия.

Таким образом, соединение с профилированной контактной границей, изготавливаемое по данной технологии, может быть полезно в проблематичных в отношении качества сварки областях, например, по периметру плакируемого листа;

при сварке толстолистового проката, в частности из алюминия, а также если в условиях эксплуатации высока вероятность деградации качества сварки. Начиная с 2000 г. около 80 тыс. сталепрокатных переходников с профилированной контактной границей успешно работают в анодных узлах электролизеров на пяти алюминиевых заводах РФ.

1. А. с. 875741, В23К 20/08. Способ сварки взрывом металлических листов / Ю. П. Буштетт, Л. Д. Добрушини др. — Оpubл. 24.05.76.
2. А. с. 1102146, В23К 20/08. Способ сварки взрывом / В. Н. Ковалевский, И. И. Жуковский, Л. С. Шабека, А. С. Лазарев. — Оpubл. 04.04.83.
3. Пат. РФ 2165482. Токоподвод для электролизеров алюминия / А. З. Богунов, А. А. Кузовников, В. В. Малышев и др. — Оpubл. 29.08.1999.
4. Пат. РФ 2315697. Биметалл повышенной прочности и способ его изготовления / А. З. Богунов, А. А. Кузовников, В. В. Малышев и др. — Оpubл. 15.02.2005.
5. Pat. US 5,244,746, В23В 003/30, В60М 001/30. Composite structures / S. Matsui et al. — Publ. 14.09.1993.
6. Дерibas А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом. — Новосибирск: Наука, 1972. — 188 с.
7. Banker J., Nobili A. Aluminum-steel electric transition joints, effects of temperature and time upon mechanical properties // Light Metals. — 2002. — P. 439–445.
8. Пат. РФ 2318670. Термостойкая биметаллическая вставка / А. З. Богунов, А. А. Кузовников, В. В. Малышев и др. — Оpubл. 19.01.2006.
9. Влияние режимов сварки взрывом на прочностные и пластические свойства сталепрокатных соединений / В. Р. Рябов, Л. Б. Первухин, Т. А. Вольферц, В. В. Цицилин // Автомат. сварка. — 1995. — № 12. — С. 32–38.

Peculiarities of microstructure and strength properties of the bimetal with a profiled interface, made by the explosion welding + riveting technology, are considered, and potential application fields for such a bimetal are identified.

Поступила в редакцию 07.08.2009

## ПРОМЫШЛЕННЫЕ ВЫСТАВКИ

# ПАТОН ЭКСПО 2010



**ПАТОН ЭКСПО**  
ПРОМЫШЛЕННЫЕ ВЫСТАВКИ

ОРГАНИЗАТОР:  
ООО «Центр трансфера технологий  
«Институт электросварки  
им. Е.О. Патона»

т./ф. +380 44 200-80-89(91)

 НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ КОМПЛЕКС  
«ИЭС им. Е.О. Патона»



**Сварка.**  
Родственные  
технологии



**Трубопроводный  
транспорт**



**Неразрушающий  
контроль**

ПРИ СОДЕЙСТВИИ:

  
 Національна акціонерна  
компанія «Нафтогаз України»

  
 Общество сварщиков  
Украины

  
 Ассоциация промышленного  
оружейного строительства Украины

  
 Ассоциация производителей и  
строителей полимерных трубопроводов

  
 Ассоциация  
ОКО

  
 Физико-химический институт  
защиты окружающей среды  
и человека

  
 Торговый  
Дом  
«Сварка»

  
 Выставочный портал  
Expotec.ru (Россия)

  
 Компания Expotec  
(Германия)

[www.paton-expo.kiev.ua](http://www.paton-expo.kiev.ua)

**Киев**

## 1–3 июня 2010

**ВЦ «КиевЭкспоПлаза»**



## ВОЗМОЖНОСТЬ СОХРАНЕНИЯ ФОРМЫ И РАЗМЕРОВ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ ПРИ ПЛАКИРОВАНИИ ВЗРЫВОМ

Ю. П. МЕЩЕРЯКОВ, канд. физ.-мат. наук, В. М. ОГОЛИХИН, канд. техн. наук, И. В. ЯКОВЛЕВ, д-р техн. наук (Конструкторско-технологический филиал Ин-та гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, г. Новосибирск, РФ)

Рассмотрена возможность сохранения заданной формы и размеров трубных заготовок кристаллизаторов при взрывном плакировании труб с установкой внутри последних заполнителей: дробь, дробь с водой, пушечной смазки и расплавов селитры. Показано, что для сохранения формы и размеров без дополнительных больших затрат перспективно использовать в качестве заполнителя металлическую дробь.

*Ключевые слова:* кристаллизатор, цилиндрические трубные заготовки, плакирование трубных заготовок, сварка взрывом, внутренняя полость, материал заполнителя, металлическая дробь, установка и удаление заполнителя, импульс, напряжение, форма и размер заготовок

В ряде вакуумных дуговых печей и печах электрошлакового переплава основным рабочим узлом является кристаллизатор, в котором плавится и кристаллизуется металлический слиток. На стенки кристаллизатора в режиме плавки действуют тепловые потоки, достигающие больших значений, поэтому для обеспечения интенсивного отвода тепла из зоны расплава цилиндрические кристаллизаторы изготавливают из толстостенных медных труб, охлаждаемых снаружи водой [1, 2]. Тепловые напряжения, возникающие в материале трубы при плавке и остывании слитков, вызывают деформацию последней, что затрудняет удаление остывающего слитка и требует периодической расточки внутренней поверхности кристаллизатора. Очевидно, что для устранения этих деформаций необходимо повысить жесткость трубы, не снижая теплоотводящих характеристик стенок кристаллизатора. Использование для этих целей специальных стальных каркасов, устанавливаемых на медные трубы, не всегда дает положительный результат. В этой связи предложено [3] изготавливать кристаллизатор из биметалла (рис. 1) путем плакирования наружной поверхности медной трубы стальной трубой, обеспечивая сваркой взрывом прочное соединение меди со сталью (рис. 1, поз. 7), а вдоль образующей цилиндрической поверхности фрезеровать в стальном слое до меди каналы, обеспечивающие прямой контакт охлаждающей воды с медью. Остающиеся между каналами стальные перемишки служат ребрами жесткости, к которым пробковыми швами сваркой плавлением приваривается

внешняя стальная обечайка (рис. 1, поз. 6), закрывающая каналы.

Известно, что как при внешнем, так и при внутреннем взрывном плакировании труб возникает ряд особенностей [4, 5], связанных с нарушением геометрии соударения, сохранением формы и размеров свариваемых заготовок. В частности, при внешнем плакировании трубы необходимо выбрать материал, заполняющий внутреннюю полость плакируемой трубы, который, сохраняя ее форму и размер внутреннего диаметра, легко, с

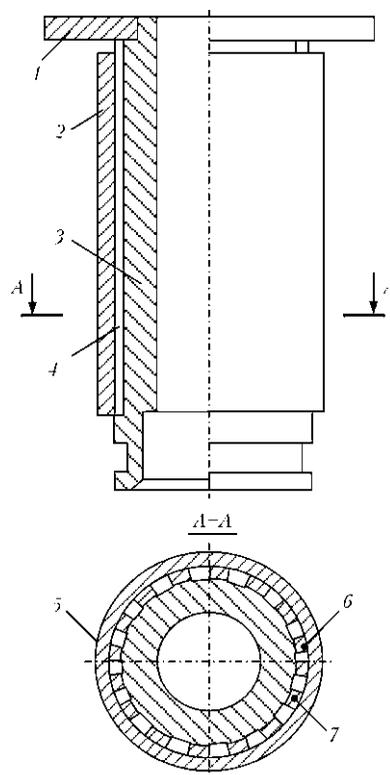


Рис. 1. Схема биметаллического цилиндрического кристаллизатора: 1 — кольцо стальное; 2 — обечайка стальная; 3 — труба медная; 4 — каналы для циркуляции охлаждающей жидкости; 5 — ребра жесткости; 6 — траектория сварки плавлением; 7 — траектория сварки взрывом

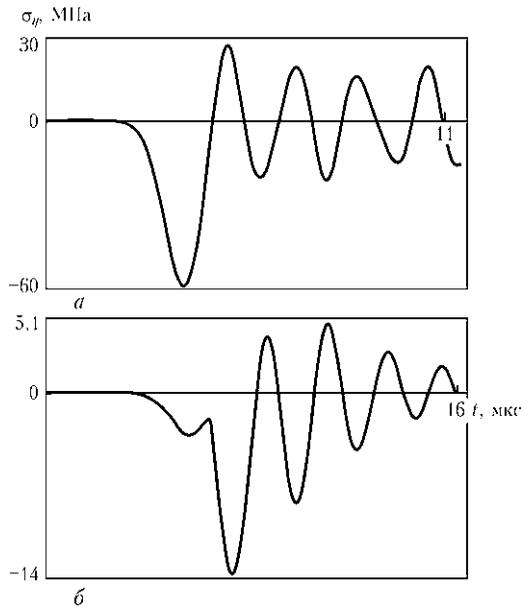


Рис. 2. Напряжения  $\sigma_p$  на внутренней поверхности центра дна контейнера при метании плиты толщиной 6 мм со скоростью 2 м/с в контейнер через сплошной слой металла толщиной 16 мм (а) и в контейнер, заполненный металлической дробной средой толщиной 16 мм (б)

малой трудоемкостью заполнял бы полость перед взрывом и удалялся после него.

В качестве заполнителя можно использовать любую малосжимаемую среду. В работе [6] рассмотрены некоторые технологические особенности использования заполнителей на основе легкоплавких металлов, солей, металлической дроби и воды при сварке биметаллических деталей и узлов электротермического оборудования.

В практических целях наиболее подходящими заполнителями являются металлические дробные среды, которые удовлетворяют сформулированным требованиям и отличаются дешевизной решения. Дробные среды хорошо заполняют внутреннюю полость заготовки и легко удаляются после взрыва. Металлические дробные среды отличаются невысокой сжимаемостью и свойством сильно растягивать импульс от ударной волны, что обеспечивает многократное ослабление напряжений от взрывных нагрузок и препятствует развитию обширных пластических деформаций внутри дробной среды. Таким образом, невысокая сжимаемость металлических дробных сред вместе с пониженными уровнями средних напряжений по сравнению с однородными заполнителями гарантирует хорошее сохранение формы и неизменность внутреннего диаметра заготовки. Свойства дробных сред растягивать импульс и демпфировать взрывные нагрузки получили теоретическое подтверждение в работе [7]. Установлено, что применение металлических дробных сред по сравнению с однородными обеспечивает многократное растяжение импульса во времени и примерно пятикратное ослабление напряжений (рис. 2) [7].

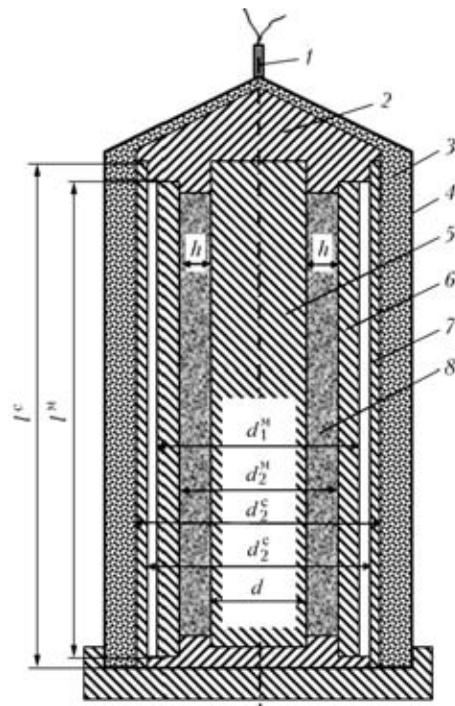


Рис. 3. Схема сварки взрывом трубных заготовок: 1 — детонатор; 2 — крышка; 3 — заряд ВВ; 4 — контейнер; 5 — центральный стержень; 6 — медная труба; 7 — метаемая стальная труба; 8 — наполнитель;  $d$  — диаметр стержня;  $d_1^M$ ,  $d_2^M$  — соответственно наружный и внутренний диаметр медной трубы;  $d_1^C$ ,  $d_2^C$  — соответственно наружный и внутренний диаметр стальной трубы;  $l^C$ ,  $l^M$  — соответственно длина стальной и медной трубы;  $h$  — зазор между стержнем и медной трубой, содержащий наполнитель

Кроме того, с целью уточнения возможности использования расплавов селитры, дроби, дроби с водой и пушечной смазки в качестве заполнителей полостей, образуемых между внутренней поверхностью медной трубы и наружной поверхностью центрального стержня, при плакировании наружной поверхности медной трубы стальной трубой была проведена серия экспериментов по схеме, представленной на рис. 3. Исходные размеры труб, стержня, зазоров с наполнителем, характеристики заряда взрывчатого вещества (ВВ) и усредненные значения внутренних и наружных диаметров сваренных биметаллических заготовок приведены в таблице.

Если относительное уменьшение внутреннего диаметра медной трубы  $\varepsilon = (d_2^M - d_1^M)/d_2^M$ , то результаты экспериментов этой серии показывают, что заливка зазора между центральным стержнем и внутренней поверхностью медной трубы расплавом селитры обеспечивает минимальное значение относительного уменьшения внутреннего диаметра медной трубы (см. таблицу). Однако при сварке цилиндрических заготовок больших диаметров и длины операция заливки зазора расплавом селитры значительно усложняет технологию, поскольку требует предварительного нагрева медной оболочки и центрального стержня до тем-



## Результаты исследования эффективности различных наполнителей

| Номер эксперимента | Исходные размеры труб, мм |         |       |         |         |       | d, мм | h, мм |
|--------------------|---------------------------|---------|-------|---------|---------|-------|-------|-------|
|                    | медь                      |         |       | сталь   |         |       |       |       |
|                    | $d_1^M$                   | $d_2^M$ | $l^M$ | $d_1^C$ | $d_2^C$ | $l^C$ |       |       |
| 1                  | 145                       | 98      | 760   | 180     | 166     | 960   | 20    | 39    |
| 2                  | 145                       | 98      | 760   | 180     | 166     | 960   | 88    | 5     |
| 3                  | 308                       | 200     | 1200  | 348     | 328     | 1520  | 75    | 64,5  |
| 4                  | 308                       | 200     | 1200  | 348     | 328     | 1520  | 190   | 5     |
| 5                  | 494                       | 430     | 1850  | 535     | 515     | 2160  | 200   | 115   |
| 6                  | 494                       | 430     | 1850  | 535     | 515     | 2160  | 200   | 115   |
| 7                  | 442                       | 355     | 1800  | 492     | 472     | 1800  | 346   | 2,5   |

## Окончание таблицы

| Номер эксперимента | Заполнитель     | Вид ВВ  | Высота заряда $\delta_0$ , мм | Скорость детонации $D_p$ , м/с | Диаметр биметаллической заготовки, мм |                    | $\epsilon$ |
|--------------------|-----------------|---------|-------------------------------|--------------------------------|---------------------------------------|--------------------|------------|
|                    |                 |         |                               |                                | наружный $d_1^l$                      | внутренний $d_2^l$ |            |
| 1                  | Дробь           | А/С 1:3 | 55                            | 2200                           | 155                                   | 94                 | 0,040      |
| 2                  | Расплав селитры | А/С 1:3 | 55                            | 2200                           | 160                                   | 96                 | 0,020      |
| 3                  | Дробь с водой   | А/С 1:2 | 60                            | 3300                           | 330                                   | 195                | 0,025      |
| 4                  | Расплав селитры | А/С 1:3 | 60                            | 2920                           | 328                                   | 196                | 0,020      |
| 5                  | Дробь           | АТ-3    | 60                            | 2900                           | 510                                   | 415                | 0,034      |
| 6                  | »               | АТ-3    | 60                            | 3000                           | 510                                   | 410                | 0,046      |
| 7                  | Пушечная смазка | А/С 1:3 | 50                            | 2200                           | 457                                   | 346                | 0,025      |

Примечание. А/С — смесь аммонита 6ЖВ с аммиачной селитрой в разном соотношении (ручное изготовление на месте применения). АТ-3 — смесь аммонита 6ЖВ с аммиачной селитрой в соотношении 1:4 ( заводское изготовление).

пературы 250...300 °С и последующего после сварки вымывания селитры горячей водой. Удовлетворительные результаты получены при заполнении зазора стальной дробью с водой, но при этом было необходимо устанавливать специаль-



Рис. 4. Внешний вид биметаллического цилиндрического кристаллизатора

ные уплотнения в нижней части сборки для герметизации зазора между свариваемыми трубами.

В эксперименте № 7 зазор между центральным стержнем и внутренней поверхностью медной трубы заливали пушечной смазкой (ГОСТ 19537–83). После сварки взрывом относительное уменьшение внутреннего диаметра медной трубы в биметаллической заготовке было незначительное (таблица). Однако после взрыва стержень оказался сильно зажат медной трубой и его удалось удалить только с помощью выдавливания на прессе с предварительным подогревом.

Из биметаллической заготовки был изготовлен кристаллизатор (рис. 4), который прошел испытания в производственных условиях на печи ЭСП-0,25 для производства циркония. Проведение приблизительно 100 плавков показало отсутствие заметных изменений формы и размеров кристаллизатора. Поскольку средняя стойкость медных кристаллизаторов составляет 50 плавков при трех реставрациях, можно считать, что стойкость биметаллического кристаллизатора повышена не менее чем в 6...7 раз [3].

Разработанная технология изготовления биметаллических водоохлаждаемых кристаллизаторов может быть использована для сварки взрывом трубных заготовок диаметром до 500 мм и длиной до 2000 мм. При больших размерах кристаллизатор целесообразно изготавливать из труб, полученных из двухслойных листов, поскольку существующее оборудование позволяет вальцевать трубы диаметром более 600 мм при толщине стенки 30...40 мм.

Проведенные экспериментальные работы показали, что для сохранения формы и размеров при взрывном плакировании цилиндрических трубных заготовок кристаллизаторов без дополнительных больших затрат перспективно использовать в качестве заполнителя металлическую дробь.

1. *Электротермическое оборудование: Справочник* / Под общ. ред. А. П. Альтгаузена. — 2-е изд., перераб и доп. — М.: Энергия, 1980. — 416 с.

The paper deals with the possibility of preservation of the specified shape and dimensions of tubular billets of moulds at explosion cladding of pipes with mounting of fillers inside the latter, namely shot, shot with water; gun grease and saltpeter melts. It is shown that application of metal shot as filler is promising for preservation of the shape and dimensions without large additional costs

2. *Медовар Б. И.* Электрошлаковые печи. — Киев: Наук. думка, 1976. — 416 с.
3. *Разработка и внедрение новых технологических процессов сварки взрывом разнородных металлов при изготовлении электротермического оборудования* (Отчет о НИР) / ИГиЛ и СКБ ГИТ СО АН СССР; Руководитель темы В. А. Симонов, В. М. Оголихин. — № ГР 01840032640; Инв. № 02850058758. — Новосибирск, 1985. — 116 с.
4. *Гохштейн Б. Е., Седых В. С.* Сварка взрывом цилиндрических соединений и трубных переходников из разнородных металлов // *Высокопроизводительные методы сварки в химическом и нефтяном машиностроении.* — Вып. III. Сварка взрывом. — М.: ЦИНТИХИМНЕФТЕМАШ, 1965. — С. 61–68.
5. *Гаек Ю. В., Мелихов В. П.* Фокусировка кумулятивных струй при сварке взрывом тел вращения // *Применение энергии взрыва в сварочной технике.* — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона АН УССР, 1977. — С. 30–33.
6. *Оголихин В. М., Яковлев И. В.* Сварка взрывом в электрометаллургии. — Новосибирск: Изд. СО РАН, 2009. — 160 с.
7. *Мещеряков Ю. П.* Численное исследование демпфирующих свойств стержневых структур при импульсном нагружении // *Изв. ВолгГТУ.* — 2008. — № 3 (41), вып. 3. — С. 101–104.

Поступила в редакцию 06.07.2009



## **X МЕЖДУНАРОДНЫЙ СИМПОЗИУМ «ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭНЕРГИИ ВЗРЫВА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С НОВЫМИ СВОЙСТВАМИ: НАУКА, ТЕХНОЛОГИЯ, БИЗНЕС И ИННОВАЦИИ» (EPNM-2010)**

**Июнь 7–11 2010**

**Бечичи, Черногория**

**Организаторы: Институт структурной макрокинетики и проблем  
материаловедения Российской академии наук (ИСМАН);  
Научный совет по горению и взрыву Российской академии наук**

Симпозиум проводится под покровительством Министерства образования и науки Республики Черногория.

Цель симпозиума — собрать представительный форум ученых, инженеров, бизнес-менеджеров, работающих в области быстропотекающих процессов и явлений, сопровождающих ударно-волновой и детонационный синтез, модифицирования структуры и свойств материалов при ударно-волновом нагружении, упрочнения и сварки металлов, консолидации порошковых материалов взрывом для обсуждения проблем эффективного использования этих процессов в промышленном производстве.

### **Научные направления (секции)**

- Сварка металлов и консолидация порошковых материалов взрывом
- Синтез новых материалов в ударных и детонационных волнах
- Взрывчатые вещества и методы обработки материалов при ударно-волновом воздействии
- Промышленное использование материалов, полученных методом взрыва

**Место проведения:** Hotel «Montenegro Beach Resort», г. Бечичи, Черногория.

**<http://www.montenegrostars.com/main/index.php/hotel-montenegroru/exclusiveoffer>**



## КОМПЛЕКСНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ МНОГОЦЕЛЕВОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Ю. П. ТРЫКОВ, д-р техн. наук, Л. М. ГУРЕВИЧ, канд. техн. наук, В. Г. ШМОРГУН, д-р техн. наук  
(Волгоград. гос. техн. ун-т, РФ)

Описан многолетний опыт разработки комплексных технологий получения нового класса конструкционных материалов (слоистых композитов) с уникальным сочетанием жаропрочных и теплофизических свойств, включающих сварку взрывом для получения биметаллических и многослойных материалов в сочетании с родственными технологиями (различные виды термообработки и обработки давлением).

*Ключевые слова:* комплексные технологии, сварка взрывом, горячая исходная прокатка, термообработка, слоистые композиты

В статье приведены решаемые в последние годы кафедрой материаловедения и композиционных материалов ВолГТУ материаловедческие задачи по созданию нового класса конструкционных материалов — слоистых композитов (СК) с уникальным сочетанием жаропрочных и теплофизических свойств. Достигнутые успехи базируются на накопленном научно-технологическом опыте в использовании сварки взрывом (СВ) для получения биметаллических и многослойных соединений и материалов из трудносвариваемых металлов и сплавов (Ti–Fe, Cu–Al, Ti–Al, Mg–Al и др.) в сочетании с родственными технологиями (различные виды термической обработки (ТО) и обработки давлением). При разработке энергетических и металлофизических представлений о кинетике формирования соединения при СВ и структурных изменениях при последующих технологических переделах [1–3], ставших научной основой проектирования конструкции и технологии изготовления СК, решены следующие задачи:

1) определены перспективные системы и сочетания разнородных металлов и сплавов, образующие при термомеханическом взаимодействии в различном агрегатном состоянии высокотвердые интерметаллидные соединения;

2) усовершенствованы ранее предложенные и разработаны новые комплексные технологические процессы [4] получения на универсальном оборудовании машиностроительных и металлургических предприятий крупногабаритных заготовок многослойных интерметаллидных композитов с заданными жаропрочными, теплофизическими, износостойкими и специальными свойствами, включающие СВ, горячую или холодную прокатку (Пр), и специальные виды ТО в твердом сос-

тоянии, выше температур плавления легкоплавких слоев композита или образующихся в зоне контакта эвтектик;

3) разработаны расчетно-экспериментальные методы определения оптимальных технологических параметров применяемых операций (СВ, Пр, ТО) [5–12], позволяющие научно обоснованно назначать на этапе проектирования требуемые количество и толщины слоев исходных разнородных металлов, обеспечивать необходимое качество многослойных заготовок, сваренных взрывом, осуществлять последующие технологические переделы получения листовых композитов с расчетным объемным содержанием интерметаллидных слоев. На основе обобщения результатов научных исследований сформулированы принципиальные положения, касающиеся формирования структуры и свойств СК на различных стадиях комплексных технологий:

— при упругопластическом деформировании свариваемых взрывом СК в области малых деформаций формируются локальные зоны разупрочнения по дислокационному механизму [2];

— энергетические условия СВ влияют на процессы формирования структурной, фазовой и химической неоднородности при реактивной диффузии в твердом состоянии: возрастание энергии пластической деформации на границе соединения  $W_2$  приводит к снижению латентного периода и увеличению скорости роста толщины диффузионной зоны [4];

— полученные уравнения [4] кинетики роста диффузионных слоев в твердофазном состоянии с учетом энергии  $W_2$  для перспективных систем и сочетаний разнородных металлов и сплавов позволяют при создании СК назначать оптимальные параметры нагревов, обеспечивающие реализацию требуемого соотношения основных и интерметаллидных слоев, и определять режимы рекристаллизационного отжига, исключая образование «опасных» диффузионных прослоек;

— формирование структуры и фазового состава интерметаллидных слоев при температурах выше точки плавления наиболее легкоплавкого слоя СК происходит в три основные стадии, условно названные «начальной», «роста» и «насыщения» (рис. 1). Стадийность процессов взаимодействия титана с расплавом алюминия в титано-алюминиевых композитах можно объяснить наличием на границе соединения оксидных слоев с разрывами, образовавшимися в процессе прокатки из-за разной пластичности оксида и металла и последующей ТО за счет различия коэффициентов линейного расширения оксидов и металла [13];

— металлографический и рентгеноструктурный анализы показали, что диффузионные зоны СК имеют многослойное строение, зависящее в основном от температурно-временных условий нагревов [2–4]; получены обобщенные данные о влиянии режимов СВ и ТО на формирование и перераспределение элементов тонкой структуры (напряжений второго рода, параметров кристаллической решетки) в околошовной зоне СК [4]. Показана принципиальная возможность получения трех вариантов строения интерметаллидных слоев: непрерывные прослойки, образующиеся при ТО ниже температуры плавления исходных слоев композита и возникающих структурных составляющих (рис. 2, а); слои, состоящие из эвтектики и кристаллов интерметаллидов, образующиеся при контактном плавлении (рис. 2, б); слои из дисперсных интерметаллидов с прослой-

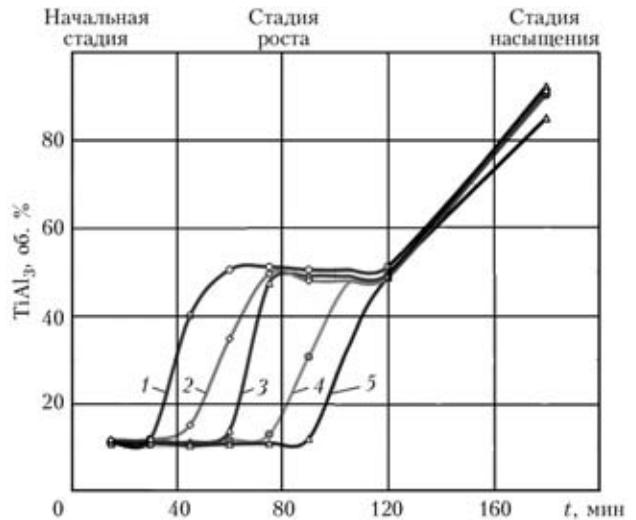


Рис. 1. Зависимость изменения объемного содержания интерметаллидов в композите ВТ1-0+АД1 (толщина АД1 0,4 мм) при 750 °С на различном удалении от границы с титаном: 1 — 0...100; 2 — 100...200; 3 — 200...300; 4 — 300...400; 5 — 400...500 мкм

ками твердых растворов, образующиеся при температурах выше температуры плавления легкоплавких слоев композита (рис. 2, в);

4) исследована кратковременная прочность при высокотемпературных испытаниях на растяжение СК (систем медь–алюминий, титан–сталь и титан–алюминий [13–15]. Анализ полученных результатов показал, что температурная зависимость механических свойств СК определяется объемной долей интерметаллидной составляющей

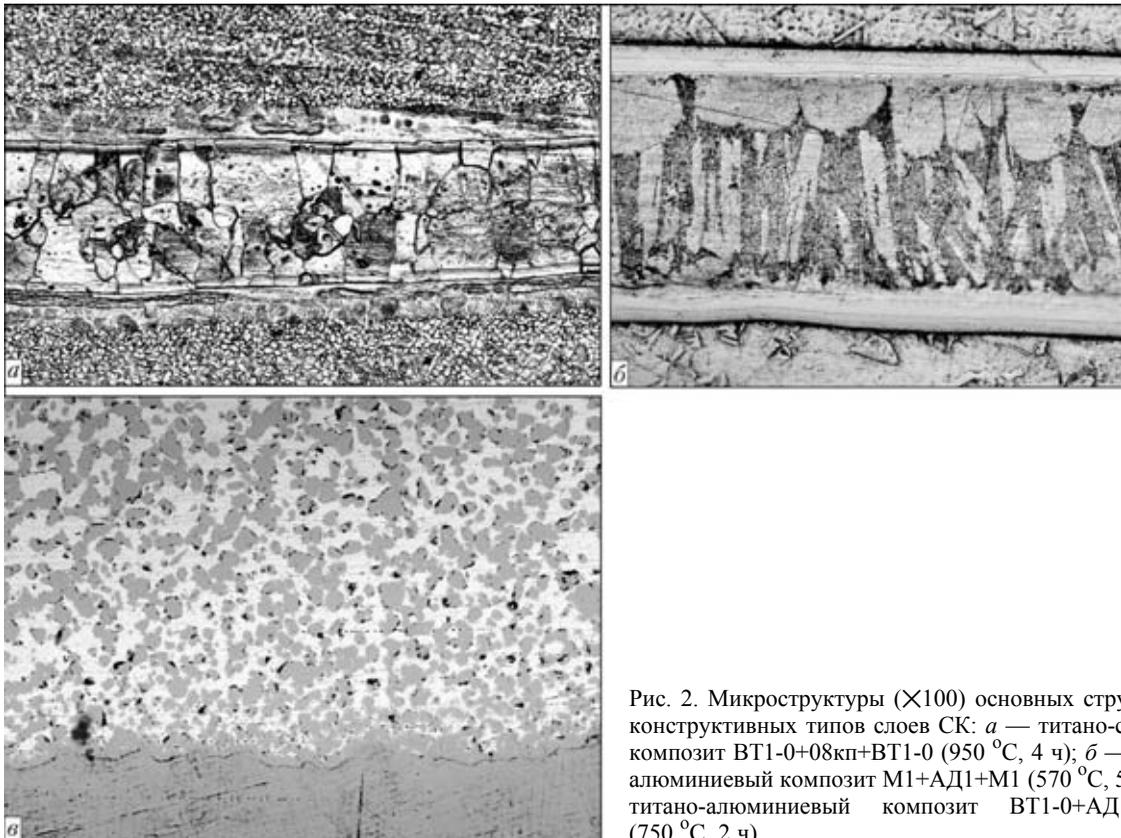


Рис. 2. Микроструктуры (×100) основных структурно-конструктивных типов слоев СК: а — титано-стальной композит ВТ1-0+08кп+ВТ1-0 (950 °С, 4 ч); б — медно-алюминиевый композит М1+АД1+М1 (570 °С, 5 ч); в — титано-алюминиевый композит ВТ1-0+АД1+ВТ1-0 (750 °С, 2 ч)

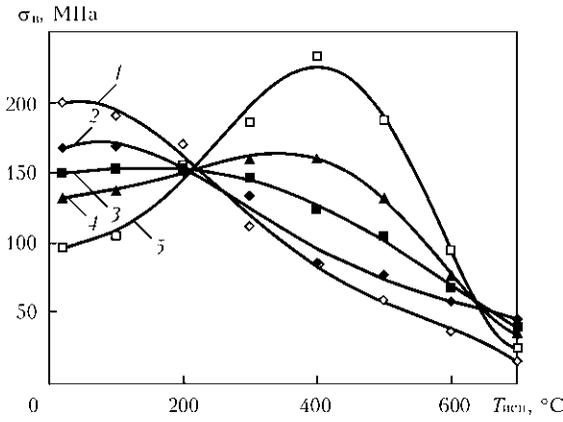


Рис. 3. Экспериментальная (1) и расчетные (2–5) зависимости предела прочности от температуры испытаний при растяжении меди (1) и медно-алюминиевого СК с  $V_{инт} = 10$  (2), 20 (3), 30 (4) 50 (5) %

и позволил разделить СК на две группы. К первой отнесены композиты, прочность которых с повышением температуры испытания постепенно снижается. Объемная доля интерметаллидной составляющей  $V_{инт}$  в них невысока, ее увеличение сопровождается понижением прочности и относительного удлинения. Ко второй относятся композиты с высокой объемной долей интерметаллида, прочность которых с увеличением температуры повышается, достигает максимального значения, а затем снижается. Созданные модели, описывающие прочность СК, показали, что использование СК системы медь–алюминий (рис. 3, 4) при температуре ниже 200 °C нерационально, так как их прочность ниже прочности меди. Для обеспечения высоких значений  $\sigma_b$  в интервале температур 200...600 °C объемная доля интерметаллидов должна быть не менее 30 %. Титано-стальные СК (рис. 5, 6) нерационально использовать при температурах ниже 400 °C, при этом минимальное объемное содержание интерметаллидов составляет 50 %;

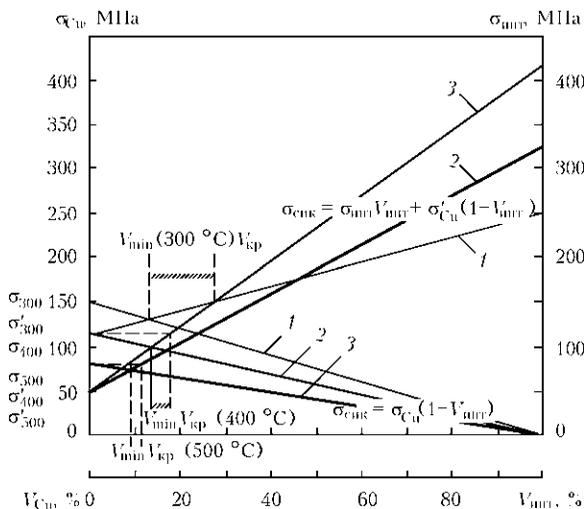


Рис. 4. Теоретическая зависимость прочности медно-алюминиевого СК от объемной доли интерметаллидной прослойки при разной температуре: 1 — 300; 2 — 400; 3 — 500 °C

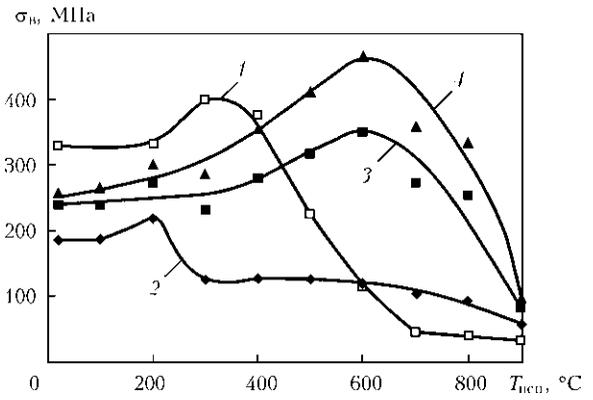


Рис. 5. Экспериментальная (1) и расчетные (2–5) зависимости предела прочности от температуры испытаний при растяжении стали 08кп (1) и титано-стального СК с  $V_{инт} = 10$  (2), 50 (3) и 70 (4) %

5) благодаря исследованиям теплофизических характеристик слоистых интерметаллидных композитов определены коэффициенты теплопроводности трех основных типов интерметаллидных слоев, формирующихся в перспективных сочетаниях разнородных металлов и сплавов, и разработаны методы прогнозирования теплопроводности СК с различными структурно-конструктивными характеристиками.

Эксплуатационные и конструктивные особенности энергетического и криогенного оборудования обусловили необходимость разработки технологических процессов получения четырех видов конструкционных и функциональных СК, характеризующихся требуемыми жаропрочными, теплофизическими, коррозионными и другими специальными свойствами, максимальные габариты которых определяются техническими возможностями термического и прокатного оборудования существующих металлургических и машиностроительных предприятий:

— многослойные листы с чередующимися основными и интерметаллидными слоями толщиной каждого свыше 0,03 мм, изготавливаемые с по-

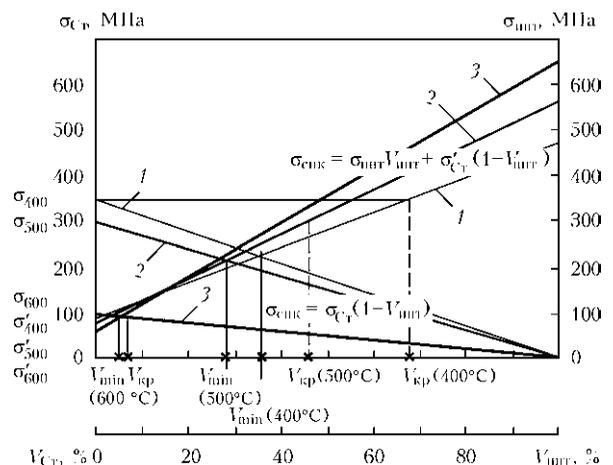


Рис. 6. Теоретическая зависимость прочности титано-стального СК от объемной доли интерметаллидной прослойки при разной температуре: 1 — 400; 2 — 500; 3 — 600 °C

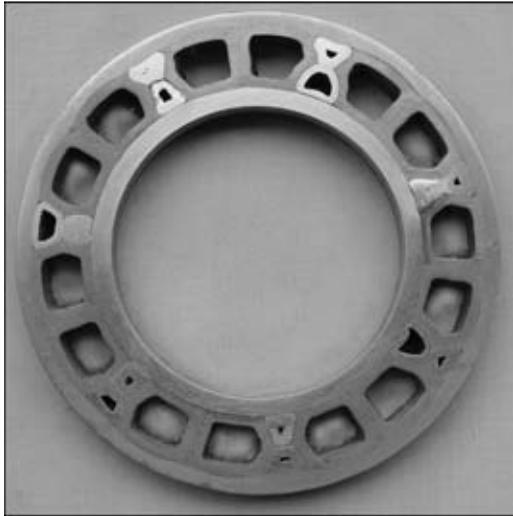


Рис. 7. Внешний вид цилиндрического композиционного многоканального теплообменника

мощью комплексной технологии, которая включает одновременную или последовательную СВ до 30 и более пластин из разнородных металлов и сплавов с параметрами, гарантирующими реализацию равнопрочности сварных соединений и отсутствие опасных видов микронеоднородности; Пр сваренных взрывом многослойных заготовок на листы толщиной до 0,5...1,0 мм с сохранением исходного соотношения толщин слоев;

— высокотемпературную ТО прокатанных листов для формирования на межслойных границах сплошных или дисперсных интерметаллидных прослоек заданной толщины, температурно-временные параметры которой учитывают систему легирования и «историю нагружения» (технологические условия СВ и Пр);

— композиционные теплозащитные элементы (КТЭ), представляющие двух- и трехслойные конструкции из активных тепловых узлов (сквозные каналы из разнородных металлов с циркулирующим хладоносителем) и пассивных узлов из формируемых на границах разнородных металлов интерметаллидных прослоек с теплопроводностью многократно ниже теплопроводности металлов, образующих КТЭ. Комплексная технология получения КТЭ включает нанесение по трафарету противосварочной пасты на соединяемые поверхности пластин в местах формирования каналов циркуляции хладоносителя; сборку и СВ пакета на оптимальном режиме; раздутие каналов циркуляции хладоносителя жидкостью или газом высокого давления, высокотемпературную ТО для создания диффузионной интерметаллидной прослойки. Общий теплозащитный эффект КТЭ является результатом тепловых процессов в активных и пассивных узлах [16];

— композиционные многоканальные теплообменники из различных сочетаний титана, алюминия, меди, магния и стали (рис. 7), изготавлива-

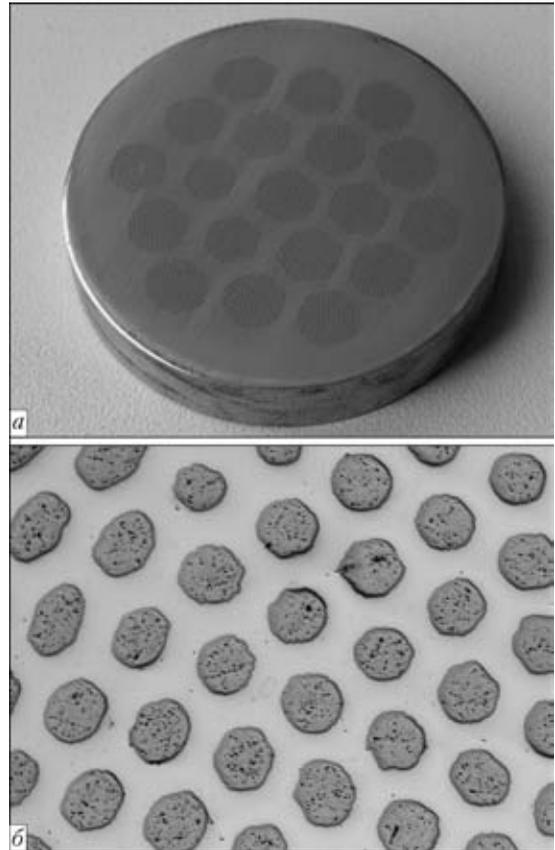


Рис. 8. Внешний вид волокнистого композита: а — темплет; б — распределение волокон в пучке (X50)

емые с помощью комплексной технологии, включающей деформирование труб для формирования рабочих каналов нужной геометрии; заливку в них наполнителя, предотвращающего недопустимые деформации при СВ; предварительную сборку изделия из разнородных элементов, способных образовывать между собой при последующей ТО интерметаллиды; одно- или двухстороннюю СВ собранной конструкции плоскими или кольцевыми зарядами взрывчатых веществ; удаление наполнителя термическими, химическими или гидравлическими способами; ТО теплообменника для формирования на границах соединения профилированных труб интерметаллидных прослоек с пониженным коэффициентом теплопроводности;

— волокнистые интерметаллидные композиты (ВИК) в виде многожильных кабелей (рис. 8) или заготовок для последующего волочения или Пр, комплексная технология производства которых предусматривает получение трех-, четырех- или шестигранных профилей проволочного типа и профилированных труб из металлов и сплавов, способных образовывать между собой интерметаллидные соединения; изготовление контейнеров, геометрия которых соответствует создаваемым ВИК; взрывное обжатие контейнеров с «набивкой» из разнородных проволочных и трубчатых элементов для реализации физического контакта и активации соединяемых поверхностей; об-



## Преимущества и области применения созданных слоистых интерметаллидных композитов

| Вид композита                                | Свойства   | Область применения  |
|--|--|---|
| Многослойные листы                           | Высокие жаропрочностные свойства благодаря сохранению упорядоченной структуры интерметаллидов вплоть до температуры плавления                        | Летательные аппараты, термически напряженное оборудование, коррозионностойкая баковая аппаратура, тяжело нагруженные узлы энергетических и криогенных установок |
| Композиционные теплозащитные элементы        | Реализация теплозащитного эффекта за счет взаимодействия системы каналов с охлаждающей средой и интерметаллидных прослоек с низкой теплопроводностью | Криогенное, химическое и энергетическое оборудование с повышенными служебными и технико-экономическими показателями   |
| Композиционные многоканальные теплообменники | Высокопрочное соединение элементов за счет частичного расплавления металла труб, многократное снижение теплопередачи интерметаллидными прослойками   | Химические и энергетические установки с повышенными эксплуатационными и технико-экономическими показателями; криогенная техника                                 |
| Волокнистые интерметаллидные композиты       | Высокие жаропрочностные свойства, возможность получения сверхпроводящих кабелей  | Летательные аппараты, термически напряженное оборудование, тяжело нагруженные узлы энергетических и криогенных установок, линии электропередач                  |

работку давлением (протяжка, волочение) до достижения необходимых линейных размеров и повышения прочности контакта элементов; высокотемпературные нагревы обжатых заготовок для создания на границах разнородных элементов диффузионных интерметаллидных прослоек с требуемыми теплофизическими свойствами.

Преимущества и области применения созданных видов конструкционных и функциональных СИК приведены в таблице.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 08-08-00056 и проекта 2.1.2/573 целевой программы Рособразования «Развитие научного потенциала высшей школы».*

1. Трыков Ю. П., Шморгун В. Г. Свойства и работоспособность слоистых композитов. — Волгоград: ВолгГТУ, 1999. — 190 с.
2. Трыков Ю. П., Шморгун В. Г., Гуревич Л. М. Деформация слоистых композитов. — Волгоград: ВолгГТУ, 2001. — 242 с.
3. Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Шморгун В. Г. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов. — М.: Металлургиздат, 2004. — 230 с.
4. Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Арисова В. Н. Диффузионные процессы в слоистых композитах: Волгоград: ВолгГТУ, 2006. — 403 с.
5. Шморгун В. Г. Оценка затрат энергии на пластическую деформацию в зоне волнообразования при сварке взрывом // Сварочн. пр-во. — 2001. — № 3. — С. 25–27.
6. Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Гурулев Д. Н. Влияние прокатки при повышенных температурах на свойства титан-алюминиевого композита, полученного сваркой взрывом // Там же. — 1999. — № 6. — С. 6–10.
7. Трыков Ю. П., Шморгун В. Г., Епишин Е. Ю. Исследование влияния горячей и холодной прокатки на структуру

и свойства околосшовной контактной зоны биметалла титан-сталь, полученного сваркой взрывом // Про-во проката. — 2002. — № 8. — С. 35–39.

8. Трыков Ю. П., Шморгун В. Г., Слаутин О. В. Исследование влияния холодной прокатки на структуру и свойства околосшовной контактной зоны биметалла медь-алюминий, полученного сваркой взрывом // Там же. — 2003. — № 11. — С. 23–27.
9. Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Гурулев Д. Н. Диффузионные процессы при нагревах титано-алюминиевого композита, полученного сваркой взрывом // Свароч. пр-во. — 2000. — № 12. — С. 19–21.
10. Трыков Ю. П., Шморгун В. Г., Епишин Е. Ю. Диффузионные процессы в биметалле титан-сталь // Физ. и хим. обработки материалов. — 2004. — № 4. — С. 85–89.
11. Трыков Ю. П., Шморгун В. Г., Слаутин О. В. Кинетика роста диффузионных прослоек в биметалле медь-алюминий, полученном по комплексной технологии // Перспективные материалы. — 2003. — № 3. — С. 83–88.
12. Технология сварки взрывом магниев-алюминиевых композиционных соединений / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, В. Д. Рогозин, Ю. Г. Долгий // Свароч. пр-во. — 2003. — № 3. — С. 38–41.
13. Структурообразование в титано-алюминиевых композициях в присутствии жидкой фазы / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, А. Н. Жоров и др. // Журн. функциональных материалов. — 2008. — 2, № 4. — С. 153–157.
14. Механические свойства СИК системы Cu–Al при повышенных температурах / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, С. А. Абраменко, В. Н. Арисова // Изв. ВолгГТУ. Сер. Материаловедение и прочность элементов конструкций. — 2005. — № 3(12). — С. 12–16.
15. Слоистые интерметаллидные композиты системы Ti–Fe с повышенными жаропрочными свойствами / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова // Там же. — С. 16–21.
16. Трыков Ю. П., Шморгун В. Г., Проничев Д. В. Комплексные технологии изготовления композиционных теплозащитных элементов // Свароч. пр-во. — 2000. — № 6. — С. 40–43.

The paper describes experience of many years of development of integrated technologies of manufacturing a new class of structural materials (laminated intermetallic composites) with a unique combination of high-temperature and thermophysical properties including explosion welding to produce bimetal and multilayer materials in combination with allied technologies (different types of heat treatment and plastic working).

Поступила в редакцию 05.08.2009

## ПЕРЕЧЕНЬ ОСНОВНЫХ МОНОГРАФИЙ ПО СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

1. *Беляев В. И., Ковалевский В. И., Смирнов Г. В., Чекаев В. А.* Высокоскоростная деформация металлов. — Минск: Наука и техника, 1976. — 224 с.
2. *Волнообразование при косых соударениях: Сб. науч. тр. / Под ред. И. В. Яковлева и др.* — Новосибирск: Изд. СО РАН, 2000. — 221 с.
3. *Гельман А. С., Цемахович Б. Д., Чудновский А. Д. и др.* Плакирование стали взрывом. — М.: Машиностроение, 1978. — 191 с.
4. *Дерибас А. А.* Физика упрочнения и сварки взрывом. — Новосибирск: Наука, 1972. — 188 с.
5. *Дерибас А. А.* Физика упрочнения и сварки взрывом. — 2-е изд. доп. перераб. — Новосибирск: Наука, 1980. — 222 с.
6. *Дудин А. А.* Магнитно-импульсная сварка. — М.: Металлургия, 1979. — 128 с.
7. *Захаренко И. Д.* Сварка металлов взрывом. — Минск: Наука и техника, 1990. — 206 с.
8. *Конон Ю. А., Первухин Л. Б., Чудновский А. Д.* Сварка взрывом / Под ред. В. М. Кудинова. — М.: Машиностроение, 1987. — 216 с.
9. *Карпентер С.* Сварка металлов взрывом. — Минск: Беларусь, 1976. — 43 с.
10. *Кобелев А. Г.* Материаловедение и технология композиционных материалов: Учебник. — М.: Интернет Инжиниринг, 2006. — 496 с.
11. *Кривенцов А. Н.* Проектирование и изготовление сваркой взрывом ВКМ. — Волгоград: Изд. РПК «Политехник», 2005. — 184 с.
12. *Крупин А. В., Соловьев В. Я., Попов Г. С.* Обработка металлов взрывом. — М.: Металлургия, 1991. — 495 с.
13. *Кудинов В. М., Коротеев А. Я.* Сварка взрывом в металлургии. — М.: Металлургия, 1978. — 168 с.
14. *Кузьмин Г. Е., Пай В. В., Яковлев И. В.* Экспериментально-аналитические методы в задачах динамического нагружения материалов. — Новосибирск: Изд. СО РАН, 2002. — 311 с.
15. *Лысак В. И., Кобелев А. Г.* Металлические слоистые композиционные материалы. — М.: Машиностроение, 2006. — 576 с. — (Энциклопедия «Машиностроение». — Т. III-6. Технология производства слоистых металлических композиционных материалов и изделий из них).
16. *Лысак В. И., Кузьмин С. В.* Сварка взрывом. — М.: Машиностроение-1, 2005. — 544 с.
17. *Майборода В. П., Кравчук А. С., Холин Н. Н.* Скоростное деформирование конструкционных материалов. — М.: Машиностроение, 1986. — 261 с.
18. *Оголихин В. М., Яковлев И. В.* Сварка взрывом в электрометаллургии. — Новосибирск: СО РАН, 2009. — 160 с.
19. *Пашков П. О., Гелунова З. М.* Действие ударных волн на закаленные стали. — Волгоград: Нижн.-Волж. кн. изд-во, 1968. — 168 с.
20. *Петушков В. Г.* Применение взрыва в сварочной технике / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: Наук. думка, 2005. — 756 с.
21. *Петушков В. Г., Кудинов В. М., Фадеенко Ю. И.* Обработка взрывом сварных соединений металлоконструкций. — М.: Металлургия, 1993. — 161 с.
22. *Райнхарт Дж. С., Пирсон Дж.* Взрывная обработка металлов. — М.: Мир, 1966. — 392 с.
23. *Седых В. С., Казак Н. Н.* Сварка взрывом и свойства сварных соединений. — М.: Машиностроение, 1971. — 70 с.
24. *Симонов В. А.* Области сварки взрывом. Основные параметры и критерии. — Новосибирск: Ин-т гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, 1995. — 61 с.
25. *Смирнов Г. В.* Эффекты динамической кумуляции. — Минск: Ремико, 1999. — 160 с.
26. *Степанов В. Г., Шавров И. А.* Высокоэнергетические импульсные методы обработки металлов. — М.: Машиностроение, 1975. — 200 с.
27. *Степанов В. Г.* Упруго-пластическое деформирование и разрушение материалов при импульсном нагружении. — Киев: Наук. думка, 1991. — 288 с.
28. *Тришин Ю. А.* Физика кумулятивных процессов. — Новосибирск: Ин-т гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, 2005. — 324 с.
29. *Физика взрыва / Под ред. Л. П. Орленко.* — 3-е перераб. изд.: В 2 т. — М.: Физматлит, 2002. — Т. 1. — 832 с.
30. *Харченко В. В.* Моделирование процессов высокоскоростного деформирования материалов с учетом вязкопластических эффектов. — Киев: Ин-т пробл. прочности НАНУ, 1999. — 223 с.
31. *Эшштейн Г. Н.* Строение металлов, деформированных взрывом. — М.: Металлургия, 1988. — 280 с.
32. *Crossland B.* Explosive welding of metals and its application. — Oxford: Clarendon press, 1982. — 233 p.
33. *Explosive welding, forming and compaction / Ed. T. Z. Blazynski.* — London; New York: Appl. Sci. publ., 1983. — 276 p.
34. *Ezra A. A.* Principles and practice of explosive metalworking. — London: Industrial Newspapers Ltd., 1973.
35. *Lysak V. I., Kuzmin S. V.* Explosive welding of metal layered composite materials / Ed. B. E. Paton. — Kiev: E. O. Paton Electric Welding Institute of the NASU, 2003. — 117 p.
36. *Petushkov V. G.* Explosion and its applications in metalworking. — New York: Nova Science publ., 2009. — 696 p.
37. *Petushkov V. G., Simonov V. F., Sedykh V. S., Fadeenko Yu. I.* Explosion welding criteria / Ed. B. E. Paton. — Harwood acad. publ., 1996. — 127 p. — (Welding and Surfacing Review, Vol. 3, Pt. 4).
38. *Petushkov V. G.* Explosion treatment of welded joints / Ed. B. E. Paton. — Harwood acad. publ., 1994. — 95 p. — (Welding and Surfacing Review; Vol. 3, Pt. 1).
39. *Petushkov V. G., Fadeenko Yu. I.* Explosion-thermal treatment of welded joints / Ed. B. E. Paton. — Harwood acad. publ., 1995. — 110 p. — (Welding and Surfacing Review; Vol. 8, Pt. 2).
40. *Petushkov V. G., Fadeenko Yu. I.* Welding stress relief by explosion treatment. — New York: Backbone publ. Co., 1999. — 179 p.
41. *Ryabov V. R., Dobrushin L. D., Moon J. G.* Welding of bimetal / Ed. B. E. Paton. — Kiev: E. O. Paton Electric Welding Institute of NASU, 2003. — 130 p.

## К 90-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ Б. С. КАСАТКИНА



В ноябре 2009 г. исполнилось 90 лет со дня рождения известного ученого в области сварочного материаловедения, члена-корреспондента АН УССР, профессора, доктора технических наук Бориса Сергеевича Касаткина. Вся его трудовая и научная деятельность была связана с ИЭС им. Е. О. Патона, где он прошел путь от младшего научного сотрудника до заведующего отделом.

Его научно-исследовательская работа началась под непосредственным руководством Евгения Оскаровича Патона, который в 1945 г. доверил молодому сотруднику решение важной и сложной научной задачи по созданию специальной марки стали для изготовления одного из первых в мире крупных цельносварных мостов. Этому мосту впоследствии было присвоено имя Е. О. Патона. Поставленная задача была успешно решена Б. С. Касаткиным в 1947 г. Результаты научно-исследовательских работ по данной теме легли в основу его кандидатской диссертации (1947).

В 1951 г. Б. С. Касаткин был избран ученым секретарем института. Много сил и энергии он отдавал подготовке молодых научных кадров для института, занимался формированием перспективных направлений научных исследований.

В 1954 г. Б. С. Касаткин организовал в ИЭС им. Е. О. Патона отдел физико-химических методов исследований. Под его руководством проводились фундаментальные исследования структуры, физической и химической неоднородности и микромеханизма хрупкого разрушения сварных соединений различных конструкционных сталей, а также разрабатывались методики исследования сварных соединений с применением электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа.

В 1959 г. Б. С. Касаткин возглавил отдел сварки ферритных и перлитных сталей. Под его руководством были решены комплексные вопросы исследования физико-механических свойств сварных соединений, свариваемости, создания новых сварочных материалов и технологий сварки теплоустойчивых сталей для изготовления ответственных конструкций энергетического машиностроения.

В 1962 г. Б. С. Касаткин защитил докторскую диссертацию, а в 1963 г. ему было присвоено звание профессора. Весомый вклад внесен Б. С. Касаткиным в создание, исследование и внедрение новых высокопрочных конструкционных сталей для сварных конструкций горнодобывающей и дорожной

техники, автодорожных мостов и гидротехнических сооружений.

В 1960–1970 гг. при его непосредственном участии был сооружен из высокопрочной стали сварной мост через р. Смотрич в г. Каменец-Подольском, а также изготовлены сварные водоводы Нурекской ГЭС.

В 1975 г. за работы по созданию и освоению новых марок низколегированных сталей высокой прочности для сварных конструкций и технологии их сварки Б. С. Касаткину была присуждена Премия им. Е. О. Патона АН УССР.

В 1969–1974 гг. Б. С. Касаткин по совместительству заведовал кафедрой сварочного производства Киевского политехнического института. Много сил и энергии отдавал развитию вузовской науки, подготовке молодых кадров. Благодаря усилиям Б. С. Касаткина началось строительство Учебного центра сварки КПИ и ИЭС им. Е. О. Патона. В 1976 г. Б. С. Касаткин был избран членом-корреспондентом АН УССР.

В 1970–1980 гг. Б. С. Касаткин принимал участие в решении сложных проблем, связанных с изготовлением на Харьковском турбинном заводе тяжелых роторов тихоходных паровых турбин большой мощности (свыше 1000 МВт) для атомных электростанций.

Большое внимание он уделял разработке методов исследования и регулирования напряжений и деформаций при сварке конструкций новой техники.

За разработку технологии сборки и автоматической сварки, а также создание специализированной сварочной аппаратуры при изготовлении тяжелых роторов турбин большой мощности Б. С. Касаткину в 1979 г. была присвоена Государственная премия УССР. В 1981 г. и в 1986 г. Б. С. Касаткин был удостоен Премии Совета Министров СССР.

Трудовые достижения Б. С. Касаткина были также отмечены орденами и медалями. Значительный вклад он внес в разработку и внедрение в промышленность новых сварочных материалов таких, как окислительные флюсы и покрытые электроды для ручной сварки высокопрочных сталей в тяжелом и энергетическом машиностроении.

За период 1954–1985 гг. из руководимого им отдела выделилось более десяти ведущих самостоятельных отделов института. Большой вклад Б. С. Касаткин внес в подготовку научных кадров в области сварочного материаловедения для Якутского института проблем Севера СО АН СССР.

Б. С. Касаткин — автор более 350 научных работ и 55 изобретений. Им была создана отечественная материаловедческая школа в области технологии



сварки высокопрочных конструкционных низколегированных сталей. Среди его учеников 4 доктора наук и 25 кандидатов наук, которые успешно работают не только в Украине, но и во многих странах СНГ. Имя Б. С. Касаткина широко известно среди ученых в области сварочного производства. Он пользовался заслуженным авторитетом среди свар-

щиков СССР. Б. С. Касаткин чутко и доброжелательно относился к сотрудникам, с которыми работал, помогал им советами и идеями.

Светлую память о Борисе Сергеевиче Касаткине, известном ученом и педагоге, обязательном и энергичном человеке с благодарностью, хранят его коллеги и ученики.

## Ю. И. ФАДЕЕНКО — 75



В октябре 2009 г. исполнилось 75 лет Юрию Ивановичу Фадеенко, кандидату физико-математических наук, ведущему научному сотруднику Института электросварки им. Е. О. Патона, специалисту в области использования энергии взрыва в материалообработке.

Ю. И. Фадеенко родился в Бийске Алтайского края. В 1958 г. закончил Московский физико-технический институт, работал в Институте гидродинамики Сибирского отделения АН СССР младшим научным сотрудником, ученым секретарем, старшим научным сотрудником. Награжден орденом «Знак Почета» за участие в создании Новосибирского научного центра. В 1965 г. защитил кандидатскую диссертацию. Принимал участие в работах по созданию искусственных метеоритов и исследованию их воздействия на материалы и элементы космической техники. Вел преподавательскую работу в Новосибирском государственном университете.

В ИЭС им. Е. О. Патона Ю. И. Фадеенко пришел в 1978 г., где в полной мере проявил глубокие знания в области физики и механики взрыва и других быстропротекающих процессов и умение

применять их в практических разработках института. Он внес большой вклад в объяснение механизма взрывной, взрыво-термической и взрыво-сварочной обработок сварных соединений — направлениях, в которых ИЭС им. Е. О. Патона занимает лидирующее положение в мире, а также в усовершенствовании научных основ современных технологий сварки и резки металлов взрывом. Это позволило воплотить в производство с высокой экономической эффективностью целый ряд промышленных технологических процессов обработки и сварки взрывом элементов металлоконструкций.

Ю. И. Фадеенко уделяет большое внимание работе с молодыми специалистами, помогая делать первые шаги в науке многим ставшим впоследствии кандидатам и докторам наук. Всюду, где трудился Ю. И. Фадеенко, профессиональный уровень и высокие человеческие качества обеспечивали ему авторитет и большое уважение коллег по работе. Ю. И. Фадеенко является автором более 100 публикаций и авторских свидетельств. В настоящее время он продолжает активные исследования в области материалообработки взрывом.

Желаем юбиляру крепкого здоровья, творческого долголетия, талантливых учеников!

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины  
Редколлегия журнала «Автоматическая сварка»

## ПАМЯТИ Ф. Д. КАЩЕНКО

На 76-м году жизни скончался профессор Магнитогорского государственного технического университета, доктор технических наук, известный специалист в области износостойкой наплавки Филипп Данилович Кащенко.

После окончания в 1956 г. Уральского политехнического института им. С. М. Кирова Ф. Д. Кащенко был направлен на работу на Магнитогорский металлургический комбинат (ММК), где прошел путь от мастера до руководителя сварочно-наплавочной службы комбината.

Работая на ММК, он окончил заочную аспирантуру в ИЭС им. Е. О. Патона и в 1967 г. защитил кандидатскую диссертацию. В 1968 г. Ф. Д. Кащенко перешел на преподавательскую работу в Магнитогорский горно-металлургический институт (ныне — государственный технический университет), в котором проработал до конца своих дней. В горно-металлургическом институте Ф. Д. Кащенко в 1976 г. организовал и возглавил кафедру технологии машиностроения, являясь одновременно деканом механико-машиностроительного факультета института. В 1987 г. ему было присвоено звание профессора.

Ф. Д. Кащенко не прекращал свое сотрудничество с ИЭС им. Е. О. Патона и в 1981 г. защитил в институте докторскую диссертацию.

Особенно значимы заслуги Ф. Д. Кащенко в области разработки технологий износостойкой наплавки деталей металлургического оборудования. Он выявил механизм разрушения технологического инструмента при деформировании горячего металла, разработал теоретические основы расчета и конс-

труирования прокатных валков с упругими осями и принципиально новый метод литья профилированных чугуновых валков в форме с регулируемым теплообменом.

Ф. Д. Кащенко активно участвовал в работе Координационного и Научного советов по проблеме «Сварка и сварные конструкции», долгое время был научным руководителем Государственной программы «Разработка и внедрение новых наплавочных материалов, способов и технологий наплавки и других видов восстановления прокатных валков» и межвузовской программы «Валок».

На Южном Урале им была создана научная школа сварщиков-наплавщиков, среди учеников которой 3 доктора и 16 кандидатов технических наук. Результаты научных исследований, проводившихся Ф. Д. Кащенко и его учениками, опубликованы в более чем 280 печатных работах, среди которых 4 монографии и 30 авторских свидетельств на изобретения.

Ф. Д. Кащенко был награжден орденом Трудового Красного Знамени, медалями и знаком высшей школы. В 1994 г. за заслуги в области научно-педагогической деятельности и подготовку высококвалифицированных специалистов ему было присвоено почетное звание «Заслуженный деятель науки и техники РФ».

Светлую память об ученом и педагоге, инженере и организаторе, добром друге и хорошем человеке навсегда сохранят все, кто знал Ф. Д. Кащенко, в том числе, его коллеги из ИЭС им. Е. О. Патона.

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины  
Редколлегия журнала «Автоматическая сварка»

## **Московский региональный взрывной центр коллективного пользования РАН (ЦКПВ)**

**Техническую основу ЦКПВ составляют взрывные камеры и установки,  
а также диагностические комплексы, к которым относятся:**

1. Уникальная сферическая взрывная камера 13ЯЗ (установка «Сфера») — диаметр 12 м, толщина стенки 100 мм, изготовлена из броневой стали, рассчитана на взрыв до 1000 кг ТНТ.
2. Взрывная камера ВБК — двухслойная цилиндрическая камера объемом 110 м<sup>3</sup>, рассчитана на взрыв до 50 кг ТНТ.
3. Специальное оборудование для проведения взрывных экспериментов: шесть железобетонных взрывных куполов, рассчитаны на подрыв до 10 кг тротила; 39 железобетонных кабин для проведения взрывоопасных работ, рассчитаны на взрыв до 5 кг тротила; четыре открытые взрывные площадки с бронеказематами, разрешенная масса до 1000 кг ТНТ; металлическая взрывная камера, рассчитана на подрыв 6 кг тротила; склад хранения взрывчатых материалов на 12 т; 5 комнат сейфового хранения ВМ на 10 кг; специализированные помещения для синтеза и исследования взрывчатых веществ, порохов и т.п.
4. Ударные трубы.
5. Взрывные генераторы токов и напряжений.
6. Взрывные электромагнитные излучатели.



**Основой деятельности ЦКПВ является решение фундаментальных  
и прикладных задач по следующим направлениям:**

- развитие взрыва в горючих газовых смесях, детонация (для решения проблем безопасности промышленных объектов);
- взрывомагнитные генераторы для новых технологий (импульсные воздействия на естественные и искусственные объекты);
- уравнения состояния конструктивных материалов в широком (в т.ч. мегабарном) диапазоне параметров;
- физико-химические свойства веществ при экстремальных давлениях и температурах;
- химическая физика ударных и детонационных волн;
- взаимодействие мощных потоков направленной энергии с веществом;
- химическая физика неидеальной плазмы;
- реологические свойства конденсированных сред;
- взрывные процессы в химически активных средах;
- динамический синтез метастабильных соединений;
- численное моделирование импульсных воздействий;
- преобразование химической энергии процессов горения и взрыва в другие виды энергии (механическая, кинетическая, электромагнитная);
- безопасность ядерной энергетики и химических производств;
- неидеальная плазма и технические приложения;
- воздействие электромагнитных излучений на информационные каналы и сети;
- водородная энергетика.

**Контакты: 125412, Москва, ул. Ижорская 13, строение 2  
<http://www.ihed.ras.ru/ckpv/>**

## ПОДПИСКА — 2010 на журнал «Автоматическая сварка»

| Стоимость подписки через редакцию* | Украина      |          | Россия       |           | Страны дальнего зарубежья |              |
|------------------------------------|--------------|----------|--------------|-----------|---------------------------|--------------|
|                                    | на полугодие | на год   | на полугодие | на год    | на полугодие              | на год       |
|                                    | 480 грн.     | 960 грн. | 2100 руб.    | 4200 руб. | 78 дол. США               | 156 дол. США |

\*В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

Если Вас заинтересовало наше предложение по оформлению подписки непосредственно через редакцию, заполните, пожалуйста, купон и отправьте заявку по факсу или электронной почте.

**Контактные телефоны: (38044) 287-63-02, 271-26-23; факс: (38044) 528-34-84, 529-26-23.**

Подписку на журнал «Автоматическая сварка» можно также оформить по каталогам подписных агентств «Пресса», «Идея», «Саммит», «Прессцентр», KSS, «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать», «Пресса России» (Россия).

### ПОДПИСНОЙ КУПОН

Адрес для доставки журнала \_\_\_\_\_

Срок подписки с \_\_\_\_\_ **200 г. по** \_\_\_\_\_ **200 г. включительно**

Ф. И. О. \_\_\_\_\_

Компания \_\_\_\_\_

Должность \_\_\_\_\_

Тел., факс, E-mail \_\_\_\_\_



## РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

### Обложка наружная, полноцветная

Первая страница обложки (190×190мм) — 700\$

Вторая страница обложки (200×290мм) — 550\$

Третья страница обложки (200×290мм) — 500\$

Четвертая страница обложки (200×290мм) — 600\$

### Обложка внутренняя, полноцветная

Первая страница обложки (200×290мм) — 400\$

Вторая страница обложки (200×290мм) — 400\$

Третья страница обложки (200×290мм) — 400\$

Четвертая страница обложки (200×290мм) — 400\$

### Внутренняя вставка

Полноцветная (разворот А3) (400×290мм) — 570\$

Полноцветная (200×290мм) — 340\$

Полноцветная (200×142мм) — 170\$

Реклама в разделе информации

Полноцветная (165×245мм) — 300\$

Полноцветная (165×120мм) — 170\$

Полноцветная (82×120мм) — 80\$

- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу

- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу

- Статья на правах рекламы — 50% стоимости рекламной площади

- При заключении рекламных контактов на сумму, превышающую 1000\$, предусмотрена гибкая система скидок

### Технические требования к рекламным материалам

- Размер журнала после обрезки 200×290мм

- В рекламных макетах, для текста, логотипов и других элементов необходимо отступать от края модуля на 5мм с целью избежания потери части информации

### Все файлы в формате IBM PC

- Corell Draw, версия до 10.0

- Adobe Photoshop, версия до 7.0

- QuarkXPress, версия до 7.0

- Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

- К файлам должна прилагаться распечатка (макеты в формате Word не принимаются)

Подписано к печати 03.11.2009. Формат 60×84/8. Офсетная печать. Усл. печ. л. 9,53. Усл.-отт. 10,02. Уч.-изд. л. 10,46 + 2 цв. вклейки. Цена договорная.

Печать ООО «Фирма «Эссе». 03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.