

АВТОМАТИЧЕСКАЯ ВАРКА

www.nas.gov.ua/pwj

СВАРКА • РЕЗКА • НАПЛАВКА • ПАЙКА • НАНЕСЕНИЕ ПОКРЫТИЙ

Издается с 1948 года

АПРЕЛЬ 2008

Мир цифровой плазменной сварки от Fronius

- ◆ Micro-Plasma welding – сварка толщин от 0,01 до 0,8 мм
- ◆ Soft-Plasma welding – сварка толщин от 0,5 до 3,0 мм
- ◆ Plasma-Brazing используется в автомобильной промышленности
- ◆ Plasma-arc keyhole welding – сварка от 3,0 до 10,0 мм



ООО «Фрониус Украина»
07455, Украина, Киевская обл.
Броварской р-н, с. Княжичи
Тел.: (3804494) 62768, 54170
Факс: (3804494) 62767
E-mail: sales.ukraine@fronius.com
www.fronius.com/worldwide/ua



ОТЛИЧНАЯ СВАРКА

Fronius International GmbH
Buxbaumstrasse 2, P.O.Box 264
A 4602 Weis, Austria
Tel.: +43/7242/241-0
Fax: +43/(0)7242/241-3940
E-mail: sales@fronius.com
www.fronius.com



РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. ПАТОН
Ю. С. Борисов, Н. М. Воропай,
В. Ф. Грабин, А. Т. Зельниченко,
А. Я. Ищенко, И. В. Кривцуун,
С. И. Кучук-Яценко,
Ю. Н. Ланкин,
В. К. Лебедев (зам. гл. ред.),
В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),
Л. М. Лобанов, А. А. Мазур,
В. И. Махненко, О. К. Назаренко,
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:
И. С. Баташова, Л. Н. Герасименко,
И. Р. Наумова, И. В. Петушков,
А. И. Сулима

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788
от 09.01.2001.

Журнал входит в перечень
утвержденных ВАК Украины
изданий для публикации трудов
соискателей ученых степеней.
При перепечатке материалов
ссылка на журнал обязательна.
За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет.
Цена договорная.

СОДЕРЖАНИЕ

НОВОСТИ 3

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Кныш В. В., Вальтерис И. И., Кузьменко А. З., Соловей С. А. Сопротивление коррозионной усталости сварных соединений, упрочненных высокочастотной механической проковкой 5

Пекарска В. Численное моделирование структуры металла в ЗТВ при сварке стали повышенной прочности 9

Борисов Ю. С., Борисова А. Л., Туник А. Ю., Карпец М. В., Войнарович С. Г., Кислица А. Н., Кузьмич-Янчук Е. К. Влияние параметров микроплазменного напыления на структуру, фазовый состав и текстуру покрытий из гидроксиапатита 15

Миленин А. С. Физические и технологические аспекты сваркопайки титан-алюминиевых соединений (Обзор) 21

Сильченко Т. Ш., Кузьмин С. В., Лысак В. И., Горобцов А. С., Долгий Ю. Г. Оценка вертикального перемещения метаемых металлических пластин перед точкой контакта при сварке взрывом 26

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Яворский Ю. Д., Кучук-Яценко С. И., Лосев Л. Н. Экспериментальная оценка несущей способности стыковых сварных соединений фасонного проката в элементах конструкций, подвергнутых малоцикловой нагрузке 30

Махненко В. И., Жудра А. П., Великоиваненко Е. А., Белый А. И., Дзыкович В. И. Прогнозирование дисперсности гранул и их производительности при центробежном распылении сплавов 35

Кононенко В. Я. Гипербарическая сухая подводная сварка (Обзор) 44

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Коляда В. А., Шаповалов Е. В. Калибровка оптической системы для оценки распределения температурного поля в зоне сварки 50

Изобретения стран мира 53

По зарубежным журналам 57

ХРОНИКА

Ежегодная конференция «Эффективность реализации научного, ресурсного и промышленного потенциала в современных условиях» 60

В Совете научной молодежи ИЭС им. Е. О. Патона 61

Наши поздравления 62

Памяти Г. Б. Фукса 63

ИНФОРМАЦИЯ 64

Avtomaticheskaya Svarka

(Automatic Welding)

WELDING – CUTTING – SURFACING – BRAZING – COATING

№ 4 (660)

April 2008

Published since 1948

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B.E.PATON

Yu. S. Borisov, N. M. Voropaj,
V. F. Grabin, A. T. Zelnichenko,
A. Ya. Ishchenko, I. V. Krivtsun,
S. I. Kuchuk-Yatsenko,
Yu. N. Lankin,
V. K. Lebedev (vice-chief ed.),
V. N. Lipodaev (vice-chief ed.),
L. M. Lobanov, A. A. Mazur,
V. I. Makhnenko,
O. K. Nazarenko, I. K. Pokhodnya,
I. A. Ryabtsev,
B. V. Khirovskaia (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. Yushtina
Electron galley:
I. S. Batasheva, L. N. Gerasimenko,
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.

CONTENTS

NEWS 3

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Knysh V. V., Valteris I. I., Kuzmenko A. Z., Solovej S. A. Corrosion fatigue resistance of welded joints strengthened by high-frequency mechanical peening 5
Pekarska V. Numerical simulation of HAZ metal structure in welding of higher strength steel 9
Borisov Yu. S., Borisova A. L., Tunik A. Yu., Karpets M. V., Voronarovich S. G., Kislitsa A. N., Kuzmich-Yanchuk E. K. Influence of microplasma spraying parameters on the structure, phase composition and texture of hydroxyapatite coating 15
Milenin A. S. Physical and technological aspects of brazing-welding of titanium-aluminium joints (Review) 21
Silchenko T. Sh., Kuzmin S. V., Lysak V. I., Gorobtsov A. S., Dolgiy Yu. G. Evaluation of vertical movement of flyer metallic plates in front of point of contact in explosion welding 26

INDUSTRIAL

Yavorskij Yu. D., Kuchuk-Yatsenko S. I., Losev L. N. Experimental evaluation of the load-carrying capacity of butt welded joints on structural shapes in elements subjected to low-cycle loading 30
Makhnenko V. I., Zhudra A. P., Velikoivanenko E. A., Belii A. I., Dzykovich V. I. Forecasting the dispersity of granules and efficiency of their production at centrifugal spraying of alloys 35
Kononenko V. Ya. Hyperbaric dry underwater welding (Review) 44

BRIEF INFORMATION

Kolyada V. A., Shapovalov E. V. Calibration of optical system for evaluation of temperature field distribution in the welding zone 50
Inventions of countries all over the world 53
Review of foreign journals 57

NEWS

Annual Conference «Effectiveness of implementation of the scientific, residual and industrial potential under the current conditions» 60
In PWI Young Scientists Council 61
Congratulations 62
In memory of G. B. Fuks 63

INFORMATION 64

Journal «Avtomaticheskaya Svarka» is published in English under the title
«The Paton Welding Journal»

**ФИРМА «СЭЛМА»
ПРЕДЛАГАЕТ**

**МЕХАНИЗМ ПОДАЧИ
ПРОВОЛОКИ ДЛЯ
МЕХАНИЗИРОВАННОЙ
НАПЛАВКИ И СВАРКИ
ТИПА МП-602-2
(ДУХПРОВОЛОЧНЫЙ)**

Механизм подачи МП-602-2 предназначен для механизированной наплавки и сварки одновременно двумя проволоками на постоянном токе в среде защитных газов в комплекте с источниками для автоматической сварки.



Скорость подачи электродной проволоки регулируется с помощью смены шестерен. Комплектуется блоком питания и управления с напряжением питающей сети 3x380 В.

МП-602-2 предназначен для длительной работы в жестких промышленных условиях на повышенных режимах сварки и наплавки.

Технические характеристики:

Напряжение питания двигателя, В	3x36
Номинальный сварочный ток, А	600
Количество роликов (на каждом приводе), шт.	4
Диаметр электродной проволоки, мм	
- стальная	1,2...2,0
- порошковая	1,2...3,2
Регулировка скорости подачи проволоки	<i>ступенчатая</i>
Количество ступеней регулирования скорости подачи проволоки	30
Скорость подачи электродной проволоки, м/ч	104...980

Мощность двигателя привода подачи проволоки, Вт	180
Масса МП-602-2, кг	26
Масса блока управления, кг	5,5
Габариты МП-602-2 (длина x ширина x высота), мм	550x350x340
Габариты блока управления, мм	315x250x230

**ДУГОВОЙ ТРЕНАЖЕР
СВАРЩИКА**

Дуговой тренажер сварщика ДТС-02 предназначен для тренировки и начального обучения электросварщиков приемам аргодуговой сварки неплавящимся электродом (режим ТИГ) с контактным возбуждением дуги.

Тренажер обеспечивает приобретение практических навыков по возбуждению и поддержанию определенной длины дугового промежутка, по поддержанию пространственного положения имитатора ручного инструмента (горелки) относительно поверхности свариваемой детали, по поддержанию теплового режима сварочной ванны (скорости сварки).



Тренажер позволяет имитировать процесс сварки с помощью реальной малоамперной сварочной дуги; вводить на персональный компьютер исходные параметры имитируемого сварочного процесса (длина дугового промежутка, тепловложение, угол наклона электрода); регистрировать на персональном компьютере информацию о тре-

нировочном сеансе по: длине дугового промежутка; углу наклона электрода; тепловложению (скорость сварки); формировать сигналы акустической обратной связи при превышении граничных значений контролируемых параметров; изменять сложность учебных задач по отдельным параметрам; проводить статистическую обработку и оценивать результаты тренировочного сеанса; документально фиксировать результаты тренажа в виде табличной и графической информации на бумажном носителе.

Тренажер управляется персональным компьютером не ниже класса «Pentium» с операционной системой Windows 9x, ME, NT или XP и подключается через последовательный порт (RS-232 COM1...COM4).

**ОБРАБОТКА ВЗРЫВОМ
БАКОВЫХ
КОНСТРУКЦИЙ**

Энергетической основой коррозионного растрескивания металлов в щелочах служат сварочные остаточные напряжения (ОН) растяжения, наличие которых обуславливает растрескивание швов, приводящее к появлению значительных течей и серьезной опасности крупных аварий. Снятие ОН в крупногабаритных металлоконструкциях термообработкой является достаточно трудоемкой, дорогостоящей и малопроизводительной технологией. В ИЭС им. Е. О. Патона разработана технология снятия ОН обработкой взрывом (ОВз), которая успешно использовалась при строительстве новых и расширении производства действующих глиноземных заводов бывшего СССР, Украины, а также в Югославии.

Существенное увеличение производственных мощностей ведущими мировыми произво-

дителями алюминия вызывает настоящую потребность в промышленном использовании этой технологии.

В течение 2007 г. АО «РУСАЛ» завершило строительство 15 декомпозиеров и 2 мешалок на Николаевском глиноземном заводе с применением технологии ОВз для снятия ОН в сварных швах. Диаметр аппаратов 12 и 14 м, высота от 15 до 34 м при толщине сваренного металла (сталь СтЗсп) от 8 до 40 мм.

Работы по ОВз выполнены специалистами НИЦ «Материалообработка взрывом» ИЭС им. Е. О. Патона. Успешное взаимодействие с монтажными организациями позволило органично «вписать» технологический процесс ОВз в график



строительства баков и тем самым провести взрывные работы без задержки монтажно-сварочных работ.

Особенностью ОВз является то, что реализация технологии осуществляется с помощью накладных зарядов взрывчатого вещества, размещаемых на внутренней поверхности бака вдоль сварных швов. Стенки бака служат защитой от вредного воздействия взрыва. В зависимости от условий проведения взрывных работ и толщины обрабатываемого металла за один подрыв может быть обработано от 20 до 180 погонных метров сварных швов.

К преимуществам ОВз следует отнести отсутствие необходимости в использовании специального оборудования и энергоисточников.

КОМПЛЕКС ДЛЯ УТИЛИЗАЦИИ БЫТОВЫХ ОТХОДОВ

ИЭС им. Е. О. Патона, ЗАО «ОЗСО ИЭС им. Е. О. Патона» и Институтом газа (ООО «Теплотехнология») разработан проект комплекса для утилизации бытовых отходов с применением технологии высокотемпературного пиролиза с использованием энергетического потенциала процесса.

Высококачественное и оригинальное использование оборудования в сочетании с экологически чистой технологией сжигания разрешает размещение производства в черте города, что сокращает транспортные расходы на перевозку отходов. Система высокотемпературного дожигания обеспечивает выход дымовых газов с уменьшенным содержанием вредных веществ относительно действующих стандартов. Улучшается экологическая ситуация региона. Исключаются источники загрязнения, уменьшаются нагрузки на окружающую среду.

Схема работы следующая: отходы загружаются в бункер с подающим конвейером, который подает отходы на конвейер сортировки, где отходы сортируются с целью извлечения ценных компонентов для последующей переработки и использования, после чего сырье поступает на конвейер отвала и загружается в загрузочный бункер. С помощью питателя сырье дозами поступает в многофункциональную горелку, где сгорает с выделением значительного количества тепла. Газы с температурой 1200...1600 °С, получившиеся в результате горения топлива, омывают экранные трубы парового котла, а затем пароподогревателя. По выходе из котла газы имеют еще достаточно высокую температуру (350...4500 °С). Для

того чтобы использовать энергию этих газов устанавливается водяной экомайзер. Для хорошего горения топлива воздух, поступающий в топку, подогревается в воздухоподогревателе, после чего нагнетается вентилятором в горелку и топку. Дымовые газы, пройдя золоуловитель, рекуператор, реакторы сухого сорбционного очищения, керамический фильтр, отсасываются дымососом, который выбрасывает их в дымовую трубу. Образовавшийся пар в экранных трубах парового котла направляется в пароподогреватель, а из него в паровую турбину, на одном валу с турбиной установлен генератор



электрического тока. Выработанная электроэнергия поступает в трансформатор, где напряжение электрического тока повышается, затем полученный электрический ток подается в распределительное устройство; здесь находятся сборные щиты, на которые поступает вся выработанная электроэнергия, совершив работу в турбине, пар поступает в конденсатор, из которого конденсат насосом через регенеративный подогреватель направляется в деаэратор (бак запаса питательной воды). Для конденсации пара в конденсатор подают воду из источника водоснабжения (река, озеро, пруд); для подачи воды устанавливается циркуляционный насос.

СОПРОТИВЛЕНИЕ КОРРОЗИОННОЙ УСТАЛОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, УПРОЧНЕННЫХ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ ПРОКОВКОЙ

В. В. КНЫШ, канд. физ.-мат. наук, И. И. ВАЛЬТЕРИС, А. З. КУЗЬМЕНКО, С. А. СОЛОВЕЙ, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены результаты исследования влияния коррозионной среды на снижение сопротивления усталости неупрочненных и упрочненных высокочастотной механической проковкой (ВМП) тавровых сварных соединений стали 10ХСНД. Экспериментально установлена высокая эффективность применения технологии ВМП в качестве способа поверхностного пластического деформирования металла вблизи мест локализации усталостных повреждений с целью повышения коррозионной усталости. Так, применение технологии ВМП в 3,5 раза повышает циклическую долговечность тавровых сварных соединений в коррозионной среде и на 80 % предел выносливости.

Ключевые слова: дуговая сварка, металлоконструкции, сварные соединения, коррозионная среда, циклическая нагрузка, усталость, высокочастотная механическая проковка, повышение долговечности

Коррозия является наиболее распространенным типом повреждений сварных соединений в таких металлоконструкциях, как мосты, морские стационарные платформы, корпуса судов и др. [1, 2]. В то же время эти конструкции эксплуатируются в условиях воздействия переменных нагрузок, поэтому основным механизмом их эксплуатационных повреждений является коррозионная усталость. Совместное влияние в условиях переменного нагружения таких повреждающих факторов, как коррозионная среда, высокие уровни концентрации напряжений и растягивающих остаточных сварочных напряжений в локальных зонах соединений [1], приводит к тому, что коррозионно-усталостный механизм повреждений является наиболее опасным и существенно повышающим скорость разрушения сварных элементов конструкции. Для обеспечения требуемой долговечности соединений, эксплуатируемых в условиях коррозионной усталости, как правило, применяются дополнительные послесварочные обработки [3–5], направленные на перераспределение растягивающих остаточных напряжений, снижение коэффициента концентрации напряжений, наведение благоприятных остаточных напряжений сжатия, устранение поверхностных микротрещин в зонах сварных швов. Однако приведенные в работах [3, 4] экспериментальные данные не дают однозначного ответа относительно эффективности предлагаемых обработок. Так, в работе [3] экспериментально установлено, что упрочнение металла взрывом в местах геометрических концентраторов несущественно влияет на

циклическую долговечность сварных образцов в морской воде. В то же время авторы работы [3], используя усталостные испытания на воздухе, подтверждающие высокую эффективность обработки взрывом, и коэффициент снижения циклической долговечности в морской воде в 1,6...1,8 раза, представляют данную обработку как достаточно перспективную технологию повышения эксплуатационной надежности гидротехнических сооружений. В работе [4] для снижения остаточных напряжений с целью повышения сопротивления коррозионной усталости сварных конструкций используют низкочастотную виброобработку. При этом указывается и главный недостаток данной технологии — одновременное снижение циклической долговечности конструкции, имеющей оставшиеся незамеченными при контроле внутренние дефекты. В работе [5] при испытании на усталость тавровых сварных соединений в морской воде показано, что при дробеструйном поверхностном упрочнении в зонах концентраторов коррозионно-усталостная долговечность соединений повышается в 2...3 раза. Усталостные трещины в образцах как в исходном состоянии, так и после упрочнения возникали в зоне перехода наплавленного металла в основной. Установленные в работе [5] показатели повышения коррозионно-усталостной долговечности соединений указывают на высокую эффективность применения способов поверхностного пластического деформирования металла соединений вблизи мест локализации усталостных повреждений для повышения ресурса металлоконструкций.

В последние годы с целью повышения циклической долговечности сварных элементов широкое применение находит технология высокочастотной механической проковки (ВМП) металла

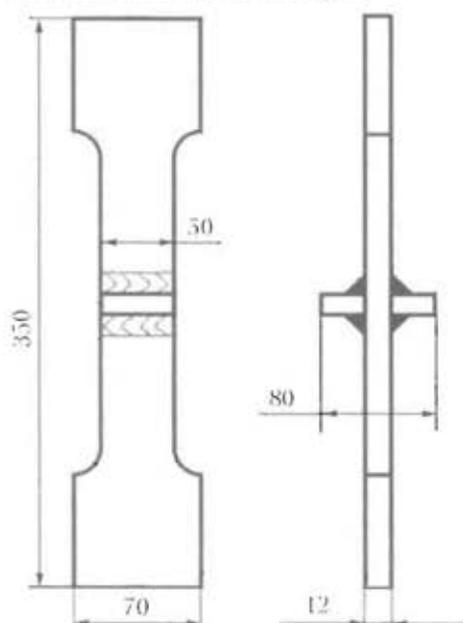


Рис. 1. Схема образца таврового соединения стали 10ХСНД сварного соединения в зонах концентраторов напряжений, которая использует энергию ультразвука [6–8]. Можно ожидать, что ультразвуковая технология ВМП в сравнении с другими известными способами поверхностного пластического деформирования металла (обработка взрывом, пневмопроковка, обкатка роликом, наклеп дробью и пр.) окажется наиболее эффективной для повышения сопротивления коррозионной усталости сварных



Рис. 2. Образец таврового сварного соединения стали 10ХСНД в процессе испытания в коррозионной среде

соединений. Это предположение основано на том, что при использовании ультразвуковой технологии ВМП для упрочнения зоны перехода угловых швов к основному металлу в тавровых соединениях стали Ст.3сп на глубине до 10...20 мкм в зоне обработки образуются вытянутые в одном направлении зерна, поперечный размер которых составляет 100 нм и менее. При этом электронная дифракция подчеркивает кристаллический характер структуры [9]. Следовательно, в зоне наклепа ультразвуковой технологией ВМП на глубине до 20 мкм формируется наноструктура металла, что может оказать существенное влияние на повышение сопротивления коррозионной усталости упрочненных соединений.

В данной работе исследовано влияние коррозионной среды на снижение сопротивления усталости неупрочненных и упрочненных технологией ВМП сварных соединений с угловыми швами.

Оценку влияния коррозионной среды проводили на образцах тавровых соединений стали 10ХСНД ($\sigma_r = 390$ МПа, $\sigma_b = 530$ МПа) (рис. 1). Призматические образцы из этой стали размерами 350×70×12 мм вырезали из листового проката таким образом, чтобы длинная сторона была ориентирована вдоль проката. Поперечные ребра приваривали угловыми швами с двух сторон ручной электродуговой сваркой. При упрочнении соединений технологией ВМП поверхностному пластическому деформированию подвергалась узкая зона перехода металла шва к основному металлу. Усталостные испытания четырех серий образцов проводили на испытательной машине УРС 20 при одноосном переменном растяжении с асимметрией цикла $R_\sigma = 0$. Образцы первой и второй серий испытывали в исходном состоянии после сварки соответственно на воздухе и в коррозионной среде, образцы третьей и четвертой серий после сварки подвергали ВМП и испытывали также на воздухе и в коррозионной среде. Все образцы испытывали до полного разрушения.

В качестве коррозионной среды использовали 3%-й раствор NaCl, который заливали в специально оборудованную на головке для зажима образца емкость, представляющую собой пластмассовую ванну объемом 4 л. Внешний вид закрепленной на образце ванночки в процессе испытаний представлен на рис. 2. Данная конструкция обеспечивала постоянство пребывания всех четырех с угловыми швами и ЗТВ соединений в коррозионной среде в процессе приложения нагрузки. Длина средней части погруженного в раствор NaCl образца составляла 120 мм. Монтаж данной конструкции осуществляли на образец в ненагруженном состоянии через специальное отверстие в дне приспособления. В дальнейшем зазор между поверхностью образца и ванночки уплотняли составной фторопластовой прокладкой специальной

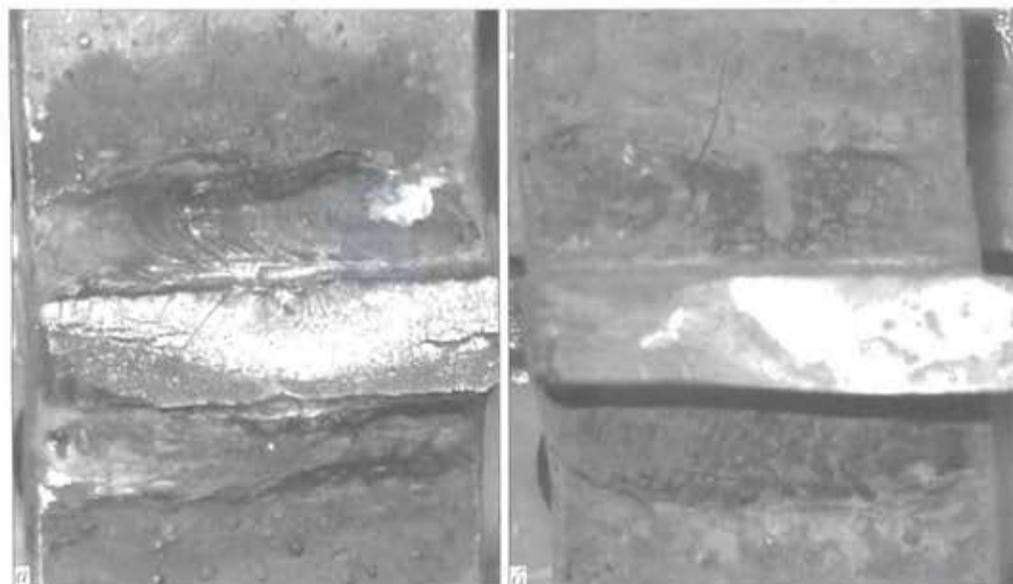


Рис. 3. Усталостные изломы неупрочненного (а) и упрочненного (б) образцов таврового сварного соединения стали 10XCHD, испытанных в коррозионной среде

конструкции и заливали клеем, что не допускало механического повреждения образцов и утечки коррозионного раствора. После испытания каждого образца коррозионный раствор обновляли.

Характер усталостных разрушений необработанных и упрочненных технологией ВМП соединений оказался различным. В необработанных соединениях трещины зарождались в местах перехода шва на основной металл в зоне максимальных растягивающих напряжений (по центру образца) (рис. 3, а). В коррозионной среде в упрочненных технологией ВМП соединениях трещины зарождались вдали от зоны сплавления у кромок рабочей части образца (рис. 3, б, рис. 4). Аналогичный характер разрушений наблюдался и в упрочненных образцах, испытанных на воздухе.

Результаты усталостных испытаний всех четырех серий образцов представлены на рис. 5. Из кривых усталости 1 и 3 следует, что применение ультразвуковой технологии ВМП в качестве способа поверхностного пластического деформирования металла соединений вблизи мест локализации усталостных повреждений в 3,5 раза повышает коррозионную долговечность. При этом коррозионная долговечность упрочненных соединений увеличивается в 2,5 раза по сравнению с неупрочненными соединениями, испытанными на воздухе (кривые 2 и 4). Предел выносливости упрочненных соединений, отвечающий базе $2 \cdot 10^6$ циклов в коррозионной среде, повышается на 80 % по сравнению с неупрочненными соединениями. Это может быть вызвано тем, что напряжения сжатия, наводимые в поверхностном слое при упрочнении, не только увеличивают стадию образования усталостных трещин, но и способствуют закрытию зародившихся микроскопических трещин и выдавливанию из них корро-

зионного раствора. Последний снижает циклическую долговечность упрочненных соединений в 2...4 раза в зависимости от уровня приложенных напряжений, а предел выносливости на базе $2 \cdot 10^6$ циклов — на 30 % (кривые 3 и 4). Циклическая долговечность образцов в исходном состоянии после сварки, испытанных в коррозионной среде, уменьшается в 1,4 раза, а предел выносливости — на 15 % (кривые 1 и 2). Такое различие неупрочненных и упрочненных соединений, испытанных на воздухе и в коррозионной среде, объясняется тем, что все упрочненные образцы разрушились вдали от зоны сплавления по основному металлу. В этом случае экспериментальные данные (кривые 3, 4 на рис. 5) фактически пред-

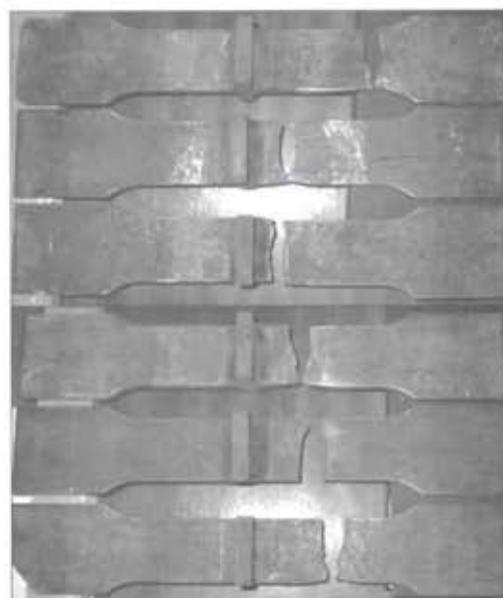


Рис. 4. Общий вид упрочненных образцов таврового сварного соединения стали 10XCHD, разрушенных после испытаний на усталость в коррозионной среде

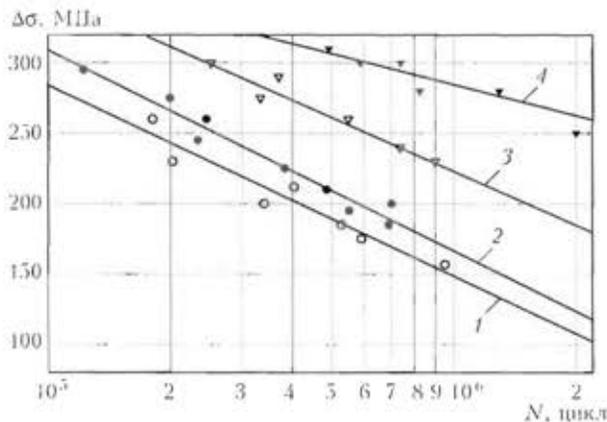


Рис. 5. Кривые усталости тавровых сварных соединений низколегированной стали 10ХСНД: 1, 2 — в исходном состоянии после сварки соответственно в коррозионной среде и на воздухе; 3, 4 — после упрочнения технологией ВМП соответственно в коррозионной среде и на воздухе

тавляют собой кривые усталости основного металла (сталь 10ХСНД) на воздухе и в коррозионной среде.

Таким образом, экспериментально установленные кривые усталости соединений подтверждают высокую эффективность применения поверхностного упрочнения ультразвуковой технологией ВМП зон концентраторов напряжений для повышения коррозионной усталости тавровых сварных соединений.

Выводы

1. Ультразвуковая технология ВМП повышает сопротивление усталости тавровых сварных соединений стали 10ХСНД до уровня основного металла как на воздухе, так и в коррозионной среде.
2. Циклическая долговечность образцов тавровых соединений стали 10ХСНД в исходном состоянии после сварки, испытанных в коррозионной среде, уменьшается в 1,4 раза, а предел выносливости на базе $2 \cdot 10^6$ циклов — на 15 % независимо от уровня приложенных напряжений.
3. Применение ультразвуковой технологии ВМП в качестве способа поверхностного пла-

тического деформирования металла вблизи мест локализации усталостных повреждений в 3,5 раза повышает циклическую долговечность тавровых сварных соединений стали 10ХСНД в коррозионной среде.

4. Коррозионная среда снижает предел выносливости упрочненных ультразвуковой технологией ВМП тавровых соединений стали 10ХСНД на базе $2 \cdot 10^6$ циклов с 260 до 185 МПа, однако это на 80 % выше предела выносливости соединений в исходном состоянии после сварки, испытанных в коррозионной среде (10⁵ МПа).

1. Сварка в машиностроении: Справочник: В 4 т. / Под ред. В. А. Винокурова. — М.: Машиностроение, 1979. — Т. 3. — 567 с.
2. Характерные повреждения сварных металлических конструкций мостов / В. А. Ковтуненко, А. Г. Синюк, А. М. Герасименко, В. А. Задорожный // Автомат. сварка. — 2005. — № 10. — С. 29–34.
3. Титов В. А., Петушков В. Г. Влияние обработки взрывом на коррозионно-механическую прочность сварных соединений // Там же. — 2001. — № 2. — С. 55–57.
4. Зимницкий Ю. А., Хвалынский В. И. Экспериментальная проверка влияния низкочастотной виброобработки на эксплуатационную надежность корпусных конструкций // Судостроение. — 2004. — № 1. — С. 50–52.
5. Горбач В. Д., Михайлов В. С. Поверхностное упрочнение сварных соединений с целью повышения коррозионно-усталостной долговечности судовых конструкций // Там же. — 2000. — № 4. — С. 45–48.
6. Пат. України 60390. Спосіб обробки зварних з'єднань металоконструкцій високочастотною проковкою / Л. М. Лобанов, П. П. Міхеев, В. В. Книш та ін. — Бюл. № 10; Опубл. 15.10.2003.
7. Повышение сопротивления усталости сварных соединений металлоконструкций высокочастотной механической проковкой (Обзор) / Л. М. Лобанов, В. И. Кирьян, В. В. Книш, Г. И. Прокопенко // Автомат. сварка. — 2006. — № 9. — С. 3–11.
8. Лобанов Л. М., Кир'ян В. І., Книш В. В. Підвищення ресурсу зварних металоконструкцій високочастотною механічною проковкою // Фіз.-хім. механіка матеріалів. — 2006. — № 1. — С. 56–61.
9. Структура переходной зоны сварного соединения обычной углеродистой стали после высокочастотной механической проковки / Г. И. Прокопенко, В. В. Книш, А. З. Кузьменко, О. В. Войтенко // Тез. докл. междунар. науч.-техн. конф. «Динамика, прочность и ресурс машин и конструкций». — Киев, 2005. — Т. 2. — С. 288–289.

The paper gives the results of investigation of the influence of corroding medium on lowering of fatigue resistance of tee welded joints on 10KhSND steel unstrengthened and strengthened by high-frequency mechanical peening. The high effectiveness of application of HFMP technology as a method of surface plastic deformation of metal near the areas of fatigue damage localization to improve corrosion fatigue was established experimentally. Application of HFMP technology improves the cyclic fatigue life of tee welded joints in a corroding environment 3.5 times and the endurance limit by 80 %.

Поступила в редакцию 13.09.2007

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА В ЗТВ ПРИ СВАРКЕ СТАЛИ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ

В. ПЕКАРСКА (Политехника Ченстоховская, Польша)

Предложена математическая модель, описывающая температурное поле и фазовые превращения в процессе лазерной сварки. Температурное поле определяется уравнением неустановившегося потока тепла с конвекционным членом с использованием функции Грина. Модель фазовых превращений в твердом состоянии для свариваемой стали базируется на положении о непрерывном охлаждении и уравнениях Авраами, Койстинена и Марбургера. Объемные доли фаз во время охлаждения определены как функции температуры и скорости охлаждения, а прирост деформаций зависит от температуры и фазовых превращений. Выполнена оценка структуры металла в ЗТВ сварного соединения.

Ключевые слова: лазерная сварка, температурное поле, зона термического влияния, термический цикл, dilatограммы, фазовые превращения, структура, математическая модель

К сварным конструкциям предъявляются высокие требования относительно рабочих нагрузок и усталостной прочности. Особое влияние на механические характеристики металла зоны термического влияния (ЗТВ) оказывают температурные поля и фазовые превращения при сварке, которые вызывают значительные изотропные тепловые и структурные деформации, генерирующие существенные временные и остаточные напряжения [1–7]. Следовательно, при моделировании процесса сварки необходимо учитывать не только изменения температуры, но и фазовые превращения, а также их кинетику [1, 3–11]. Численные исследования фазовых превращений позволяют сократить объем трудоемких экспериментов и получить данные для расчета остаточных напряжений.

Кинетика микроструктурных изменений в сварном шве и околошовной зоне при сварке сталей представляет собой сложный процесс, который адекватно сложно описать математическим путем. Для оценки влияния фазовых превращений на деформации и напряжения, возникающие во время нагрева и охлаждения металла при сварке, необходимы данные о кинетике и типах происходящих фазовых превращений.

Исследованиями фазовых превращений ученые занимаются уже длительное время. В литературе по этой тематике содержатся описания моделей, учитывающих роль процессов, происходящих во время термической обработки [4, 5, 12–17]. При этом внимание исследователей привлекает кинетика фазовых превращений и возможность количественного прогнозирования структуры сварного соединения в зависимости от параметров сварки [1, 9–11]. Определено, что достаточно реально строить математические модели на основе

диаграмм анизотермического распада аустенита (АРА). Для прогнозирования содержания структурных составляющих и механических свойств металла ЗТВ в зависимости от химического состава стали и скорости охлаждения $w_{8/5}$ в интервале температур 800...500 °С используются, в частности, модели, разработанные для низколегированных сталей повышенной прочности [18].

В последние десятилетия большое внимание уделяется лазерной сварке, при этом требования к качеству сварных соединений неуклонно повышаются. Однако пока еще имеется мало разработок по моделированию процессов, сопутствующих сварке. Например, в ряде работ экспериментально определяются оптимальные параметры сварки, моделируется температурное поле, приводятся результаты металлографических исследований структуры металла в зоне сварки и др. [4, 10, 16, 19, 20].

При лазерной сварке происходят явления, не характерные для традиционных способов сварки [3, 4, 10, 11, 16, 19, 20]. Мощность луча и скорость его перемещения оказывают большое влияние на форму валика, а следовательно, и размеры ЗТВ свариваемых элементов [10, 11, 16, 19]. Концентрированный источник тепла при лазерной сварке нагревает соединяемый металл до высокой температуры при значительном ее градиенте. В связи с большой скоростью охлаждения металла при лазерной сварке в ЗТВ образуются закаленные структуры, что имеет место даже в хорошо свариваемых сталях.

С целью расширения знаний в области моделирования фазовых превращений, происходящих в металле ЗТВ, в настоящей работе рассмотрена предложенная математическая модель фазовых превращений стали повышенной прочности S355J2G3 и с ее помощью выполнено численное моделирование структуры металла ЗТВ при лазерной сварке листа. Модель фазовых превращений в твердом состоянии стали построена на основе АРА и уравнений Авраами, Койстинена и Марбургера. Значения удлинения, деформации и



объемной доли фаз в зависимости от фазовых превращений для исследованной стали приняты исходя из экспериментальных данных. Температурное поле сварного соединения определено из уравнения неустановившегося потока тепла с конвективным членом, которое решено методом функции Грина [20]. При оценке структурных составляющих в ЗТВ объемные доли фаз во время нагрева и охлаждения определяли как функции температуры и скорости охлаждения.

Математическая модель фазовых превращений. Модель фазовых превращений разработана для свариваемой стали повышенной прочности с использованием диаграммы АРА, а объемная доля фаз во время охлаждения определена как функция температуры и скорости охлаждения.

Объемная доля аустенита, образовавшегося во время нагрева, определяется по формуле Авраами:

$$\tilde{\eta}_A(T, t) = 1 - \exp(-bt^n), \quad (1)$$

где t — время; $b(t_s, t_f)$ и $n(t_s, t_f)$ — коэффициенты, определяемые из условий начала ($\eta_s = 0,01$) и конца ($\eta_f = 0,99$) фазовых превращений; t_s и t_f — время соответственно начала и конца фазовых превращений;

$$n(t_s, t_f) = \frac{\ln(\ln(\eta_s)/\ln(\eta_f))}{\ln(t_s/t_f)}, \quad b(t_s, t_f) = -\frac{\ln(\eta_f)}{(t_s)^n}. \quad (2)$$

Объемная доля фазы, образовавшейся во время охлаждения аустенита, определяется температурой и скоростью охлаждения $w_{8/5}$. Объемную долю новой фазы (феррита, перлита или бейнита) находят с учетом скорости охлаждения также по формуле Авраами (диффузионные превращения) с учетом уже существующих структурных составляющих:

$$\eta_{(i)}(T, t) = \eta_{(i)} \tilde{\eta}_A (1 - \exp(-b(t(T))^n)); \quad \sum_k \eta_k = 1, \quad (3)$$

где $\eta_{(i)}$ — максимальная объемная доля фазы при определенной скорости охлаждения, %; η_k — объемная доля соответствующей фазы исходной структуры (без перехода в аустенит), %.

Коэффициенты n и b определяются по формулам (2), где t_s и t_f зависят от скорости охлаждения $w_{8/5}$, т. е. $b = b(t_s(w_{8/5}), t_f(t_s(w_{8/5}))$ и $n = n(t_s(w_{8/5}), t_f(w_{8/5}))$.

Объемная доля мартенсита находится по модифицированной формуле Койстинена–Марбургера:

$$\eta_M(T) = \eta_{(i)} \tilde{\eta}_A \left(1 - \exp \left(- \left(\frac{M_s - T}{M_s - M_f} \right)^m \right) \right), \quad (4)$$

$T \in [M_s, M_f(w_{8/5})]$

где $m = 2,5$ — коэффициент, определяемый для исследуемой стали экспериментально; M_s, M_f — температура соответственно начала и конца мартенситного превращения.

Фазовые превращения вызывают изотропную деформацию металла, причем прирост деформации в зависимости от температуры и фазовых превращений во время нагрева и охлаждения определяется по формулам

$$d\epsilon^{TPh} = \sum_{i=1}^{i=5} \alpha_i \eta_i dT - \epsilon_{\Lambda}^{Ph} dV_{\Lambda},$$

$$d\epsilon^{TPh} = \sum_{i=1}^{i=5} \alpha_i \eta_i dT + \sum_{j=2}^{j=5} \epsilon_j^{Ph} d\eta_j, \quad (5)$$

где $\alpha_i = \alpha_i(T)$ — коэффициенты линейной дилатации; $i = A, B, \Phi, M, П$ — соответственно аустенит, бейнит, феррит, мартенсит, перлит; ϵ_{Λ}^{Ph} — изотропная деформация фазового превращения исходной структуры в аустенит; $\epsilon_j^{Ph} = \epsilon_j^{Ph}(T)$ — изотропные деформации фазового превращения аустенита соответственно в $j = B, \Phi, M, П$.

Проверка модели. Для описания кинетики фазовых превращений и обусловленных ими значений деформаций проведены дилатометрические исследования на дилатометре LVDT фирмы «Thermoanalyse GmbH». Эксперименты выполнены на свариваемой стали S355J2G3 следующего химического состава, мас. %: 0,19 C; 1,05 Mn; 0,2 Si; 0,028 P; 0,02 S; 0,08 Cr; 0,11 Ni, 0,006 Al; 0,003 V.

Нагрев трубчатых образцов длиной 10 мм до 1100 °С осуществляли со скоростью 100 °С/с, а охлаждение — с разными скоростями (630, 300, 200, 150, 100, 50, 10, 2, и 0,5 °С/с), время выдержки — 2 с. Критические точки превращения A_{c1} и A_{c3} , определенные экспериментально при нагреве со скоростью 100 °С/с, равны соответственно 758 и (911±4) °С ($A_{c1} \approx 740$ и $A_{c3} \approx 860$ °С).

Для определения структурного состава материала при различных скоростях охлаждения использовали дилатометрические кривые (рис. 1), а также результаты измерения микротвердости и исследований микроструктуры дилатометрических образцов. Металлографический анализ образцов после охлаждения позволил уточнить процентное соотношение структурных составляющих. Результаты дилатометрического анализа фазовых превращений при различных скоростях охлаждения стали S355J2G3 приведены в таблице.

Дилатограммы стали S355J2G3, полученные экспериментально при различных значениях скорости охлаждения, представлены на рис. 1, а диаграмма АРА — на рис. 2.

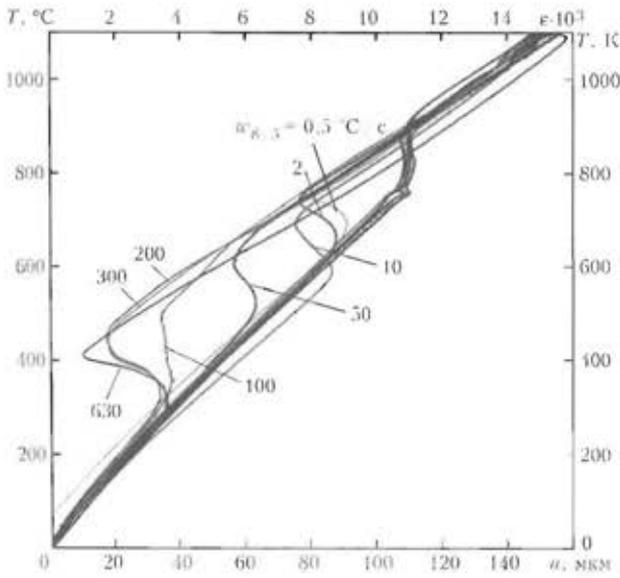


Рис. 1. Экспериментальные дилатограммы стали S355J2G3, полученные при различной скорости охлаждения: σ — напряжение; u — смещение

С помощью представленной модели фазовых превращений выполнены численные исследования деформации и кинетики фазовых превращений в стали S355J2G3 при аналогичных термических циклах со скоростью охлаждения $w_{8/5} = 0,5, 2, 10, 50, 100, 300$ и 630 °C/c.

Значения коэффициентов линейной дилатации $\alpha_{ФП} \cdot 10^6$ (23,0; 12,7; 14,7; 13,0; 14,7 1/K) и изменения объемной доли $V \cdot 10^{-3} = 2,3; 5,5; 3,5; 6,5, 3,5$ А, Б, Ф, М и П (изотропные деформации фазового превращения) приписываем в соответствии с экспериментальными данными. Коэффициент линейной дилатации исходной структуры в зависимости от температуры точно определяет функция типа

$$\alpha_{ФП}(T) = -1,3787 \cdot 10^{-11} T^2 + 2,1866 \cdot 10^{-8} T + 6,7769 \cdot 10^{-6} \quad (6)$$

Коэффициенты уравнения (6) находят при условии, что значения коэффициента линейной дилатации $\alpha_{ФП} \cdot 10^6 = 12; 15$ и 15 1/K соответственно при температуре 20, 340 и 700 °C.

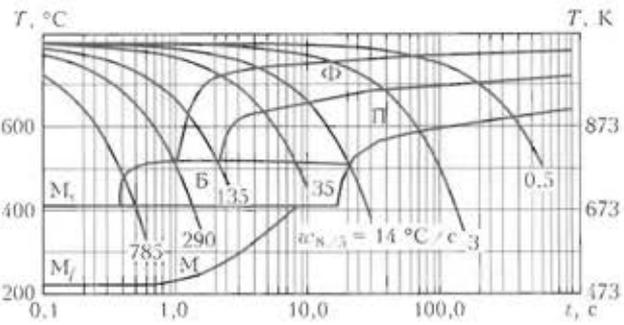


Рис. 2. Диаграмма АРА стали S355J2G3

Численное моделирование структуры ЗТВ при лазерной сварке. Температурное поле определяется по уравнению неустановившегося потока тепла с конвективным членом вида

$$a \nabla^2 T(x, t) - \frac{\partial T(x, t)}{\partial t} + \nabla T(x, t) \mathbf{v} + \frac{Q}{C} = 0, \quad (7)$$

где $a = \lambda c$ — коэффициент выравнивания температуры; c — удельная теплоемкость; Q — мощность объемного источника тепла; $\mathbf{x} = \mathbf{x}(x, y, z)$ — вектор положения рассматриваемой точки; $\mathbf{v} = \mathbf{v}(x, t)$ — вектор скорости перемещения лазерного луча.

Уравнение (7), решаемое методом суперпозиции функции Грина, предложенным в [7], заключается в интегрировании функции Грина в объеме в виде призмы ($-\infty < x, y < \infty, 0 \leq z < \infty$) с начальными и граничными условиями

$$T(x, t) = 0, \begin{cases} x, y \rightarrow \pm \infty, \\ z \rightarrow \infty, \end{cases} q = -\lambda \frac{\partial T(x, t)}{\partial z} = 0, z = 0. \quad (8)$$

Принимается модель полубесконечного тела с началом системы координат $\{x', y', z'\}$ в точке свариваемого источника тепла (рис. 3).

В алгоритме решения использована техника фиктивных источников. Принято, что стационарное решение существует для времени t , а подвижная система координат $\{x', y', z'\}$ перемещается относительно базовой системы координат со скоростью $\mathbf{v} = \mathbf{v}(u, 0, 0)$ параллельно оси x .

Влияние скорости охлаждения на фазовые превращения в стали S355J2G3

$w_{8/5}, \frac{^\circ\text{C}}{\text{с}}$	HV 0,05	Критические точки фазового превращения, °C								Конечный состав структуры
		M_s	M_f	B_s	B_f	F_s	F_f	P_s	P_f	
0,5	130					778	715	715	617	-0,65Ф, 0,35 П
2,0	160					769	695	695	592	-0,64Ф, 0,36 П
10,0	179			520	405	748	632	632	520	-0,59Ф, 0,41 П
50,0	172	412	315	520	412	686	606	606	520	-0,31Ф, 0,45 П, 0,24 Б
100,0	199	409	265	530	409	621	530			-0,15Ф, 0,40 П, 0,35 Б, 0,10 М
200,0	Не опр.	411	235	522	410					-0,15Ф, 0,45 П, 0,40 М

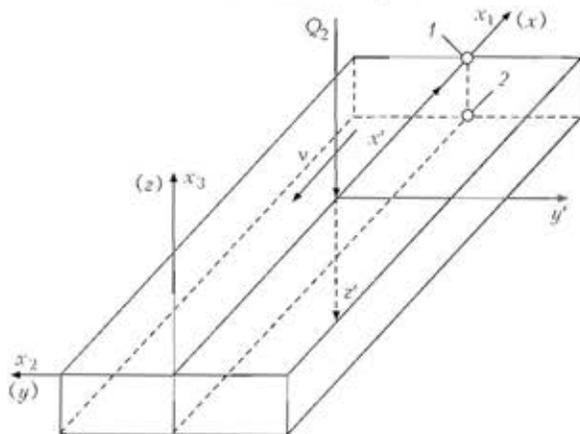


Рис. 3. Модель полубесконечного тела: 1, 2 — исследуемые точки соответственно на верхней и нижней поверхности образца

Температурное поле в рассматриваемой точке определяет источник тепла с распределением мощности в виде

$$Q(x') = \begin{cases} Q(1-R)/(\pi r^2 h_z), & x' = 0, y' = 0, -h_2 \leq z' \leq h_2, \\ 0, & |z'| > h_2, \end{cases} \quad (9)$$

где h_2 — глубина лазерного проплавления; R — коэффициент отражения; r — радиус лазерного луча.

Температура в рассматриваемой области в результате термической нагрузки выражается в виде

$$T_1(x, t) = \frac{1}{C} \int_0^t \int_V Q(x', t') G(|x-x'|, t-t') dV' dt'. \quad (10)$$

Интегрируя (10) по пространственным координатам с учетом (9), получаем

$$T(x, t) = \int_0^t \frac{Q(1-R)}{4\pi h_z C (2a(t-t') + r^2)} \exp\left(\frac{[x-u(t-t')]^2 + y^2}{4a(t-t') + 2r^2}\right) \times \left[\operatorname{erfc}\left(\frac{z-h_2}{2\sqrt{a(t-t')}}\right) - \operatorname{erfc}\left(\frac{z+h_2}{2\sqrt{a(t-t')}}\right) \right] dt' + T_0. \quad (11)$$

Численное моделирование процесса лазерной сварки выполнено для образца размером 100×20×5 мм. В расчетах мощность источника тепла принята $Q = 3,8$ кВт при диаметре луча 2 мм. Считаем, что источник тепла перемещается со скоростью 42 м/ч. Допустим, что коэффициент отражения $R = 0,25$. Фазовые превращения определяются по представленной в работе модели. В расчетах использовали диаграмму АРА стали S355J2G3 (см. рис. 2).

Температура, объемная доля фаз в ЗТВ и деформации, образующиеся при заданных нагрузках в процессе сварки, показаны на рис. 4–9.

Таким образом, предложенная численная модель фазовых превращений дает возможность оценить состояние структуры металла в ЗТВ с

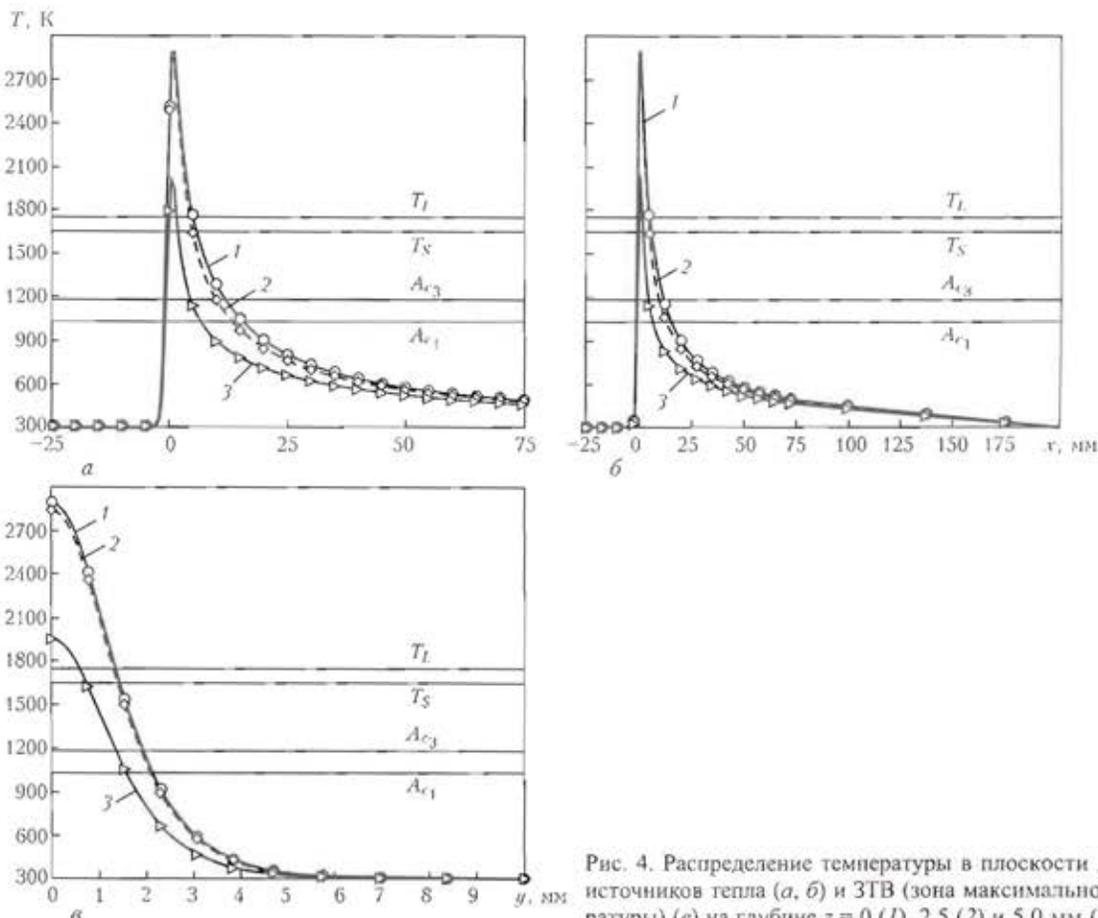


Рис. 4. Распределение температуры в плоскости действия источников тепла (а, б) и ЗТВ (зона максимальной температуры) (в) на глубине $z = 0$ (1), 2,5 (2) и 5,0 мм (3)

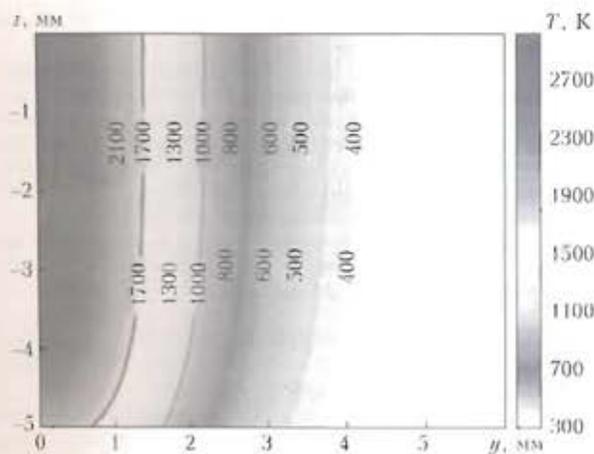


Рис. 5. Изолинии температуры в металле ЗТВ (зона максимальной температуры)

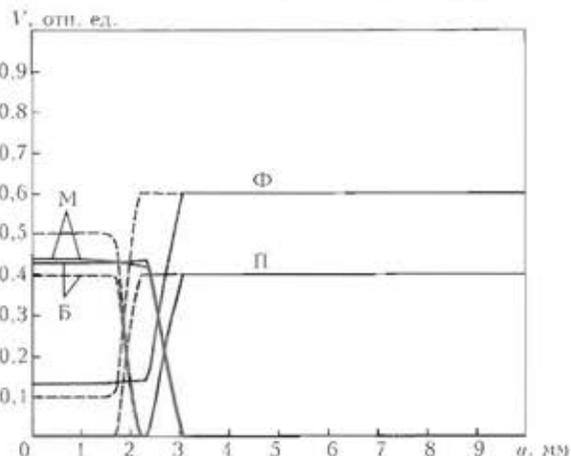


Рис. 7. Объемная доля фаз V в металле верхней (сплошные кривые) и нижней (штриховые) поверхности образца

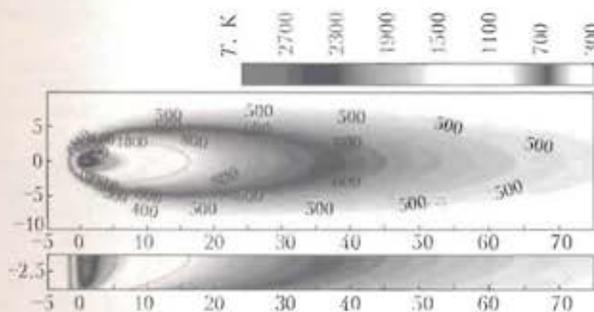


Рис. 6. Распределение температуры в плоскости действия источников тепла

помощью экспериментально установленных значений коэффициентов, характеризующих объемные изменения, происходящие во время фазовых превращений при определенной температуре. В результате можно найти действительный уровень деформаций и использовать эти данные при расчетах временных и остаточных напряжений.

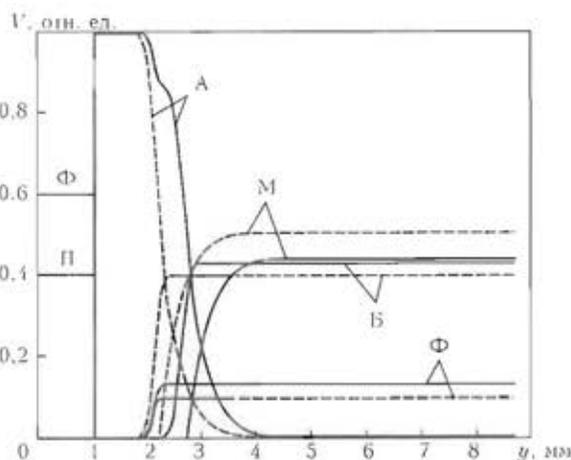


Рис. 8. Кинетика фазовых превращений в точке 1 и 2 (см. рис. 3) на верхней (сплошные кривые) и нижней (штриховые) поверхностях образца

В случае лазерной сварки при $w_{8/5} \approx 300$ К/с ЗТВ узкая (см. рис. 5 и 9). При лазерной сварке листов из стали S355J2G3 толщиной 5 мм в ЗТВ

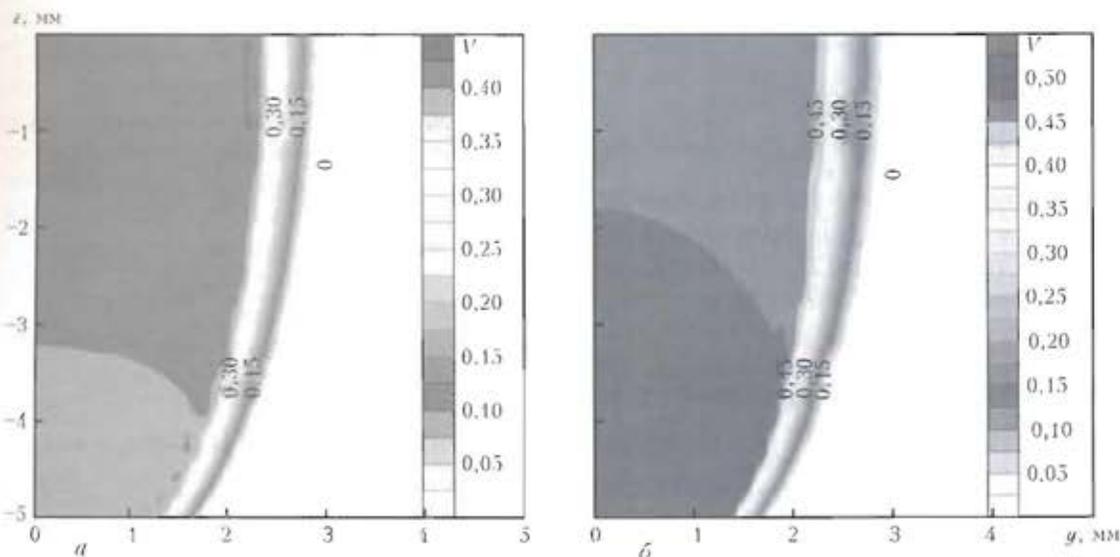


Рис. 9. Изолинии бейнита (а) и мартенсита (б) в ЗТВ после сварки



образуется мартенситная составляющая (рис. 7–9), при сварке другими способами она практически отсутствует.

1. *Исследование* влияния фазовых превращений на остаточные напряжения при сварке кольцевых стыков труб / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, О. В. Махненко и др. // Автомат. сварка. — 2000. — № 5. — С. 3–8.
2. *Corret M., Combescure A.* A mesomodel for the numerical simulation of the multiphase behavior of materials under anisothermal loading (application to two low-carbon steels) // Intern. J. Mech. Sci. — 2002. — № 44. — P. 1947–1963.
3. *Бокота А., Пекарска В.* Напряженное состояние сварных соединений, выполненных лазерной сваркой с подогревом // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. Междунар. науч. конф., пос. Качивели, Крым, 13–17 сент. 2004 г. / Под ред. В. И. Махненко. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2004. — С. 32–37.
4. *Maiti A. De S. K., Walsh C. A., Bhadeshia H. K. D. H.* Finite element simulation of laser spot welding // Sci. and Techn. Welding and Joining. — 2003. — № 8. — P. 377–384.
5. *Kempen A. T. W., Sommer F., Mittemeijer E. J.* The kinetics of the austenite-ferrite phase transformation of Fe–Mn: differential thermal analysis during cooling // Acta Materialia. — 2002. — № 50. — P. 3545–3555.
6. *Махненко В. И., Сапрыкина Г. Ю.* Роль математического моделирования в решении проблем сварки разнородных сталей (Обзор) // Автомат. сварка. — 2002. — № 3. — С. 18–28.
7. *Кулик В. М., Васильев В. Г.* Изменение структуры и свойств металла ЗТВ соединений стали 30ХГСА при дуговой обработке // Там же. — 2006. — № 7. — С. 19–25.
8. *Kinetic modelling of phase transformations occurring in the HAZ of C–Mn steel welds based on direct observations / J. W. Elmer, T. A. Palmer, W. Zhang et al.* // Acta Materialia. — 2003. — № 51. — P. 3333–3349.
9. *Численное исследование термических процессов при наплавке валов судовых механизмов и устройств / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, Т. Г. Кравцов, В. В. Севрюков* // Автомат. сварка. — 2001. — № 1. — С. 3–10.
10. *Kyrzanidis An. K., Kermanidis Th. B., Pantelakis Sp. G.* Numerical and experimental investigation of the laser forming process // J. Mater. Proc. Techn. — 1999. — № 87. — P. 281–290.
11. *Пекарска В.* Фазовые превращения в металле ЗТВ сварных соединений, выполненных лазерной сваркой с подогревом // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. Междунар. науч. конф., пос. Качивели, Крым, 13–17 сент. 2004 г. / Под ред. В. И. Махненко. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2004. — С. 220–224.
12. *Cheng-Ji, Notis M. R.* Continuous cooling transformation kinetics of steels: a phenomenological rationalization of experimental observations // Materials Sci. & Eng. — 1995. — R15. — P. 135–208.
13. *Li Chun-Ming, Sommer F., Mittemeijer E. J.* Characteristics of the $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation in Fe–Mn alloys // Ibid. — 2002. — № 325. — P. 307–319.
14. *Melander M.* Computational and experimental investigation of induction and laser hardening: Linköping Studies in Sci. and Techn. Dissertation 124. — Linköping, 1985.
15. *Serajzadeh S., Karimi Taheri A.* A study on austenite decomposition during continuous cooling of a low carbon steel // Materials and Design. — 2004. — № 25. — P. 673–679.
16. *Shen H., Shi Y., Yao Z.* Numerical simulation of the laser forming of plates using two simultaneous scans // Computational Materials Sci. — 2006. — № 37. — P. 239–245.
17. *Silva E. P., Pacheco P. M., Savi M. A.* On the thermo-mechanical coupling in austenite-martensite phase transformation related to the quenching process // Intern. J. Solid and Structures. — 2004. — № 41. — С. 1139–1155.
18. *Зайффарт П., Касаткин О. Г.* Расчетные модели для оценки механических свойств металла ЗТВ при сварке низколегированных сталей // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. Междунар. науч. конф., пос. Качивели, Крым, 13–17 сент. 2004 г. / Под ред. В. И. Махненко. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2004. — С. 103–106.
19. *Lankalapalli K. N.* Model-based weld penetration depth estimation // Welding in the World. — 1997. — № 39. — P. 304–313.
20. *Liu Y.-N., Kamnatey-Asibu E., Jr.* Laser beam welding with simultaneous gaussian laser preheating // J. Heat Transfer. Trans. of the ASME. — 1993. — № 115. — P. 34–41.

A mathematical model is proposed, which describes the temperature field and phase transformations during laser welding. Temperature field is determined by the equation of an unsteady heat flow with a convection term using Green function. Model of phase transformations in the solid state for the steel being welded is based on the statement of continuous cooling and Avrami, Koistinen and Margurger equations. Volume fractions of phases during cooling are defined as functions of cooling temperature and rate, and deformation increment — depending on temperature and phase transformations. Metal structure in the welded joint HAS was evaluated by determination of the volume fraction of the forming phases.

Поступила в редакцию 23.10.2008

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ МИКРОПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ТЕКСТУРУ ПОКРЫТИЙ ИЗ ГИДРОКСИАПАТИТА

Ю. С. БОРИСОВ, А. Л. БОРИСОВА, доктора техн. наук, А. Ю. ТУНИК, канд. техн. наук,
 М. В. КАРПЕЦ, канд. физ.-мат. наук,
 С. Г. ВОЙНАРОВИЧ, А. Н. КИСЛИЦА, Е. К. КУЗЬМИЧ-ЯНЧУК, инженеры
 (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Покрyтия из гидроксипатита (ГА) наносили на подложку из титанового сплава способом микроплазменного напыления (МПН). Для изучения связи между параметрами МПН (сила тока, расход плазмообразующего газа, дистанция напыления и расход порошка) и характеристиками ГА покрытий (микроструктура, морфология, содержание кристаллической и аморфной фаз, текстура) применялся метод факторного эксперимента с дробными репликами. Рассчитано также влияние толщины покрытия и последующей термообработки напыленного слоя на фазовый состав и текстуру покрытий. Результаты демонстрируют наличие особенностей процесса формирования покрытий в условиях процесса МПН.

Ключевые слова: микроплазменное напыление, гидроксипатит, параметры режима, свойства покрытий, текстура, исследования, регрессионный анализ

Покрyтия из гидроксипатита (ГА) на металлических имплантатах обеспечивают тройной положительный эффект: увеличение скорости формирования костной ткани; способность образовывать связи с костью (остеоинтеграция) и снижение загрязнения продуктами коррозии металла. Плазменные покрытия, занимающие важное место среди предлагаемых решений, имеют ряд недостатков, которые связаны с высокой температурой плазменной струи и несоответствием коэффициентов термического расширения металла и гидроксипатитовой керамики. Кроме того, интенсивный нагрев частиц ГА в плазменной струе и их мгновенное охлаждение на подложке делает возможным, с одной стороны, формирование аморфной фазы (АФ) в структуре покрытия, с другой стороны, перечень ГА в плазменной струе создает возможность его разложения с образованием оксигидроксипатита и оксипатита (ОА), образования кальцийдефицитного гидроксипатита и фазовый переход ГА в трикальцийфосфат (ТКФ), тетракальцийфосфат или даже в токсичный СаО [1–3]. Эти фазы менее стойки к резорбции, чем стехиометрический ГА, что приводит к изменениям в процессе остеоинтеграции. В то же время известно, что ГА покрытия, содержащие АФ, имеют более высокие механические свойства по сравнению с полностью кристаллическими покрытиями. В связи с этим оптимальный фазовый состав и структура ГА покрытий, которые обеспечили бы сочетание биологической совмести-

мости и хороших механических свойств, являются предметом обсуждения. С одной стороны, требуется максимально возможная кристаллическость ГА, с другой — необходимо оставлять некоторое (до 15 %) количество АФ, благодаря растворению которой ускоряется фиксация имплантата и рост кости. Однако в обоих случаях необходимо обеспечить возможность контроля структуры и состава ГА покрытий путем регулирования параметров процесса нанесения. Некоторые работы в этой области посвящены расчету влияния различных параметров плазменного напыления на характеристики ГА покрытий, в частности, фазовый состав. Проанализировано также влияние таких параметров, как мощность плазмотрона и дистанция напыления [4–6], состав плазмообразующего газа, расход транспортирующего газа и положение точки внесения порошка [7]. Представляется правильным применять к такому анализу подход, при котором объектом анализа выбирается частица ГА, в процессе плавления которой в поперечном сечении выделяют три зоны: нерасплавленное ядро, расплав стехиометрического ГА и внешний слой с наибольшим уровнем нагрева, содержащий дегидроксилированный ГА и продукты его разложения [2, 4, 8]. Структура и свойства сформированных покрытий зависят от соотношения размеров этих зон, которые в свою очередь зависят от условий нагрева движущейся частицы и условий охлаждения при нанесении на основу. Нагрев частиц при плазменном напылении происходит в условиях нестационарной теплопроводности. Динамика нагрева и распределение температурных полей внутри частицы зависит от критериев Био и Фурье. Важную роль в данном случае



играет коэффициент теплопереноса от газа к поверхности частицы, связанный с теплопроводностью газа. Повышение последней приводит к увеличению температурного градиента внутри частицы и быстрому перегреву ее поверхности. Это явление может наблюдаться при использовании в качестве плазмообразующего газа смесей аргона, водорода или гелия, которые широко применяются при нанесении ГА покрытий. Отрицательный эффект, проявляющийся при увеличении количества водорода в смеси, был экспериментально доказан в работе [7].

Расчетно-теоретический анализ формирования аморфной структуры в условиях газотермического напыления позволил установить основные факторы, влияющие на этот процесс [9]. Прежде всего это толщина, температура и теплофизические характеристики как охлажденного сплета, так и подложки, на которую он наносился, а также свойства газовой струи, выраженные в термическом влиянии на систему «сплет-основа».

Еще одной характеристикой ГА, определяющей его биологическую активность и механические свойства, является текстура структуры. Известно, что ионы Ca^{2+} значительно легче перемещаются вдоль оси c , чем по нормали к ней. Это связано с высокой вероятностью образования дефектов в колоннах Ca^{2+} [10]. Возможность появления текстуры в ГА покрытии вдоль оси c была зафиксирована в условиях напыления высокочастотной плазмой [11, 12].

Задачей данной работы было исследование влияния различных параметров микроплазменного напыления (МПН) на характеристики покрытий из ГА, а также определение эффективности влияния на свойства покрытий такого средства управления фазовым составом, как термическая обработка нанесенного покрытия.

Экспериментальные данные были получены с помощью метода планирования эксперимента. Было рассмотрено влияние различных параметров как на фазовый состав покрытия, так и на возможность получения в нем текстуры.

Методика эксперимента. В качестве напыляемого материала использовали порошок ГА фракцией 50...80 мкм, имеющий осколочную форму с большим различием размеров по осям частиц. Фракция характеризуется текучестью в пределах 120...124 с/50 г, насыщенной плотностью 1,07 г/см³ и плотностью частиц 2,995 г/см³. Фазовый состав порошка представляет собой полностью кристаллический $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$, СаР-1,67.

Дифрактометрию исходных порошков и покрытий осуществляли с использованием дифрактометра «ДРОН-УМ1» в монохроматическом CuK_α -излучении пошаговым сканированием (35 кВ, 35 мА, время экспозиции в точке 7 с, шаг 0,05°). В качестве монохроматора использовали

графитовый монокристалл, установленный на дифрагированном пучке. Во время съемки образец вращался вокруг нормали к поверхности покрытия. Обычный метод определения фазового состава и кристалличности ГА покрытий, заключающийся в анализе рентгеновских дифракционных пиков, которые расположены в диапазоне углов $2\theta = 25...40^\circ$ [4, 13], не подходит для текстурированных покрытий. В этом случае значительное количество рентгеновских дифракционных пиков может располагаться также на углах $2\theta = 37...65^\circ$, поэтому данные дифрактометрических измерений (предполагая наличие текстуры в большинстве покрытий) были обработаны с использованием программ «PowderCell 2.4» для обеспечения полнопрофильного анализа рентгеновского спектра смеси поликристаллических фазовых компонентов. Текстуру рассматривали с использованием модели Марча-Долласа, а профили дифракционных максимумов аппроксимировали функцией псевдоФойгхта. Количество АФ определяли с помощью комплекса программ «GSAS». Морфологию и химический состав микроплазменных покрытий из ГА исследовали путем нанесения тонкого слоя углерода на их поверхность с помощью вакуумного метода. Исследования проводили на микроскопе «Самебах» SX-50 фирмы «Самеса». Влияние толщины ГА покрытия на фазовый состав и текстуру оценивали с помощью анализа покрытий различной толщины и послойного рентгеновского контроля (шаг 50 мкм).

Для нанесения ГА покрытий использовали систему МПН MPS-004 с плазмотроном MP-03 [14, 15].

Планирование эксперимента и регрессионный анализ процесса МПН покрытий из ГА. Нанесение покрытий с помощью процесса газотермического напыления подпадает под категорию многофакторных. Количество факторов, которые влияют на свойства покрытия, достигает 60 и более. Поэтому в настоящее время наиболее приемлемым путем анализа многочисленных взаимовлияний между параметрами газотермического напыления и свойствами покрытий является использование статистических методов планирования эксперимента. План эксперимента по МПН был разработан с целью оценки влияния различных параметров процесса на ключевые характеристики ГА покрытий (кристалличность, содержание β -ТКФ и СаО, текстура и т. д.). Использовали метод факторного эксперимента с дробными репликами (2^{4-1}). В качестве варьируемых параметров выбирали силу тока I (А), расход плазмообразующего газа $V_{\text{пл}}$ (л/мин), дистанцию напыления h (мм) и расход порошка G_n (г/мин). Условия проведения эксперимента по МПН представлены в табл. 1.

Результаты рентгенофазового анализа состава, коэффициента текстуры, параметров решетки (a ,

с) и объема элементарной ячейки V приведены в табл. 2.

Следует обратить внимание на изменения параметров решетки в покрытиях по сравнению с начальным порошком. Параметр a уменьшается с 0,9418 до 0,9386...0,9403, параметр c увеличивается с 0,6881 до 0,6883...0,6888; объем элементарной ячейки решетки уменьшается с 0,5286 до 0,5252...0,5273. Эти результаты соответствуют данным, полученным при напылении ГА покрытий методом HVOF [2], и свидетельствуют об отсутствии в покрытии ОА, образование которого характеризуется значительным уменьшением параметра a .

Были определены линейные регрессионные модели для всех характеристик покрытий (ГА, β -ТКФ, АФ и t). Для вычисления этих характеристик получены следующие уравнения регрессии:

$$ГА = 97,75 + 0,15I + 0,5V_{н.г} - 0,063h - 3,75G_{п.г}$$

$$\beta\text{-ТКФ} = 1,62 + 0,025I - 1,25V_{н.г} + 0,016h + 0,94G_{п.г}$$

$$АФ = 0,625 - 0,18I + 0,75V_{н.г} + 0,047h + 2,81G_{п.г}$$

$$t = 0,73 - 0,022I + 0,232V_{н.г} + 0,026h + 0,34G_{п.г}$$

Сравнение расчетных и экспериментальных результатов, полученных на образце № 9, имеет следующий вид (соответственно числитель — эксперимент, знаменатель — расчет): ГА, % — 90/94; β -ТКФ, % — 6/3,4; АФ, % — 4/2,6; t — 0,74/0,76.

Результаты и обсуждение. Анализ топографии поверхности и микроструктуры покрытий позволяет разделить их на три группы в соответствии с их характеристиками и условиями напыления. В случае морфологии поверхности покрытия — это поверхность, состоящая из практически полностью расплавленных и деформированных частиц (опыты № 3, 4, 9); поверхность с наличием затвердевших сферических частиц на подложке из расплавленных и деформированных частиц — опыты № 1, 2, 5, 6, 8; поверхность, состоящая из конгломератов затвердевших сферических частиц — опыт № 7. Микроструктура и морфология покрытий, относящихся к этим группам, представлены на рис. 1.

Первая и вторая группы содержат одинаковые количества ГА (соответственно 92...96 и 93...98%). Содержания β -ТКФ и особенно АФ отличны. Основное отличие наблюдается в коэффициенте текстуры (первая группа 0,48...0,61; вторая — в основном 1).

Рентгенограммы покрытий, полученных на режимах № 2-4, показывают наличие текстуры (пики в диапазоне углов $2\theta = 37...65^\circ$, рис. 2.) Это означает, что существует отличие в охлаждении

Таблица 1. Режимы микроплазменного напыления

№ опыта	I , А	$V_{н.г}$, л/мин	h , мм	$G_{п.г}$, г/мин
1	45	2	160	1,2
2	45	2	80	0,4
3	45	1	160	0,4
4	45	1	80	1,2
5	35	2	160	0,4
6	35	2	80	1,2
7	35	1	160	1,2
8	35	1	80	0,4
9	40	1,5	120	0,8

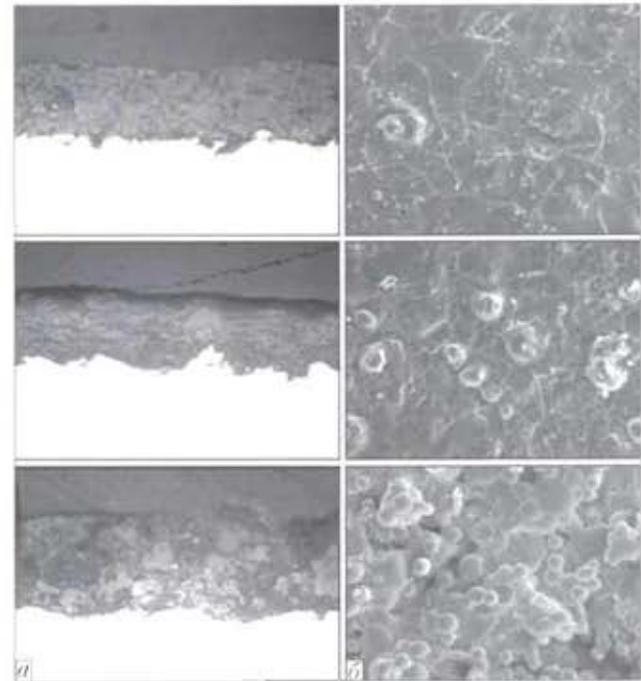


Рис. 1. Микроструктура (а, $\times 200$) и морфология (б, $\times 400$) ГА покрытий, относящихся к разным группам: сверху вниз — образцы № 4, 2, 7

Таблица 2. Характеристики микроплазменных ГА покрытий

№ образца по матрице	Фазовый состав*, мас. %			Коэффициент текстуры t	Параметры элементарной ячейки		
	ГА	β -ТКФ	АФ		a , нм	c , нм	V , нм ³
Порошок	100	0	0	1	0,9418	0,6881	0,5286
1	92	3	5	1	0,9403	0,6887	0,5273
2	98	2	0	0,53	0,9400	0,6876	0,5262
3	93	5	2	0,48	0,9386	0,6885	0,5252
4	96	4	0	0,61	0,9393	0,6884	0,5259
5	93	3	4	1	0,9400	0,6888	0,5271
6	94	3	3	1	0,9400	0,6881	0,5265
7	88	5	7	1	0,9394	0,6886	0,5262
8	98	2	0	0,69	0,9395	0,6883	0,5262
9	90	6	4	0,74	0,9395	0,6886	0,5263

* Содержание СаО во всех образцах отсутствовало.



напыленных слоев между этими двумя группами. Благодаря замедлению процесса кристаллизации, уменьшение скорости охлаждения способствует формированию текстуры. Очевидно, что основной причиной появления последней в микроплазменных ГА покрытиях является относительно низкая кинетическая энергия напыляемых частиц (в условиях МПН скорость частиц составляет 50...60 м/с) и получение из ГА частиц сплетов большой толщины. Это согласуется с результатами, полученными при высокочастотном плазменном напылении ГА покрытий, когда скорость частиц также была незначительна и в результате получены слои с ориентацией ГА структуры по оси c [11, 12].

Высокая степень кристалличности и низкое содержание β -ТКФ в микроплазменных ГА покрытиях является результатом особенностей тепловых процессов, протекающих в данных условиях. Уменьшение теплопроводности плазмообразующего газа в связи с применением чистого аргона вместо смесей $Ar + N_2$, $Ar + He$ обеспечивает уменьшение температурного градиента в частицах ГА в период их нагрева в плазме. Это позволяет уменьшить перегрев верхнего слоя частиц и подавить процесс потери $[OH^-]$ и разложения ГА.

Анализ уравнений регрессии позволил оценить влияние каждого параметра и определить их роль в формировании комплекса характеристик ГА покрытий. Влияние оценивали как результат активности параметра в условиях двух различных процессов: нагрева и ускорения частиц во время их полета в струе плазмы; деформации и охлаждения частиц на поверхности подложки. Наиболее активным параметром является дистанция напыления h , возрастание которой ведет, с одной стороны, к увеличению времени пребывания частиц в плазменной струе и развитию процесса разложения ГА (ГА уменьшается, β -ТКФ увеличивается), а с другой — к понижению температуры подложки и увеличению скорости охлаждения частиц (АФ и коэффициент текстуры увеличиваются).

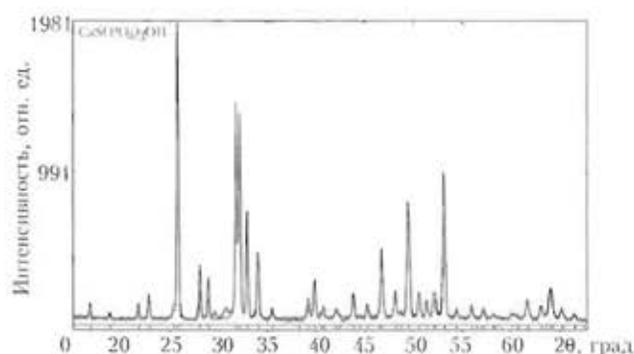


Рис. 2. Рентгенограмма текстурированного микроплазменного покрытия (опыт № 2, ГА/ β -ТКФ/АФ 98/2/0, $t = 0,53$)

Повышение силы тока I приводит к более интенсивному нагреву и расплавлению частиц, что ведет к частичному разложению ГА (β -ТКФ увеличивается). Однако затем горячие частицы и тепло от плазменной струи увеличивают температуру подложки, уменьшая тем самым скорость охлаждения частиц, и как результат содержание АФ и коэффициент текстуры уменьшаются и ГА увеличивается (вероятно, в результате кристаллизации АФ [4]).

Расход плазмообразующего газа влияет на температуру и скорость плазменной струи. Поэтому увеличение его расхода ведет к уменьшению температуры плазменной струи и частиц, сокращению времени нагрева частиц и подавлению процесса разложения ГА (ГА увеличивается, β -ТКФ уменьшается). Однако по этой причине температура подложки уменьшается, что способствует аморфизации структуры покрытия (АФ и коэффициент текстуры увеличиваются).

Расход порошка оказывает комплексное влияние на процесс МПН. В условиях последнего плотность порошка в газовом потоке выше, чем при традиционном плазменном напылении, так как диаметр плазменной струи составляет 2...3 мм, размер пятна напыления 3...6 мм. Это означает, что загрузка пятна напыления частицами ГА составляет 4...10 г/(мин·см²), тогда как для традиционного плазменного напыления — 2...3 г/(мин·см²). Объемная концентрация частиц ГА в микроплазменной струе в этих условиях достигает ($10^3 \dots 10^4$) см³/см³, что может спровоцировать возможность многочисленных столкновений между частицами и, снизив скорость продвижения, увеличить время их нахождения в струе. Это обуславливает схожесть влияния этого параметра с влиянием дистанции напыления (ГА уменьшается, β -ТКФ, АФ и коэффициент текстуры увеличиваются), однако этот факт требует дальнейшего исследования. В целом необходимо отметить, что нагрев частицы при МПН происходит в условиях снижения температурного градиента в частицах ГА. Это позволяет уменьшить перегрев верхнего слоя частиц и подавить процесс потери $[OH^-]$ и разложения ГА, что обеспечивает получение ГА покрытий с высокой степенью кристалличности. Медленное охлаждение частиц при охлаждении на подложке способствует формированию текстуры в нанесенных ГА покрытиях.

Влияние толщины напыленного слоя на фазовый состав и текстуру микроплазменных ГА покрытий. Проведены дифрактометрические исследования покрытий из ГА различной толщины (от 80 до 360 мкм), полученные при следующих параметрах процесса: $I = 45$ А, $U = 28$ В, $V_{пл.г} = 2$ л/мин, $G_{п.г} = 1,2$ г/мин, $h = 100$ мм, а также послойный дифрактометрический анализ покры-

Таблица 3. Характеристика фазового состава и параметры решетки ГА покрытий после термообработки

№ образца	Температура, °С	Фазовый состав, мас. %			Коэффициент текстуры t	Параметры элементарной ячейки		
		ГА	β -ТКФ	АФ		a , нм	c , нм	V , нм ³
Порошок	—	99	0	0	1	0,9941	0,6875	0,5275
1	20	44	21	35	0,77	0,93803	0,6896	0,5254
1	600	89	7	4	0,77	0,9404	0,6893	0,5280
1	700	86	9	5	0,82	0,9404	0,6893	0,5280
2	20	95	5	0	0,45	0,9375	0,6899	0,5251
2	600	95	5	0	0,44	0,9393	0,6902	0,5274
2	700	95	5	0	0,45	0,9392	0,6901	0,5273
3	20	74	11	15	1	0,9379	0,6896	0,5254
3	600	96	4	0	0,92	0,9402	0,6898	0,5281
3	700	96	4	0	0,93	0,9404	0,6902	0,5286

тия толщиной 360 мкм с последующей сошлифовочной слоев. Анализ результатов дифрактометрии позволяет сделать вывод, что фазовый состав напыленных покрытий и их текстура зависят от толщины напыленного слоя. Так, в покрытиях толщиной до 100 мкм текстура либо отсутствует, либо незначительная ($t \sim 0,9$), содержание АФ составляет 7...9 мас. %. При толщине покрытия более 100 мкм коэффициент текстуры уменьшается до 0,7, а содержание АФ — до 4...5 мас. %. В покрытии толщиной 360 мкм степень текстуры также возрастает ($t = 0,34$), а количество АФ уменьшается до 2 мас. %. Отмеченная тенденция влияния толщины покрытия на текстуру и количество АФ отчетливо проявляется при послойном анализе покрытия. Так, увеличение толщины с 50 до 360 мкм демонстрирует стабильное возрастание степени текстуры с уменьшением коэффициента текстуры с 0,72 до 0,34 (рис. 3).

Характерно, что эта зависимость сохраняется с увеличением толщины до 200 мкм. В дальнейшем степень текстуры, количество АФ и фазовый состав остаются на том же уровне.

Влияние термической обработки на фазовый состав микроплазменных ГА покрытий. Изучено влияние изотермического отжига на процесс превращения β -ТКФ в ГА и кристаллизацию АФ. Отжиг проводили в атмосфере аргона при температуре 600 и 700 °С в течение двух часов. С одной стороны, эти температуры принадлежат области стабильного существования фазы ГА; с другой — они захватывают температуру начала кристаллизации аморфных составляющих ГА (~ 630 °С).

Для исследования были выбраны микроплазменные покрытия из ГА трех составов: 1 — с высоким количеством АФ (примерно 35 мас. %) и β -ТКФ (примерно 21 мас. %); 2 — без АФ и с небольшим количеством β -ТКФ (примерно 5 мас. %) и 3 — промежуточный вариант — 18 мас. % β -ТКФ и 15 мас. % АФ.

Коэффициент текстуры ГА составил 0,77, 0,445 и 1 соответственно для покрытий 1–3. Анализ результатов, представленных в табл. 3, показал, что вследствие изотермического отжига содержание АФ и β -ТКФ уменьшилось в образцах № 1 и 3, количество ГА фазы соответственно возросло. АФ в образце № 3 (15 мас. % общего состава) полностью трансформировалась в кристаллический ГА, а количество β -ТКФ уменьшилось до 4 мас. % (более чем в 2,5 раза). Этот процесс сопровождается формированием текстуры ($t = 0,92$). В образце № 1 с высоким содержанием АФ (35 мас. %) процесс кристаллизации не был завершен (остаточное содержание АФ около 5 мас. %), количество β -ТКФ фазы уменьшилось в 2,3...3 раза.

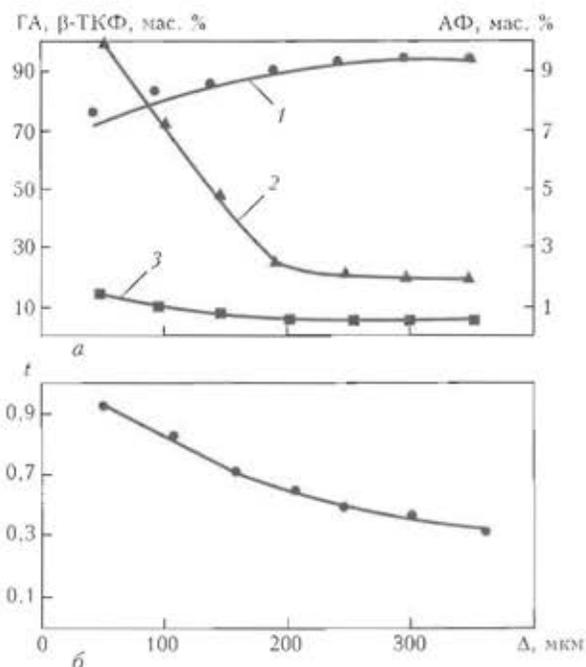


Рис. 3. Изменение фазового состава (а) и текстуры (б) по толщине Δ ГА покрытия: 1 — ГА; 2 — АФ; 3 — β -ТКФ



В процессе термической обработки в образце № 2 с большой степенью текстуры ($t = 0,45$), незначительным количеством β -ТКФ (примерно 5 мас. %) и не содержащем АФ изменения не обнаружены. Параметры решетки и объем элементарной ячейки после отжига увеличиваются, поэтому степень текстуры сохраняется в текстурированных покрытиях при превращении β -ТКФ в ГА. Если начальное покрытие не текстурировано, то отжиг сопровождается формированием текстуры и преобразованием β -ТКФ в ГА.

В заключение можно отметить, что корреляционные соотношения между параметрами уравнения регрессии позволяют найти пути для контроля структуры и фазового состава ГА в условиях МПН путем

увеличения силы тока и дистанции напыления, что ведет к возрастанию кристаллической фазы ГА и к уменьшению степени аморфизации;

увеличения силы тока, дистанции напыления, расхода плазмообразующего газа и порошка, что способствует появлению текстуры;

увеличения расхода плазмообразующего газа, уменьшения дистанции напыления и расхода порошка, что способствует снижению в покрытиях содержания β -ТКФ.

Исследование влияния толщины покрытий на их фазовый состав и текстуру позволило установить, что количество АФ и β -ТКФ увеличивается при уменьшении толщины ГА покрытия ниже 200 мкм. При этом коэффициент текстуры оказывается более чувствителен к толщине покрытия и постоянно возрастает по направлению от поверхности покрытия к подложке, особенно интенсивно при толщине менее 200 мкм.

Термическая обработка ГА покрытий при 600...700 °С приводит к частичному превращению β -ТКФ и АФ в ГА, при этом коэффициент текстуры не изменяется (остается таким же, как и в напыленном покрытии). В то же время, если в исходном покрытии текстура не сформировалась, то она образуется при термической обработке.

Coatings of hydroxyapatite (HA) were deposited on a substrate of a titanium alloy using the technology of microplasma spraying (MPS). The method of factorial experiment with fractional replicates was used to study the connection between MPS parameters (current, plasma gas consumption, spraying distance and powder flow rate) and characteristics of HA coatings (microstructure, morphology, content of the crystalline and amorphous phase, texture). The influence of coating thickness and subsequent heat treatment of the spray-deposited layer on the coating composition and texture was also calculated. The results demonstrate the presence of special features of the process of coating formation under the conditions of microplasma spraying.

1. *In vivo* evaluation of plasma sprayed hydroxyapatite coatings having different crystallinity / W. Xue, Sh. Tao, X. Liu et al. // *Biomaterials*. — 2004. — 25. — P. 415–421.
2. Fernandez J., Guilemany J. M., Gaona M. High crystallinity degree hydroxyapatite coatings using HVOF spraying // *Thermal spray connects: explore its surfacing potential*, 2–4 May, 2005. — Basel: ASM International, 2005. — P. 1219–1224.
3. Khor K. A., Li H., Cheang P. Significance of melt-fraction in HVOF sprayed hydroxyapatite particles, splats and coatings // *Biomaterials*. — 2004. — 25. — P. 1177–1186.
4. Sun L., Berndt C. C., Gross K. A. Phase formation mechanisms in plasma sprayed hydroxyapatite coatings // *Thermal spray connects: explore its surfacing potential*, 2–4 May, 2005. — Basel: ASM International, 2005. — P. 563–568.
5. Oh K. T., Park Y. S. Plasma-sprayed coating of hydroxyapatite on super austenitic stainless steels // *Surf. Coat. Technol.* — 1998. — № 110. — P. 4–12.
6. Effects of spraying parameters on phase formation and distribution in plasma-sprayed hydroxyapatite coatings / L. Sun, C. C. Berndt, R. S. Lima et al. // *Thermal spray surface engineering via applied research*, 8–11 May, 2000, Montreal, Canada: ASM International, 2000. — P. 803–811.
7. Dyshlovenko S., Pawlowski L., Roussel P. Experimental investigation of influence of plasma spraying operational parameters on properties of hydroxyapatite // *Thermal spray connects: explore its surfacing potential*, 2–4 May, 2005. — Basel: ASM International, 2005. — P. 726–731.
8. Pawlowski L. Thick laser coatings: A review // *Thermal Spray Technol.* — 1999. — 8. № 2. — P. 279–295.
9. Борисов Ю. С., Коржик В. Н. Аморфные газотермические покрытия. Теория и практика (Обзор) // *Автомат. сварка*. — 1995. — № 4. — С. 3–11.
10. Канаева Т. Неорганические фосфатные материалы. — Киев: Наук. думка, 1998. — 297 с.
11. Inagasaki M., Yokogawa Y., Kameyama T. Formation of highly oriented hydroxyapatite in hydroxyapatite/titanium composite coating by radiofrequency thermal plasma spraying // *J. Materials Sci.: J. Mater. Sci.: Mater. Med.* — 2003. — № 4. — P. 919–922.
12. Bouyer E., Gitzhofer F., Boulos M. I. Induction plasma spraying of hydroxyapatite // *Thermal spray science & technology*, 11–15 Sept., 1995. — Houston: ASM International, 1995. — P. 339–344.
13. Microplasma spraying / K. Yushchenko, Yu. Borisov, Yu. Pereverzev et al. // *Thermal spray: meeting the challenges of the 21st century*, 25–29 May, 1998. — Nice, France: ASM International, 1998. — 2. — P. 1461–1467.
14. Исследование биокерамических покрытий, полученных методом микроплазменного напыления / Г. Вольке, Ю. С. Борисов, С. Г. Войнарович и др. // *Автомат. сварка*. — 2002. — № 9. — С. 6–8.
15. HVOF spraying of nanostructured hydroxyapatite for biomedical applications / R. S. Lima, K. A. Khor, H. Li et al. // *Mater. Sci. and Eng.* — A. — 2005. — 96. — P. 181–187.

Поступила в редакцию 24.10.2007

УДК 621.791.669.71.669.295

ФИЗИЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ СВАРКОПАЙКИ ТИТАН-АЛЮМИНИЕВЫХ СОЕДИНЕНИЙ (Обзор)

А. С. МИЛЕНИН, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проведен анализ ключевых проблем, возникающих при сваркопайке разнородных соединений титана и алюминия. Показаны закономерности процессов, определяющих эксплуатационные характеристики разнородных конструкций. Приведены рекомендации по оптимизации технологических процессов, позволяющие получать качественные титан-алюминиевые сварнопаяные узлы.

Ключевые слова: сваркопайка, титан, алюминий, сварные соединения, интерметаллидные фазы, диаграммы состояния, оптимизация процесса соединения.

В настоящее время сварные конструкционные элементы и узлы из разнородных металлов находят все более широкое применение в различных отраслях промышленности.

Преимущества разнородных сварных деталей по сравнению с однородными очевидны. Применение легких металлов и сплавов позволяет уменьшить массу отдельных элементов, что особенно важно в аэрокосмической отрасли и автомобилестроении. Использование металлов с высокой коррозионной стойкостью повышает ресурс узлов, контактирующих с агрессивными средами, например, морских судов, оффшорных конструкций, трубопроводов. С помощью разнородных сварных деталей можно увеличить несущую жесткость конструкционных элементов, снизить себестоимость изделия за счет замены дорогостоящего сплава более дешевым аналогом [1–3].

Однако получение разнородных сварных соединений удовлетворительного качества сопряжено с определенными трудностями, вызванными как металлургической несовместимостью свариваемых металлов, так и технологическими особенностями сварки [4–6].

Титан-алюминий — одна из наиболее перспективных пар конструкционных материалов с точки зрения комплекса ценных эксплуатационных свойств получаемого разнородного сварного соединения. Эти металлы отличаются высокой коррозионной стойкостью во многих агрессивных средах, хорошим соотношением прочности и пластичности, сравнительно небольшим удельным весом. Кроме того, титан и сплавы на его основе имеют высокие

прочностные характеристики. Некоторые физические свойства этих металлов представлены ниже [7, 8].

Таким образом, использование титан-алюминиевых деталей и узлов позволяет улучшить механические и коррозионные свойства конструкций, повысить их сопротивляемость усталости, а также продлить ресурс эксплуатации [9, 10].

Однако для получения качественных сварных титан-алюминиевых соединений при разработке и оптимизации соответствующего сварочного цикла необходимо принимать во внимание ряд трудностей, неизбежное возникновение которых обусловлено характерными физико-химическими и металлургическими процессами, а также спецификой выбранной технологии сварки.

Существенной проблемой при сварке разнородных соединений из металлов с ограниченной взаимной растворимостью является риск формирования в области контакта различного рода ин-

Физические характеристики	Титан	Алюминий
Температура плавления, К	1941	933
Температура кипения, К	3603	2767
Удельная теплота плавления, кДж/кг	315,24	397
Удельная теплота кипения, кДж/кг	8559,5	10777
Плотность, кг/м ³	4505	2698
Теплопроводность, Вт/(м·К)	18,8	225,4
Удельная теплоемкость, кДж/(кг·К)	0,54	0,90
Модуль Юнга, ГПа	112	72,5
Коэффициент Пуассона	0,31	0,33
Коэффициент линейного расширения $\alpha \cdot 10^6, \text{K}^{-1}$	8,2	24,3
Предел прочности, МПа	262	150
Предел текучести, МПа	186	120

Примечание. Значения всех физических характеристик, зависящих от температуры, взяты при 20 °С.

© А. С. Миленин, 2008

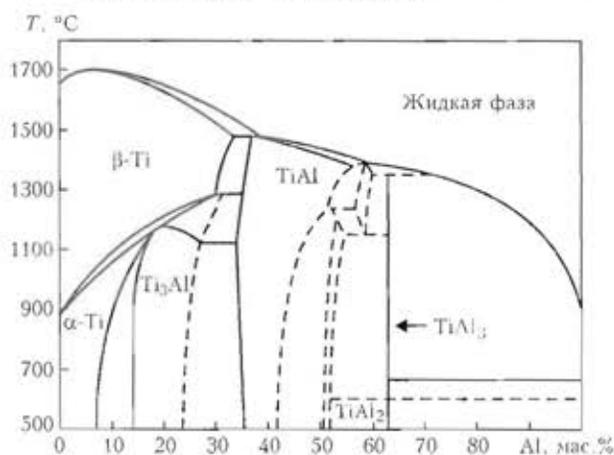


Рис. 1. Диаграмма состояния двойной системы титан-алюминий [9]

терметаллидных фаз, которые могут отрицательно влиять на качество сварной конструкции.

Как видно из диаграммы состояния двойной системы титан-алюминий (рис. 1), взаимная растворимость этих элементов невелика. Если содержание алюминия в твердом растворе титана достигает 7 мас. %, что позволяет эффективно использовать его для легирования большинства титановых сплавов, то титан практически нерастворим в алюминии и уже при содержании его свыше 0,03 мас. % в растворе выделяется интерметаллидное соединение $TiAl_3$. Значительное увеличение содержания интерметаллидных фаз в сварном соединении повлечет резкое снижение механических свойств конструкции и сделает невозможной ее эффективную эксплуатацию [11].

Этот факт не позволяет применять для получения титан-алюминиевых соединений те способы сварки, при которых происходит плавление обоих металлов с последующим перемешиванием их жидких фаз. Одним из возможных решений данной проблемы может быть использование различных способов сварки в твердой фазе (сварка взрывом, диффузионная сварка и др.) [12, 13]. Однако эти технологии вносят определенные ограничения на геометрию соединения и существенные допуски на остаточное деформированное состояние изделия и в связи с этим не всегда применимы.

Существенная разница между температурой плавления титана и алюминия обуславливает применение сваркопайки как наиболее эффективного способа их соединения.

Основная идея этого способа заключается в том, что в результате теплового воздействия сварочного источника в области разнородного контакта плавится только алюминиевая часть изделия, тогда как титановая остается твердой. В результате смачивания расплавленным алюминием твердого титана и их поверхностного взаимодействия образуется сварнопаяное соединение [2-4,

9-10, 14, 15]. Кратковременность этого взаимодействия, а также относительно низкие температуры в области разнородного контакта позволяют снизить риск образования нежелательных охрупчивающих интерметаллидных слоев, что в рассматриваемом случае объясняется природой процессов реакционной диффузии.

Процесс формирования интерметаллидного слоя у поверхности разнородного контакта может быть условно разделен на ряд последовательных этапов [16]:

релаксация пика межфазной энергии на границе жидкий металл-твердый металл;

формирование островков новой фазы в местах образования микродефектов на поверхности твердого металла, рост этих островков вдоль поверхности контакта и смыкание их в сплошной слой;

нормальный диффузионный рост интерметаллидного слоя.

Толщина интерметаллидного слоя, сформировавшегося в течение первых двух этапов, невелика (менее 5 мкм), что не вызывает существенного снижения значений технологических характеристик сварного соединения. Суммарная длительность этих этапов определяет так называемый латентный период образования интерметаллидов [10, 14]. Именно наличие этого периода позволяет избежать появления в сварных соединениях титана и алюминия хрупких интерметаллидных слоев с толщиной, достаточной для значительного ухудшения эксплуатационных свойств сварного узла.

Несмотря на то, что на диаграмме состояния двойной системы титан-алюминий (рис. 1) показано наличие четырех стабильных интерметаллидных соединений, в случае сваркопайки титана и алюминия возможно формирование только слоя стехиометрического соединения $TiAl_3$, тогда как количество других интерметаллидных фаз либо пренебрежимо мало, либо они вообще отсутствуют. Автор работы [17] связывает это с различием между скоростью образования интерметаллидного соединения и скоростью поступления элементов в область поверхностного контакта жидкого алюминия и твердого титана, где происходит химическая реакция. Длительность латентного периода в свою очередь является функцией температуры указанной области [4]. Эта температурная зависимость, полученная экспериментально, приведена на рис. 2.

Соответственно оптимизация конкретного процесса сваркопайки с целью исключения длительного перегрева области контакта титана и алюминия позволяет снизить риск формирования интерметаллидных слоев значительной толщины и избежать деградации эксплуатационных характеристик разнородной сварной конструкции.

Химическая реакция образования интерметаллидного соединения $TiAl_3$ является экзотермичес-

кой, поэтому следовало бы ожидать локального перегрева в области разнородного контакта [7]. Однако в связи с небольшой толщиной образующихся слоев интерметаллида можно ожидать, что теплота, выделяющаяся в результате данной химической реакции, не окажет существенного влияния на кинетику температурного поля.

Кроме того, поскольку глубина взаимного диффузионного проникновения атомов титана и алюминия в реальных процессах сваркопайки достаточно невелика, то риск образования пор и локальных деформаций вследствие существенной разницы парциальных коэффициентов диффузии элементов (эффект Киркендалла) минимален [16].

В целом уровень риска деградации эксплуатационных свойств титан-алюминиевого сварнопаяного соединения достаточно чувствителен к изменению технологических параметров сварки. Поэтому одной из основных задач при разработке соответствующей технологии является обеспечение стабильности сварочного процесса, что достигается, например, использованием лучевых методов сварки (лазерной, электронно-лучевой) [9].

В случае сваркопайки изделий большой длины возможно неоднородное по длине смачивание жидким алюминием титановой поверхности вследствие, например, флуктуаций теплового воздействия источника сварочного нагрева. Для обеспечения однородного контакта вдоль шва и качественного соединения используют предварительное алитирование титановой кромки [10].

Одной из особенностей титана является его значительное сродство к кислороду и азоту, насыщение которыми приводит к охрупчиванию металла и, как следствие, к снижению эксплуатационных свойств сварной конструкции. Поэтому при сварке необходимо предусмотреть наличие защитных газов (аргон) или вакуума [18].

Характерным процессом, который может оказать влияние на качество паяных, сварнопаяных, а также сварных соединений, является эффект Ребиндера [6]. Его наличие способствует деформированию и разрушению веществ кристаллического строения, а также самопроизвольному протеканию структурных изменений в результате уменьшения их свободной поверхностной энергии при контакте с веществами, способными к адсорбции на межфазной поверхности. Кроме того, если металл, поверхность которого смачивается адсорбционно-активным веществом, находится под воздействием растягивающих усилий, это может привести к спонтанному развитию поверхностных дефектов и перерастанию их в открытые трещины.

Зачастую существенное снижение прочности одного металла, смачиваемого другим, происходит, если их взаимодействие описывается простой эвтектической диаграммой с небольшой раство-

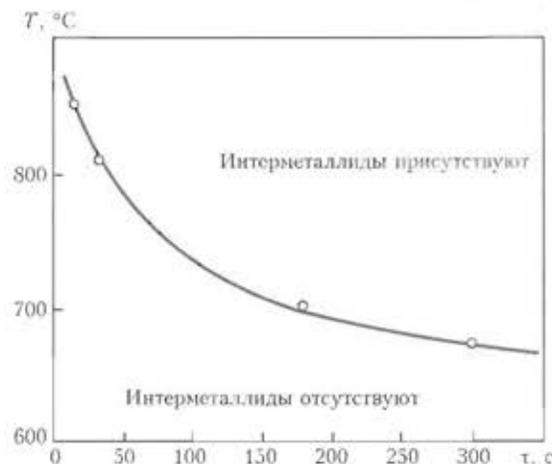


Рис. 2. Температурная зависимость длительности латентного периода образования интерметаллидного соединения $TiAl_3$ в области поверхностного контакта твердого титана с жидким алюминием [14]

римость в твердом состоянии; этому соответствует малая положительная энергия смешения компонентов. Однако это явление обычно не наблюдается в системах с малой интенсивностью взаимодействия компонентов (взаимной нерастворимостью), а также при очень большом взаимном сродстве, особенно, если компоненты вступают в химическую реакцию.

Эффект Ребиндера характерен, например, для сварки нержавеющей стали и меди [4]. Что касается разнородной пары титан-алюминий, существенное различие в кристаллическом строении этих металлов позволяет сделать вывод о низком влиянии жидкого алюминия на поверхностную энергию титана. Поэтому снижение прочности поверхности титановой части сварного соединения при смачивании ее расплавленным алюминием маловероятно.

Одной из основных проблем, возникающих при эксплуатации разнородных соединений, является склонность к коррозии подобных конструктивных узлов в агрессивных средах [19].

И титан, и алюминий характеризуются значительной коррозионной стойкостью в силу образования на их поверхностях плотных оксидных плен. Однако в области разнородного контакта коррозионное разрушение может инициироваться гальваническими процессами (гальваническая или контактная коррозия). Степень корродирования в таком случае зависит от разности стационарных потенциалов металлов, образующих контакт, и их коррозионных характеристик в данных условиях.

Экспериментальные исследования коррозии в синтетической морской воде показали, например, что при контакте с титаном потеря массы алюминиевого сплава AMg61 ($Al-(5,5...6,5)Mg-(0,7...1,1)Mn$) в неподвижной воде за 245 сут составляет $2,0 \text{ мг/см}^2$ (без титана — $0,6 \text{ мг/см}^2$), при относительной скорости воды $10...12 \text{ м/с}$ —



17,5 мг/см² (без титана 12,1 мг/см²) за 83 сут [20]. Коэффициент ускорения коррозионного разрушения алюминиевого сплава в зоне контакта с титаном составляет в случае неподвижной морской воды 3,30, в случае проточной — 1,38. Как видно из этих данных, в присутствии титана корродирование алюминия заметно интенсифицируется, хотя и не в столь значительной мере.

Существенное различие прочностных свойств титана и алюминия может повлечь формирование в зоне разнородного контакта высоких растягивающих остаточных сварочных напряжений. Это в свою очередь приводит к усилению коррозионных явлений (стресс-коррозия) вплоть до возможного коррозионного развития поверхностных трещиноподобных дефектов [21].

Одним из наиболее эффективных путей защиты конструктивных элементов от вредного воздействия агрессивной среды является нанесение на поверхность разнородной детали различных защитных покрытий [22]. Кроме того, для снижения уровня остаточных сварочных напряжений сварное соединение может быть подвергнуто соответствующей термообработке.

Поскольку в процессе сваркопайки происходит плавление алюминия, то при значительных пластических деформациях при остывании в температурном интервале хрупкости могут возникать горячие трещины в алюминиевой части разнородного изделия. Для снижения риска появления подобного рода нежелательных дефектов необходима соответствующая оптимизация технологического цикла сварки. Выбор алюминиевого сплава разнородного изделия и присадочного материала должен определяться не только требованиями к механическим и физико-химическим свойствам, но и максимальной стойкостью против горячего трещинообразования [23, 24].

Еще одним возможным дефектом сварнопаяных титан-алюминиевых соединений является наличие оксидных плен, которые конвекционными потоками в жидком металле с поверхности расплавленного алюминия заносятся в металл шва и впоследствии там кристаллизуются [25]. Наличие таких неметаллических включений может негативно повлиять на эксплуатационные свойства сварной конструкции при их значительных геометрических размерах. Поэтому при сварке плавлением алюминия рекомендуется обеспечивать интенсивное перемешивание ванны жидкого металла с целью механического разрушения, измельчения и равномерного распределения оксидных плен в объеме металла [26].

Как видно из таблицы, температурные коэффициенты титана и алюминия отличаются в несколько раз. В таком случае при сварке протяженных тонкостенных деталей из этих металлов (в частности, листов или тонких пластин), можно

ожидать появления относительного смещения их кромок и дополнительных изгибных деформаций [2, 27]. Остаточное деформированное состояние может быть снижено либо за счет оптимизации сварочного процесса, учитывающей существенное деформирование конструкции, либо за счет последующей термической или механической обработки.

При эксплуатации подобных сварных соединений при переменных температурах (даже в случае равномерного нагрева-охлаждения) вследствие различной кинетики поля деформаций в алюминиевой и титановой частях изделия в области разнородного стыка могут формироваться дополнительные напряжения. Если остаточные сварные напряжения в соединении велики, то такая дополнительная нагрузка существенно снижает ресурс безопасной эксплуатации подобной конструкции. Для уменьшения влияния этого эффекта на эксплуатационные качества конструкции необходимо проведение мероприятий по снижению уровня остаточных сварочных напряжений, в частности, применение различных видов термообработки.

1. *Characterization and properties of dissimilar metal combinations of Fe-Al and Ti-Al-sheet materials* / F. Wagner, I. Zerner, M. Kreimeyer et al. // Proc. ICALEO, Orlando, Florida, USA, Sept., 2001. — Orlando: LIA Congress Proc., 2001. — P. 365-374.
2. *Schumacher J.* Einfluss von Werkstoff- und Prozessparametern auf laserstrahlgefuegte Mischverbindungen aus Titan und Aluminium. Diplomarbeit. — Bremen: BIAS-Verl., 2005. — 93 S.
3. *Mai T. A., Spowage A. C.* Characterisation of dissimilar joints in laser welding of steel-kovar, copper-steel and copper-aluminium // Mater. Sci. and Eng. A. — 2004. — № 374. — P. 224-233.
4. *Рабкин Д. М., Рябов В. Р., Гуревич С. М.* Сварка разнородных материалов. — Киев: Техніка, 1975. — 206 с.
5. *Рябов В. Р.* Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами. — Киев: Наук. думка, 1983. — 264 с.
6. *Лихтман В. В., Щукин Е. Д., Ребиндер А. П.* Физико-химическая механика металлов. — М.: Изд-во АН СССР, 1962. — 363 с.
7. *Цвиккер У.* Титан и его сплавы. — М.: Металлургия, 1979. — 512 с.
8. *Алюминий: свойства и металловедение* / Под ред. Дж. Е. Хэтча. — М.: Металлургия, 1989. — 422 с.
9. *Kreimer M., Vollertsen F.* Processing titanium-aluminum hybrid joints for aircraft applications // Proc. of the Third Intern. WLT-conf. on lasers in manufacturing, Munich, June, 2005. — Munich, 2005. — P. 238-243.
10. *Сабокаръ В. К., Залков В. Н., Куреев Л. С.* Особенности аргоно-дуговой и диффузионной сварки титана с алюминием // Автомат. сварка. — 1998. — № 1. — С. 14-17.
11. *Beeinflussung der Bildung intermetallischer Phasen beim Laserfuegen von Werkstoffkombinationen durch gezielte Nutzung kurzzeitmetallurgischer Effekte* / T. Pretorius, M. Kreimeyer, I. Zerner et al. // Kurzzeitmetallurgie. — Bremen: BIAS-Verl., 2002. — S. 23-32.
12. *Ziegelheim J., Hiraki S., Ohsawa H.* Diffusion bondability of similar/dissimilar light metal sheets // J. Mater. Proc. Technol. — 2007. — № 186. — P. 87-93.
13. *Kahraman N., Gulenc B., Findik F.* Corrosion and mechanical-microstructural aspects of dissimilar joints of Ti-6Al-4V and Al plates // Intern. J. Impact Eng. — 2007. — № 34. — P. 1423-1432.

14. *Металлургия и технология сварки титана и его сплавов* / Под ред. В. Н. Замкова. — Киев: Наук. думка, 1986. — 240 с.
15. *Нестеров А. Ф., Гордо В. П., Плышевский М. И.* Особенности выполнения телескопических титан-алюминиевых сварнопаяных соединений // *Свароч. пр-во.* — 1986. — № 12. — С. 10–11.
16. *Ларинов Л. П., Рябов В. Р., Фальченко В. М.* Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке. — М.: Машиностроение, 1975. — 140 с.
17. *Dybko V. I.* Reaction diffusion and solid state chemical kinetics. — Kyiv: IPMS, 2002. — 297 p.
18. *Welding handbook: Materials and application* / Ed. W. R. Oates, A. M. Saitta. — Miami: AWS, 1998. — Vol. 4, pt. 2. — 621 S.
19. *Verbrugge M.* Galvanic corrosion over a semi-infinite, planar surface // *Corros. Sci.* — 2006. — № 48. — P. 3489–3512.
20. *Титановые сплавы в машиностроении* / Под ред. Г. И. Капырина. — Л.: Машиностроение, 1977. — 248 с.
21. *Joseph A., Rai S. K., Jayakumar T.* Evaluation of residual stresses in dissimilar weld joints // *Intern. J. Pressure Vessels and Piping.* — 2005. — № 82. — P. 700–705.
22. *BIAS Jahresbericht 2004* / Ed. F. Vollersten, K. Partes. — Bremen: BIAS-Verl., 2005. — 45 S.
23. *Прохоров Н. Н.* Физические процессы в металлах при сварке. — В 2 т. — Т. 2. — М.: Metallurgiya, 1976. — 600 с.
24. *Nakata K., Matsuda F.* Evaluations of ductility characteristics and cracking susceptibility of Al alloys during welding // *Trans. JWRI.* — 1995. — № 1. — P. 83–94.
25. *Покляцкий А. Г., Лозовская А. В., Гринюк А. А.* Предотвращение образования оксидных плен в швах при сварке литой содержащих алюминиевых сплавов // *Автомат. сварка.* — 2002. — № 12. — С. 45–48.
26. *Покляцкий А. Г.* Особенности образования макровключений оксидной пленки в металле швов алюминиевых сплавов // Там же. — 2001. — № 3. — С. 38–40.
27. *Махненко В. И., Миленин А. С., Семенов А. П.* Математическое моделирование термомеханических процессов при сваркопайке стыковых соединений типа титан-алюминий // Там же. — 2007. — № 11. — С. 5–9.

Analysis of key problems, arising in braze welding of dissimilar joints of titanium and aluminium has been performed. Regularities of the processes determining the performance of dissimilar structures are shown. Recommendations on optimization of technological processes are given, which allow producing sound titanium-aluminium braze-welded components.

Поступила в редакцию 15.10.2007

Журналу «Сварщик» — 10 лет

В сегодняшнем мире печатных изданий техническим журналам отведено более чем скромное место. Но среди специализированных изданий инженерно-технические работники могут найти интересный, полезный, привлекательный журнал по сварке — это информационно-технический журнал «Сварщик», который в апреле 2008 г. отмечает свое 10-летие. На первый взгляд, 10 лет — возраст незначительный, но 60 номеров, увидевших свет, для журнала убедительная победа. За это время удалось решить одну из наболевших проблем сварочного производства, развивающегося в условиях рыночной экономики, — восполнить информационный дефицит. Сегодня «Сварщик» является надежным и авторитетным источником актуальной и полезной информации для сотен специалистов.

Отличительная особенность издания состоит в высокой требовательности и профессиональном подходе редколлегии и редакции к публикуемым материалам, корректность в отношении с авторами, умение донести до читателя полезные знания и опыт, рассказать о достижениях разработчиков, производителей, обозначить ориентиры для потребителей сварочной техники и технологий.

За прошедшие годы журнал значительно расширил тематику публикуемых материалов и охватил все многообразие современного сварочного производства.

Каждый номер «Сварщика» — это «настольная книга» для широкого круга специалистов технических, экономических, снабженческих подразделений промышленных предприятий.

Особенно следует отметить усилия коллектива журнала, направленные на расширение географии распространения издания. С 2003 г. в Минске издан журнал «Сварщик в Белоруссии», а с 2006 г. в Москве выпускается «Сварщик в России». Журнал «Сварщик» знаком специалистам Латвии, Польши, Словакии, Болгарии, Словении благодаря установлению творческих контактов с коллегами и сотрудничеству. Общества сварщиков Украины с ассоциациями сварщиков этих стран. Таким образом, усилиями журнала «Сварщик» созданы условия для развития единого информационного пространства для специалистов сварочного производства разных стран.



ОЦЕНКА ВЕРТИКАЛЬНОГО ПЕРЕМЕЩЕНИЯ МЕТАЕМЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛАСТИН ПЕРЕД ТОЧКОЙ КОНТАКТА ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

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

Рассмотрена новая методика экспериментального исследования перемещения сечений метаемой пластины перед точкой контакта в вертикальном направлении в процессе сварки взрывом. Представлены некоторые результаты оценки этого перемещения.

Ключевые слова: сварка взрывом, плакирование крупногабаритных заготовок, прочностные свойства, точка контакта, фронт детонации, перемещения метаемой пластины, методика оценки перемещений

Одним из наиболее эффективных практических приложений сварки взрывом является плакирование крупногабаритных заготовок различного назначения, поскольку данный способ сварки теоретически не накладывает каких-либо ограничений на конечные размеры заготовок. Тем не менее при плакировании взрывом крупногабаритных пластин практически всегда наблюдается изменение свойств соединения по длине свариваемых заготовок, проявляющееся в увеличении размеров волн, и количества оплавленного металла, что в ряде случаев приводит к существенному снижению прочностных свойств биметалла вплоть до появления сплошных расслоений. В работах [1–8] высказаны суждения, объясняющие данные аномалии. Однако одним из наиболее вероятных факторов, обуславливающих проявление указанного выше эффекта в зоне соединения длинномерных пластин при сварке взрывом, является возможное вертикальное перемещение сечений метаемой пластины, расположенных впереди точки контакта под еще непродетонировавшим зарядом взрывчатого вещества (ВВ). Перемещение может происходить за счет давления ударно-сжатого воздуха, находящегося между свариваемыми пластинами [1], или действия инерционных сил ударно-волнового происхождения [8, 9], вследствие чего нарушается геометрия соударения свариваемых элементов. Оба предположения имеют право на существование, поскольку, безусловно, вносят свой вклад в нарушение геометрии соударения, однако до настоящего времени остается открытым вопрос о том, какое из указанных предположений является преобладающим, поскольку систематические экспериментальные исследова-

ния по данной проблеме до настоящего времени не проводились.

Целью настоящей работы явилось создание методики экспериментальной регистрации и оценки вертикальных перемещений участков пластин перед фронтом детонации в условиях сварки взрывом.

Разработанная методика основана на регистрации момента времени закорачивания специального датчика-иглы на поверхность металлической (метаемой или неподвижной) пластины, установленного от последней на некотором расстоянии Δ , и была реализована следующим образом (рис. 1). В выбранном для исследования сечении свариваемого взрывом пакета (на некотором расстоянии L от начала метаемой пластины) над верхней 3 и под нижней 4 пластинами соосно друг с другом размещали контактные датчики перемещения 6 (заточенные на конус медные стержни диаметром 2 мм). Расстояния между датчиками и поверхностями пластин Δ в опытах изменяли от 2 до 5 мм. Эти датчики коммутировали через блок формирования прямоугольных импульсов (одновибратор, сконструированный на логических элементах И – НЕ) на входы осциллографов, запуск которых осуществлялся первым контактным датчиком 5, расположенным в начале пластины, срабатывающим при прохождении над ним фронта детонации. Это позволяло синхронизировать развертки осциллографов с перемещением фронта детонации по поверхности метаемой пластины. Среднюю скорость детонации D заряда ВВ 2 определяли электроконтактным методом [10, 11] с помощью датчиков 5 и частотомеров. Таким образом, зная значение D и время срабатывания (закорачивания) датчиков 6, несложно для любого момента времени определить положение фронта детонации, а сопоставив по развертке осциллографа время замыкания датчиков 6, — расстояние перед фронтом детонации, на котором сечения свариваемых пластин пакета перемещаются вертикально (на величину Δ).

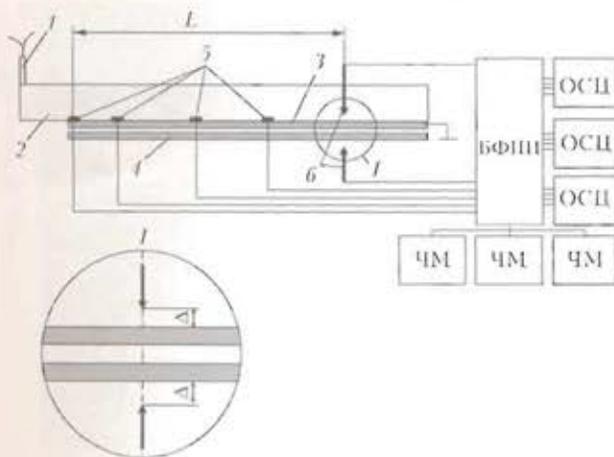


Рис. 1. Принципиальная схема измерения вертикальных перемещений пластин при сварке взрывом: 1 — электродетонатор; 2 — заряд ВВ; 3, 4 — соответственно μεταаемая и неподвижная пластины; 5 — электроконтактные датчики; 6 — контактные датчики перемещения; БФПИ — блок формирования прямоугольных импульсов; ОСЦ — цифровой запоминающий осциллограф (С9-8, GFD-820С); ЧМ — электронный частотомер ЧЗ-63

Для наглядности регистрирующую аппаратуру настраивали таким образом, что замыкание контактных датчиков перемещения отображалось на экране осциллографа в виде соответствующих импульсов: при срабатывании верхнего датчика на экране появлялся импульсный П-образный, нижнего — импульсный U-образный сигнал (рис. 2).

Положение фронта детонации в момент времени срабатывания (закорачивания) датчиков вертикального перемещения определяли по осциллограмме, исходя из следующих соображений (рис. 3). При прохождении фронта детонации по заряду ВВ вдоль μεταаемой пластины последовательно срабатывают контактные датчики 1 и 1', прямоугольный импульс первого из которых (рис. 3, 2) запускает развертку осциллографа и одновременно — частотомер, а импульс второго (рис. 3, 2') останавливает последний, отображая на нем период следования импульсов или, что то же самое, время прохождения фронтом дето-

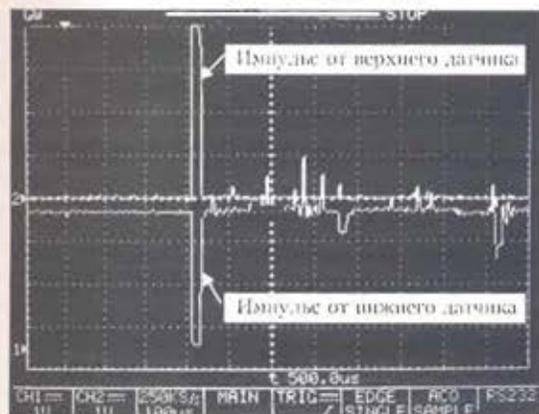


Рис. 2. Типичная осциллограмма, полученная при одновременном замыкании верхнего и нижнего датчиков перемещения

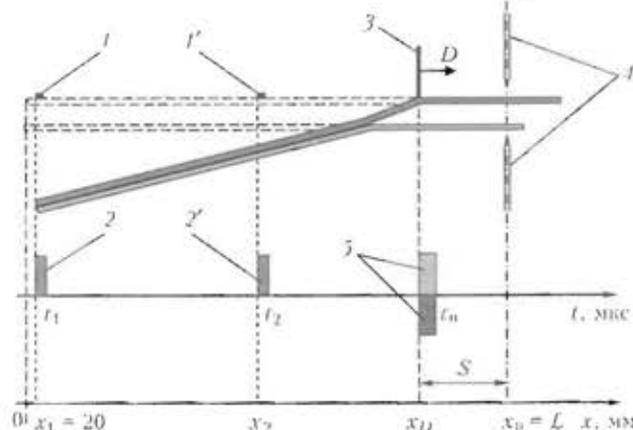


Рис. 3. Схема к определению положения фронта детонации в момент срабатывания датчиков перемещения (заряд ВВ условно не показан): 1, 1' — контактные датчики; 2, 2' — импульсы, соответствующие времени срабатывания контактных датчиков; 3 — фронт детонации; 4 — датчики перемещения; 5 — импульсы на осциллограмме, соответствующие времени «закорачивания» датчиков перемещения (штриховая линия — исходное положение свариваемых пластин)

нации расстояния по заряду $(x_2 - x_1)$, необходимое для определения скорости детонации ВВ D^* :

$$D = \frac{x_2 - x_1}{t_2 - t_1} \quad (1)$$

Затем по формуле

$$x_D = x_2 + (t_n - t_2)D = x_2 + \frac{t_n - t_2}{t_2 - t_1}(x_2 - x_1) \quad (2)$$

находили положение фронта детонации относительно начала μεταаемой пластины. Если координата x_D оказывалась меньше x_n (положение установки датчика-иглы), то это свидетельствовало о том, что сечение пластины (метаемой или неподвижной), расположенное на расстоянии S впереди фронта детонации, переместилось в вертикальном направлении, по крайней мере, на фиксированное значение Δ (см. рис. 1). В противном случае ($x_D = x_n$) считали, что вертикального перемещения выбранных сечений не происходило, а верхний датчик-игла срабатывал при ионизации зазора между датчиком и поверхностью метаемой пластины в зоне реакции детонационной волны.

Для экспериментальной отработки предложенной методики были поставлены несколько опытов, условия которых представлены в таблице.

Опыты № 2–6 проводили по параллельной схеме сварки взрывом, определяя по их результатам расстояния от фронта детонации, на которых происходило вертикальное перемещение сечений метаемой и неподвижной пластин, по формуле

* В опытах для определения среднего значения скорости детонации использовали, по крайней мере, четыре контактных датчика.



Условия взрывного нагружения длинномерных пластин при экспериментальном определении вертикального перемещения их сечений перед точкой контакта

№ опыта	Свариваемый материал	Размеры пластин, мм	$D, \text{м/с}$	Установочные параметры			$S, \text{мм}$
				$h, \text{мм}$	$L, \text{мм}$	$\Delta, \text{мм}$	
1	Сталь Ст.3 12X18H10T	$2 \times 910 \times 250$ $3 \times 850 \times 200$	2940	3	780	2	36
2		$3 \times 1110 \times 150$ $3 \times 1000 \times 115$	2860	4	1010	2	83
3	Сталь Ст.3 Сталь Ст.3	$2 \times 800 \times 200$ $9 \times 760 \times 200$	1510	3	600/750	2	236/386
4			3730			4	236/386
						5	236/386
5		$9 \times 800 \times 200$ $9 \times 760 \times 200$	1540	3	600/750	2	11/0
6			3740			4	8/0
						5	0/0
7	Сталь Ст.3	$6 \times 900 \times 120$	2150	—	880	1	26
8	Сталь Ст.3	$12 \times 900 \times 200$	2180	—	880	1	12
9	Сталь Ст.3	$9 \times 800 \times 200$	1470	—	600/750	2	341/201
10	Сталь Ст.3	$9 \times 800 \times 200$	3800	—		4	329/201
						5	51/201
						2	3/0
						4	2/0
						5	0/0

Примечания. 1. В числителе приведены значения для метаемой пластины, в знаменателе — для неподвижной. 2. Величина S — расстояние между сечением и фронтом детонации в момент срабатывания верхнего датчика-иглы. 3. Величина h — сварочный зазор.

$$S = x_{\text{и}} - x_{\text{Д}} \quad (3)$$

В опытах № 7–10 неподвижная пластина отсутствовала, а датчики вертикальных перемещений устанавливали как над метаемой пластиной, так и под ней, что позволяло фиксировать время возможного перемещения ее фиксированного сечения не только вертикально вверх, но и вниз. Кроме того, в опытах № 3–6 и 9, 10 варьировали расстояние по вертикали между поверхностью метаемой пластины и датчиками перемещения от 2 до 5 мм, а в опытах № 3–6 и 10 устанавливали две линии датчиков — на удалениях 600 и 750 мм от начала метаемой пластины.

Из анализа результатов, полученных в опытах № 1, 2, следует, что по мере возрастания дистанции от точки инициирования заряда ВВ (соответственно 780 и 1010 мм) наблюдается соответствующее увеличение расстояния S перед фронтом детонации, на котором фиксируется вертикальное перемещение сечений соударяющихся пластин. Так, в опыте № 1 расстояние S составило около 36, в опыте № 2 — 83 мм.

Аналогичные изменения величины S отмечены в опытах № 3, 5 (таблица). Так, в опыте № 5

при использовании достаточно толстых и массивных пластин, свариваемых при довольно низкой скорости контакта ($v_{\text{к}} = D = 1540 \text{ м/с}$), датчик первой линии ($L = 600 \text{ мм}$), установленный на расстоянии от поверхности метаемой пластины $\Delta = 2 \text{ мм}$, зафиксировал касание спустя 263,5 мкс от запуска развертки осциллографа (момента прохождения фронтом детонации датчика 1 (см. рис. 4)), что после пересчета по формулам (1)–(3) соответствует $S \approx 150 \text{ мм}$. Датчиком второй линии ($L = 750 \text{ мм}$), наиболее близко расположенным к поверхности метаемой пластины ($\Delta = 2 \text{ мм}$), было зафиксировано то же время (в пересчете $S \approx 300 \text{ мм}$), что свидетельствует о практически одновременном начале движения в вертикальном направлении сечений пластин, удаленных друг от друга на 150 мм.

В опыте № 3 (таблица) при метании двухмиллиметровой пластины время, зафиксированное датчиками перемещения обеих линий, сократилось до 202 мкс. Соответственно величина S составила около 250 и 400 мм.

При увеличении скорости детонации накладного заряда ВВ до 3730...3740 м/с (таблица, опыты № 4 и 6) вертикальное перемещение выбран-

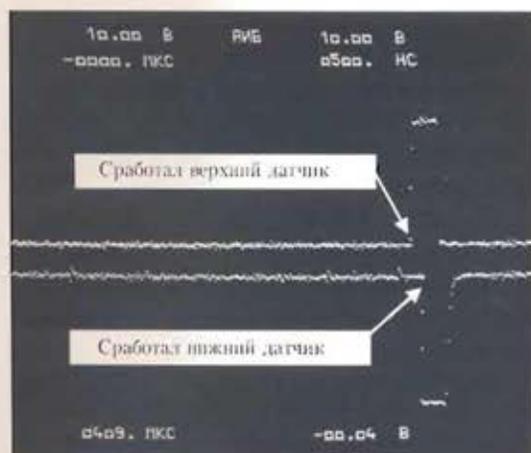


Рис. 4. Осциллограммы, зафиксированные в опыте № 7

ных сечений пластин перед фронтом детонации обнаружено не было. При этом время, фиксируемое датчиками перемещения, строго соответствовало моменту прохождения фронта детонации через плоскость их размещения. Аналогичная ситуация наблюдалась и при отсутствии в опытах неподвижной (нижней) пластины (см. таблицу, опыт № 10).

Размещение датчиков перемещения на различных расстояниях от поверхности метаемой пластины Δ (см. таблицу, опыты № 3–6, 9, 10) позволило оценить скорость перемещения в вертикальном направлении выбранных сечений метаемой пластины. Анализ полученных экспериментальных данных показал, что средняя скорость перемещения в зависимости от условий проведения опытов изменяется от десятков и сотен метров в секунду в случае метания пластин толщиной 9 мм (опыт № 5) до тысяч при уменьшении толщины пластины до 2 мм (опыт № 3).

Следует отметить интересный факт синхронного перемещения сечений метаемой и неподвижной пластин в противоположных направлениях, что фиксировалось на двухлучевых осциллографах в виде соответствующих импульсов (см. рис. 2).

Отсутствие в опытах № 7–10 неподвижного элемента позволило также в первом приближении оценить период колебания сечений нагружаемой детонационной волной пластины, регистрируемый с помощью расположенных по обе ее стороны соосно друг другу датчиков. Разница во времени срабатывания датчиков, отчетливо видимая на рис. 4, составила 8...10 мкс.

A new procedure of experimental investigation of displacement of the flyer plate sections ahead of the contact point in the vertical direction during explosion welding is considered. Some results of evaluation of this displacement are given.

Выводы

1. Разработанная экспериментальная методика позволила установить вертикальное перемещение сечений металлических пластин, находящихся перед точкой контакта, при их нагружении детонационной волной в условиях сварки взрывом, а также оценить среднюю скорость этого перемещения и «запаздывание» фронта детонации.
2. Нарушение геометрии взаимного расположения длиномерных элементов перед фронтом детонации является одним из главных факторов, ограничивающих конечные размеры плакируемых взрывом заготовок.

Работа выполнена при поддержке Федерального агентства по науке и инновациям РФ в рамках государственного контракта № 02.513.11.3289.

1. Кудинов В. М., Коротеев А. Я. Сварка взрывом в металлургии. — М.: Металлургия, 1978. — 165 с.
2. Конон Ю. А., Певухин Л. Б., Чудновский А. Д. Сварка взрывом / Под ред. В. М. Кудинова. — М.: Машиностроение, 1987. — 216 с.
3. Захаренко И. Д. Сварка металлов взрывом. — Минск: Наука і тэхніка, 1990. — 205 с.
4. 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. трудов. — Волгоград: ВолгПИ. — 1974. — Вып. 1. — С. 35–45.
5. Плакирование стали взрывом / А. С. Гельман, А. Д. Чудновский, Б. Д. Цемахович, И. Л. Харина. — М.: Машиностроение, 1978. — 191 с.
6. Лысак В. И., Кузьмин С. В. Сварка взрывом. — М.: Машиностроение, 2005. — 544 с.
7. 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.
8. Тарабрин Г. Т., Трыков Ю. П. Влияние упругих волн на характер движения пластины под действием продуктов взрыва // Металловедение и прочность материалов: Межвуз. сб. науч. трудов. — Волгоград: ВолгГТУ. — 1997. — С. 5–13.
9. 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. Волгоград. техн. ун-та. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. — 2006. — № 9(24), вып. 2. — С. 93–101.
10. Кузьмин Г. Е., Пай В. В., Яковлев И. В. Экспериментально-аналитические методы в задачах динамического нагружения материалов. — Новосибирск: СО РАН, 2002. — 312 с.
11. Физика взрыва / Под ред. К. П. Станюковича. — Изд. 2-е. — М.: Наука, 1975. — 704 с.

Поступила в редакцию 05.09.2007



ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ ГРАНУЛ И ИХ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ ПРИ ЦЕНТРОБЕЖНОМ РАСПЫЛЕНИИ СПЛАВОВ

Академик НАН Украины В. И. МАХНЕНКО, А. П. ЖУДРА, канд. техн. наук,
Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО, канд. физ.-мат. наук, А. И. БЕЛЫЙ, канд. техн. наук,
В. И. ДЗЫКОВИЧ, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

На основе обобщенных опытных данных и результатов математического моделирования предложена расчетная схема для прогнозирования дисперсности гранул и производительности их получения в зависимости от технологических параметров процесса центробежного гранулирования.

Ключевые слова: борсодержащие гранулы, наплавленный слой, центробежное распыление, теплосодержание отрывающейся капли, прогнозирование, производительность процесса, гранулометрический состав, плотность распределения

В последние десятилетия все более широкое распространение при наплавке поверхностей получают технологии, обеспечивающие композиционное строение наплавленного слоя за счет введения в присадочный материал гранул, способных придать поверхностному слою определенный комплекс функциональных свойств. В частности, для деталей, которые эксплуатируются в условиях высоких температур, предполагается применение дисперсных наполнителей, отличающихся тугоплавкостью, крипоустойчивостью и пр. Этим требованиям отвечают гранулы, изготовленные из карбидов вольфрама [1], однако дефицитность вольфрама обуславливает необходимость его замены другим элементом. В работе [2] с этой целью исследовали ряд композиций на основе борсодержащих железных гранул, пропитанных мельхиором МНМЦ 60-20-20, а также сплавы на основе кобальта (ВЗК — стеллит) и никеля (ХН80СРЗ — колмоной). Распыляемые стержни из этих сплавов по сравнению со стержнями из релита (карбид вольфрама) имеют температуру распыления, равную температуре плавления $T_{пл}$ + перегрев на

100...150 °С, значительно более низкую, чем у релита, что существенно меняет энергетику процесса распыления по сравнению с таковой при получении гранул релита [3].

В табл. 1 приведена температура плавления распыляемых стержней из карбида вольфрама (для получения гранул релита), мельхиора, стеллита (для получения гранул ВЗК) и колмоной (для получения гранул, содержащих карбиды хрома, бор и кремний), а также расчетные данные о теплосодержании единицы объема отрывающейся капли Π_k , полученные по зависимости

$$\Pi_k = [(T_{пл} + \Delta T_{пер})c + q_{ск}] \gamma, \quad (1)$$

где $T_{пер}$ — температура перегрева; c — теплоемкость; $q_{ск}$ — скрытая теплота плавления; γ — плотность. Из данных табл. 1 видно, что теплосодержание отрывающейся капли релита примерно в 2 раза выше по сравнению с другими сплавами. Если учесть потери тепла при лучистом теплообмене с окружающей средой на стадии нагрева, то очевидным является экономичность получения гранул для наплавки сплавов № 2–4 (табл. 1) по сравнению с релитом. Указанное обстоятельство стимулирует исследования в направлении поиска альтернативных материалов и технологии получения гранул. Большое значение при этом имеет установление закономерностей, на ос-

Таблица 1. Теплофизические свойства исследуемых сплавов

№ п/п	Сплав	$T_{пл}$, °С	γ , г/см ³	$q_{ск}$, Дж/г	c при $T_{пл}$, Дж/(г·°С)	Π_k , Дж/см ³
1	Карбид вольфрама (релит)	2735	16,88	178,88	0,2621	15783
2	Мельхиор	1230	8,90	291,20	0,4114	7646
3	Стеллит	1290	8,42	274,56	0,6864	10633
4	Колмоной	1070	8,10	328,64	0,6822	9402

Примечание. Для всех вариантов сплавов $\Delta T_{пер} = 150$ °С.

Таблица 2. Теплофизические свойства материалов, используемые в расчете

T, °C	Мельхиор		Стеллит		Колмоной		Графит
	$\lambda, \text{Вт}/(\text{м}\cdot^\circ\text{C})$	$c_T \cdot 10^{-6}, \text{Дж}/(\text{м}^3 \cdot ^\circ\text{C})$	$\lambda, \text{Вт}/(\text{м}\cdot^\circ\text{C})$	$c_T \cdot 10^{-6}, \text{Дж}/(\text{м}^3 \cdot ^\circ\text{C})$	$\lambda, \text{Вт}/(\text{м}\cdot^\circ\text{C})$	$c_T \cdot 10^{-6}, \text{Дж}/(\text{м}^3 \cdot ^\circ\text{C})$	$c_T \cdot 10^{-6}, \text{Дж}/(\text{м}^3 \cdot ^\circ\text{C})$
20	23,3	3,5422	21,0	3,722	11,1	3,742	1,760
100	25,6	3,576	21,0	3,806	11,9	4,077	1,760
200	34,3	3,622	21,0	4,016	13,6	4,078	2,155
300	39,9	3,658	23,0	4,193	15,2	4,318	2,509
400	—	3,695	25,0	4,471	16,9	4,335	2,750
500	—	3,731	27,4	4,698	18,5	4,353	2,970
600	—	3,777	29,5	4,968	20,2	4,387	3,063
700	—	3,813	29,5	5,313	21,8	4,464	3,160
800	—	3,849	29,5	5,692	23,5	4,560	3,230
900	—	3,886	29,5	6,130	25,1	4,833	3,270
1000	—	3,922	29,5	6,433	25,3	5,100	3,300
1100	—	3,922	29,5	6,904	2530,0*	5,570	3,320
1200	—	3,922	29,5	6,740	2530,0*	5,570	3,370
1300	3990,0*	3,922	2950,0*	6,740	2530,0*	5,570	3,420

Примечания. c_T — объемная теплоемкость; λ — теплопроводность, у графита $\lambda = 125 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot^\circ\text{C})$; * — данные, полученные с использованием эффективного коэффициента теплопроводности в направлении r .

нове которых можно выполнять определенные оценки. Отдельным результатам такой работы посвящена настоящая статья.

В основу обобщения экспериментальных данных о сплавах, указанных в табл. 1, положена математическая модель распыления, взятая из работы [3], в сочетании с экспериментальными данными, полученными на установке плазменного переплава вращающегося стержня (рис. 1).

Моделирование тепловых процессов во вращающемся с большой скоростью стержня 1, в неподвижной графитовой втулке 2 и толкателе 3 (рис. 1) в системе координат r, z при допущении, что контакт между втулкой (толкателем) и стержнем идеальный, может быть осуществлено традиционно в рамках теории нестационарной теплопроводности при соответствующих начальных ($t = 0$) и граничных условиях [3].

Интенсивность теплового потока от плазменного источника нагрева с подводимой электрической мощностью $W = 24 \text{ кВт}$ (рис. 1) принималась в виде

$$q(r, t) = \frac{W\eta_n}{K} \pi \exp(-K(r-r_0)^2), \quad (2)$$

где $\eta_n = 0,55$ — эффективный КПД нагрева для вариантов сплавов № 2–4 (см. табл. 1) для случая плазменной сварки стальных изделий; K — коэффициент сосредоточенности источника нагрева; r_0 — координата источника нагрева. Теплофизические свойства материалов, используемые в расчете, приведены в табл. 2.

Математическая модель формирования и отрыва капли принималась аналогичной из работы [3]. В основу этой модели положены статистические данные относительно плотности распределения Q диаметра d_k образующихся гранул (капель) в зависимости от скорости v_c вращения стержня.

По экспериментальным данным о частоте появления каплей диаметром d_k с дискретностью 50 мкм (табл. 3) построены кривые (рис. 2). На этом рисунке различие в расчетных значениях Q для сплавов, приведенных в табл. 1, 2, соответствует погрешности экспериментальных измерений, что обусловлено близостью их теплофизических свойств.

Были рассчитаны эквивалентные постоянные диаметры $d_{\text{экв}}$ группы при соответствующих ско-

Таблица 3. Гранулометрический состав сферических частиц, %

v_c , об/мин	Размер частиц, мкм												
	50...100	100...150	150...200	200...250	250...300	300...350	350...400	400...450	450...500	500...550	550...600	600...650	
2000	—	—	—	2...4	4...8	7...10	16...18	19...25	22...35	28...32	19...22	12...14	
4000	—	—	4...6	9...12	11...14	24...27	26...29	11...14	3...4	3...4	2...3	1...2	
6000	—	5...8	7...11	23...27	17...19	14...18	9...12	5...7	3...6	2...4	1...2	—	
8000	12...13	22...23	28...29	24...25	3...4	3...4	—	—	—	—	—	—	

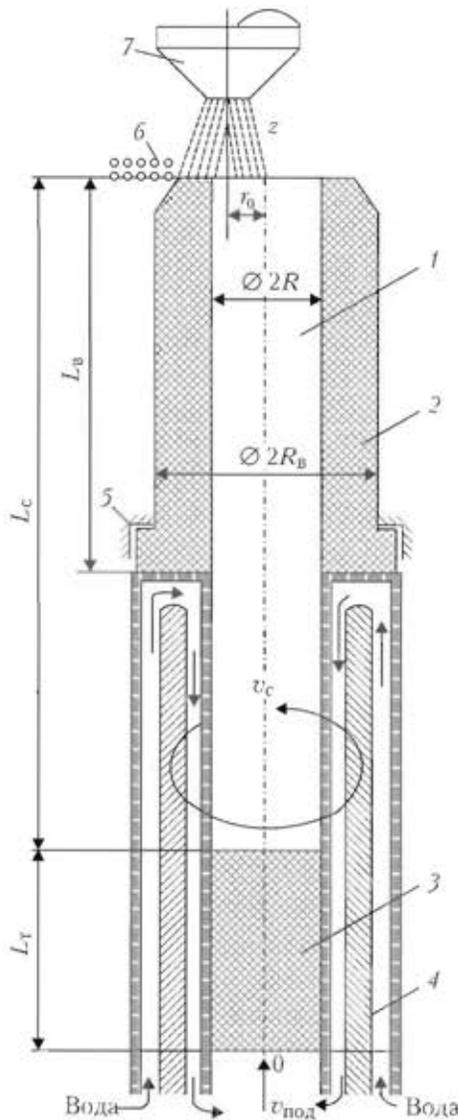


Рис. 1. Схема установки для получения сферических частиц релита: 1 — стержень; 2 — графитовая втулка; 3 — графитовый толкатель; 4 — вал стержня, охлаждаемый водой; 5 — опора стержня; 6 — капли распыляемого стержня; 7 — плазменная горелка; L_c , L_b , L_t — соответственно длина стержня, втулки и толкателя; $2R_c$, $2R_b$ — соответственно диаметр стержня и втулки; $v_{под}$ — скорость подачи стержня

ростях вращения стержня (рис. 2), на основе которых выбирали размеры элементарных объемов для численного моделирования тепловых процессов в зоне расплавляемого торца стержня. При этом использовали зависимость

$$d_{экв} = \sqrt[3]{\int_0^{+\infty} \frac{Q(d_k)}{100} dd_k} \quad (3)$$

Полученные результаты приведены ниже:

v_c , об/мин	2000	4000	6000	8000
$d_{экв}$, мм	0,48	0,37	0,33	0,19

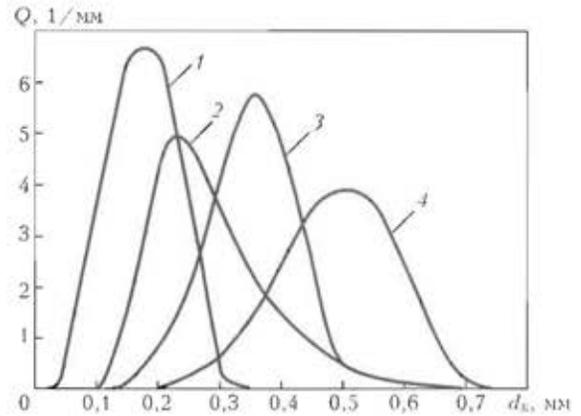


Рис. 2. Плотность распределения гранул в зависимости от скорости оборотов стержня 8000 (1), 6000 (2); 4000 (3); 2000 (4) об/мин

Размеры элементарных объемов $h_r h_z r h_\phi = \pi \frac{d_{экв}^3}{6}$
или $h_r = h_z = r h_\phi = d_{экв} \sqrt[3]{\pi/6} \approx 0,8 d_{экв}$

Решая тепловую задачу при указанных элементарных объемах, по температуре объемов в торцевом слое стержня прослеживали во времени готовность соответствующего объема к образованию капли. В работе [3] показано, что в условиях, когда зависимость поверхностного натяжения от температуры для рассматриваемых сложных сплавов известна недостаточно, силовое условие образования и роста капли [3] можно приближенно заменить соответствующим температурным, т. е. принять в качестве условия образования капли температуру в поверхностном объеме, равную температуре отрыва капли $T_{отр} = T_{пл} + 150$ °С. Образовавшаяся за время формирования Δt_ϕ капля жидкого металла экранирует соответствующую зону торца стержня от источника нагрева в течение некоторого момента задержки капли Δt_3 , за это время возникают условия для отрыва капли, а затем процесс повторяется, т. е. после снятия экранирования за время Δt_ϕ образуется новая капля и т. д. Такое прослеживание позволяет путем решения краевой задачи определять Δt_ϕ , а Δt_3 находить итерационным путем из условия согласования расчетных и экспериментальных данных о производительности процесса, зависящей от скорости поступательного движения стержня вдоль оси z (рис. 1). Оказалось, что Δt_3 примерно соответствует дополнительному перегреву капли на $\Delta T_{отр} \approx 50$ °С.

В результате были определены значения Δt_ϕ и Δt_3 , которые мало отличаются для рассматриваемых сплавов (табл. 4). На рис. 3 представлена зависимость Δt_ϕ и Δt_3 от $d_{экв}$ при экспериментальном значении поступательного осевого перемещения стержня со скоростью $v_{под} = 1$ мм/с.

По определенным параметрам каплеобразования рассчитана производительность процесса, характеризуемая количеством N_v образующихся за

Таблица 4. Расчетные параметры центробежного распыления частиц при различной скорости вращения стержня

v_c , об/мин	N_k , ед.	d_{max} , ед.	Δt_y , с	Δt_ϕ , с
2000	10616	0,48	0,28	0,40
4000	23589	0,37	0,22	0,30
6000	33326	0,33	0,16	0,24
8000	172927	0,19	0,07	0,15

1 с каплей в зависимости от скорости вращения стержня (табл. 4). Из этого общего количества капель, образующихся за 1 с, можно с помощью данных, представленных на рис. 2, рассчитать вероятность P того, что значение диаметра d_k этих

капель будет не больше заданного. Пример такого расчета представлен на рис. 4.

В результате моделирования получены температурные поля в системе (см. рис. 1) стержень–графитовая втулка–толкатель в зависимости от скорости вращения для вариантов № 2–4 (см. табл. 1).

На рис. 5 в качестве примера приведены такие данные для квазистационарного состояния в окрестности кратера жидкой ванны, полученные при различной скорости вращения распыляемого стержня из материала № 4 (см. табл. 1). Аналогичные данные для сплавов № 1–3 (см. табл. 1), свидетельствуют о том, что температуры в окрестности кратера примерно пропорциональны $T_{\text{пл}}$.

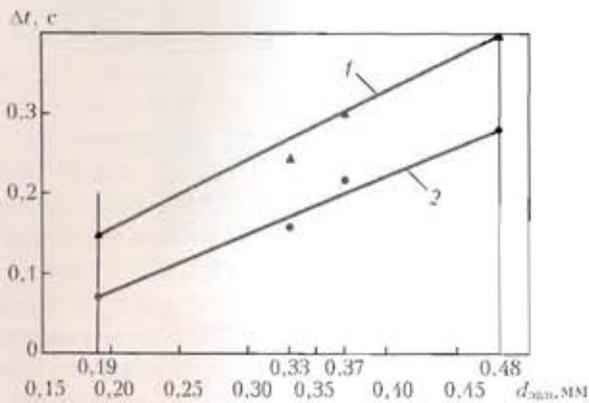


Рис. 3. Зависимость Δt_ϕ (1) и Δt_y (2) от d_{max} для распыляемых сплавов № 1–4 при $W = 24$ кВт

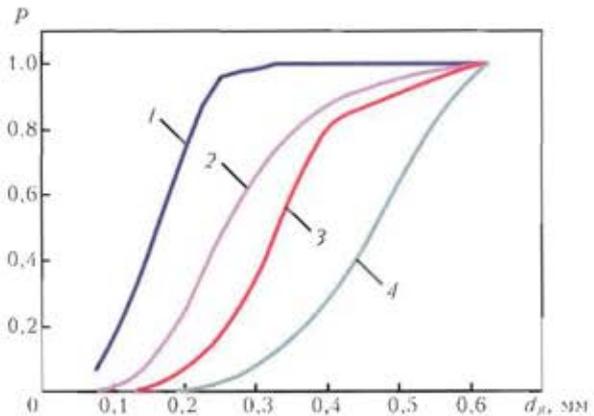


Рис. 4. Зависимость диаметра d_k образующейся капли от скорости v_c вращения стержня: 1–4 — см. рис. 2

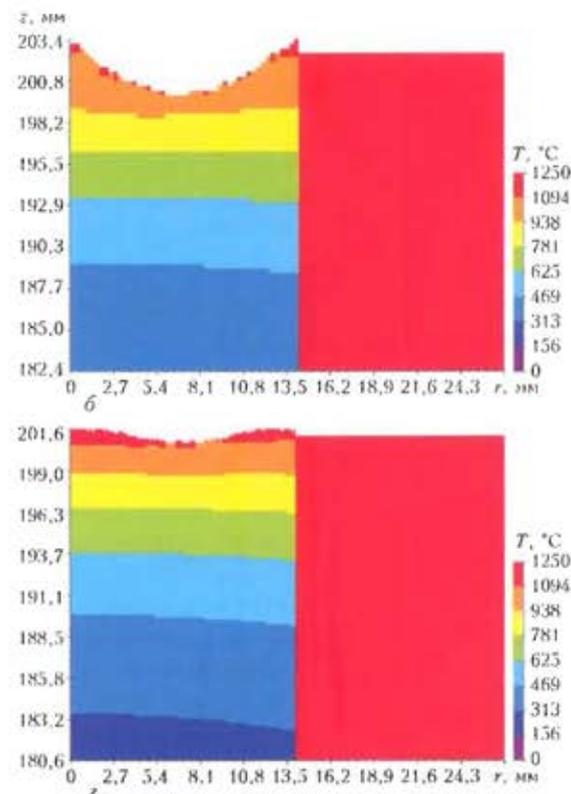
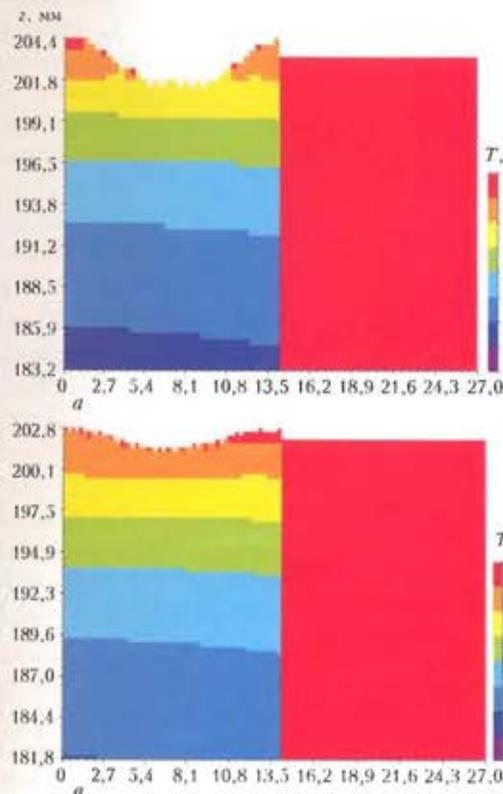


Рис. 5. Распределение температур и форма кратера квазистационарного состояния у торца распыляемого стержня (сплав № 4, табл. 1) при скорости вращения стержня 2000 (а), 4000 (б), 6000 (в) и 8000 об/мин (г)

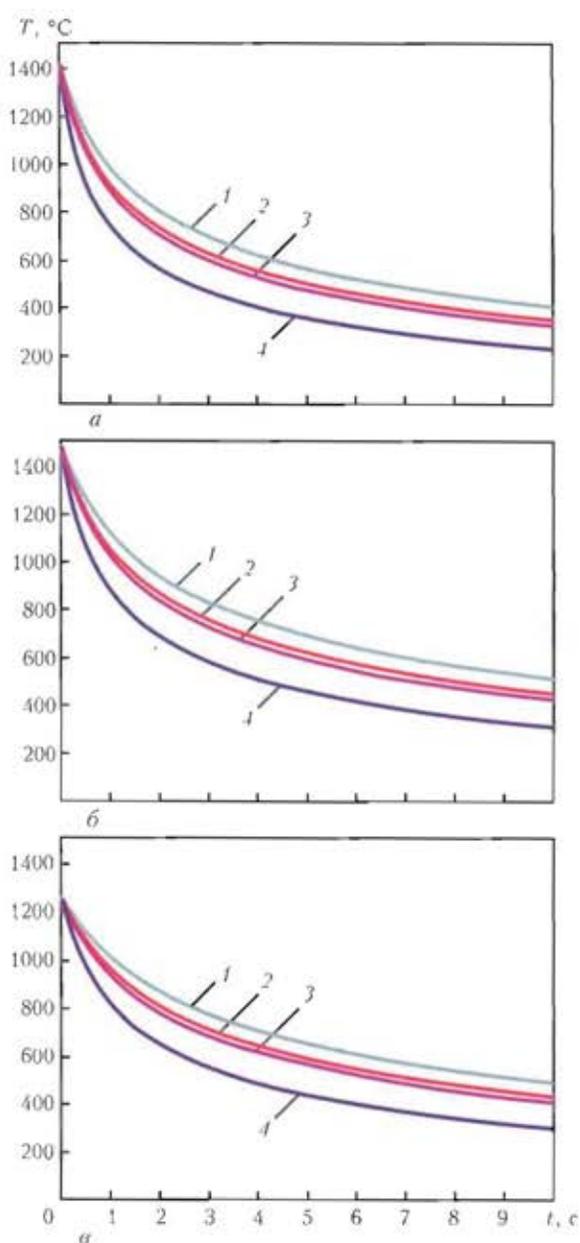


Рис. 6. Температурные кривые, полученные во времени остывания капли сплава № 2 (а), 3 (б) и 4 (в) (см. табл. 1): 1 — $d_k = 0,48$, 2 — $0,37$, 3 — $0,44$, 4 — $0,19$ мм

Однако параметры каплеобразования и соответственно производительность этого процесса отличаются незначительно, что можно объяснить достаточно близкими значениями плотности (см. табл. 1) и поверхностного натяжения исследуемых сплавов [4].

Из работы [1] следует, что для рассматриваемых сплавов достаточно большой интерес представляет скорость охлаждения оторвавшейся капли.

Соответствующие расчетные данные, полученные при средней температуре капли во времени в зависимости от d_k , приведены на рис. 6. Отсчет времени начинали с момента отрыва капли, т. е. с учетом ее перегрева за время Δt_3 приблизительно на 50 °С. Из рисунка видно, что различные зна-

чения температуры T_k образования капель и теплоемкости c_p приводят к достаточно разным циклам охлаждения одинаковых капель рассматриваемых сплавов и чем больше диаметр капли, тем медленнее она остывает.

Результаты, полученные выше при исследовании рассматриваемого процесса, позволяют в определенной степени делать прогнозные оценки в тех случаях, когда исходные данные отличаются от рассмотренных. В частности, важным практическим вопросом является прогнозирование производительности процесса при различной подводимой тепловой энергии источника нагрева.

Применительно к сплавам № 2–4 (см. табл. 1) рассмотрена возможность теоретического прогнозирования процесса каплеобразования в случаях, если значение подводимой мощности W плазменного нагрева отличается от 24 кВт. В частности, рассматривались варианты $W = 11,2, 6,7, 4,5$ и $2,25$ кВт при условии, что эффективный КПД нагрева остается неизменным ($\eta_n \approx 0,55$) и коэффициент сосредоточенности теплового потока плазменной горелки в зависимости (2) также не меняется и равен $K = 0,015$ 1/мм². Естественно, что возможны и другие значения η_n и k , соответствующие указанной мощности плазменного нагрева. В каждом конкретном случае они могут быть уточнены на основе экспериментальных данных по стандартным методикам, используемым при сварке [5]. В настоящей работе важно показать, что при заданных тепловых характеристиках процесса плазменного нагрева расплываемого стержня (см. рис. 1) с помощью данных о параметрах каплеобразования при подводимой мощности $W = 24$ кВт можно прогнозировать процесс каплеобразования для других параметров нагрева, в частности, и при изменении W .

В основу такого прогноза приняты указанные выше положения, а именно, формирование капли происходит, если температура соответствующих поверхностных объемов достигает определенного значения и равно $T_{пл} + \Delta T_{ф}$. В цикле образования и удаления капли с данного участка поверхности время достижения такой температуры после удаления предшествующей капли определяется значением $\Delta t_{ф}$, полученным в результате решения соответствующей тепловой задачи. При этом учитывается, что временной цикл формирования и удаления капли состоит из $\Delta t_{ф} + \Delta t_3$, где Δt_3 определяет отрезок времени, в течение которого в данном поверхностном объеме предыдущая капля экранирует тепловой поток. Длительность этого экранирования, определенная при известной производительности процесса каплеобразования ($W = 24$ кВт) в зависимости от эквивалентного диаметра капли или количества оборотов стержня, получена итерационным путем (см. табл. 4 и

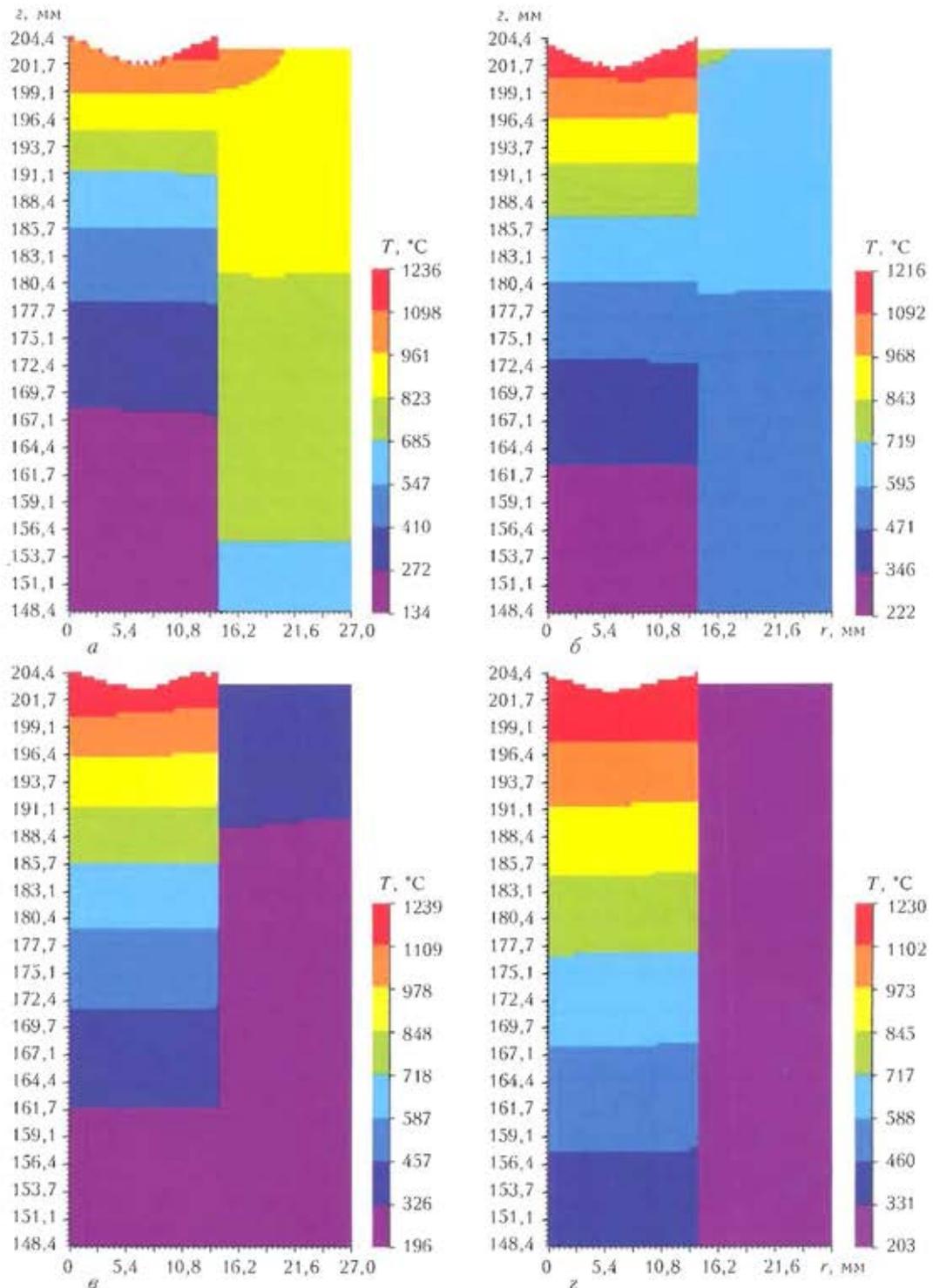


Рис. 7. Распределение поля температур в стержне из колнона вблизи торца нагрева при $v_c = 2000$ об/мин: а — $W = 11,2$; б — $6,7$; в — $4,5$; г — $2,25$ кВт

рис. 3). Естественно, что изменение подводимой мощности приводит к изменению значений как Δt_{ϕ} , так и Δt_3 .

На основе решения тепловой задачи установлено, что Δt_3 соответствует примерно времени нагрева изолированной капли под действием теплового потока плазменного источника $q_{\text{пл}}(r, t)$ и с

учетом лучистой теплоотдачи в окружающую среду до температуры сбрасывания капли $T_{\text{сб}} = T_{\text{пл}} + \Delta T_{\phi} + \Delta T_{\text{сб}}$. Для вариантов сплавов № 2–4 (см. табл. 1) $\Delta T_{\text{сб}} \approx 50...60$ °С. Использование такого условия позволяет достаточно просто находить время Δt_3 для любых значений подводимой мощности вращения стержня и в итоге достигать со-

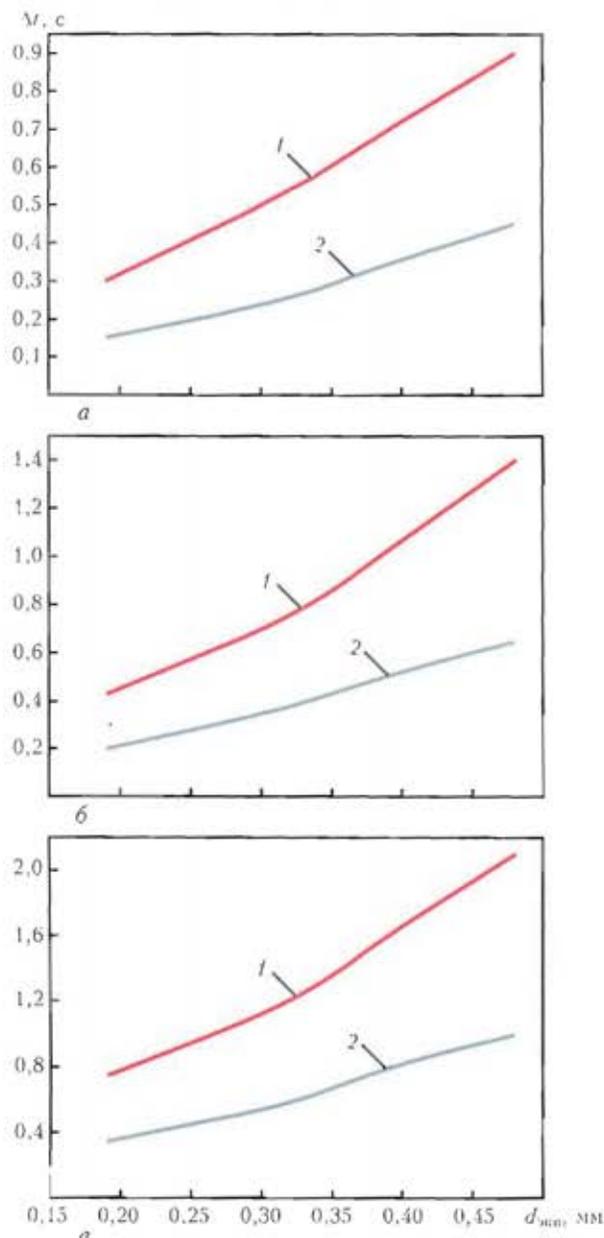


Рис. 8. Расчетные кривые зависимости Δt_ϕ (1) и Δt_z (2) от $d_{экв}$ полученные для сплава колмоной, при $W = 11,2$ (а), 6,7 (б) и 4,5 кВт (в)

ответствующей производительности процесса, которая выражается в определенной скорости осевой подачи $v_{под}$ стержня для установившегося процесса каплеобразования.

На рис. 7 приведено распределение температур в процессе каплеобразования при скорости вращения стержня 2000 об/мин.

Аналогичные результаты получены и при другой скорости вращения стержня из сплавов на основе стеллита и мельхиора. Характерно, что уменьшение подводимой мощности (рис. 7) приводит к значительному увеличению объема металла около торца стержня, имеющего температуру, близкую к $T_{пл}$. Однако при этом заметно сокращается количество поверхностных объемов, для которых выполняются условия каплеобразо-

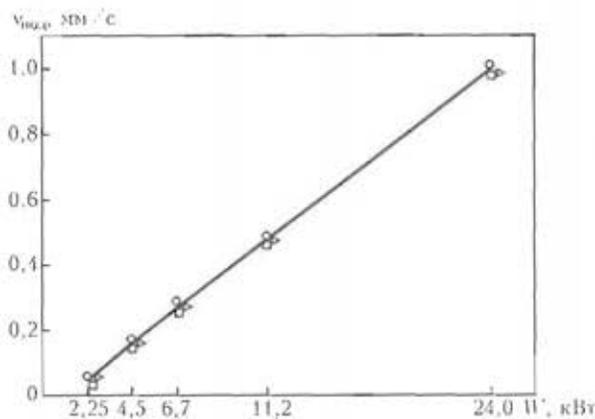


Рис. 9. Зависимость производительности процесса каплеобразования от подводимой мощности W у сплавов № 2-4 (см. табл. 1): ○ — колмоной, □ — стеллит, Δ — мельхиор

вания и возрастают значения Δt_ϕ и Δt_z , что приводит к резкому сокращению производительности процесса.

Рис. 8 дает представление о Δt_ϕ и Δt_z в зависимости от $d_{экв}$ (скорости вращения стержня из колмоной) при $W = 11,2, 6,7$ и 4,5 кВт. При подводимой мощности 2,25 кВт такие данные получены при скорости вращения стержня 2000 об/мин ($\Delta t_\phi \approx 6$ с, $\Delta t_z \approx 1,8$ с, $v_{под} \approx 0,062$ мм/с) и свидетельствуют о нестабильности процесса каплеобразования.

В итоге получена расчетная кривая изменения производительности процесса каплеобразования (рис. 9) для рассматриваемых сплавов на основе колмоной, стеллита и мельхиора в зависимости от подводимой мощности W при скорости вращения распыляемого стержня 2000...8000 об/мин, свидетельствующая о стабильности значений $v_{под}$.

Отметим еще одну интересную возможность прогнозирования с помощью моделирования. Так, на основании скорости охлаждения (термического цикла охлаждения) распыляемых капель (см. рис. 6) можно предсказать микроструктуру и некоторые свойства получаемых гранул.

Методика такого прогнозирования достаточно известна и основана на сопоставлении цикла охлаждения с соответствующими экспериментальными диаграммами скорость охлаждения-микроструктура-свойства. Естественно, такая задача актуальна для случая, когда металл каплей достаточно чувствителен к скорости охлаждения.

Если исходить из литературных данных (например, [6]), то среди исследуемых трех сплавов (№ 2-4) особо чувствительных к скорости охлаждения нет, поэтому пока нет необходимости рассматривать этот вопрос в данной работе.

Отметим, что на основе кривых на рис. 6, зная начальную скорость разлета капель (приблизительно 2,8...11,2 м/с при указанных оборотах и диаметре вращающегося стержня), а также расстояние свободного полета, можно прогнози-

Таблица 5. Температура капли T (°C) при столкновении с преградой через 0,5...1,0 с полета

Сплав	d_k , мм			
	0,48	0,37	0,33	0,19
Мельхиор	1150...1000	1100...910	1080...900	910...740
Стеллит	1250...1110	1200...1160	1190...1110	1050...890
Колмоной	1120...1010	1100...960	1090...930	950...810

вать температуру капель в момент столкновения ее с преградой. В частности, если оно происходит через 0,5...1,0 с, то температура капли в зависимости от ее диаметра для рассматриваемых вариантов сплавов меняется в достаточно широких пределах (табл. 5).

Из табл. 5 следует, что при ограниченных размерах рабочей камеры получить гранулы идеальной сферической формы и большого диаметра ($d_k = 0,48$ мм) достаточно сложно, несмотря на высокое сопротивление деформированию рассматриваемых сплавов при высоких температурах.

Учитывая, что в момент столкновения капли с преградой импульс силы $m(v^2/2)$ уравновешивается работой деформирования зоны контакта капли и преграды (здесь m — масса капли, равная $\frac{\pi d_k^3}{6} \gamma/g$, где g — ускорение силы тяжести), можно приближенно записать условие упругого столкновения капли с преградой в виде

$$\frac{mv^2}{2} < \sigma_{0,2}(T) U_k F_k,$$

где $\sigma_{0,2}(T)$ — предел текучести материала капли; U_k — среднее перемещение на площади контакта капли с преградой; F_k — площадь контакта капли с преградой.

Деформируемый объем $F_k U_k$ при наступлении пластических деформаций во время столкновения капель составляет

$$F_k U_k = \frac{v^2}{2\sigma_{0,2}(T)} \frac{\pi d_k^3}{6} \gamma/g.$$

Обозначим относительный объем формирования капли как $\xi = \frac{F_k U_k}{\pi d_k^3/6}$. Тогда соответственно условие пластического деформирования при столкновении с преградой можно представить в виде

$$v > \left[\frac{2\xi \sigma_{0,2}(T)}{\gamma/g} \right]^{0,5}$$

Рассмотрим пример, когда $\sigma_{0,2}(T) \approx 100$ МПа, $\gamma/g = 8,9$ [г/см³]/9,8 [м/с²] = $9,1 \cdot 10^{-10}$ [кг/мм²/с²], что соответствует сплаву № 2 (см. табл. 1).

Для этих данных получим

$$v > \left(\frac{20 \cdot 10^{10} [\text{мм}^2]}{9,1 [\text{с}^2]} \right)^{0,5} = 1,48 \sqrt{\xi} \cdot 10^5 [\text{мм/с}].$$

Если считать, что относительный объем деформирования капли ξ не превышал 1 %, то $\xi = 0,01$, а значения v не должны превышать 14,5 м/с.

Следует отметить, что расчетная скорость столкновения капли с преградой в значительной степени зависит не только от скорости разлета капель, указанной выше, но и от сил гравитации.

Если отметить, что скорость разлета капель направлена горизонтально, а под действием сил гравитации она получает вертикальное направление и определяется известным соотношением

$$v_{\text{верт}} = \sqrt{2gH},$$

(здесь H — вертикальный путь, проделанный каплей при свободном падении), то скорость $v_{\text{ст}}$ столкновения капли с преградой, нормаль которой составляет угол α с горизонтом, определяется зависимостью

$$v_{\text{ст}} = v_{\text{гор}} \sin \alpha + v_{\text{верт}} \cos \alpha.$$

Иными словами, если $\alpha = 0$ вертикальная плоскость, то основную роль играет $v_{\text{гор}}$ или скорость разлета частиц. Если $\alpha = \pi/2$, т. е. плоскостью столкновения является горизонтальный поддон, то основную роль играет высота H падения капель. Для рассмотренного примера видно, что для вертикальной стенки ($\alpha = 0$) скорость разлета капель составляла 2,8...11,2 м/с, что ниже критической (14,5 м/с). В случае горизонтального поддона предельная высота H равна $14,5^2/2g = 10,7$, что вполне реально выполнить.

Для случая, когда $\alpha = \pi/4$

$$v_{\text{ст}} = \frac{1}{\sqrt{2}} (v_{\text{гор}} + v_{\text{верт}}) = \frac{v_{\text{гор}}}{\sqrt{2}} + \sqrt{gH},$$

откуда допустимая высота падения капли

$$H = \left(14,5 - \frac{v_{\text{гор}}}{\sqrt{2}} \right)^2 \frac{1}{g}.$$

Результаты расчета по этой зависимости дают для рассматриваемого примера следующие предельные значения:

$v_{\text{гор}}$, м/с	2,80	5,60	8,4	11,2
H , м	17,4	11,3	7,6	4,40
$t_{\text{в}}$, с	1,90	1,50	1,2	0,95

Очевидно, что уменьшение $\sigma_{0,2}(T)$ ужесточит условия, при которых отсутствуют заметные искажения формы капель в случае столкновения. Значение $\sigma_{0,2}(T)$ должно выбираться в зависимости



ти от температуры T_s , а T — в зависимости от времени полета капли t_n , определяемого H , т. е:

$$t_n = \sqrt{\frac{2H}{g}}$$

Приведенная выше расчетная зависимость полета для рассматриваемого примера показывает, что за время полета капли температура столкновения с преградой будет ниже указанной (см. табл. 5), т. е. выбранные исходя из температуры значения $\sigma_{0,2}(T)$ достаточно консервативно определяют условие сохранения формы капли.

В заключение следует отметить, что математическое моделирование процесса образования гранул из сплавов № 2–4 (см. табл. 1), которые отличаются от карбида вольфрама значительно более низкой температурой распыления соответствующих стержней, позволило выявить следующее: заметно возрастает производительность процесса расплавления за счет снижения длительности образования и отрыва капель при одинаковой мощности плазменного нагрева; увеличение скорости вращения распыляемого стержня способствует росту давления в жидком слое на торце стержня, поэтому при меньших диаметрах капли происходит нарушение равновесия между силами поверхностного натяжения и внутренним давлением в ней; поскольку плотность и силы поверхностного натяжения жидкой основы сплавов № 2–4 (см. табл. 1) незначительно отличаются, то гранулометрический состав образующихся частиц по экспериментальным данным также отличается незначительно, что вполне соответствует теоретическим положениям настоящей работы.

По данным работы [3] плотность релита приблизительно в 2 раза выше, чем у сплавов № 2–4, однако и поверхностное натяжение у жидкого

вольфрама при температурах около 3000°C также примерно настолько выше, чем у жидкого никеля, меди, марганца, кобальта [4]. Отсюда зависимость гранулометрического состава капель релита от скорости вращения распыляемого стержня близка к таковой для рассматриваемых в настоящей работе сплавов. Это также подтверждает, что плотность гранулированного материала и поверхностное натяжение жидкой матрицы распыляемого стержня определяют размеры гранул при данной скорости вращения стержня.

Поскольку поверхностное натяжение жидких металлических расплавов можно в определенной степени регулировать за счет соответствующих примесей [4], то этот фактор заслуживает внимания для управления гранулометрическим составом.

На основе выполненного исследования можно прогнозировать процесс каплеобразования при наличии достаточно ограниченной экспериментальной информации.

1. Жудра А. П., Литвиненко А. И. Некоторые особенности центробежного гранулирования тугоплавких соединений с использованием плазменного переплава // Спец. электротехнология. — 1989. — № 67. — С. 104–105.
2. Структура и свойства борсодержащих железных гранул для наплавки / Н. М. Спиридонова, Е. В. Суховая, В. Ф. Бутенко и др. // Порош. металлургия. — 1993. — № 2. — С. 45–49.
3. Математическое моделирование процесса получения сферических гранул плавящихся карбидов вольфрама / В. И. Махненко, А. И. Жудра, Е. А. Великоиваненко и др. // Автомат. сварка. — 2004. — № 2. — С. 3–10.
4. Ниженко В. И., Флока Л. И. Поверхностное натяжение жидких металлов и сплавов: Справ.— М.: Металлургия, 1981. — 210 с.
5. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1951. — 296 с.
6. *Welding handbook*. Vol. 4: Materials and applications. Pt. 2. — Miami: American Welding Society, 1998. — 623 p.

Based on generalization of the experimental data and results of mathematical simulation a design procedure is proposed for forecasting the efficiency, size distribution and quality of the forming granules depending on the technological parameters of the process of centrifugal granulation.

Поступила в редакцию 23.03.2007

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ОЦЕНКА НЕСУЩЕЙ СПОСОБНОСТИ СТЫКОВЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ФАСОННОГО ПРОКАТА В ЭЛЕМЕНТАХ КОНСТРУКЦИЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ МАЛОЦИКЛОВОЙ НАГРУЗКЕ

Ю. Д. ЯВОРСКИЙ, канд. техн. наук, академик НАН Украины С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
Л. Н. ЛОСЕВ, канд. техн. наук (Центральный НИИ строительства, г. Москва, РФ)

Приведены методики и результаты исследований несущей способности стыковых сварных соединений, подвергнутых малоцикловой нагрузке. Даны рекомендации по повышению несущей способности сварных соединений, выполненных контактной сваркой.

Ключевые слова: циклическое нагружение, малоцикло-
вая нагрузка, несущая способность, граница пропорциональ-
ности, относительная деформация, контактная стыковая
сварка, грат

Известно [1–3], что работоспособность сварных соединений в значительной мере определяется их усталостной прочностью, на показатели которой оказывают влияние не только пластические свойства соединений, но и макроструктура сварных швов. В связи с этим форма сварного шва при контактной сварке должна оказывать заметное влияние на усталостную прочность сварных соединений.

Конструирование прокатно-сварных элементов и совместная с ЦНИИС проектная проработка шпунтовых стенок из них показали, что прокатно-сварное исполнение стальных конструкций для строительства портовых гидротехнических сооружений, осуществляемое в заводских условиях на базе современных технологических процессов, обеспечивает широкие возможности для создания элементов новых форм и выхода на более эффективные конструктивные решения сооружений. Такие решения могут быть получены для различных условий по глубине, грунтам основания и эксплуатационным нагрузкам.

Для глубоководных причальных сооружений используются длинномерные сваи, элементы которых целесообразно сваривать контактной стыковой сваркой оплавлением. Шпунтовые стенки подвергаются специфической малоцикловой эксплуатационной нагрузке. Данных о влиянии малоциклового нагружения на их несущую способность после небольшого количества циклов нагружения практически нет.

Для проведения испытаний в ИЭС им. Е. О. Патона изготовили пять образцов стыковых свар-

ных соединений фасонного проката ШДС (ТУ 14-2-566–84) для шпунта ШЗП, в том числе:

«СТ» и «КСТ» — стандартные стыковые соединения, выполненные по ТУ 35-1772–86;

«СТГ» — аналогичное стыковое соединение, но с необработанным гратом;

«СМ» — стыковое соединение, выполненное со сверхнормативным смещением (несоосностью) состыкованных отрезков проката на 2,5 мм;

«НП» — стыковое соединение с неповаренным замком.

Конструкция образцов представлена на рис. 1. Стыковые соединения выполнены контактной сваркой оплавлением на машине К-190 на следующих режимах, принятых при сварке профильного проката с такой же площадью поперечного сечения: время сварки 120 с; начальное напряжение 7 В; время оплавления на высоком напряжении 40 с; низкое напряжение 4 В; время снижения напряжения 30 с; время оплавления на низком напряжении 40 с; конечное напряжение 4,8 В; время повышения скорости 6 с; время оплавления на повышенной скорости 1,5 с; конечная скорость оплавления 1,5 мм/с; осадка 8 мм; припуск на оплавление 28 мм; вылет 120 мм; удельное давление осадки 40 МПа. При таком режиме сварки влияние деформации на ударную вязкость проявляется в меньшей степени. Более того, существенное влияние на пластические свойства оказывает изменение микроструктуры металла по линии соединения и примыкающим к ней участкам. При самой неблагоприятной микроструктуре, когда угол изгиба волокон составляет 40...60°, ударная вязкость снижается на 20...30 % [2]. При осадке, равной 8 мм, угол изгиба волокон составляет менее 40°. Усталостная прочность при контактной стыковой сварке на этом режиме составляет 95 % по сравнению с показаниями для целого рельса [2]. О несущей способности данных практически нет.

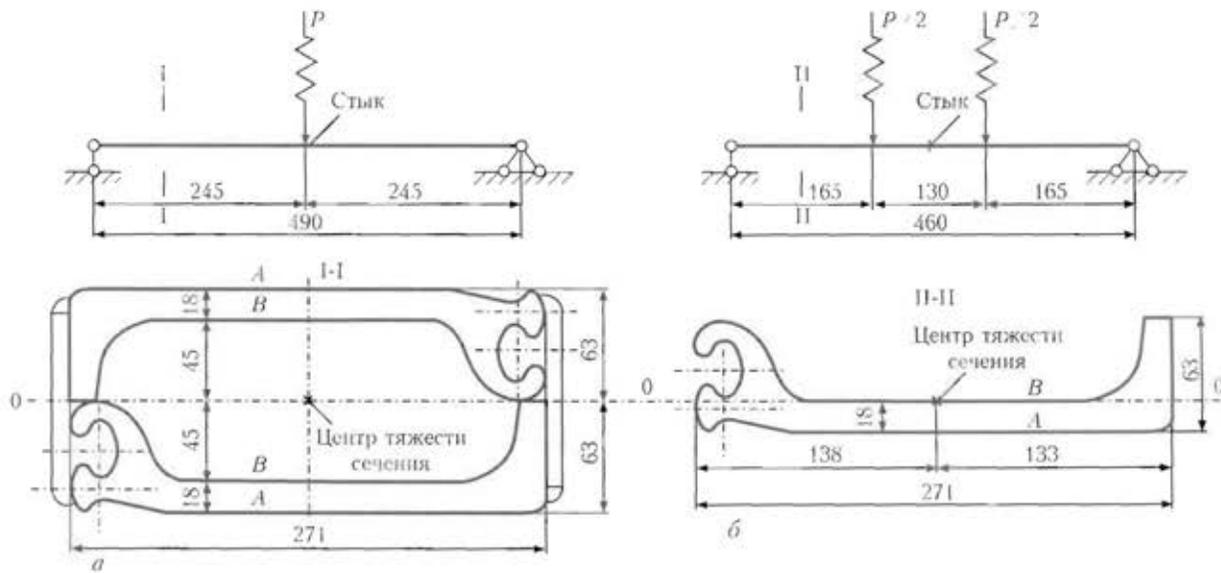


Рис. 1. Конструкция образцов и схема нагружения циклической нагрузкой при испытании спаренного образца «стг-нп» (а), образцов «ст» и «см» (б)

Задача испытаний заключалась в оценке изменения несущей способности соединений, предварительно подвергнутых циклическому нагружению переменной нагрузкой. При этом объектом исследования была несущая способность соединений на растяжение, а циклическое нагружение, происходящее вследствие колебаний нагрузки на изгибаемую стенку из шпунта ШЗП, решили воспроизводить нагружением образцов переменной нагрузкой по схеме поперечного изгиба.

Предстояло установить, снижается ли несущая способность соединений, подвергнутых циклическому нагружению, по сравнению с ее исходным уровнем и выявить влияние дефектов, воспроизведенных в стыках образцов «стг», «см» и «нп».

Для проведения испытаний необходимо было задать количество циклов нагружения и уровень нагрузки, характерные для работы шпунтовых стен в причальных сооружениях.

По нормам проектирования причальных сооружений расчет конструкций шпунтовых стен ведется на статическую нагрузку, проверка их на выносливость не производится.

Основными нагрузками, определяющими напряженно-деформированное состояние шпунтовых стен, являются давление грунта от его собственного веса (постоянная нагрузка), а также от веса складированных на причале грузов и располагаемого там технологического оборудования (длительная временная нагрузка). Отрезки времени, на протяжении которых нарастает или снижается эта нагрузка, измеряются сутками. С такой же периодичностью воздействует на сооружения кратковременная нагрузка от судов.

Малый период имеет волновая нагрузка, но для причальных сооружений, возводимых, как правило, на защищенной от волнения акватории,

она существенно ниже постоянной и длительной временной нагрузки, и ее влияние на напряженно-деформированное состояние шпунтовой стенки невелико.

Принимая во внимание приведенную выше характеристику периодичности переменных нагрузок на шпунтовые стенки, расчетную длительность цикла изменения основной нагрузки можно оценить в 2...3 сут. Поскольку у причала могут одновременно находиться и вести погрузочно-разгрузочные работы два-три судна, а нагрузка при обработке каждого из них передается и на смежные участки причальной стенки, расчетную длительность цикла сократим еще втрое, до 0,6 сут. Тогда за 35-летний период эксплуатации сооружения шпунтовые профили в причальной стенке должны воспринять до 22 тыс. циклов изменения нагрузки.

Испытуемые образцы стыковых сварных соединений профилей ШДС подвергли 25 тыс. циклам нагружения. При этом верхний уровень среднего по толщине полки значения нормальных напряжений в стыке в каждом цикле приняли равным 0,5 расчетного сопротивления стали по пределу текучести ($R_y = 235$ МПа для фасонного проката из стали ВСтЗсп по ГОСТ 380-71), а нижний — 0,5 верхнего уровня. Образец «кет» сохранили как контрольный и циклическому нагружению не подвергали. Схема нагружения образцов циклической нагрузкой приведена на рис. 1. Для циклического нагружения образцы соединили попарно — «стг-нп» и «ст-см». Предварительно стандартный хвостовой выступ профиля ШДС в образцах укоротили до 63 мм (размер, равный высоте замка).

Каждую пару образцов соединили планками (рис. 1, а) размером 100×100×10 мм, установленными на концах образцов по их боковым гра-

ням и приваренными по контуру с расчетом восприятия швами усилия среза в 209 кН, что соответствует нагрузке $P = 686$ кН на спаренный образец. Коробчатое сечение спаренного образца имеет следующие характеристики: площадь $F = 136,3$ см², центральный момент инерции $J_0 = 3089$ см⁴, момент сопротивления $W = 490$ см³.

Циклическое нагружение сваренных образцов проводили на испытательной машине «Шоппер 200» (ИЦМ-200-Пу) при частоте пульсации 300 цикл/мин.

Спаренный образец «стг-нп» подвергся 25 тыс. циклам переменной нагрузки при расположении образца «стг» в растянутой, а «нп» в сжатой зоне коробчатого сечения, а затем еще 25 тыс. циклам после переворачивания образца с целью смены местоположения «стг» и «нп».

Пределы изменения нагрузки на образец «стг-нп» и расчетных нормальных напряжений в стыках (см. рис. 1) следующие: $P = 294...588$ кН, уровень нормальных напряжений в стыке A составляет 73...147; B — 52...105 МПа. После окончания циклического нагружения образцы «стг» и «нп» разъединили разрезкой планок.

У спаренного образца «ст-см» вследствие дефекта шва крепления одной из соединительных планок произошла срезка этого шва при нагрузке на образец 619 кН, что привело к остаточной деформации хвостового выступа образца «см» и вынудило для испытания образцов «ст» и «см» циклической нагрузкой перейти на схему их отдельного нагружения (см. рис. 1, б). Характеристики корытного сечения одиночного образца следующие: площадь $F = 68,15$ см², центральный момент инерции $J_0 = 165$ см⁴, момент сопротивления растянутой зоны сечения $W = 91,5$ см³.

Циклическое нагружение одиночных образцов «ст» и «см» проводили на испытательной машине «МУП-100» при частоте пульсации 450 цикл/мин.

К каждому из образцов (см. рис. 1) были приложены 25 тыс. циклов переменной нагрузки со следующими параметрами нагружения: $P = 127...255$ кН; уровень нормальных напряжений в стыке A равен 115...230; в стыке B постоянный 0 МПа.

После испытания циклической нагрузкой определяли несущую способность образцов при растяжении по направлению нормали к плоскости стыка. Испытанию на растяжение был подвергнут также контрольный образец «кст». Образцы растягивали на испытательной машине «Шоппер 200» медленно возрастающей нагрузкой при скорости перемещения подвижного захвата 0,002...0,005 мм/с и строили диаграммы «усилие-деформации». Деформации измеряли по направлению растягивающего усилия, на линии продольной оси образцов как на внешней поверхности полки, так и со стороны корыта с помощью ме-

ханических тензометров и индикаторов перемещений, устанавливаемых на базе в 200 мм симметрично по отношению к стыковому шву. За критерий исчерпания образцом несущей способности принимали фиксируемое прибором-измерителем деформации реальное или условное проявление текучести стали в зоне стыка. Значение нагрузки, соответствующее наступлению этой фазы напряженно-деформированного состояния образца, определяли по диаграмме растяжения.

Растяжение образцов продолжали до их разрушения. Полученные значения несущей способности образцов, прошедших испытания циклической нагрузкой, сопоставляли с несущей способностью контрольного образца «кст» с целью оценки последствий специфического малоциклового нагружения. Влияние дефектов, воспроизведенных в стыковых соединениях, а также такие особенности состояния образцов, как форма разрушения, образование трещин, большие пластические деформации, выявленные в испытаниях, приведены на рис. 2 и 3. Предельно приложенная к образцу нагрузка, при которой он остался неразрушенным, составляет 1695 (для образца «кст») и 1671 кН (для образца «ст»). Образец «стг» — при нагрузке 1499 кН (вырвана часть полки с хвостовым выступом), образец «нп» разрушился при нагрузке 1519 кН (произошел обрыв полки образца у лобового шва накладки хвостовой части). К моменту разрушения раскрытия трещины у ее корня достигло 15 мм. Как видно из зависимостей, приведенных на рис. 2, б, нагрузка, при которой относительная деформация $\epsilon = 1,36$, составляет 840 кН. В то же время на поверхности полки со стороны замка при той же относительной деформации нагрузка составляет примерно 1300 кН, т. е. отвечает данным, полученным на контрольном образце «кст». Это свидетельствует о том, что при повторных, ограниченных по количеству, циклах нагружения за пределами упругости перераспределение напряжений — деформаций может приводить к затуханию накопления пластической деформации, т. е. приспособляемости [4].

С целью обеспечения бесперебойной работы портовых гидротехнических сооружений на всем протяжении их срока службы проводится постоянный технический надзор, для предотвращения возможных повреждений и деформаций, определения объемов, сроков и способов необходимых ремонтов, оценки долговечности отдельных конструктивных ремонтов. Для проведения комплексных исследований необходимо собрать максимально возможный объем информации о сооружении, а также ознакомиться с результатами натурных исследований отдельных образцов, выполненных не ранее чем за три года до проверки,

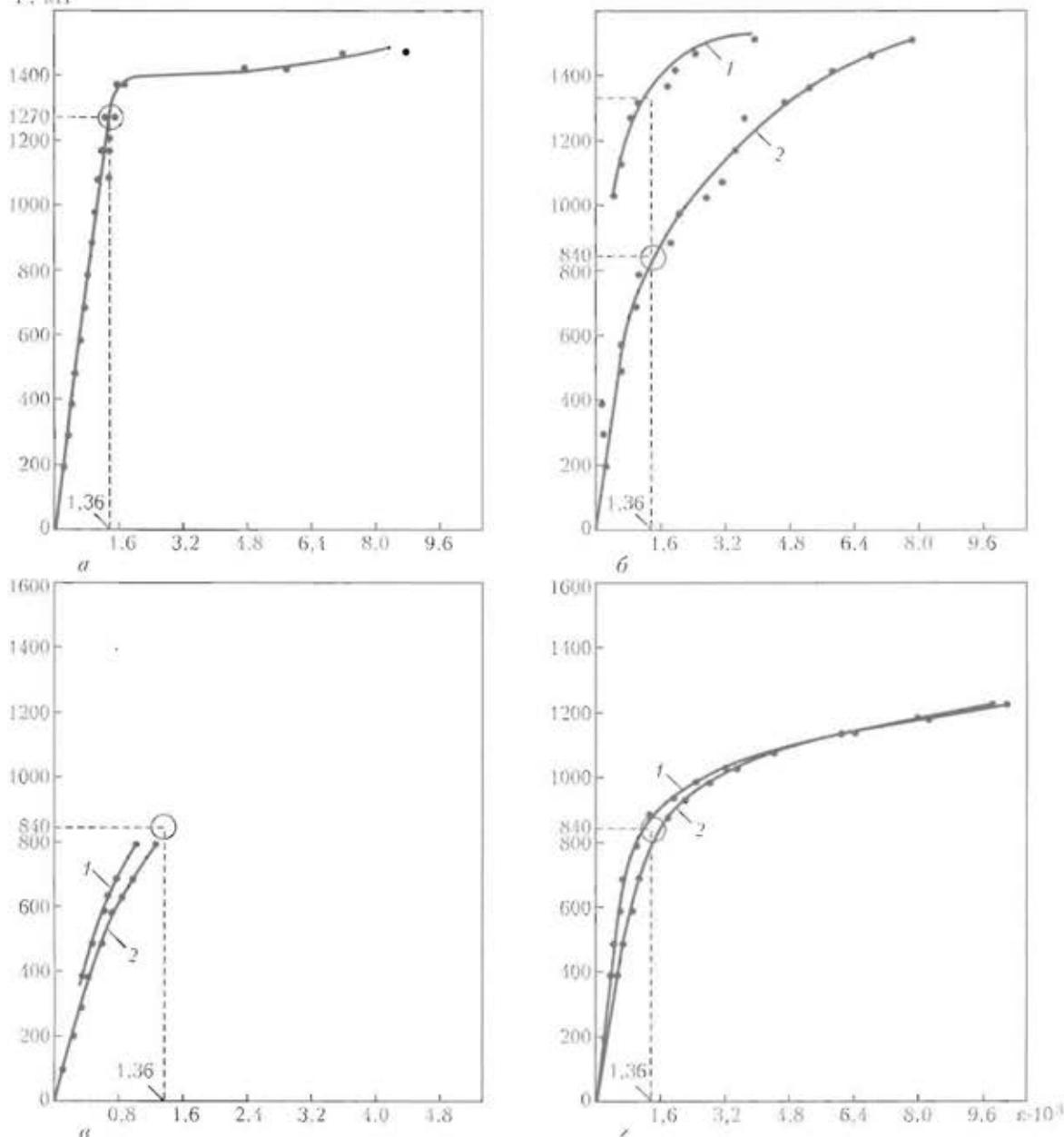


Рис. 2. Диаграммы растяжения образцов стыковых соединений: а — «кет»; б — «ст»; в — «стг»; г — «шт»; 1 — поверхность полки со стороны замка В; 2 — тыльная поверхность полки А. База измерения деформации 189 (а, б, г) и 200 мм (в), средство измерения — индикатор перемещений (1 дел. — 0,01) (а, б, г) и механический тензометр (1 дел. — 0,001 мм) (в)

и результатами наблюдений за сооружением с момента его постройки.

Предельно допустимое перемещение, определяемое по данным, полученным на образце «ст» ($\epsilon = 1,36$), соответствует нагрузке 1270 кН. Предельные нагрузки, по которым определяется статическая несущая способность, могут соответствовать предельно допустимым перемещениям, разрушению или исчерпанию несущей способности сечения, когда при малом увеличении нагрузки резко возрастает деформация, что может ограничивать статическую несущую способность. Предельные нагрузки в этом случае определяют из условий перехода сечения образца целиком в пластическое состояние. Расчет с учетом исчер-

пания статической несущей способности по деформациям широко используют для многих строительных конструкций. Как видно из рис. 2, б, для образца «ст» предельно допустимому перемещению $\epsilon = 1,36$ соответствует две нагрузки — 840 и 1300 кН. Если предельно допустимые значения деформаций выше значения деформаций, соответствующих достижению предела текучести, то это характеризует возрастание несущей способности благодаря упругопластическому перераспределению напряжений в процессе деформирования (приспособляемость).

Если трудно установить, какое из ограничений по перемещению или разрушению даст меньший запас прочности, то приходится определять два

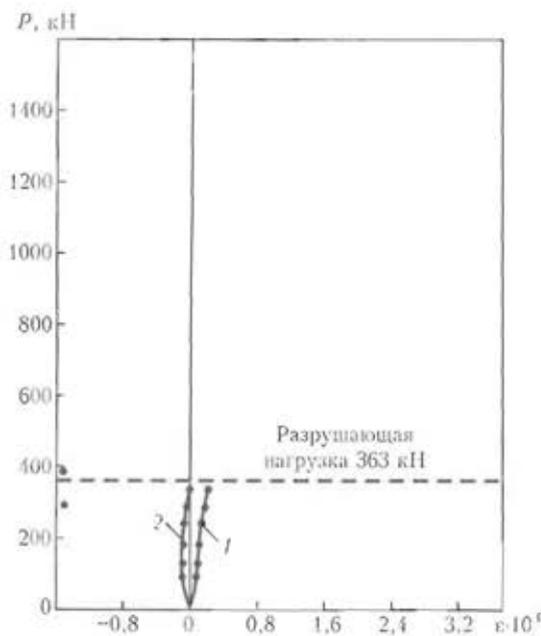


Рис. 3. Диаграмма растяжения образца «см» (разрушение хрупкое, после циклического нагружения образец получил остаточный прогиб 30 мм). База измерения деформации 200 мм, средство измерения — механический тензомер; 1, 2 — то же, что и на рис. 2

запаса прочности и выбирать для расчета меньший, который соответствует нагрузке 840 кН. Соотношение показаний данных на образцах «кст» и «ст» 420/1270 кН и составляет примерно 30 %.

Данные, полученные при испытаниях образца «стг», свидетельствуют о том, что грат является инициатором снижения несущей способности и

его следует убирать в сварных соединениях, а степень влияния непроваренного замка в шпунте (образец «нп») — о зависимости начала трещины от места расположения. Такой дефект является инициатором протяженной трещины. При ширине трещины более 1 мм за наблюдением процесса ее развития устанавливают маяк. Наиболее опасным дефектом при контактной стыковой сварке является отклонение от их соосности, о чем свидетельствуют данные, приведенные на рис. 3 (образец «см»).

Таким образом, малоцикловая нагрузка снижает несущую способность зетовых шпунтов, стенки которых сварены контактной сваркой оплавлением примерно на 30 %. Грат в соединениях, выполненных контактной стыковой сваркой, может являться инициатором снижения их несущей способности и его следует убирать. Непроваренный замок в поясах зетовых шпунтов обуславливает развитие протяженных трещин. Нарушение соосности при контактной стыковой сварке является недопустимым дефектом.

1. Астис А. Е., Кучук-Яценко С. И. Статическая и вибрационная прочность соединений из прокатных профилей большого сечения, выполненных контактной сваркой // Автомат. сварка. — 1960. — № 12. — С. 14–21.
2. Кучук-Яценко С. И., Лебедев В. К. Контактная стыковая сварка непрерывным оплавлением. — Киев: Наук. думка, 1975. — 211 с.
3. Труфяков В. И. Усталость сварных соединений. — Киев: Наук. думка, 1973. — 216 с.
4. Макутов Н. А. Статистические закономерности малоциклового разрушения. — М.: Стройиздат, 1971. — 171 с.

Procedures and results of investigation of the load-carrying capacity of butt welded joints subjected to low-cycle loading are presented. Recommendations are given on improvement of the load-carrying capacity of welded joints made by flash-butt welding.

Поступила в редакцию 11.12.2007



ГИПЕРБАРИЧЕСКАЯ СУХАЯ ПОДВОДНАЯ СВАРКА (Обзор)

В. Я. КОНОНЕНКО, канд. техн. наук (ГП «Экотехнология», г. Киев)

Рассмотрен мировой опыт в области технологий подводной сварки в сухой камере. Показаны особенности использования их при сборке, изготовлении и ремонте ответственных конструкций и сооружений.

Ключевые слова: дуговая сварка, сухая сварка под водой, обитаемые камеры, покрытые электроды, порошковые проволоки, механические свойства соединений

В настоящее время в мире существуют более 4000 стационарных оснований в открытом море, используемых для добычи нефти и газа со дна морей. Большая часть этих металлоконструкций действующие и находятся в эксплуатации более 20 лет. Транспортировка нефти и газа в регионы потребления, как правило, осуществляется по подводным трубопроводам, длина которых составляет несколько десятков тысяч километров. Построены причальные сооружения с большим количеством металлических элементов, находящихся в воде, строятся и эксплуатируются десятки тысяч кораблей и судов. В подводной части этих сооружений возможно возникновение дефектов, нарушающих их водонепроницаемость, появление которых может быть вызвано нарушениями технологии при выполнении монтажных работ, развитием коррозионных процессов, повреждениями из-за воздействия природных сил, боевыми повреждениями, а также возможными ошибками при проектировании и строительстве. Для строительства и восстановления работоспособности этих сооружений необходимо высококачественное выполнение сварочных работ.

Ремонт корпусов кораблей и судов обычно выполняется в сухих доках или на слипах по отработанным технологиям. Сложности возникают при невозможности перемещения металлоконструкции в сухой док, где проводится ремонтно-восстановительные работы, или при отсутствии доков в регионах. В этих случаях ремонт осуществляется с применением подводной сварки. На сегодня существуют три основных способа выполнения сварочных работ под водой:

мокрая сварка в условиях непосредственного соприкосновения с водой выполняется под давлением, которое зависит от глубины выполнения сварочных работ;

гипербарическая сухая сварка внутри сухой обитаемой камеры, установленной вокруг свариваемых элементов, выполняемой под давлением, значение которого зависит от глубины;

сварка внутри кессона в сухих условиях при атмосферном давлении путем использования погружаемой в воду металлоконструкции, которая герметично соединяется с ремонтируемым элементом и внутри которой работает сварщик.

Состояние и особенности развития мокрой подводной сварки в бывшем СССР и странах СНГ достаточно подробно изложены в ряде публикаций [1–7]. Сварка внутри кессона практически ничем не отличается от сварки в обычных условиях на суше. В данной статье рассмотрен мировой опыт применения гипербарической подводной сварки.

В мире этот способ сварки начал развиваться с 1960-х годов, когда по мере расширения добычи углеводородного сырья на морском дне и монтажа установок для его добычи проектировщики стали использовать материалы с более высокими механическими свойствами. Соответственно повышались требования к качеству сварных соединений. Впервые в 1967 г. компания «Тейлор Дайвинг энд Салвейдж» (США) применила для сухой подводной сварки простую камеру с открытым дном, установленную на месте будущего соединения труб [8, 9]. Камера одевалась на трубопровод с помощью боковых вырезов, которые охватывали трубопровод и герметизировались специальными уплотнениями. Вода из сварочной камеры вытеснялась инертным газом и водолаз-сварщик, находясь в образовавшемся в камере газовом пузыре, выполнял сварку. Основная особенность применения этого способа состоит в исключении контакта реакционной зоны сварки и свариваемого металла с водой, что обеспечивает существенные преимущества для получения равнопрочного сварного соединения независимо от внешних условий и глубины выполнения работ. Положительные результаты, полученные с помощью этой технологии, позволили модернизировать камеру, оснастив ее гидравлическими системами и другим необходимым оборудованием.

В настоящее время большая часть работ в сухих камерах выполняется при ремонте подводных трубопроводов [9–12]. Камеры проектируются и изготавливаются индивидуально под заказ. Такая камера массой от 8 до 20 т, как правило, входит

в состав корабельного водолазного комплекса. Кроме нее, в комплекс входят гидравлические подъемники и центраторы, которые необходимы для перемещения труб в вертикальной и горизонтальной плоскости при их фиксации и герметизации в торцах камеры. Камеры комплектуются набором герметизирующих элементов под различные диаметры труб, комплектом оборудования для зачистки, резки и подгонки труб, герметизированным универсальным источником питания дуги для сварки неплавящимся и плавящимся электродом, герметичными емкостями для хранения инструмента и приспособлений, электроинструментом, оборудованием для послесварочной зачистки, контроля и термообработки сварных соединений. В камере находится также система дымоудаления, пожаротушения, контроля состава газовой смеси и гидравлическая система для фиксации и перемещения на небольшие расстояния ремонтируемой трубы в случае ее центровки при монтаже. В верхней части камеры располагается люк, к которому пристыковывается водолазный колокол. Водолазы-сварщики из колокола могут переходить непосредственно в камеру. В период монтажа на трубе, когда камера затоплена, работы выполняются в водолазном снаряжении. После окончания монтажных работ сварщик работает без водолазного снаряжения, при необходимости он надевает дыхательную маску, подключенную к системе газоснабжения водолазного колокола. Технологию ремонта подводных трубопроводов, отработанную на сотнях объектах [10–12], можно разбить на следующие этапы:

размыв и очистка поверхности трубопровода на расстоянии 5...10 м в обе стороны от дефектного участка;

– установка гидравлических подъемников и подъем трубопровода в положение, позволяющее монтировать на нем камеру;

– установка на ремонтируемый участок и герметизация вводов трубы в камеру;

– вытеснение воды путем подачи газовой смеси, состав которой подобран в зависимости от глубины;

– вырезка дефектного участка с формированием двух кромок;

– монтаж в трубе герметизирующих элементов;

– окончательная зачистка внутренних и наружных поверхностей трубопровода;

– подгонка ремонтируемого участка до размеров ввариваемой катушки;

– монтаж ввариваемой катушки на ремонтируемый участок и ее прихватка;

– сварка корневых швов;

– заполнение разделки многопроходным швом;

– термообработка сварных соединений по данному циклу;

– неразрушающий контроль сварных соединений;

– гидроизоляция ремонтируемого участка;

– демонтаж камеры и подъемных устройств;

– замыв отремонтированного участка трубопровода.

Следует заметить, что все операции под водой выполняются под руководством специально подготовленных инженеров и техников. Они постоянно следят за физическим состоянием водолазов-сварщиков, составом и влажностью газовой смеси, а также контролируют все электрические параметры дугового процесса. Сварочные работы под водой выполняют специалисты, прошедшие многомесячную подготовку.

Сухая сварка под водой металлоконструкций с развитой поверхностью сопряжена со значительными трудностями [8, 12]. Для ее реализации необходимо проектировать и изготавливать камеру, предназначенную для ремонта только одного элемента, что требует существенных затрат. Современные компьютерные технологии и металлообрабатывающее оборудование позволяют изготавливать специализированную камеру за три-четыре рабочих дня. Такая камера, как правило, имеет минимальное внутреннее оборудование. Совместно с ней используется погружной универсальный источник питания, позволяющий выполнять сварку покрытым электродом, ТИГ и МИГ/МАГ, а также проводить термообработку сварного соединения по заданной программе. Источник размещается за пределами камеры. Сварочные материалы и оборудование для выполнения работ подаются внутрь камеры в герметичных боксах. В верхней части камеры может располагаться переходной узел для ее стыковки с водолазным колоколом. Условия работы водолаз-сварщика в таких камерах хуже, чем в камерах, применяемых для сварки трубопроводов. Технология выполнения ремонтных работ зависит от глубины, конструкции ремонтируемого узла, технологических возможностей фирмы, удаленности ремонтируемого объекта от мест, где производятся такие камеры, и требований заказчика к срокам проведения работ.

Подготовка ремонтируемых поверхностей (очистка от обрастания) выполняется с применением механических щеток или струей воды высокого давления. Подготовка трубных элементов в воде производится с применением электрокислородной или экзотермической резки. Подготовка поверхностей под сварку (разделка кромок) осуществляется с использованием металлорежущего инструмента с гидравлическим или электрическим приводом. Герметизация трубных элементов, как и при сварке трубопроводов, выполняется уплотнителями, устанавливаемыми внутри труб.



Для выполнения ремонтных работ на плоских конструкциях, таких, например, как борт судна или плавучего дока, создаются специализированные камеры, в которых размещается весь ремонтируемый участок объекта [8]. Установка и герметизация такой камеры требует существенных трудозатрат. Технология ремонта такая же, как и при использовании специализированных накидных камер.

Исследования в области технологий гипербарической сварки, проводимые в ведущих институтах и исследовательских центрах [13], направлены на повышение эффективности технологий сварки покрытыми электродами, МИГ/МАГ и ТИГ с использованием проволок сплошного сечения и порошковых проволок, на оценку влияния давления, состава газовой среды и расхода защитных газов на перенос, окисление легирующих элементов, структуру и механические свойства металла шва в процессе сварки. В связи с тем, что новые месторождения нефти и газа в Мексиканском заливе и других регионах располагаются на глубинах более 500 м, были интенсифицированы работы по созданию автоматических систем сварки с дистанционным управлением. Автоматические системы, разработанные в настоящее время, позволяют получить необходимые механические свойства соединений с высокой повторяемостью технических характеристик при использовании технологий ТИГ и МИГ/МАГ на глубине до 450 м [14–16].

Для строительства стационарных оснований и подводных трубопроводов применяются углеродистые и низколегированные стали с микролегированием алюминием, титаном, бором и др. Такие стали склонны к образованию структур закалки в металле ЗТВ в условиях гипербарической сварки, когда наблюдается существенный отбор теплоты в окружающую среду камеры, заполненную гелиокислородной смесью. С целью снижения вероятности образования холодных трещин в металле ЗТВ свариваемые конструкции подогревают до температуры 120 °С.

При гипербарической сварке необходимо различать два типа среды — среда сварочной камеры и среда (газовая смесь), подаваемая сварщику для дыхания. В связи с тем, что процесс сварки загрязняет окружающую среду (атмосферу камеры), сварщику необходимо носить маску и иметь независимую среду для дыхания. Это важно также с учетом того, что для реализации процесса сварки необходимо выполнить подготовительные работы. Кроме того, существует риск того, что сварщик может случайно вдыхать газовую среду камеры, поэтому она должна быть пригодна для дыхания [12].

В составе газов, заполняющих камеру, жестко контролируется содержание азота, при попадании

которого в зону горения дуги образуются оксиды азота, а также аргона при повышенном давлении, так как оба газа оказывают сильное наркотическое воздействие на организм человека. В этом отношении гелий (хотя и очень дорогой) является газом, который приемлем для дыхания водолаз-сварщика на различных глубинах. Для дыхания сварщика необходим кислород, концентрация которого в составе атмосферы камеры устанавливается с позиции биологической потребности и требований пожарной безопасности [11, 12].

При попадании выдыхаемого сварщиком газа в камеру, концентрация кислорода и других газов может выйти за допустимые рамки. Газовая смесь, которую выдыхает сварщик, либо выводится за пределы камеры, либо в камере устанавливают систему регенерации атмосферы, которая контролирует концентрацию кислорода и других газов.

Процесс сварки характеризуется выделением в атмосферу камеры целого ряда соединений, таких как NO_2 , O_3 , CO , CO_2 , и различных видов пыли. Концентрация этих соединений в составе атмосферы камеры не должна превышать порога допустимых значений. Кроме состава атмосферы, внутри камеры контролируются такие параметры, как влажность и температура. Повышенная влажность атмосферы камеры может привести к возникновению проблем, связанных с насыщением расходуемых материалов влагой и попаданием ее в зону горения дуги. Контроль температуры внутри камеры также оказывает существенное влияние на состояние здоровья сварщика в связи с тем, что в процессе дыхания при повышенном давлении гелий выносит из организма человека значительно больше теплоты, чем азот.

Существенные проблемы при сварке в гипербарических условиях возникают в результате повышенного давления и высокой теплопроводности газовой среды. Установлено, что независимо от используемых технологий с увеличением глубины выполнения работ дуговой процесс дестабилизируется [17, 18]. Точка пересечения собственной характеристики источника питания сварочной дуги и характеристической кривой дуги в гипербарических условиях меняет свое положение по отношению к ее положению в нормальных условиях. Дуга в этих условиях характеризуется большим градиентом падения напряжения и высокой степенью обжатия, поджиг дуги усложняется.

Повышенное давление оказывает существенное влияние на состав наплавленного металла [19]. Как отмечалось выше, в условиях повышенного давления и столб дуги обжимается, снижается площадь анодного и катодного пятен, что, в свою очередь, повышает их температуру. Обжатие дуги и повышение ее температуры оказывает влияние на геометрию и другие характеристики сварочной ванны

(с повышением давления увеличиваются глубина проплавления и высота усиления, уменьшается ширина шва, изменяется поверхностное натяжение расплавленного металла и его подвижность, а также возрастает степень адсорбции газов). Повышение температуры дуги способствует интенсивному выгоранию легирующих элементов из металла шва. Снижается концентрация кремния и марганца в шве и возрастает количество их оксидов в шлаковой корке.

Для защиты зоны горения дуги при использовании технологий ТИГ и МИГ/МАГ применяют различные комбинации газов (He, He/CO₂, He/O₂ в различных сочетаниях и др.). Оптимальное количество газа, подаваемого для защиты зоны горения дуги при сварке в гипербарических условиях, составляет примерно 10 л/мин [13]. Существенное влияние на ударную вязкость металла сварного соединения оказывает характер истечения потока защитного газа из сопла горелки. Турбулентный газовый поток, как и при сварке на воздухе, снижает ударную вязкость металла шва.

Технология сварки покрытым электродом в гипербарических условиях применяется для сварки корневых швов, а в ряде случаев и для заполнения разделки. Обычно используются покрытые электроды с основным видом покрытия, при работе с которыми возникает целый ряд технических и технологических трудностей. Как отмечалось выше, с увеличением давления снижается жидкотекучесть сварочной ванны и возрастают возмущения, вызванные магнитным дутьем, швы становятся более выпуклыми с более крутым переходом шва к основному металлу, что усложняет удаление шлака. Водлазу-сварщику приходится использовать электроды меньшего диаметра по сравнению с электродами, применяемыми в аналогичных условиях при сварке на воздухе. Наибольшие трудности возникают при выполнении многопроходных угловых швов и последнего шва, заполняющего разделку. Сварку приходится выполнять очень короткой дугой. Определенные проблемы возникают из-за высокой гигроскопичности основного покрытия электродов в условиях сварки в гелиокислородной атмосфере. При влажности в камере 90...98 % скорость насыщения электрода парами воды до концентрации 0,2 % составляет 2...3 мин. Поэтому электроды в камере находятся в портативных печах (подогреваемых пеналах) или в вакуумной упаковке, что снижает вероятность их увлажнения. Нарушение условий хранения электродов в камере перед сваркой приводит к образованию холодных трещин в металле ЗТВ и пористости в металле шва [12].

Установлено, что при выполнении сварочных работ с возрастанием глубины наблюдается увеличение содержания углерода и кислорода в сос-

таве металла шва, а также повышенное выгорание марганца и кремния.

С повышением давления наблюдается увеличение количества водорода в сварном соединении, что связано с воздействием давления на электрическую дугу. Это может оказать существенное влияние на стойкость соединений к образованию холодных трещин при сварке сталей с высоким углеродным эквивалентом и толстолистовых металлоконструкций. Механические свойства сварных соединений, полученных в гипербарических условиях с применением покрытых электродов, находятся на уровне прочностных показателей основного металла.

Технология ручной сварки ТИГ в гипербарических условиях, как правило, применяется при выполнении корневого шва цилиндрических стыковых соединений, когда необходимо получить обратное формование. Дальнейшее заполнение разделки выполняют покрытым электродом или механизированным процессом МАГ с использованием проволок сплошного сечения или порошковых проволок.

Установлено, что повышение давления вызывает увеличение напряжения горения дуги. Последнее способствует большему влиянию магнитного дутья на стабильность дугового процесса, в особенности при давлении свыше 0,8 МПа. При этом дуга становится неустойчивой. В ряде случаев для ее стабилизации используют высокочастотную составляющую. Еще один путь — использование внешнего магнитного поля для воздействия на дугу [20–22], которое создается катушкой, намотанной вокруг неплавящегося электрода, на которую подается постоянный ток силой примерно 3 А. Использование внешнего магнитного поля позволило выполнить сварку ТИГ под давлением 2,1 МПа при силе тока 100 А. Дальнейшие эксперименты позволили установить, что положительные результаты обеспечиваются и при переменном магнитном поле, параметры которого менялись по заданной программе.

С возрастанием давления увеличивается глубина проплавления основного металла, при этом ширина шва практически не меняется. Проведенные многочисленными исследователями эксперименты показывают, что в случае использования сварки ТИГ увеличение глубины выполнения работ незначительно влияет на механические свойства сварного соединения.

Технология сварки МАГ проволокой сплошного сечения имеет свои преимущества по сравнению со сваркой покрытыми электродами — это высокая производительность за счет непрерывной подачи проволоки в зону горения дуги, саморегулирование дугового процесса и отсутствие шлака в реакционной зоне [23]. В гипербарических условиях эта технология обычно используется при



сварке короткой дугой. В качестве плавящегося электрода применяют те же проволоки, что и при сварке на воздухе. При сварке на токе обратной полярности с увеличением давления дуговой процесс дестабилизируется, возрастает глубина проплавления и разбрызгивание, повышается содержание оксидов железа, кремния и марганца в газовой фазе (появляется бурый дым). При сварке на токе прямой полярности дуга более стабильная, что позволяет выполнять сварку на больших глубинах.

Технология сварки МАГ порошковыми проволоками имеет те же преимущества, что и технологии сварки под водой проволоками сплошного сечения в защитных газах. Введение в сердечник стабилизирующих ингредиентов и лигатур позволяет выполнять сварку на глубине более 200 м, наличие шлаковой фазы улучшает формирование шва, защищает расплавленный металл от взаимодействия с окружающей средой и обеспечивает более высокую степень повторяемости результатов. В металле сварного соединения снижается содержание водорода. Применение бесшовных порошковых проволок, специально разработанных для сварки в гипербарических условиях, позволяет выполнять сварку на более высоких режимах. Это дает положительный результат по сравнению с применением покрытых электродов, при использовании которых с увеличением глубины необходимо снижать силу тока. Выполнение сварки на более высоких режимах в ряде случаев позволяет исключить из технологического цикла предварительный подогрев.

Были проведены исследования с целью определения влияния парциального давления кислорода, содержащегося в составе защитных газовых смесей (He/CO_2 , He/O_2), на содержание кислорода в металле шва при сварке порошковыми проволоками, легированными марганцем и никелем [13]. Исследования проводили при различных парциальных давлениях кислорода (0,002...0,15 МПа) и углекислого газа (0,0015...0,20 МПа) на глубине до 100 м. Сварку выполняла группа водолазов-сварщиков с различным опытом работы под водой. Как и предполагалось, повышение парциального давления кислорода в смесях He/CO_2 , He/O_2 увеличивало концентрацию кислорода в металле шва. Исследования ударной вязкости металла швов, выполненные при давлении 0,6...1,0 МПа (температура испытаний -20°C), показали высокие значения показателей поглощенной энергии удара (52...107 Дж) в зависимости от используемой защитной смеси. Эти значения достаточно высоки и соответствуют требованиям стандартов, предусмотренным для конструкций, сооружаемых в открытом море.

Вот уже более 15 лет проводятся исследовательские работы по разработке автоматизированных систем, позволяющих сократить время пре-

бывания водолаза-сварщика в гипербарических условиях [14–16]. Наиболее часто используется технология сварки ТИГ в сочетании с орбитальными системами, апробированными на глубине до 230 м. Разрабатываются комплексы, позволяющие осуществлять полностью автоматическую сварку в гипербарических условиях с дистанционным управлением всеми процессами с поверхности моря.

Добываемые нефть и природный газ содержат в своем составе значительное количество H_2S и CO_2 , которые способствуют развитию коррозионных дефектов в трубопроводах. В связи с этим в настоящее время проводятся исследовательские работы по разработке технологий и оборудования для сварки на больших глубинах материалов с повышенной коррозионной стойкостью [24–26]. К таким материалам относятся шлакированные стали и дуплексные нержавеющие стали. Проверяются возможности использования для их сварки технологий ТИГ и плазменно-дуговой сварки МИГ. Экспериментальные работы сегодня ограничены глубиной 30 м. Сварка выполняется в горизонтальном положении.

В практике ремонта подводных переходов в бывшем СССР сухая сварка почти не применялась, за исключением ремонта нефтепровода Александровское–Анжеро-Судженск в месте его перехода через реку Обь (674 км). Непосредственным исполнителем этой работы был автор этой статьи (информация частично была изложена в работе [27]). Оба дефекта трубы диаметром 1020 мм с толщиной стенки 16 мм из стали 18Г2АФ располагались близко друг от друга в районе судового хода, где скорость течения воды достигала 0,7...0,9 м/с. В связи с этим работа могла выполняться только зимой со льда. Работу выполняли в два этапа.

На первом этапе в феврале–марте 1979 г. в сухой камере на глубине 6 м была заварена трещина кольцевого сварного шва длиной 250 мм. После размыва грунта, удаления футеровки и гидроизоляции на дефектный участок трубы установили камеру, изготовленную из части стальной емкости размером 1800×1500×2200 мм. Размеры камеры не позволяли свободно маневрировать со сварочным оборудованием, так как расстояние от наружной поверхности трубы до стенки камеры в нижней части не превышало 60 см. Камеру одевали на трубопровод с помощью боковых вырезов, которые охватывали трубопровод и герметизировались с помощью двух фланцев. Вода отжималась сжатым воздухом, подаваемым с поверхности компрессором. Вход и выход водолазов, подача необходимого инструмента и приспособлений, кабелей и шлангов выполнялась через его нижнюю часть. Дефектный участок (400×650 мм) вырезали с применением газокислородной резки. Для

подготовки разделки под сварку использовали абразивный инструмент. В образовавшееся отверстие была введена заплата с подкладкой. После фиксации ее на внутренней поверхности трубопровода с применением мокрой механизированной сварки был выполнен корневой шов. Затем разделку заполняли с использованием покрытых металлических электродов в воздушной среде. Перед сваркой проводили предварительный подогрев трубы. Электроды в зону работ подавали в герметичной емкости. Сварку выполняли в снаряжении типа СВУ. Для дыхания использовали аппарат АВМ-1М, что ограничивало время пребывания сварщика под водой до 50 мин. В рабочий день сварщик выполнял, как правило, два, изредка три спуска. В осушенном пространстве водолаз-сварщик находился в водолазном снаряжении и аппарате. Общая продолжительность работ, включающих изготовление камеры, ее монтаж и выполнение сварочных работ под водой (примерно 35 ч), составила более 75 сут. После ультразвуковой дефектоскопии и гидравлических испытаний трубопровода было установлено, что труба имеет еще один дефект.

Второй этап проведения ремонтных работ осуществлялся в феврале-марте 1980 г. Учитывая опыт предыдущей экспедиции, работа была организована таким образом, что размыв грунта был проведен в летне-осеннее время. В этом случае зачистка трубы и установка кессона была осуществлена за 10 рабочих дней. Подводные работы были организованы таким образом, что сварщик имел возможность находиться в кессоне более длительное время. Использовали аппарат ШАП-62. Воздух водолазу по шлангу подавали из транспортного баллона. Видимая часть дефектного участка монтажного стыка составляла 200 мм. Трещина, как и в первом случае, располагалась от 13 до 14.30. Технология выполнения сварочных работ была такая же, как и при ремонте предыдущего стыка. Меньшая масса и размеры водолазного снаряжения, а также возможность работы под водой 3...5 ч без выхода на поверхность позволили выполнить сварочные работы за 10 ч, с учетом нагрева трубы и зачистки швов.

Очевидно, что технология сварки в сухой камере, вмещающей как сварщика, так и свариваемый узел, будет и в дальнейшем использоваться для сборки и ремонта под водой ответственных гидротехнических сооружений, таких как высоконапорные трубопроводы и отдельные элементы стационарных оснований, а также при низкой прозрачности и больших скоростях течения воды.

Следует ожидать увеличения объемов выполнения ремонтных работ с использованием мокрых технологий сварки покрытыми электродами с улучшенными сварочно-технологическими свойствами и механизированных процессов. При нез-

начительных объемах сварочных работ применение электродов предпочтительно при получении прочностных показателей, адекватных с механизированным способом. Качество выполнения работ во многом зависит от уровня подготовки специалистов. Разработанные и испытанные на практике технологические решения позволяют быстро и эффективно ремонтировать корпуса судов и другие гидротехнические сооружения, выполняемые с минимальными затратами труда.

1. Патон Б. Е., Савич И. М. К 100-летию сварки под водой // Автомат. сварка. — 1987. — № 12. — С. 1-2.
2. Кононенко В. Я., Рыбченков А. Г. Опыт мокрой механизированной сварки самозащитными порошковыми проволоками при ремонте под водой газо- и нефтепроводов // Там же. — 1994. — № 9/10. — С. 29-32.
3. Кононенко В. Я., Грицай П. М., Семенкин В. И. Применение мокрой механизированной сварки при ремонте корпусов судов // Там же. — 1994. — № 12. — С. 35-38.
4. Кононенко В. Я., Ломачин Н. Н. Применение подводной механизированной сварки самозащитными порошковыми проволоками при ремонте судов и гидротехнических сооружений // Там же. — 1996. — № 4. — С. 36-39.
5. Кононенко В. Я. Технологии подводной сварки и резки. — Киев: Екотехнология, 2004. — 135 с.
6. Кононенко В. Я. Technologies of underwater wet welding and cutting. — Kiev: E. O. Paton Welding Institute, NASU, 2006. — 156 p.
7. Кононенко В. Я. Технология мокрой механизированной сварки при строительстве МЛСП «Приразломная» // Автомат. сварка. — 2005. — № 9. — С. 37-39.
8. Evans N. H. Welding in offshore constructions // Metal Construction and British J. — 1974. — № 5. — P. 153-157.
9. Coriatt G. Hyperbaric welding in the repair of offshore pipelines and structures. — 3R International, 1980. — № 3. — P. 156-162.
10. Bursaux G. A., Harrison J. M. Hyperbaric welding with dry transfer from a dynamically positioned // Proc. 11th Ann. offshore technol. conf., Houston, 1979. — P. 1537-1544.
11. Delaue P. T., Weber J. D. Hyperbaric underwater welding. The state of the art. Pt 1 // Welding J. — 1979. — № 8. — P. 17-25.
12. Delaue P. T., Weber J. D. Hyperbaric underwater welding. Pt 2 // Ibid. — 1979. — № 9. — P. 28-35.
13. Lezzi F. Principali problemi nella soldatura subacquea // Riv. Ital. soldat. — 2007. — № 1.
14. Rougier R. Automatic hyperbaric welding with thor-2 // Proc. of the 10th Intern. offshore mechanics and arctic eng. conf. — 1991. — Vol. III. — P. 159-162.
15. Hutt G., Pachniuk L. Progress in controlled hyperbaric pipeline tie-ins // Proc. of the 12th Intern. conf. on offshore mechanics and arctic eng. A. — 1993. — Vol. III. — P. 167-174.
16. Berge J. O., Harbrekke T., Knagenhjelm H. O. Automation in underwater hyperbaric pipeline welding // Proc. of the 10th Intern. offshore mechanics and arctic eng. conf. A. — 1991. — Vol. III. — P. 163-167.
17. Dick O., Ouden den G. The effect of pressure on the TIG welding process // Proc. Intern. offshore of International Institute of Welding (IIW) in Trondheim, 27-28 June, 1993. — P. 155-162.
18. Allume C. J. Effect on pressure on arcs // Proc. of the Intern. conf. of the International Institute of Welding (IIW) in Trondheim, 27-28 June, 1983. — P. 171-178.
19. Bailey N. Welding under water — a metallurgical appraisal // Proc. the First Intern. offshore and polar eng. conf., Edinburgh, 11-16 Aug., 1991. — P. 331-338.
20. Richardson I. Deflection of a hyperbaric plasma arc in a transverse in a transverse magnetic field // Proc. of the 12th Intern. conf. on offshore mechanics and arctic eng. A. — 1993. — Vol. III. — P. 155-166.



21. Hoffmeister H., Epler U., Ludwig J. Effect of electromagnetic fields on convection and penetration in hyperbaric TIG welding of X6CrNiTi 18 10 // Proc. of the 10th intern. offshore mechanics and arctic eng. conf. A. — 1991. — Vol. III. — P. 155–158.
22. Suga Y. The effect of magnetic field on stabilization of TIG arc welding under hyperbaric helium atmosphere // Proc. of the First Intern. offshore and polar engineering conf., Edinburgh, 11–16 Aug., 1991. — P. 325–330.
23. Drangelates U., Bouaifi B., Bartzch J. Schutzgasschweißen für die unterwasserfertigung // Schweißen und Schneiden. — 1997. — № 12. — S. 909–914.
24. Olsen J. M., dos Santos J. F., Richardson I. M. Effect of process parameters on metal transfer of hyperbaric GMAW of duplex steels // Proc. of the Fourth Intern. offshore and polar eng. conf., Osaka, 1994. — P. 107–111.
25. Ware N., Santos Dos J. F., Richardson I. M. Effect of shielding gas composition on the properties of hyperbaric GMA welds in duplex steel // Proc. of the 13th Intern. offshore mechanics and arctic eng. conf., OMAE, 1994. — Vol. III. — P. 369–377.
26. Santos Dos J. F., Richardson I. M. Process related aspect of hyperbaric GMAW of duplex steels // Proc. of the 4th Intern. conf. duplex stainless steels, Glasgow, 13–16 Nov., 1994.
27. Ремонт нефтепровода под водой с помощью сварки / В. Х. Галюк, К. А. Забела, В. Я. Кононенко и др. // Транспорт и хранение нефти и нефтепродуктов. — 1981. — № 12. — С. 22–24.

World experience in the field of technologies of underwater welding in a dry chamber is considered. Features of their application in assembly, manufacturing and repair of critical structures and constructions are shown.

Поступила в редакцию 08.11.2007



**5-я МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
КОНФЕРЕНЦИЯ "СОВРЕМЕННЫЕ ПРИБОРЫ,
МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО
КОНТРОЛЯ И ТЕХНИЧЕСКОЙ ДИАГНОСТИКИ
МАШИНОСТРОИТЕЛЬНОГО И
НЕФТЕГАЗОПРОМЫШЛЕННОГО ОБОРУДОВАНИЯ"**

г. Ивано-Франковск

02–05 декабря 2008 г.

Уважаемые коллеги!

Ивано-Франковский технический университет нефти и газа 02–05 декабря проводит 5-ю Международную научно-техническую конференцию и выставку «Современные приборы, материалы и технологии для неразрушающего контроля и технической диагностики машиностроительного и нефтегазопромышленного оборудования».

Для участия в работе конференции и выставки приглашены известные ученые и специалисты по неразрушающему контролю (НК) и технической диагностике (ТД) из Украины, России и Молдовы, организации-производители и поставщики средств НК и ТД в Украине, представители нефтегазодобывающих, нефтегазотранспортных, машиностроительных предприятий Украины, где эксплуатируются средства НК и ТД, а также организации, осуществляющие контроль за проведением НК и ТД на промышленных предприятиях.

**По вопросам организации и проведения конференции
и выставки обращаться в оргкомитет:**

тел.: (+380 3422) 4-24-30, 4-60-77;

факс: (+380 3422) 4-00-89;

e-mail: zarichna@nung.edu.ua; http://www.nung.edu.ua



УДК 621.791.03-52

КАЛИБРОВКА ОПТИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ ДЛЯ ОЦЕНКИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ В ЗОНЕ СВАРКИ

В. А. КОЛЯДА, Е. В. ШАПОВАЛОВ, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Предложена методика калибровки оптической системы, предназначенной для оценки распределения температурного поля в зоне сварки. Калибровка позволяет компенсировать все собственные и установочные погрешности компонентов сенсорного блока.

Ключевые слова: дуговая сварка, автоматизация, температурное поле, зона сварки, мультиспектральная пирометрия, калибровка видеокамер, эталон, сопряженные точки

Важным и перспективным направлением в области автоматизации процессов дуговой сварки является использование датчиков, фиксирующих процесс образования сварного соединения. Особый интерес вызывает измерение распределения температурного поля в зоне формирования сварного соединения. Для решения данной задачи наиболее подходящим является использование приборов, обеспечивающих бесконтактное измерение температуры — оптических пирометров. По сравнению с контактными методами измерения температуры пирометрические отличаются следующими преимуществами:

- высоким быстродействием, которое определяется типом приемника излучения и схемой обработки сигналов;
- возможностью измерения температуры динамических объектов и элементов оборудования, находящихся под высоковольтным потенциалом;
- возможностью измерения высоких температур, при которых применение контактных средств измерения либо невозможно, либо время их работы очень невелико.

Различают одно- и мультиспектральные пирометры. Односпектральные принимают излучение в одном спектральном диапазоне, который может быть достаточно широким. Далее по измеренному значению мощности излучения определяется температура. Мультиспектральные пирометры, которые также известны как пирометры спектрального отношения и цветные, принимают излучение в двух и более спектральных диапазонах. Температура объекта определяется путем сравнения мощностей излучения в различных диапазонах.

Применение односпектральных оптических пирометров для измерения температурных характеристик в зоне сварки является нецелесообразным, поскольку при этом необходимо априорно

знать значение коэффициента излучения поверхности объекта. По своей природе поверхность металла в зоне сварки не может иметь постоянного коэффициента излучения. Поверхность расплавленного металла образует гладкое зеркало, излучательная способность которого может быть менее 0,1, а излучательная способность шлака, плавающего на поверхности, может достигать значений 0,9...0,95. Кроме того, односпектральные пирометры в значительной степени подвержены влиянию пыли и загрязняющих веществ.

В отличие от односпектральных пирометров мультиспектральные не зависят от коэффициента излучения и механические помехи в зоне измерения практически не влияют на их работу, поэтому они наиболее подходят для измерения распределения температур сварочной ванны и околошовной зоны. В то же время мультиспектральные пирометры представляют собой довольно сложные и дорогостоящие приборы, стоимость которых соизмерима с ценой специализированного сварочного комплекса. Поэтому возникает необходимость в разработке более простых и доступных устройств, предназначенных для оценки распределения температурного поля в зоне сварки.

Китайские ученые [1] предложили конструкцию так называемого двухцветного (двухспектрального) сенсора, который состоит из одной видеокамеры и двух светофильтров с разной длиной волны пропускания, расположенных на вращающемся барабане перед объективом. В контроллере устройства сравниваются два изображения, снятые через разные светофильтры, на основании чего определяется распределение температур в зоне сварки. Такая оптическая система, кроме сложности ее конструктивного исполнения и проблем, связанных с синхронизацией затвора видеокамеры с вращением барабана, имеет еще один существенный недостаток — запаздывание на время полуоборота барабана. Заявленный такт работы такого сенсора составляет 0,5 с, что существенно ограничивает область его возможного применения.

В ИЭС им. Е. О. Патона также ведутся работы над созданием оптической системы для оценки



распределения температурного поля с использованием двухцветной пирометрии, схема которой представлена на рис. 1. Конструктивно сенсорный блок состоит из двух видеокамер, расположенных под углом 90° относительно друг друга, перед объективами которых установлены узкополосные светофильтры с разной длиной волны пропускания. Между видеокамерами находится светоделительный кубик, разделяющий излучение от нагретого объекта на два потока, один из которых проходит через кубик без изменений, а второй преломляется под прямым углом. Таким образом, видеокамеры «видят» один и тот же участок объекта через разные светофильтры. Изображения исследуемого объекта синхронно передаются контроллеру оптической системы, где на их основе производится оценка распределения температур. Такт работы системы соответствует периоду обновления кадров стандартного телевизионного сигнала и составляет 40 мс.

В идеальном случае для расчета распределения температур в зоне сварки необходимо сопоставлять точки на изображениях с одинаковыми координатами. Однако на практике координаты одного и того же участка объекта измерения на изображениях могут существенно отличаться. Это связано с тем, что при сборке сенсорного блока могут возникнуть незначительные угловые или линейные погрешности установки компонентов, которые в сумме приводят к существенной погрешности взаимного ориентирования осей визирующей видеокамер. Кроме того, внутренние параметры заводских изделий, таких как видеокамеры и объективы, могут не полностью соответствовать паспортным данным, что также приводит к существенным погрешностям при анализе и обработке видеосигналов. Отсюда возникла необходимость в калибровке сенсорного блока.

В данном случае задачу калибровки можно разбить на следующие подзадачи:

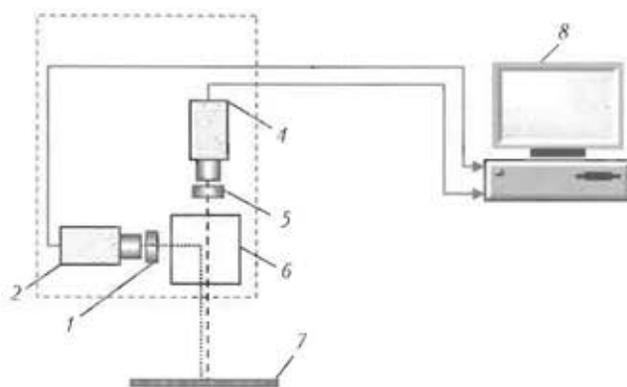


Рис. 1. Схема системы для оценки распределения температурного поля в зоне сварки: 1, 5 — светофильтры; 2, 4 — видеокамеры; 3 — сенсорный блок; 6 — светоделительный кубик; 7 — объект измерения; 8 — контроллер

— формирование математической модели, в которую входят модели видеокамер и эталона;

— определение координат характерных точек на изображениях эталона для двух видеоканалов;

— поиск параметров моделей видеокамер, при которых отклонение между измеренными характерными точками эталона и их моделями будет минимальным;

— формирование матрицы для сопряжения точек на изображениях, полученных от двух видеокамер.

Для определения пространственного положения видеокамер применяется методика калибровки с использованием в качестве эталона плоского шаблона, которая более подробно рассмотрена в работе [2]. На поверхность шаблона нанесена равномерная сетка с известными размерами ячеек. Математическая модель оптической системы включает описание положения видеокамер относительно эталона и преобразования из систем координат видеокамер в системы координат соответствующих изображений. Положения видеокамер относительно системы координат эталона однозначно определяются матрицами пространственных преобразований A_{k1} и A_{k2} , которые включают углы поворота α , β , γ и линейные смещения dx , dy , dz видеокамер относительно точки начала координат опорной системы, которая совпадает с центральной точкой сетки на поверхности эталона. Переход от систем координат камер к изображениям осуществляется с помощью преобразования перспективы. Таким образом, если положение точки в опорной системе координат задать вектором r_0 , то векторы, определяющие координаты данной точки в системах координат изображений первой и второй видеокамер r_{i1} , r_{i2} , можно найти из соотношений

$$r_{i1} = P[r_0 A_{k1}^{-1}] \quad \text{и} \quad r_{i2} = P[r_0 A_{k2}^{-1}],$$

где P — функция преобразования перспективы. Справедливы также и обратные преобразования.

В качестве характерных точек на изображениях эталона используются узловые точки сетки. Для автоматического определения координат узловых точек используются методы распознавания образов на цифровых изображениях, описанные в работе [3]. На рис. 2 показан результат нахождения узловых точек сетки на изображениях, полученных от видеокамер сенсорного блока. Изображения сетки эталона имеют разную ориентацию из-за собственных и установочных погрешностей компонентов сенсорного блока.

Для определения параметров видеокамер, при которых графические модели сетки соответствуют действительным изображениям сетки эталона, выполняется итеративное измерение параметров

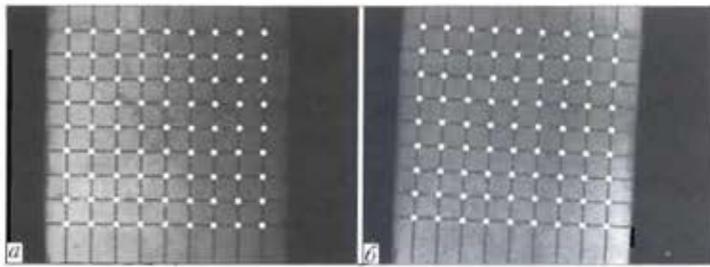


Рис. 2. Результат нахождения точек сетки на двух изображениях (а, б)

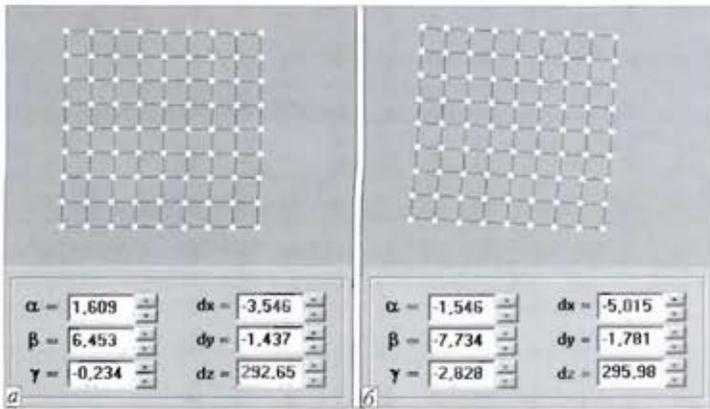


Рис. 3. Результаты калибровки видеокамер 2, 4 (а, б)

моделей видеокамер до получения минимальных среднеквадратических отклонений между измеренными узловыми точками и узловыми точками смоделированной сетки. На начальном этапе изменение угловых и линейных параметров производится со значительным шагом. Если среднеквадратическое отклонение на двух соседних итерациях не изменяется, то шаг уменьшается. Итеративный процесс заканчивается, если изменение шага не приводит к уменьшению среднеквадратического отклонения. На рис. 3 показаны результаты совмещения моделей сетки с измеренными точками и соответствующие численные результаты калибровки для каждой видеокамеры.

С помощью матрицы A_{K1} и обратного перспективного преобразования для любой точки на первом изображении можно рассчитать ее смещения относительно точки начала отсчета оптической системы. В то же время с помощью матрицы A_{K1}^{-1} и прямого перспективного преобразования несложно определить положение точки на втором изображении, которая соответствует

точке на поверхности эталона с ранее найденными смещениями. Таким образом, для каждой точки на первом изображении можно найти сопряженную ей точку на втором изображении.

Для визуальной оценки корректности результатов калибровки сенсорного блока используется механизм наложения полупрозрачных изображений. При этом на точки первого изображения накладываются соответствующие сопряженные точки из второго изображения. На рис. 4 показаны два исходных изображения нити лампы накаливания и инвертированное наложение с использованием поиска сопряженных точек. Исходные изображения нити накаливания имеют разную ориентацию, но при наложении наблюдается практически полное совпадение фрагментов. Кроме визуальной оценки, можно также численно рассчитать и сравнить координаты сопряженных точек в опорной системе координат. При численном анализе отклонения между координатами сопряженных

точек не превышают ± 1 пикселя.

Если в ходе проверки результатов калибровки сенсорного блока получен положительный результат, то формируется матрица сопряжения точек. Индексы матрицы соответствуют координатам точек на изображении от первой видеокамеры. Каждый элемент матрицы содержит два целых значения, которые представляют собой координаты сопряженных точек на изображении от второй видеокамеры. В дальнейшем данная матрица используется при сравнении изображений объектов, полученных с помощью двух видеокамер оптического блока.

Оценка распределения температурного поля в зоне сварки с использованием одной видеокамеры и вращающего диска со светофильтрами в общем случае является обоснованной, поскольку сравниваются точки изображений с одинаковыми координатами. Но при этом видеосъемка двух изображений, по которым осуществляется оценка температурного поля, выполняется в разные мо-

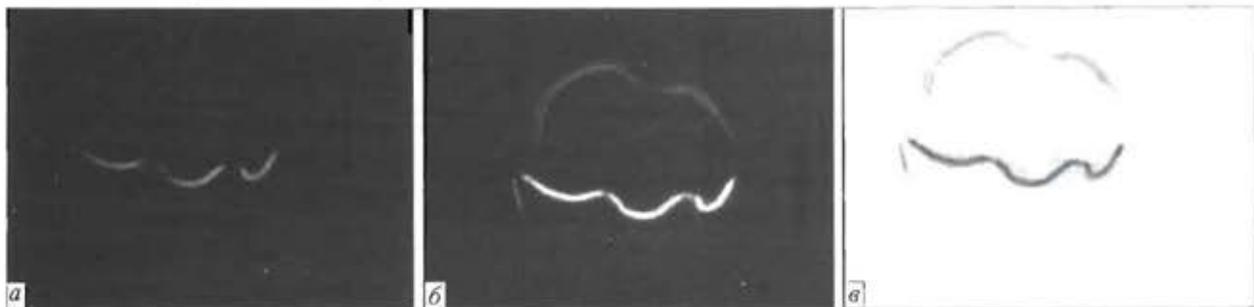


Рис. 4. Визуальная оценка калибровки: а, б — исходные изображения; в — инвертированное наложение



менты времени и в разных местах, что при значительных скоростях сварки приводит к существенным погрешностям измерения. Разработанная методика калибровки, которая использует две видеокамеры и сравнивает изображения зоны сварки, полученные практически одновременно, дает более качественную оценку распределения температур в масштабе реального времени.

A procedure is proposed for calibration of an optical system designed for evaluation of temperature field distribution in the welding zone. Calibration allows compensation of the inherent and setting errors of sensor block components.

Поступила в редакцию 29.11.2006

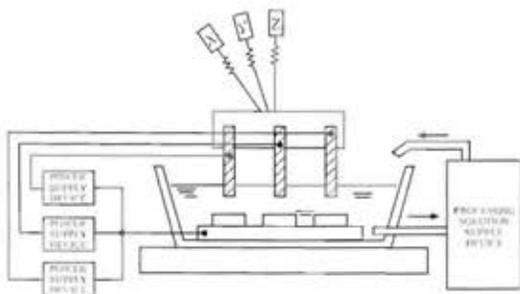
УДК 621.791(088.8)

ИЗОБРЕТЕНИЯ СТРАН МИРА*

Карманное устройство для нанесения флюса. Устройство содержит баллончик, заполненный флюсом. На переднем торце баллончика установлена проницаемая для флюса головка, в которой закреплена щетка. Флюс через головку попадает на щетку, с помощью которой его наносят на паяемую поверхность. Щетка закрыта колпачком, который задерживает частицы флюса, когда устройство не используется. Устройство может оснащаться механизмом, вытесняющим флюс через головку. Патент Великобритании 2416503. В. Moffat.



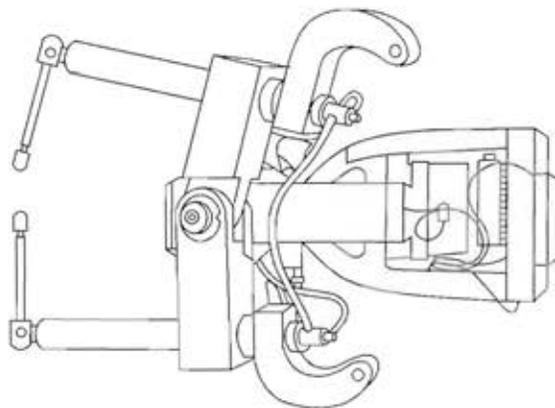
Способ и установка для обработки поверхности электрическим разрядом предназначена для модифицирования лежащего на ней слоя путем формирования электрического разряда между электродом, изготовленным из модифицирующего материала или вещества, которое является его источником, и подлежащим обработке металлом. В состав установки входят изолированные один относительно другого электроды, каждый из которых подключен к отдельному источнику питания, предназначенному для работы только с данным электродом. На каждый электрод поступает разрядный импульс независимо от соответствующего источника питания. Патент Германии 19883021. У. Takashi, G. Akihito (Mitsubishi Denki K. K., Tokio).



* Приведены сведения о патентах, опубликованных в реферативном журнале «Изобретения стран мира» № 2 за 2007 г.

1. Zhang H., Pan J. Real-time measurement of welding temperature field and closed loop control of penetration // China Welding. — 1999. — 8, № 2. — P. 127-134.
2. Киселевский Ф. Н., Колюда В. А. Калибровка триангуляционных оптических сенсоров // Автомат. сварка. — 2005. — № 5. — С. 57-58.
3. Фор А. Восприятие и распознавание образов / Пер. с франц. А. В. Серединского; под ред. Г. П. Катыса. — М.: Машиностроение, 1989. — 272 с.

Сварочные клещи содержат два подвижных рычага, каждый из которых состоит из первой детали, на которой закреплен электрод; второй детали и шарнира, соединяющего первую и вторую детали с возможностью поворота вокруг базовой оси. На второй детали закреплен шарнирный рычаг. Клещи, кроме того, содержат шарниры, соединяющие рычаг со второй деталью, а также приводной механизм, который воздействует на рычаги через соединительные шарниры. Патент Германии 10202518. К. Axel, S. Holger (Siemens Ag).



Способ механизированной сварки в CO_2 с низкочастотной модуляцией сварочной ванны. Изобретение относится к сварке металлов плавящимся электродом в среде защитных газов, а именно к способу механизированной сварки в среде углекислого газа с низкочастотной модуляцией сварочной ванны и может найти применение в машиностроении при изготовлении сварных пространственных конструкций. Сварку осуществляют с низкочастотной модуляцией сварочной ванны «точками». Размер и перекрытие сварных точек задают системой управления. Во время импульса сварку ведут на возрастающей вольт-амперной характеристике (ВАХ) дуги и жесткой ВАХ источника питания с образованием сварочной ванны заданного объема. Сварочную ванну за время паузы частично кристаллизуют, для чего сварку ведут на жесткой ВАХ дуги и внешней крутопадающей ВАХ источника питания. В результате получают качественные сварные соединения тонколистовых металлов во всех пространственных положениях. Патент России 2293630. В. Т. Федько, О. Г. Брунов, А. В. Крюков и др. (Томский политехнический университет).



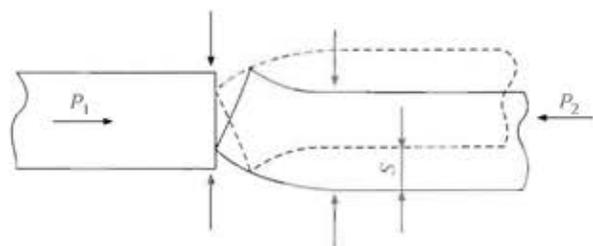
Сварочный агрегат. Изобретение относится к сварочному производству, в частности к источникам питания сварочной дуги, и может быть использовано для сварочных работ в полевых условиях. Сварочный агрегат содержит генератор, выпрямитель, сварочные электроды, корректирующее звено, блок импульсной модуляции, пороговый блок и регулятор тока. Выход выпрямителя соединен с входом корректирующего звена, выходом регулятора тока и входом порогового блока. Выход корректирующего звена соединен с входом блока импульсной модуляции, а выходы блока импульсной модуляции и порогового блока соединены с входом регулятора. За счет обеспечения положительной обратной связи по напряжению для формирования падающей вольт-амперной характеристики и работы регулятора тока в импульсном режиме достигается высокая экономичность, надежность и хорошие технологические свойства сварочного агрегата. Патент России 2293631. В. А. Фролов, В. А. Яровой.

Способ многодуговой сварки под флюсом. Изобретение относится к области сварки и может быть использовано для многодуговой сварки под флюсом труб большого диаметра. Способ включает включение сварочных дуг, и последовательное отключение сварочных дуг при одновременном уменьшении скорости сварки. В начале сварки поочередно включают сварочные дуги на расстоянии от начала трубы, обеспечивающем идентичность начальной части шва по глубине провара, ширине и форме указанным параметрам шва в зоне сварки на установившемся режиме. В процессе сварки по всей длине шва удельную погонную энергию сварки поддерживают на постоянном уровне. Отключают сварочные дуги на расстоянии от конца трубы, обеспечивающем хорошее качество концевой части шва без образования кратерной части. Включение и отключение сварочных дуг осуществляют при плавном регулировании их мощности и скорости подачи электродной проволоки. Значения мощности сварочных дуг и скорости подачи электродной проволоки устанавливают производными от скорости движения трубы. Это позволит повысить качество шва в начале и в конце сварки, а также уменьшить обрезь концов. Патент России 2293001. И. А. Романцев, Б. М. Самохвалов, Ю. Л. Мыльников и др. (ОАО «Челябинский трубопрокатный завод»).

Способ стыковой сварки стальных полос. Изобретение относится к сварке металлов и может быть использовано при стыковой сварке оплавлением горячекатаных стальных полос, предназначенных для последующей холодной прокатки. Способ включает установку концов полос под электродами на расстоянии δ между торцами и сварку на заданных режимах. При сварке полос разных сечений с шириной $B > b$ или с толщиной $H > h$, где B и b — ширина соответственно широкой и узкой полосы, H и h — толщина соответственно толстой и тонкой полосы, расстояние δ между торцами принимают постоянным. При разноширинности полос $B - b < 200$ мм или разнотолщинности полос $H - h \leq 1$ мм стыкуемые концы полос смещают в продольном направлении из-под электродов на $(0,5 \dots 0,55)h$, где h — средняя толщина металла, свариваемого на данной стыкосварочной машине. Сварку производят либо по режимам для толщины H , либо по режимам для толщины $(H + h):2$. При смещении узкий или тонкий конец смещают в сторону широкого или толстого конца. Это позволит повысить качество сварки, уменьшить расход электродов и обрыв полос при их транспортировке. Патент России 2293637. Р. С. Тахатудинов, А. П. Будагов, В. Г. Антипанов и др. (ОАО «Магнитогорский меткомбинат»).

Способ металлического соединения стержней вибрационной сваркой трением. Изобретение может быть использовано при соединении торцевых поверхностей стержней, в

частности профилированных стержней, например рельсов, с большой продольной протяженностью посредством сварки трением. Производят выверку по параллельности нормалей концов стержней и осевое выравнивание в одну линию стержней. Выверенные торцевые поверхности подводят друг к другу и нагружаются давлением. Концы обоих стержней совершают вибрации по направлению навстречу друг относительно друга с обеспечением их упругого изгиба. На соприкасающихся поверхностях выделяется теплота трения и при достижении условий для металлургического соединения концы стержней выравнивают в осевом направлении. Затем нагрузку давлением увеличивают, и стержни соединяются друг с другом по всей поверхности. Процесс соединения может быть совмещен с термообработкой концов стержней. Способ обеспечивает высокое качество соединения за счет параллельности соединяемых торцевых поверхностей в процессе сварки и улучшения условий их нагрева теплотой трения. Патент России 2293638. Х. Пфайлер (Фосталашине Шинен ГмбХ).



Проволока для наплавки. Изобретение может быть использовано при наплавке в защитных газах деталей различного назначения, в частности, роликов МНЛЗ, плунжеров и т. п. Оптимизировано содержание основных легирующих элементов в проволоке, мас. %: С 0,38...0,42; Si 0,5...0,8; Mn 0,8...1,2; Cr 15...17; Ti 0,3...0,5; В до 0,6. Проволока обеспечивает получение твердости наплавки $HRC \geq 55$, снижение склонности к образованию сварочных трещин. Патент России 2293640. В. А. Коротков, И. Д. Михайлов, Э. Ж. Агафонов (ООО «Композит»).

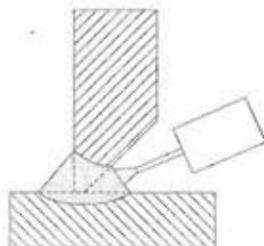
Электродное покрытие. Изобретение может быть использовано при изготовлении электродов для дуговой сварки. Электродное покрытие содержит, мас. %: железный порошок 16...19; ферромарганец 5...6; ферросилиций 6...7; ферромolibден 1...2; алюмомагний 1...2; кварцевый песок 1...2; рутил 6...7; полевой шпат 3...4; каолин 2...4; плавиковый шпат 10...12, органический пластификатор 1...2; мрамор остальные. Подбор компонентов электродного покрытия позволил повысить предел прочности наплавленного электродами металла до значения не менее 589 МПа и снизить до -60 °С минимальную температуру обеспечения ударной вязкости не менее 34 Дж/см². Патент России 2293007. Г. М. Агапки, Е. В. Ашихин, Е. А. Веревкина, А. П. Волохов (ЗАО «Завод сварочных электродов Сибэс»).

Порошковая проволока для наплавки. Изобретение может быть использовано для наплавки деталей, работающих при больших удельных давлениях и повышенных температурах, например, валков горячего деформирования (прокатки), в том числе валков машин непрерывного литья стальных заготовок, а также деталей химической аппаратуры, в том числе задвижек газовых и нефтяных трубопроводов. Порошковая проволока состоит из малоуглеродистой оболочки и порошкообразной шихты, содержащей следующие компоненты, мас. %: хром 12,0...14,0; флюорит 4,0...7,0; ферромolibден 1,5...2,9; никель 1,0...4,5; полевой шпат 2,0...4,0; феррохром 1,0...4,0; ферротитан 0,3...3,0; марганец

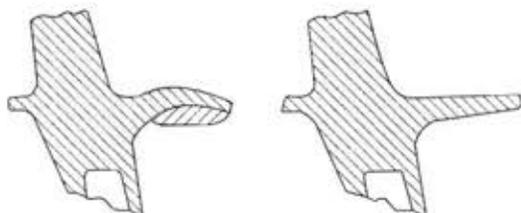


0,7...1,6; феррованадий 0,2...1,0; криолит 0,5...0,7; ферроникобий 0,16...0,56; ферросилиций 0,2...1,2; железо 0,2...1,84; малоуглеродистая сталь оболочки — остальное. Порошковая проволока обеспечивает повышение стабильности горения дуги, отсутствие пор и разбрызгивания за счет комплексной шлаковой защиты расплавленного металла как на стадии капли, так и в сварочной ванне, а также повышение термической стойкости и коррозионной стойкости при уменьшении содержания дорогостоящих легирующих элементов. Патент России 2294273. А. В. Березовский, А. Н. Балин, Б. В. Степанов и др. (ЗАО «Завод сварочных материалов»).

Способ и устройство для дуговой сварки, сварной шов и сварной узел, полученный этим способом. Вертикальную плиту, на кромке которой срезана фаска, приваривают к горизонтальной плите, вводя в контакт ребро плиты с поверхностью плиты. Сварку производят со стороны разделки, подавая проволоку в корневую зону разделки. При этом плавится металл на торце ребра плиты и металл на участке поверхности плиты. Расплавленный металл выталкивается на противоположную сторону разделки и образует угловой шов, соединяющий заднюю поверхность плиты с верхней поверхностью плиты. Патент США 7005607. Т. Toru, Т. Yutaka, М. Naoki et al. (Hitachi Construction Machinery Co, Ltd.).

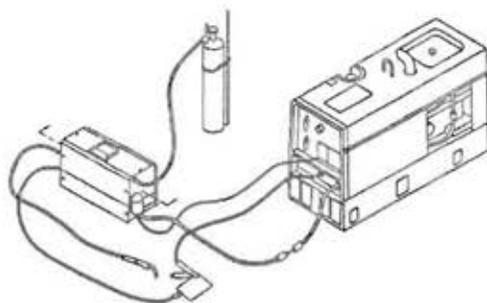


Способ ремонта турбинной лопатки и лопатка, полученная этим способом. Лопатка содержит платформу, которая изгибается вследствие высокотемпературной ползучести. При этом одна из поверхностей платформы принимает вогнутую форму, а противоположная поверхность становится выпуклой. При ремонте такой лопатки наплавляют металл на вогнутую поверхность и охлаждают наплавленный слой, который претерпевает усадку, уменьшая кривизну выпуклой поверхности. После этого срезают лишнюю часть наплавленного металла, образуя плоскую поверхность. Патент США 699537. G. G. Blankenship, R. L. Dodge, L. Luo (Lincoln Global, Inc.).

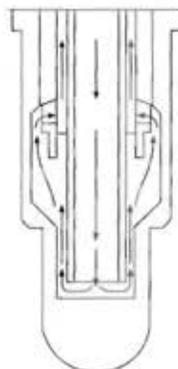


Способ и устройство для автоматического управления машиной дуговой сварки плавящимся электродом в среде защитного газа на постоянном токе. Машина дуговой сварки содержит источник питания постоянного тока; механизм подачи сварочной проволоки, а также программируемый контроллер, вмонтированный в механизм подачи проволоки, считывающий задаваемую оператором скорость подачи проволоки, определяющий соответствующее напряжение дуги и регулирующий скорость подачи проволоки в соответствии с напряжением. Контроллер вырабатывает управляющие сигналы, которые поступают в приводной узел механизма подачи, автоматически регулируя скорость пода-

чи проволоки. Система управления машиной позволяет автоматически регулировать скорость подачи сварочной проволоки в соответствии с заданным напряжением дуги. Патент США 7005610. J. R. Ihge, B. L. Ott (Illinois Tool Works Inc.).



Плазменный резак содержит группу расходных деталей, которые закреплены на головке. Резак имеет каналы для подачи охлаждающей жидкости, плазмообразующего и защитного газа. В число расходных деталей входят электрод и мундштук, которые имеют различную форму, обеспечивающую эффективное охлаждение, электрический контакт и соединение со смежными деталями плазменного резака. Для облегчения смены расходные детали соединены в один узел. Конструкция плазменного резака позволяет производить резку заготовок на больших токах. Патент США 7005600. С. I. Conway, K. I. Kinerson, M. Gugliotta, D. H. Mackenzie (Thermal Dynamics Corporation).

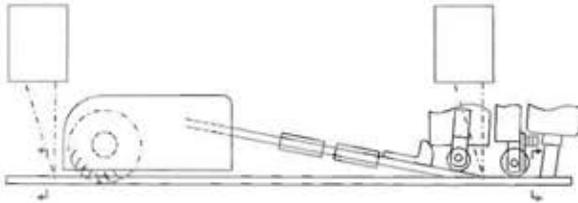


Способ, инструмент и машина для сварки трением вращающимся инструментом. Инструмент имеет цилиндрический хвостовик, на переднем торце которого вырезана спиральная стенка, и центральный цилиндрический выступ, который находится внутри спиральной стенки. В процессе сварки спиральная стенка повышает степень перемешивания и пластификации металла свариваемых заготовок, в результате чего повышается прочность сварного соединения. Патент США 6994242. С. В. Fuller, M. W. Mahoney, W. H. Bingel (The Boeing Company).

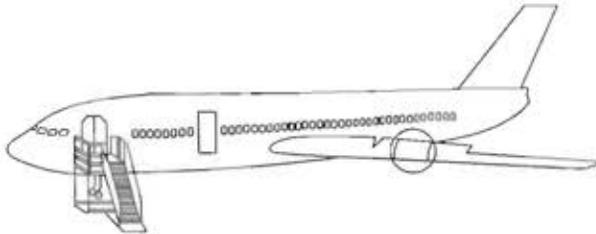




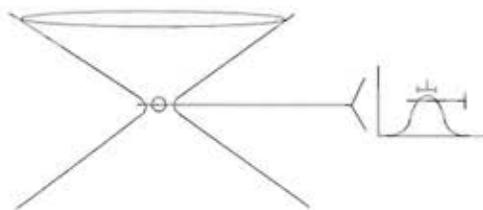
Способ сварки трением вращающимся инструментом. Заготовки стыкуют соединяемыми кромками и фрезеруют лаз с помощью фрезы, расположенной соосно с линией стыка. С помощью роликов в паз вводят присадочную проволоку и сваривают заготовки с присадочной проволокой вращающимся инструментом. Зазор между торцом присадочной проволоки и заготовкой детектируют с помощью оптического датчика. Затем к полученному зазору прибавляют половину диаметра присадочной проволоки и полученный результат используют для позиционирования вращающегося инструмента. Патент США 6997369. Н. Koji, I. Ryoji, E. Masakuni (Hitachi, Ltd.).



Способ ремонта трещины по технологии сварки трением вращающимся инструментом. Стенки трещины в крыле самолета зачищают и заваривают трещину вращающимся инструментом. При этом вначале заваривают первый участок крыла на первой стороне трещины, а затем второй участок крыла на второй стороне трещины, образуя сварной шов. Способ также предусматривает приварку накладки на сварной шов для повышения прочности крыла в зоне ремонта трещины. Патент США 7000303. Т. Rajesh, Р. Rigoberto (The Boeing Company).



Универсальный способ образования наноструктуры. Наноструктуру образуют с помощью лазера, генерирующего излучение с ультракороткими импульсами. Размеры наноструктуры можно уменьшить ниже длины волны лазерного излучения. Способ обеспечивает получение наноструктуры, имеющей размеры менее 20 нм с высокой повторяемостью. Патент США 6995336. А. I. Hunt, G. Mourou, А. Р. Joglekar et al. (The Regents of the University of Michigan).

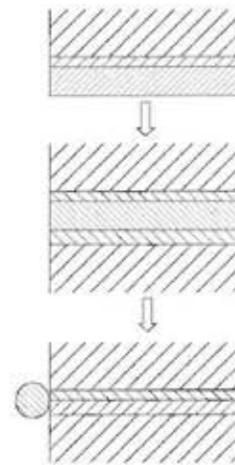


Структура для низкотемпературной пайки полупроводникового кристалла, а также способ образования высокотемпературного соединения. Для образования низкотемпературных паяных соединений между кристаллом и подложкой высшего уровня используют шарики припоя, содержащего свинец. После образования шариков с помощью стандартной технологии на их поверхность наносят тонкий слой чистого олова, в результате чего при пайке оплавлением образуется эвтектический сплав. При отжиге паяных соединений олово диффундирует в свинец или наоборот, в результате чего повышается температура плавления поверх-

ностного слоя шариковых выводов. Способ не требует вторичной пайки оплавлением при образовании высокотемпературных паяных соединений между полупроводниковым кристаллом и подложкой. Патент США 6994243. J. M. Milewski, С. G. Woychik (International Business Machines Corporation).

Способ твердой пайки без флюса. На поверхность паяемой заготовки, содержащей алюминий, наносят первый и второй металлические слои. Первый слой, который наносят непосредственно на поверхность заготовки, содержит один или несколько металлов из группы, в которую входят шпик, олово, свинец, висмут, никель, сурьма и таллий. На первый слой наносят второй слой, содержащий один или несколько металлов, выбираемых из группы, в которую входят никель, кобальт и железо. Патент США 7000823. К. F. Dockus, R. H. Krueger, В. E. Cheadle et al. (Dana Canada Corporation).

Способ и устройство для соединения двух деталей высокотемпературной пайкой. Соединяемую поверхность первой детали облуживают припоем, температура плавления которого превышает температуру плавления металлов обеих деталей, а затем нагревают первую деталь, образуя диффузионный подслоя между металлом детали и наружным слоем припоя. После этого соединяемые поверхности деталей вводят в контакт; нагревают полученную сборку до температуры, превышающей температуру плавления припоя, и сжимают детали с заданным усилием в процессе нагрева, выжимая расплавленный припой с поверхности раздела между деталями, в результате чего соединение деталей происходит с помощью диффузионного подслоя. Первая деталь может быть изготовлена из сплава железа, а вторая деталь — из сплава алюминия. В качестве припоя может быть использован сплав цинка, например, эвтектический сплав цинк-алюминий. Патент Японии 3740858. N. Seiji, N. Satosti, Y. Yukio et al. (Mazda Motor Corp.).



Присадочный сплав для лазерной сварки мартенситной нержавеющей стали. При стыковой лазерной сварке заготовок из мартенситной нержавеющей стали используют присадочную проволоку, порошок или фольгу из сплава, содержащего $\leq 0,1\% \text{ C}$; $35...60\% \text{ Cr}$; $\leq 30\% \text{ Ni}$, остальное — Fe и неизбежные примеси. Химсостав сплава удовлетворяет неравенствам (I) и (II). При сварке скорость растворения элементов сплава в металле основы превышает скорость растворения при дуговой сварке, в результате чего металл сварного шва имеет смешанную ферритно-аустенитную структуру с содержанием ферритной фазы $\geq 5\%$. Присадочный сплав позволяет предотвратить образование сварочных и закалочных трещин.



$$20Cr_{ед} (\text{мас. \%}) + 13Ni_{ед} (\text{мас. \%}) \geq 1000; \quad (I)$$

где

$$2Cr_{ед} (\text{мас. \%}) > 3Ni_{ед} (\text{мас. \%}). \quad (II)$$

$$Cr_{ед} = Cr (\text{мас. \%}) + Mo (\text{мас. \%}) + 1,5Si (\text{мас. \%}) + 0,5 Nb (\text{мас. \%}),$$

$$Ni_{ед} = Ni (\text{мас. \%}) + 30C (\text{мас. \%}) + 0,5Mo (\text{мас. \%}).$$

Патент Японии 3740725. К. Yasushi, Y. Koichi (Kawasaki Steel Corp.).

Сварочная проволока сплошного сечения, не имеющая

металлического покрытия. Проволока содержит 0,04...0,12 % C; 0,5...1,1 % Si; 1,0...1,7% Mn и $\leq 0,03$ % Ti. Химсостав проволоки удовлетворяет неравенству $Si + Mn + (10 \times Ti) \leq \leq 2,5$. Проволока имеет предел прочности на разрыв 900...1300 Н/мм². На поверхности проволоки и/или непосредственно под ней находится соединение калия, количество которого составляет 2...10 ч на тысячу в пересчете на калий. Проволока покрыта порошком MoS₂ в количестве 0,01...0,5 г на 10 кг проволоки и маслосодержащим полиизобутиеном в количестве 0,3...1,5 г на 10 кг проволоки. Диаметр частиц порошка MoS₂ находится в пределах 0,1...10 мкм. В качестве соединения калия используют борат калия. Проволока хорошо подается в зону сварки и стабильно зажигает сварочную дугу. Патент Японии 3747238. J. Takaaki, S. Hiroyuki, Y. Ya. Suyuki (Kobe Steel Ltd).



JOURNAL of JAPAN INSTITUTE of LIGHT METALS (Япония) 2007. — Vol. 57, № 4 (яп. яз.)

Koga N. et al. Способность к глубокой вытяжке магниевого сплава при применении двухроликковой прокатной машины, с. 141–145.

Matsumoto N. et al. Подготовка анодных двухслойных алюминиевых оксидных пленок методом электроосаждения диоксида титана и оценка их антибактериальных свойств, с. 146–151.

Yamazaki T. et al. Ультразвуковая резка сплава Ti-6Al-4V, с. 152–156.

Iwasaki Y. Применение метода удельного сопротивления для повторного изучения равновесной растворимости никеля в алюминии в твердом состоянии, с. 157–162.

Nishi N. Прогресс в литье под давлением — от типографского шрифта до деталей подвески автомобиля, с. 163–170.

Kuwabara T. Элементарная теория пластичности. Ч. 1, с. 171–181.

Yamasaki M. Основные направления исследований магннсовых сплавов в университете Кумамото, с. 183.

JOURNAL of JAPAN INSTITUTE of LIGHT METALS (Япония) 2007. — Vol. 57, № 5 (яп. яз.)

Haitani T. et al. Прочность на растяжение и способность к холодной прокатке сплава Mg-3Al-1Zn высокой степени чистоты, с. 185–190.

Kamiya M. et al. Влияние содержания кремния на способность к ротационной обработке отливок бинарного Al-Si сплава, с. 191–196.

Akebono H., Suzuki H. Улучшение трибологических и абразивных характеристик магниевого сплава AZ91 путем

* Раздел подготовлен сотрудниками научной библиотеки ИЭС им. Е. О. Патона. Более полно библиография представлена в Сигнальной информации (СИ) «Сварка и родственные технологии», издаваемой в ИЭС и распространяемой по заявкам (заказ по тел. (044) 287-07-77, ИТБ ИЭС).



нанесения многослойного алмазоподобного углеродного покрытия, с. 197–202.

Umeda H. et al. Абсорбция водорода в процессе отжига Al-Mg сплавов в атмосфере SO_2 , с. 203–209.

Suganuma K. Законодательство различных стран по экологии, касающееся электронных устройств и автомобилей, с. 210–217.

Kuwabara T. Элементарная теория пластичности. Часть 2, с. 218–225.

JOURNAL of JAPAN INSTITUTE of LIGHT METALS (Япония) 2007. — Vol. 57, № 6 (яп. яз.)

Hattori N. et al. Явление выбеливания и механизм его возникновения при вытяжке алюминиевых листов с покрытием, с. 228–233.

Takano H. Применение прокатки с приращением для утолщения тонколистового алюминиевого сплава 1050, с. 234–239.

Koga N. et al. Глубокая вытяжка с утонением листового алюминия 1050 с применением серводвигателя с цифровым управлением, с. 240–244.

Hasegawa O. et al. Эффект применения крылоподобных штампов в прессе для гибки алюминиевых сплавов, с. 245–249.

Chino Y., Mabuchi M. Новый метод переработки стружки магниевых сплавов с применением горячего экструдирования, с. 250–255.

Yanagimoto Journ. Прокатка и теория прокатки, с. 256–263.

DER PRAKTIKER (Германия) 2007. — № 10 (нем. яз.)

Hinneberg D. МИГ сварка стыковых швов на трубах из CuNiFe и угловые швы на стальных муфтах на CuNiFe-трубах, с. 302–305.

Springfeld P. Снятие грата и полирование поверхности листов с помощью инновационной обработки шлифованием, с. 306–309.

Lotzsch S. От ремонта судовых двигателей до объемной сварки пластмасс, с. 312–316.

Schuler R. V. Научная калькуляция в изготовлении стальных конструкций, с. 318–324.

PRZEGLAD SPAWALNICTWA (Польша) 2006. — № 11 (пол. яз.)

Klimpel A. et al. Влияние типа абразива на износостойкость абразивной панели, изготовленной из хромистого чугуна, с. 3–6.

Tasak E., Ziewiec A. Структура сварных соединений из низкоуглеродистых и низколегированных сталей, с. 7–12.

Szymlek K., Cwiek Journ. Влияние микроструктуры стали повышенной прочности на водородное разрушение, с. 13–25.

Nowacki Journ. et al. Подготовка документации и приемка технологии высокотемпературной пайки, с. 26–31.

Klimpel A. et al. Лазерная наплавка чугуна с шаровидным графитом, содержащего Si-Mo с помощью никелевого порошка, с. 32–35.

Nowacki J., Wolnomiejska A. Практические аспекты процесса сварки алюминиевых сплавов, с. 35–38.

PRZEGLAD SPAWALNICTWA (Польша) 2006. — № 12 (пол. яз.)

Babul T. Роль скорости струи в процессах формирования покрытий, выполняемых с помощью метода детонационного напыления, с. 4–6.

Adam Kruk A., Lata T. Развитие пластинчатых изломов в металлических листах, нагруженных в направлении прокатки, с. 7–9.

Nowacki Journ., Wolnomiejska A. Отдельные аспекты газовой защиты при сварке алюминия, с. 10–12.

Nowakowski E. Газовые установки, используемые при сварке, с. 13–18.

Slania J. et al. Измерение и регистрация термических циклов сварки непосредственно в сварном шве с помощью измерительной системы, разработанной в Институте сварки, с. 23–26.

Zubrowski M. Физические и металлургические явления в технологии проволочных соединений, с. 27–33.

PRZEGLAD SPAWALNICTWA (Польша) 2007. — № 12 (пол. яз.)

Nowacki J., Wyruch A. Оценка термического цикла наплавленного слоя суперсплава инконель 625 на сталь 13 CrMo4-5 с помощью метода термовидения, с. 3–7.

Haduch Journ., Ziewiec A. Наплавка бронзы CuSn6 на углеродистую сталь, с. 8–14.

Weglowski M. et al. Контроль процесса сварки ТИГ на основе свечения дуги, с. 15–19.

Wegrzyn T., Miros M. Включения в металле швов, наплавленного электродом с рутиловым покрытием, с. 21–24.

Lucas W., Bertaso D. Применение сварки ТИГ сжатой дугой и плазменно-дуговой сварки для повышения производительности, с. 29–33.

SCHWEISS- & PRUEFTECHNIK (Австрия) 2007. — № 10 (нем. яз.)

Fiedler M. et al. Источник опасности при сварке нелегированных сталей «водород». Ч. 2: Влияние диффузии водорода в наплавленный металл при применении штучных электродов, с. 147–150.

Puschner P. Сварка плавящимся электродом в защитном газе на переменном токе — принцип способа, аппаратура и концепция обслуживания, с. 151–153.

Сварка и пайка в темпе автоматизированного производства, с. 155–157.

*SCHWEISS- & PRUEFTECHNIK (Австрия) 2007. — № 11 (нем. яз.)*

Linhardt P. Актуальные аспекты исследования коррозии и контроля коррозии, с. 163–166.

Полностью цифровые системы для ВИГ сварки от 170 до 500 А, с. 167.

SCHWEISSEN und SCHNEIDEN (Германия) 2007. — № 10 (нем. яз.)

Президентом Европейской федерации сварки и резки избран Тим Ессон из Института сварки, Кембридж, Великобритания, с. 536–538.

В Берлине организована международная школа по подготовке аспирантов в области технических и естественных наук, с. 538.

Weiß K. Прецизионное позиционирование при лазерной сварке мелких деталей, с. 540–542.

Kolbe J., Paproth A. Определение реологических свойств кригических для нанесения клея на микроучастки, с. 546–549.

Gutensohn M. et al. Ультразвуковая сварка алюминиевых многожильных проводов, с. 550–554.

Ji J. et al. Поры при гибридной лазерной + МИГ сварке алюминиевых сплавов. Ч. 2. Стратегия их предупреждения, с. 555–560.

Из истории сварочной техники. Знаете ли Вы, что такое голубой газ?, с. 562–566.

SUDURA (Румыния) 2007. — An. XVII, № 5 (рум. яз.)

Jenicek A. et al. Сквозная приварка шпилек на стальных листах с разными покрытиями, с. 5–11.

Rapăitescu S. Влияние входных механических параметров на выходные параметры при сварке трением с перемешиванием, с. 13–20.

Mitelea I. et al. Параметры процесса при сварке трением чугунов с шаровидным графитом с легированными сталями для машиностроения, с. 21–27.

Aichele G., Undi T. Сварка ТИГ горячей проволокой использовалась также при сварке в узкий зазор и орбитальной сварке. Ч. 2, с. 30–35.

Dzelnitzki D. Дуговая сварка плавящимся электродом в среде защитного газа с использованием ленточного электрода выполняется легко, повышает производительность, с. 38–41.

TRANSACTION of JWRI (Япония) 2007. — Vol. 36, № 1 (англ. яз.)

Komizo Y. Состояние и перспективы судостроительной стали и ее свариваемости, с. 1–6.

Tashiro Sh. et al. Свойства источника тепла вольфрамовой дуги, горящей в защитной атмосфере гелия, и влияние испарения металла из сварочной ванны, с. 7–12.

Murakami K. et al. Влияние расположения соединений бетонной арматуры на свариваемость одиночной горячим способом арматуры, сваренной дуговым способом плавящимся электродом в среде защитного газа, с. 13–19.

Saad A. K., Shibayavagi T. Микроструктура и механические свойства однородных и разнородных соединений из сплавов алюминия и магния, выполненных сваркой трением с перемешиванием, с. 21–34.

Matsumoto T. et al. Износостойкие металлокерамические покрытия AlN-Al, нанесенные способом сверхскоростного газопламенного напыления, с. 35–39.

Saremi M. et al. Окисление и высокотемпературная коррозия термобарьерных покрытий, напыленных плазмой диоксида циркония, стабилизированного оксидом иттрия, на суперсплав никеля, с. 41–45.

Morks M. F., Kobayashi A. Микроструктура и механические свойства покрытий HA/ZrO_2 , нанесенных газоплазменным напылением туннельного типа, с. 47–51.

Cheng F. et al. Влияние добавки кобальта на микроструктуру и характеристики растяжения припоя Sn-3,0Ag-0,5Cu, с. 53–56.

Vega A. et al. Факторы, влияющие на деформацию в процессе штамповки толстолистовой стали с помощью линейного нагрева. 1-й отчет. Влияние размера толстого листа и кромок, с. 57–64.

Tajima Y. et al. Прогнозирование сварочной деформации и коробления панелей палуб судов для перевозки автомобилей с использованием банка данных на основе анализа конечными элементами, с. 65–71.

Deng D. et al. Численное исследование остаточных сварочных напряжений в стальных трубах 2,25Cr-1Mo, с. 73–90.

Hirohata M., Kim Y.-Ch. Сжимающие характеристики колонн трубчатого сечения, отремонтированных с помощью нагрева и обжима, с. 91–96.

Kim Y.-Ch., Lee S.-H. Механические характеристики сварных соединений, выполненных с помощью разработанной сварочной проволоки с фазовым превращением при низкой температуре, с. 97–102.

Waki H. et al. Высокочувствительные неразрушающие испытания подповерхностного локального повреждения в системе термобарьерного покрытия с помощью метода лазерной спекл-интерферометрии, с. 103–108.

Soga Y. et al. Контроль электрического сопротивления пленок TiO_2 с использованием фемтосекундного лазерного облучения, с. 109–111.

Fukushima Y. et al. Метод оценки срока службы холлового ракетного двигателя малой тяги с помощью многослойного покрытия, с. 113–114.

TWI CONNECT (Англия) 2007. — Issue 150, September/October (англ. яз.)

Новейший метод соединения разнородных материалов, с. 1–2.

Китайский институт использует опыт Кембриджа в области лазерной сварки двойными точками, с. 3.

Проектирование. Ч. 1, с. 3–5.

Усовершенствованное аппаратное обеспечение, с. 6.

Королевское награждение фирм-членов Британского института сварки, с. 8.

ЕЖЕГОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ЭФФЕКТИВНОСТЬ РЕАЛИЗАЦИИ НАУЧНОГО, РЕСУРСНОГО И ПРОМЫШЛЕННОГО ПОТЕНЦИАЛА В СОВРЕМЕННЫХ УСЛОВИЯХ»

11–15 февраля 2008 г. пос. Славское (Карпаты) состоялась очередная ежегодная конференция «Эффективность реализации научного, ресурсного и промышленного потенциала в современных условиях», организованная УкрИнформЦентром «Наука. Техника. Технология». Этот центр создан в 2000 г. при содействии проекта УКР\98\006 «Обмен технологической информацией в Украине для поддержки экономических преобразований» Программы развития ООН.

Данная конференция собрала около ста специалистов и охватывала широкий круг проблем, связанных с разработкой, исследованием и внедрением в производство новых технологических процессов и оборудования. Конференцию открыл научный руководитель проф. В. Коваленко. Пленарное заседание включало ряд актуальных докладов:

Коваленко В. С., НТУУ «КПИ». «57-я Генеральная Ассамблея СИРПА: Значение и перспективы развития высокоэффективных производственных технологий для индустриальных стран Европы»;

Kovalenko V. S. «Laser technology in medicine and medical industry»;

Богданова В. С. ООО «Карл Цейс». Инновационные технологии компании «Карл Цейс»;

Михолат С. В., БГЭУ, Беларусь. «Интеграционные возможности предприятий Республики Беларусь»;

Широков В. В., ФМИ НАНУ им. Г. В. Карпенко. «Комплексність досліджень — основа розвитку теоретичної та прикладної трибології»;

Клейпер Л. М., ПГТУ, Россия. «Конструкционные мартенситные стали для высокопрочных сварных конструкций»;

Дробышевский А. С., «Уралкомполит», Россия. «Получение композиционных материалов совместными методами традиционных и нанотехнологий» и др.

Учитывая ограниченный ресурс времени, в программе предусматривался гибкий режим работы путем параллельного или последовательного проведения ряда семинаров:

«Оборудование, станки, инструменты, оснастка, технологии. Перспективные металлические и неметаллические материалы. Наноматериалы и нанотехнологии» — науч. рук. проф. В. С. Коваленко;

«Перспективы развития строительного и дорожного машиностроения в Украине. Строительные материалы» — науч. рук. проф. И. Г. Кириченко;

«Горнодобывающая промышленность. Охрана труда и безопасность горных работ» — науч. рук. профессора В. Г. Красняк, В. А. Кулиш;

«Современные технологии ремонтно-восстановительных работ в промышленности» — науч. рук. академик НАНУ Л. М. Лобанов, ст. науч. сотр. Л. Н. Орлов, проф. Б. И. Бутаков;

«Теоретические и прикладные проблемы трибологии и защита материалов от коррозии» — науч. рук. профессора В. И. Похмурский, В. В. Широков; круглых столов:

«Нормативные документы по вопросам обследования и оценки технического состояния и паспортизации жилых, общественных и производственных зданий и сооружений» — науч. рук. проф. А. Д. Есенинко;

«Приборы неразрушающего контроля и средства обеспечения надежности и безопасности в отраслях промышленности и на транспорте» — науч. рук. А. Ю. Духовский, В. А. Нарижный.

В представленных докладах отражены результаты исследований, проведенных в различных научных учреждениях (ИЭС им. Патона, ИСМ им. В. Н. Бакуля, ФМИ им. Г. В. Карпенко, Институте газа НАНУ и др.), вузах и НИИ (национальных и государственных технических университетах Киева, Харькова, Львова, Донецка, Луганска, Николаева, Херсона, Ровно, Минска, Гродно, Перми, Липецка, НИИ лазерной техники и технологии НТУУ, УкрНИИПроект и др.), обсуждался опыт использования и совершенствования новейших технологий, накопленный в различных промышленных организациях (Новокраматорский завод, ОАО «Белкард», ООО «ТМ ВЕЛТЕК» и др.).

Информационная поддержка традиционно обеспечивалась журналами «Оборудование и инструмент для профессионалов» (Харьков), «Инструментальный світ» (Киев), «Ремонт, восстановление, модернизация» (Москва) и др.

Ряд материалов был представлен стендовыми докладами, отражающими результаты исследований различных организаций из 25 городов бывшего СССР (от Баку до Якутска). Участникам вручались Труды конференции объемом 500 с., куда вошли также довольно многочисленные заочные



доклады специалистов, по тем или иным причинам не имевших возможности лично представить свои материалы.

На блиц-выставке, организованной к открытию конференции, представили свои экспонаты НТТ «Интрон-СЭТ» (Донецк), ЧП «Арматор» (Днепропетровск), ПКФ «Синтез» (Челябинск) и др.

Для поощрения участия в исследовательской работе творческой молодежи организаторы конференции предусмотрели возможность награждения лучших докладов молодых специалистов специальными премиями. В торжественной обстановке именными подарками и скромными денежными поощрениями были удостоены:

А. М. Алехин, асп. кафедры металлических конструкций Донецкой национальной академии строительства и архитектуры, г. Макеевка, доклад «Ме-

тодика проведения испытаний решетчатых башен под действием гололедно-ветровых воздействий на полигоне ДОННАСА»;

В. И. Грибовская, асп. ФМИ им. Г. В. Карпенко НАН Украины, г. Львов, доклад «Концентраційні зміни вуглецю у поверхневих шарах сталі 60С2 після термічної обробки».

Конференция дала возможность встретиться профессионалам для обмена опытом и получения новой информации, укрепить установившиеся творческие и деловые контакты, насладиться природой и зарядиться бодростью в благодатных условиях горных Карпат.

В. С. Коваленко, д-р техн. наук

УДК 621.791.009(100)

В СОВЕТЕ НАУЧНОЙ МОЛОДЕЖИ ИЭС им. Е. О. ПАТОНА

Развитие современного общества неразрывно связано с научно-техническим прогрессом. В связи с этим особое внимание уделяется вопросам прикладных применений научных разработок. Не стали исключением и разработки украинской научной молодежи. Для повышения значимости практических результатов молодежных поисковых работ в этом году дирекцией ИЭС им. Е. О. Патона было принято решение проводить смотр наиболее интересных научных достижений.

В начале этого года состоялось заседание Совета научной молодежи ИЭС (СНМИ), на котором присутствовали: С. Г. Войнарович, председатель СНМИ, В. Ю. Хаскин зам. председателя, а также члены совета А. Б. Лесной, В. В. Савицкий, А. В. Лавренюк, Д. Д. Кункин, Е. К. Кузьмич-Япчук, Д. М. Жиров, а от дирекции — ученый секретарь ИЭС д-р техн. наук Л. С. Киреев. Рассматривался вопрос защиты работ научной молодежи по поисковой тематике. Были заслушаны доклады по следующим темам:

1. Создание эффективного источника питания пульсирующей дуги с микропроцессорным управлением. — Д. Д. Кункин (отд. № 55) 55/7-П.

2. Исследование свойств модельных многослойных слитков, полученных методом ЭШП РМ, из металла однородного химического состава из высоколегированной стали 316L. — А. А. Полишко (отд. № 9) 9/11-П.

3. Получение магнитных экранов на корпусных деталях компьютерной техники газотермическим напылением покрытий со специальными физичес-

кими свойствами. — А. И. Демьянов (отд. № 21) 21/5-П.

4. Исследование взаимодействия алюминия с титаном, а также структурных особенностей соединения алюминиевых и титановых сплавов при сварке давлением в вакууме. — Е. В. Половецкий (отд. № 22) 22/4-П.

5. Плакирование покрытий с помощью лазерного излучения с разными длинами волн. — А. В. Бернацкий (отд. № 77) 77/6-П.

После представления большинства докладов разворачивались довольно оживленные дискуссии. Защищавшим свои работы, руководителям и ответственным исполнителям задавали вопросы по существу их исследований. Особое внимание обращали



Демонстрация членам СНМИ эксперимента по лазерному плакированию

на аспект практической ценности и возможностей дальнейших промышленных применений. Так, в работе Д. Кункина членами СНМИ была отмечена возможность внедрения новой конструкции источника питания для полуавтоматической сварки после проведения ряда доработок и экспериментального опробования. Хочется также отметить работу А. Полишко. Коллективом исследователей был проделан значительный объем исследовательских работ с практическим выходом — получением наплавленного слитка стали 316L диаметром 180 мм. Отметим, что на сегодня в промышленности Украины другими способами получить такой слиток практически невозможно.

Особый интерес у слушателей вызвала работа А. Бернацкого и др. В ней автор разработал технологию лазерного плакирования поверхностей сталей и сплавов на основе меди. Поисковыми моментами при этом были вопросы влияния различных длин волны лазерного излучения на технологические особенности процесса и получаемые покрытия. В качестве практического выхода было создание новой технологии нанесения покрытий, сочетающей плазменное напыление с лазерным оплавлением. За счет подбора режима авторам работы удалось достичь минимальной (5...10 мкм) зоны сплавления покрытия с основным металлом, а также максимального уплотнения нанесенных слоев. Этот подход позволил значительно повысить ряд эксплуатационных характеристик покрытий по сравнению с их плазменным напылением.

Последняя работа привлекла к себе внимание собравшихся в плане демонстрации эксперимента. Были намечены сроки проведения такой демонстрации, а авторам дано задание подготовить все необходимое. В назначенный срок в автозале отдела № 77 корпуса № 3 состоялся просмотр членами СНМИ эксперимента по лазерному плакированию. Присутствовал также ученый секретарь ИЭС д-р техн. наук Л. С. Киреев. В эксперименте были задействованы технологический лазер DY 044 (производства фирмы «Rofin Sinar», Германия) с длиной волны 1,06 мкм, разработанный в отд. № 77 трехкоординатный манипулятор «Ласточка-1» и дополнительная технологическая оснастка. Эксперимент прошёл успешно. В результате были получены дорожки плакирования на стальном образце с предварительно нанесенным плазменным напылением покрытием системы Ni-Cr-B-Si. При этом зрители получили полное представление о разработанном технологическом процессе и обсудили возможные перспективы его дальнейшего практического применения.

В целом хочется отметить позитивные тенденции, выражающиеся в росте как интереса, так и ответственности исполнителей к выполнению работ по молодежным поисковым научно-техническим проектам. Это связано, во-первых, с конкурсным отбором наиболее интересных проектов и, во-вторых, с возможностью демонстрации процесса получения экспериментальных результатов.

С. Г. Войнарович, инж., В. Ю. Хаскин, канд. техн. наук

НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!



Исполнилось 60 лет известному специалисту в области подводной мокрой сварки, кандидату технических наук Виктору Яковлевичу Кононенко. Он родился в Киеве в семье служащих. После окончания Киевского механического техникума В. Я. Кононенко с 1967 по 1971 гг. работал на кафедре сварки в Киевском политехническом институте, который закончил в 1973 г.

С 1971 по 1996 гг. работал в Лаборатории подводной сварки и резки ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. Разрабатывал электродные материалы, а также участвовал в испытаниях оборудования для проведения подводной сварки и резки. С 1973 г. получил право на спуски под воду. В 1974 г. принимал участие в приварке пластыря к теплоходу

«Моздок» во время его подъема в Черном море. Самостоятельно и в составе группы специалистов выполнил ряд работ по восстановлению с помощью подводной сварки переходов трубопроводов через Обь, Волгу, Днепр. Водолаз I класса 1-2 группы специализации. Проработал под водой более 6000 ч.

В 1987 г. В. Я. Кононенко защитил кандидатскую диссертацию по разработке новых сварочных материалов для механизированных процессов сварки под водой. С 1994 по 1999 гг. принимал участие в создании нового Американского стандарта по подводной сварке ANSI/AWS D3.6M. Обучал специалистов-подводников за рубежом. Самостоятельно и в соавторстве им опубликовано 53 статьи, а в период с 2004–2007 гг. подготовлено и издано пять книг.

С 1998 г. В. Я. Кононенко работает директором фирмы ГП «Экотехнология» НТК ИЭС им. Е. О. Патона.

ПАМЯТИ Г. Б. ФУКСА



10 марта 2008 г. ушел из жизни известный ученый в области мостостроения, профессор, кандидат технических наук Георгий Борисович Фукс. Трудовую деятельность он начал после окончания Киевского инженерно-строительного института в 1949 г. После нескольких лет работы на строительстве поступил в 1951 г. в Киевский филиал «Союздорпроект», где более 55 лет занимался проектированием мостов. С 1959 г. являлся главным инженером проектов.

Г. Б. Фукс внес огромный вклад в развитие отечественного мостостроения. Им было создано большое количество ярких и интересных проектов мостовых переходов через реки Днепр (г. Киев), Даугава (г. Рига), Неман (г. Гродно), Иртыш (г. Омск), З. Буг (г. Яготин). Все эти величественные сооружения отличаются оригинальностью, новаторством технических решений и применением современных технологий. Своим вдохновенным трудом Г. Б. Фукс способствовал достижению отечественным мостостроением мирового уровня.

Киевские мосты через Днепр, созданные по проектам Г. Б. Фукса, по праву заняли достойное место в сборнике «Видатні мости світу».

Совместно с сотрудниками Института электросварки им. Е. О. Патона Г. Б. Фукс выполнял работы по развитию методов расчета, проектированию и со-

вершенствованию конструктивных форм пролетных строений, разработке технологии изготовления и монтажа, созданию и внедрению однокатковых опорных частей повышенной несущей способности, испытанию и обследованию киевских мостов.

Широкая эрудиция и блестящие организаторские способности в сочетании с умением четко сформулировать задачу и направление ее решения позволяли Г. Б. Фуку со своими учениками и специалистами других институтов успешно создавать новые украинские мостовые нормы.

В 1990-е годы на стадии ТЭО был запроектирован и строится в настоящее время Подольский мост в Киеве. Здесь также, будучи главным инженером комплексного проекта, Г. Б. Фуксом применены новые конструктивные решения и материалы: сквозная металлическая арка, полностью перекрывающая русло Днепра, с двухъярусной фермой жесткости, решетчатые двухъярусные фермы мостов через Десенку и Гавань.

Все, кто работал с Георгием Борисовичем, отмечают его как чрезвычайно мудрого, справедливого, порядочного и чуткого человека. Его трудолюбие, доброжелательность, добрый юмор служили и останутся надолго в памяти.

Многочисленные ученики, друзья и коллеги с глубокой скорбью переживают эту потерю, выражают искреннее соболезнование родным и близким Георгия Борисовича, всем, кто знал, любил и уважал его. Светлая память об этом человеке навсегда останется в их сердцах.