#### Международный научно-технический и производственный журнал





Издается с 1948 года

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

Издатель: Международная ассоциация «Сварка»

## СОДЕРЖАНИЕ

#### НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

А. Я. Ищенко, И. В. Кривцун, С. И. Кучук-Яценко,	Патон Б. Е., Лобанов Л. М., Самилов В. Н., Пилишенко И. С., Махненко О. В., Пашин Н. А., Горинов В. А., Шиян	
В. К. Лебедев (зам. гл. ред.), В. К. Липодаев (зам. гл. ред.), Л. М. Лобанов, А. А. Мазур, В. И. Махненко, В. Ф. Мошкин, О. К. Назаренко, И. К. Походня,	К. В. Расчет и особенности технологии изготовления крупно- габаритной сварной конструкции преобразуемого объема Портнов О. М., Максимов С. Ю. Численное моделирование абсорбции газов наплавленным металлом при подводной	. 3
И. А. Рябцев, Б. В. Хитровская (отв. секр.), В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко	мокрой сварке Кулик В. М., Васильев В. Г. Изменение структуры и свойств металла ЗТВ соединений стали ЗОХГСА при дуговой	13
МЕЖДУНАРОДНЫЙ РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:	обработке Борисов Ю. С., Гольник В. Ф., Ипатова З. Г., Миц И. В., Сааков А. Г., Сааков В. А. Плазменные алюмокерамические	19
<ul> <li>Н. П. Алешин (Россия)</li> <li>Б. Брейтвейт (Великобритания)</li> <li>Д. фон Хофе (Германия)</li> <li>К. Буше (Франция)</li> <li>Гуань Цяо (Китай)</li> <li>У. Дилтай (Германия)</li> <li>П. Зайффарт (Германия)</li> </ul>	покрытия Похмурский В. И., Студент М. М., Рябцев И. А., Сидорак И. И., Дзьоба Ю. В., Довгунык В. М., Форманек Б. Влияние режимов электродуговой металлизации и составов применяемых порошковых проволок на структуру и абра- зивную износостойкость покрытий	26 31
. С. Зубченко (Россия) Т. Игар (США)	ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ	
К. Иноуз (Япония) 1. Никифоров (Россия) Б. Е. Патон (Украина) Я. Пилярчик (Польша) Чжан Янмин (Китай)	Томи С., Кон Г., Фоллертсен Ф. Применение высокомощ- ных волоконных лазеров в процессах сварки Калита В., Колодзейчак П., Квятковски Л., Гробельны М., Хоффман Ж. Свойства сварных соединений разно- родных магниевых сплавов, выполненных с применением	37
В. К. Шелег (Беларусь) <i>Адрес редакции:</i> , Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11 Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины ел.: (38044) 287 6302, 529 2623 Факс: (38044) 528 0486 E-mail: journal@paton.kiev.ua http://www.pas.gov.ua/owi	СО <sub>2</sub> -лазера	40 44 49
Релакторы:	КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ	
Е. Н. Казарова, Т. В. Юштина <i>Электронная верстка:</i> И. С. Баташева, А. И. Сулима, И. Р. Наумова, И. В. Петушков	Жадкевич М. Л., Тюрин Ю. Н., Колисниченко О. В., Мазунин В. М. О нагреве и ускорении дисперсных частиц импульсной плазмой Ланкин Ю. Н., Масалов Ю. А., Байштрук Е. Н. Схема	55
видетельство о государственной гистрации КВ 4788 от 09.01.2001	управления приводами сварочных установок Новости	57 59 60
Журнал входит в перечень ержденных ВАК Украины изданий публикации трудов соискателей ученых степеней. и перепечатке материалов ссылка	По зарубежным журналам Новая книга	62 36
на журнал обязательна. одержание рекламных материалов дакция журнала ответственности	Наши поздравления!	66 67
не несет. Цена договорная.	Разработано в ИЭС	25

Ю. С. Борисов, Н. М. Воропай, В. Ф. Грабин, А. Т. Зельниченко А. Я. Ищенко, И. В. Кривц С. И. Кучук-Яценко, Ю. Н. Ланкин, В. К. Лебедев (зам. гл. ред В. Н. Липодаев (зам. гл. ре Л. М. Лобанов, А. А. Мазу В. И. Махненко, В. Ф. Моши О. К. Назаренко, И. К. Похо И. А. Рябцев,

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ: Главный редактор Б. Е. ПАТОН

Н. П. Алешин	(Россия)
Б. Брейтвейт	(Великобритания)
Д. фон Хофе	(Германия)
К. Буше	(Франция)
Гуань Цяо	(Китай)
У. Дилтай	(Германия)
П. Зайффарт	(Германия)
А. С. Зубченко	(Россия)
Т. Игар	(США)
К. Иноуэ	(Япония)
Н. И. Никифоров	(Россия)
Б. Е. Патон	(Украина)
Я. Пилярчик	(Польша)
Чжан Янмин	(Китай)
В. К. Шелег	(Беларусь)

Адрес редакции: 03680, Украина, Киев-150, ул. Бо Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украи Тел.: (38044) 287 6302, 529 2 Факс: (38044) 528 0486 E-mail: journal@paton.kiev. http://www.nas.gov.ua/pw

Свидетельство о государстве регистрации КВ 4788 от 09.01

Журнал входит в перечен утвержденных ВАК Украины из для публикации трудов соиска ученых степеней. При перепечатке материалов на журнал обязательна. За содержание рекламных мате редакция журнала ответствен не несет.

# **International Scientific-Technical and Production Journal**

# Avtomaticheskaya Svarka

(Automatic Welding)

№ 7 (639) July 2006

Published since 1948

WELDING - CUTTING - SURFACING - BRAZING - COATING

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

#### EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief B.E.PATON

Yu. S. Borisov, N. M. Voropai, 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, V. F. Moshkin, O. K. Nazarenko, I. K. Pokhodnya, I. A. Ryabtsev, B. V. Khitrovskaya (exec. secr.), V. F. Khorunov, K. A. Yushchenko THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL: N. P. Alyoshin (Russia) B. Braithwaite (UK) C. Boucher (France) D. von Hofe (Germany) Guan Qiao (China) U. Dilthey (Germany) P. Seyffarth (Germany) A. S. Zubchenko (Russia) T. Eagar (USA) K. Inoue (Japan) N. I. Nikiforov (Russia) B. E. Paton (Ukraine) Ya. Pilarczyk (Poland) Zhang Yanmin (China) V. K. Sheleg (Belarus) Address: The E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine,

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, 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

Paton B. E., Lobanov L. M., Samilov V. N., Pilishenko I. S., Makhnenko O. V., Pashchin N. A., Gorinov V. A., Shiyan
<b>K. V.</b> Design and peculiarities of technology of fabricating a trans-
formable large-size welded structure 3
Portnov O. M., Maksimov S. Yu. Numerical modelling of ab-
sorption of gases by deposited metal in wet underwater welding 13
Kulik V. M., Vasiliev V. G. Variations in structure and properties
of HAZ metal in welded joints on steel 30KhGSA during arc
treatment
Borisov Yu. S., Golnik V. F., Ipatova Z. G., Mits I. V., Saakov
A. G., Saakov V. A. Aluminoceramic plasma coatings 26
Pokhmursky V. I., Student M. M., Ryabtsev I. A., Sidorak
I. I., Dzyoba Yu. V., Dovgunyk V. M., Formanek B. Effect of
parameters of electric arc metallising and compositions of flux-
cored wires on structure and abrasive wear resistance of coatings 31

### INDUSTRIAL

<b>Thomy C., Kohn H., Vollertsen F.</b> Application of high-power ibre lasers in laser and laser-MIG hybrid welding	37
Kalita W., Kolodziejczak P., Kwiatkowski L., Grobelny M.,	
Hoffman J. Properties of CO <sub>2</sub> -laser welded joints of dissimilar magnesium alloys	40
Koehler G., Mueller H., Basler U., Dahms St., Luhn R.,	
Kasch S., Waechter S. Glass joining technologies and their ap-	
plication examples	44
Zaruba I. I., Dymenko V. V., Andreev V. V., Shatan A. F.	
Power supply with improved service characteristics for AC arc welding	49

#### **BRIEF INFORMATION**

Zhadkevich M. L., Tyurin Yu. N., Kolisnichenko O. V., Mazunin V. M. Heating and acceleration of dispersed particles	
by pulsed plasma	55
Lankin Yu. N., Masalov Yu. A., Bajshtruk E. N. Control circuit	
for welding machine drives	57
News	59
Theses for scientific degree	60
Review of foreign journals	62
New book	36

#### NEWS

Our congratulation	66
INFORMATION	67
Developed at PWI	, 25

Journal «Avtomaticheskaya Svarka» is published in English under the title «**The Paton Welding Journal**». Concerning publication of articles, subscription and advertising, please, contact the editorial board.

# РАСЧЕТ И ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КРУПНОГАБАРИТНОЙ СВАРНОЙ КОНСТРУКЦИИ ПРЕОБРАЗУЕМОГО ОБЪЕМА

Академик Б. Е. ПАТОН, академик НАН Украины Л. М. ЛОБАНОВ, В. Н. САМИЛОВ, И. С. ПИЛИШЕНКО, инженеры, О. В. МАХНЕНКО, Н. А. ПАЩИН, кандидаты техн. наук, В. А. ГОРИНОВ, К. В. ШИЯН, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изложены основные принципы построения оболочечных трансформируемых конструкций, предназначенных для хранения жидких и сыпучих продуктов, например, топлива, воды, зерна и др. Представлены расчетные схемы и результаты расчета емкостей на прочность и устойчивость к эксплуатационным и ветровым нагрузкам. Описана технология сборки и сварки тонкостенных соединений конструкций со швами большой протяженности.

Ключевые слова: сварные конструкции, трансформируемая оболочка, проектирование, сборка, дуговая сварка, остаточные напряжения, деформирующая оснастка, монтаж

На современном этапе развития техники в ряде случаев имеет место противоречие между необходимостью увеличения массы и размеров сварных конструкций и сложностью их транспортировки. Особенно это актуально для космической техники, где выполнение задач в значительной степени зависит от массы и размеров объекта.

В ИЭС им. Е. О. Патона сформулированы основные принципы проектирования и изготовления цельносварных металлических оболочек, размеры которых могут быть уменьшены на период доставки на орбиту до размеров транспортных контейнеров. Такую возможность впервые теоретически обосновал и сформулировал канд. техн. наук В. М. Балицкий, что позволило изометрически трансформировать замкнутые оболочки из стали и титановых сплавов. Конструкции предназначались для монтажа в космическом пространстве жилых и лабораторных отсеков, шлюзовых камер, переходов, складских и производственных сооружений [1].

Авторами сформулированы основные требования к сварным конструкциям преобразуемого объема: полная заводская готовность; герметичность; минимальные габариты для транспортировки; минимальные трудозатраты при установке и развертывании на монтажной площадке.

Проведенные в ИЭС им. Е. О. Патона теоретические и лабораторные исследования позволили выбрать из большого количества существующих вариантов формоизменения оболочек преобразуемого объема один, наиболее простой в технологическом отношении — преобразование поверхности усеченного конуса в гофрированный диск. Обоснование возможности целенаправленного изменения формы замкнутых оболочек базируется на принципах теории изометрического изгиба поверхности, описываемых уравнениями Кодацци– Гаусса. Согласно теории изометрических преобразований предполагается, что оболочку можно изогнуть без растяжения или сжатия материала, из которого она изготовлена.

В основу трансформируемых конструкций положены принципы преобразования усеченных конических оболочек в гофрированные диски, которые сопрягаются торцевыми кромками в компактный пакет. Для его трансформирования в герметичную оболочку проектных размеров и объема создавали избыточное внутреннее давление. На рис. 1 представлен макет оболочки преобразуемого объема из титанового сплава ВТ1-0 диаметром 400 мм с толщиной стенки 0,1 мм. Оболочка в состоянии транспортировки имеет высоту 65 мм, в рабочем положении — 2000 мм.

Целью настоящей работы являлась разработка расчетной оценки напряженно-деформированного состояния крупногабаритной сварной конструкции преобразуемого объема для хранения жидких продуктов, а также технологии ее изготовления. Для этого выбран конструкционный материал оболочки, проведена расчетная оценка напряженно-деформированного состояния конструктивных элементов оболочки при различных схемах нагружения, разработана технология сборки и сварки оболочки, проведены эксперименты по ее трансформированию, установке и монтажу на строительной площадке.

В качестве конструкционного материала для оболочки выбрана высоколегированная сталь 08X18H10T, отличающаяся высокой стойкостью против коррозии, хорошей свариваемостью и обрабатываемостью. Спроектирована и изготовлена

ADDREADTHIERESAR

<sup>©</sup> Б. Е. Патон, Л. М. Лобанов, В. Н. Самилов, И. С. Пилишенко, О. В. Махненко, Н. А. Пащин, В. А. Горинов, К. В. Шиян, 2006



Рис. 1. Макет оболочечной конструкции с базовым элементом в виде усеченного конуса для космической техники до (1) и после (2) преобразования [1]

опытная сварная емкость объемом 40 м<sup>3</sup>, диаметром 3,8 м с толщиной стенки 2,5 мм, схема которой представлена на рис. 2.

Проведена расчетная оценка напряженно-деформированного состояния и прочностных характеристик этой емкости с учетом ее собственной массы, массы хранимого продукта, давления столба жидкости продукта и ветровой нагрузки при скорости ветра до 50 м/с.

В рамках теории осесимметричной деформации тонкостенных оболочек вращения [2] определяли остаточные напряжения в стенке оболочки после ее разворачивания и их взаимодействие с напряжениями, вызванными гидростатическим давлением заливаемой жидкости и собственной массой конструкции. Материал оболочки при указанных выше условиях нагружения ведет себя в соответствии с теорией упругопластического течения при изотропном деформационном упрочнении в сочетании с условием текучести Мизеса. На основе теории упругости тонкостенных конических оболочек вращения для случая асимметричного нагружения [3] определяли дополнительные напряжения от ветровой нагрузки. Выполнен проверочный расчет на прочность и потерю устойчивости при сжатии вертикальных стоек-опор, на которые устанавливалась емкость.

Испытуемая емкость состоит из четырех секций, которые в процессе разворачивания приобретают форму тонкостенных конических оболочек, имеющих диаметры торцевых сечений 3800 и 2750 мм при высоте конуса  $H_{\rm k} = 1126$  мм, что соответствует конечному углу конусности  $\alpha_{\rm k} \cong$  $\cong 25^{\circ}$  (рис. 2). Сверху и снизу емкости расположены конические донышки с горловинами. Схема

AUTRADITICACIÓN



Рис. 2. Схема крупногабаритной емкости в развернутом состоянии: *А*-*G* — узлы соединения секций

узлов A, B, E соединения секций между собой с помощью шпангоутов и узлов F, G соединения донышек с усилением в зоне горловины представлена на рис. 3.

В процессе разворачивания емкости геометрия донышек и узлов *D*, *E*, *B*, *A*, *C* существенно не изменяется. Трансформирование в основном затрагивает четыре секции *DE*, *EB*, *BA*, *AC* каждой емкости. При формоизменении начальные гофры изменяют свои размеры, при этом их количество остается постоянным. Можно считать, что торцы секций имеют постоянные диаметры, определяемые соответствующими шпангоутами, т. е. при трансформировании происходит увеличение расстояния *H* между торцами.

Рассматривали некоторое произвольное состояние разворачивания, когда текущий угол конусности  $\alpha$  оболочки при разворачивании меньше  $\alpha_{\kappa}$ (рис. 4). При этом длина основания отдельного гофра  $2b(\alpha) = \frac{1900 - 1375}{N \sin \alpha}$  [мм], где N — количество одинаковых гофров;  $H = (1900...1375) \times$  $\times$ сtg  $\alpha$  [мм]. В системе координат *у*, *х* геометрию средней линии образующей гофрированной конической поверхности можно описать выражением

$$y = a \left( 1 - \cos \frac{\pi x}{b} \right)$$

где *a*, *b* — соответственно полувысота и полудлина гофра.

Длина средней образующей линии для одного гофра составляет

$$B = 4 \int_{0}^{b/2} \sqrt{1 + \left(\frac{\mathrm{d}y}{\mathrm{d}x}\right)^2} \,\mathrm{d}x$$

где

$$\frac{\mathrm{d}y}{\mathrm{d}x} = a\frac{\pi}{b}\sin\frac{\pi x}{b}.$$
 (1)

Значение В известно и равно

$$B = 2b(\alpha_{\rm K}) = \frac{1900 - 1375}{N\sin\alpha_{\rm K}} = 177 \,[\rm MM]$$

При N = 7 и  $\alpha_{\kappa} = 25^{\circ}$  из (1) для различных значений  $\alpha$  можно определить размеры гофра 2a и 2b из системы уравнений

$$\sin \alpha = \frac{2}{\pi} \sin \alpha_{\rm k} E(k) \sqrt{1 + x^2}, \ b = \frac{1900 - 1375}{N \sin \alpha}$$
$$x = \frac{\pi a}{b}, \ k^2 = \frac{x^2}{\sqrt{1 + x^2}},$$

где *E*(*k*) — полный эллиптический интеграл второго рода.

В таблице приведены результаты такого расчета при  $\alpha_{\kappa} = 25^{\circ}$  и данные об относительном изменении максимальной кривизны  $K_s^{\text{max}}$  оболочки вдоль образующей, т. е. в вершине гофра. Из таблицы видно, что по мере уменьшения угла  $\alpha$  снижается высота гофра 2a и кривизна  $K_s^{\text{max}}$ . В тонкостенной оболочке изменение кривизны  $\Delta K_s$  определяет приращение  $\Delta \varepsilon_{ss}$  соответствующих деформаций вдоль образующей через произведение  $\Delta K_s h/2$ , где h — толщина стенки. Данные таблицы показывают, что приращения максимальных деформаций  $\Delta \varepsilon_{ss}^{\text{max}}$  (~  $K_s^{\text{max}} \delta/2$ ) в процессе разворачивания оболочки в крайних волокнах могут составить 20...25 %. Однако для аустенитной стали

Расчетные значения полувысоты a и полудлины b гофра, а также максимума кривизы  $K_s^{\max}$  оболочки в зависимости от угла конусности  $\alpha$ 

α, град	$\pi a/b$	2b	2a	<i>K</i> <sup>max</sup> , 1/мм
25,0	0	177,0	0	0
26,0	0,40	171,2	21,8	0,00734
27,4	0,70	163,4	36,4	0,04345
30,9	1,00	145,9	46,5	0,04304
35,8	1,40	128,0	57,2	0,16869
41,7	1,80	112,6	64,5	0,10039
53,0	2,40	93,9	71,7	0,16051
63,1	2,80	84,1	75,0	0,20908
70,2	3,00	79,7	76,0	0,23639
81,3	3,20	75,9	77,4	0,26477
90,0	3,29	75,0	78,6	0,27548



Рис. 3. Конструктивная схема оформления узлов соединения емкости

возникновение таких деформаций не вызывает серьезной опасности, учитывая хорошую способность к штамповке данной стали малой толщины.

Для расчета распределения остаточных напряжений в оболочке после разворачивания применяли метод последовательного прослеживания раз-



Рис. 4. Схема формоизменения гофрированной стенки емкости в зависимости от угла α

ALCUNCALULATION



Рис. 5. Схема тонкостенной оболочки с произвольной формой меридиана

вития упругопластических деформаций по мере увеличения внутреннего давления. При этом использовали следующую систему координат: *s* — координата вдоль криволинейной образующей;  $\beta$  — угол вращения вокруг оси *z* (рис. 5). Непрерывная образующая 0 < s < 7 B представляется дискретными участками длиной  $\Delta s$  с соответствующей нумерацией узлов (концов участков) 0, 1, 2, ..., n - 1, n, n + 1 (см. рис. 4).

Для каждого узла *n* с координатой  $s_n$  определяется значение координаты  $x_n(\alpha)$  по зависимости

$$x_{n}(\alpha) = x_{n-1}(\alpha) + \frac{\Delta s_{n,n-1}}{\sqrt{1 + (\frac{a\pi}{b})^{2} \sin^{2}\frac{\pi x_{n-1}}{b}}}.$$

Зная координату  $x_n(\alpha)$ , по (1) находим  $y_n(\alpha)$ , а затем радиус оболочки  $r_n(s_n, \alpha)$ :





A DURANTERIERARI

$$r_n(s_n, \alpha) = r_0 \left[ \frac{H(\alpha)}{\cos \alpha} - x_n(\alpha) - y_n(\alpha) \operatorname{tg}(\alpha) \right] \sin \alpha + y_n(\alpha) / \cos \alpha = 1900 - x_n \sin \alpha + y_n \cos \alpha,$$

где  $r_0 = R_1 = 1375$  мм;  $H(\alpha) = 525$  сtg  $\alpha$  [мм];  $y_n = a \left(1 - \cos \frac{\pi x_n}{b}\right).$ 

По  $r_n(s_n, \alpha)$  определяем значения кривизны  $K_s^n$  и  $K_\beta^n$  для каждой *n*-й точки по зависимостям [1]:

$$K_{s}^{n} = -\frac{r_{n}^{''}}{\sqrt{1-r^{'2}}}; \quad K_{\beta}^{n} = \frac{\sqrt{1-r^{'2}}}{r_{0}},$$

где  $r''_n = \frac{r_{n+1} + r_{n-1} - 2r_n}{\Delta s^2}; r'_n = \frac{r_{n+1} - r_n}{\Delta s}$ 

(*n* = 1, 2, …). Полученные результаты приведены на рис. 6.

Для каждого момента разворачивания, определяемого α, оценивали уровень внутреннего давления Р, гарантирующий непрерывность процесса разворачивания. Это связано с тем, что по мере уменьшения текущего угла конусности α и соответственно размеров 2а гофра для продолжения процесса требуется увеличение давления Р. В качестве критерия необходимого уровня давления Р при данном значении α принимали такое значение Р, при котором происходит достаточно развитое пластическое течение. Полученные для угла α данные о напряжениях и деформациях использовали в качестве исходных для следующего шага прослеживания, определяемого новым углом а -- Δα. Если давление Р не повышать, то происходит частичная разгрузка, подтверждающая необходимость увеличения давления Р для обеспечения процесса трансформирования.

Согласно теории тонкостенных оболочек, напряженно-деформированное состояние определяется перемещениями U и W точек срединной поверхности, т. е. U(s) и W(s), напряжениями  $\sigma_{ss}(s, \zeta)$ ,  $\zeta$ ),  $\sigma_{\beta\beta}(s, \zeta)$  и деформациями  $\varepsilon_{ss}(s, \zeta)$  и  $\varepsilon_{\beta\beta}(s, \zeta)$ , где  $\zeta$  — координата по толщине оболочки, отсчитываемая от срединной ее поверхности (рис. 5). При этом использовали расчетный алгоритм решения упругопластической задачи [4]. Решение сводится к определению шести функций коорди- $\delta/2$ 

наты s: усилия 
$$N_s = \int \sigma_{ss} d\zeta$$
, момента  
 $-\delta/2$ 

 $M_s = \int \sigma_{ss} \zeta d\zeta$ , перерезывающей силы  $Q_s$ , переме-

щений  $\Delta U$  и  $\Delta W$  и приращения угла поворота нормалей  $\Delta \Theta$ .

Напряжения  $\sigma_{ss}$  и  $\sigma_{\beta\beta}$  связаны с приращениями перемещений и угла поворота следующими зависимостями [2, 4]:

$$\begin{split} \sigma_{ss} &= A_1 (K_s \Delta W - \frac{\partial \Delta U}{\partial s} + \zeta \frac{\partial \Delta \Theta}{\partial s}) + \\ &+ A_2 (K_0 \Delta U + K_\beta \Delta W + K_0 \zeta \Delta \Theta) + Y_{ss}; \\ \sigma_{\beta\beta} &= A_2 (K_s \Delta W - \frac{\partial \Delta U}{\partial s} + \zeta \frac{\partial \Delta \Theta}{\partial s}) + \\ &+ A_1 (K_0 \Delta U + K_\beta \Delta W + K_0 \zeta \Delta \Theta) + Y_{\beta\beta}; \\ A_1 &= \frac{2 \psi + K}{\psi (\psi + K)}; A_2 = \frac{\psi - K}{\psi (\psi + K)}; \\ Y_{ss} &= A_1 b_{ss} + A_2 b_{\beta\beta}; Y_{\beta\beta} = A_1 b_{\beta\beta} + A_1 b_{ss}; \\ b_{ss} &= \left(\frac{\sigma_{ss}}{2G}\right) + b^*; b_{\beta\beta} = \left(\frac{\sigma_{\beta\beta}}{2G} + b^*\right); \\ b^* &= \left[\frac{\sigma_{ss} + \sigma_{\beta\beta}}{3} \left(K - \frac{1}{2G}\right)\right]^*, \end{split}$$

где K = 1 - 2v/E — коэффициент объемного сжатия (здесь v — коэффициент Пуассона;  $K_0 = \partial r/r\partial s$ ;  $\psi$  — функция состояния материала; G = E/2(1 + v) — модуль сдвига; \* — индекс, относящий величину к предыдущему шагу прослеживания, в соответствии с которым определяются  $\Delta U(s)$ ,  $\Delta W(s)$  и  $\Delta \Theta(s)$ . При упругом деформировании  $\psi = 1/2G$ , при пластическом течении  $\psi > 1/2G$  определяется условием текучести Мизеса. Для вычисления  $\psi(s, \zeta)$  на каждом шаге прослеживания использовали итерационный процесс из работы [4].

На каждой итерации разрешающая система имеет вид

$$\frac{\mathrm{d}\mathbf{j}}{\mathrm{d}s} = B(s)\mathbf{j} + \mathbf{f}(s),\tag{2}$$

где векторы **j** и **f** состоят из шести функций координаты s:

$$\mathbf{j}(s) = \begin{vmatrix} N_s \\ M_s \\ Q_s \\ \Delta U \\ \Delta W \\ \Delta \Theta \end{vmatrix}$$
  $\mathbf{h} \mathbf{f}(s) = \begin{vmatrix} f_N \\ f_M \\ f_Q \\ f_U \\ f_W \\ f_\Theta \end{vmatrix},$ 

где

$$\begin{split} f_N &= K_0 \Big\{ Y_{\beta_1} + \frac{1}{D} [L_{22}(Y_{s1}L_{12} - Y_{s2}L_{11}) - \\ &- L_{21}(Y_{s1}L_{13} - Y_{s2}L_{12})] \}; \\ f_M &= K_0 \Big\{ Y_{\beta_2} + \frac{1}{D} [L_{22}(Y_{s1}L_{12} - Y_{s2}L_{11}) - \\ &- L_{22}(Y_{s1}L_{13} - Y_{s2}L_{12})] \}; \end{split}$$

$$f_{Q} = \frac{K_{\beta}}{K_{0}} f_{N} - P; \ f_{U} = \frac{1}{D} (Y_{s2}L_{12} - Y_{s1}L_{13});$$
  

$$f_{W} = 0; \ f_{\Theta} = (Y_{s1}L_{12} - Y_{s2}L_{11}); \ D = L_{11}L_{13} - L_{12}^{2};$$
  

$$L_{m,n} = \int_{-\delta/2}^{\delta/2} A_{m} \zeta^{n-1} dz; \ Y_{m,n} = \int_{-\delta/2}^{\delta/2} Y_{ll} \zeta^{n-1} dz,$$
  

$$m = 1, 2; \ n = 1, 2, 3; \ l = s, \beta.$$

Матрица B(s) размером 6×6 имеет вид

$$B(s) = \begin{vmatrix} a_{11} & a_{12} & \dots & a_{16} \\ a_{21} & a_{22} & \dots & a_{26} \\ \dots & \dots & \dots & \dots \\ a_{61} & a_{62} & \dots & a_{66} \end{vmatrix},$$

где

A DURMATCHIERGAR

$$a_{11} = K_0 \bigg[ \frac{1}{D} (L_{13}L_{21} - L_{22}L_{12}) - 1 \bigg];$$
  
$$a_{12} = \frac{K_0}{D} (L_{11}L_{13} - L_{21}L_{12});$$

$$\begin{aligned} a_{13}, a_{14} &= K_0^2 [L_{11} - \frac{1}{D} [L_{21} (L_{11} L_{13} - L_{23} L_{12}) - \\ &- L_{22} (L_{21} L_{12} - L_{22} L_{11})] \}; \\ a_{21} &= \frac{K_0}{D} (L_{23} L_{12} - L_{22} L_{13}); \end{aligned}$$

$$\begin{split} a_{22} &= K_0 \bigg[ \frac{1}{D} (L_{22}L_{12} - L_{23}L_{11}) - 1 \bigg]; \ a_{23} = 1; \\ a_{24} &= K_0^2 \bigg[ L_{12} - \frac{1}{D} [L_{22} (L_{21}L_{13} - L_{22}L_{12}) - \\ &- L_{23} (L_{21}L_{12} - L_{22}L_{11})] \}; \ a_{25} = a_{24} \frac{K_{\beta}}{K_0}; \\ a_{26} &= K_0^2 [L_{13} - \frac{1}{D} [L_{22} (L_{22}L_{13} - L_{23}L_{12}) - \\ &- L_{23} (L_{22}L_{12} - L_{23}L_{11})] \}; \end{split}$$

$$a_{31} = K_{\beta} \left( \frac{a_{11}}{K_0 + 1} \right) + K_s; \ a_{32} = a_{12} \frac{K_{\beta}}{K_0}; \ a_{33} = -K_0;$$

7/2006

$$\begin{split} a_{34} &= a_{14} \frac{K_{\beta}}{K_{0}}; \ a_{35} = \frac{K_{\beta}}{K_{0}}; \ a_{36} = a_{16} \frac{K_{\beta}}{K_{0}}; \ a_{41} = \frac{L_{13}}{D}; \\ a_{42} &= -\frac{L_{12}}{D}; \ a_{43} = 0; \ a_{44} = \frac{K_{0}}{D} (L_{22} L_{12} - L_{21} L_{13}); \\ a_{45} &= a_{44} \frac{K_{\beta}}{K_{0} - K_{s}}; \ a_{46} = a_{21}; \ a_{51} = 0; \ a_{52} = 0; \ a_{53} = 0; \\ a_{54} &= K_{s}; \ a_{55} = 0; \ a_{56} = -1; \ a_{61} = -\frac{L_{12}}{D}; \\ a_{62} &= \frac{L_{11}}{D}; \ a_{63} = 0; \ a_{64} = \frac{K_{0}}{D} (L_{12} L_{12} - L_{22} L_{11}); \\ a_{65} &= a_{64} \frac{K_{\beta}}{K_{0}}; \ a_{66} = a_{22} + K_{0}. \end{split}$$

К системе обыкновенных дифференциальных уравнений (2) необходимо присоединить еще условия на кромках s = 0 и  $s = s_0$ .

Учитывая примерно одинаковое поведение элементов *DE*, *EB*, *AB*, *AC* (см. рис. 2) при разворачивании емкости под действием внутреннего давления *P* можно рассмотреть один элемент *DE*, поместив начало координат s = 0 в точку *D*.

При этом в точке  $E(s = s_0)$  применяют условие симметрии, а в точке D(s = 0) — условие примыкания к достаточно жесткому донышку, которые можно записать в виде

$$s = 0 \quad N_s = PR_0/2 \cos \alpha,$$
  

$$\Delta U \cos (\beta - \alpha) + W \sin (\beta - \alpha) \approx 0,$$
  

$$\Delta \Theta \approx 0; \quad (3)$$
  

$$s = s_0 \quad \Delta U \cos \alpha - W \sin \alpha = 0,$$
  

$$Q_s = 0, \ \Delta \Theta \approx 0.$$

Два последних условия в (3) взяты приближенно консервативными, что связано с достаточно сложной конфигурацией узла D (см. рис. 3), поэтому наряду с (3) в качестве оценочного использовали также условие значительной податливости узла D в виде

$$s = 0 \qquad N_s = PR_0/2 \cos \alpha; \\ M_s = 0; \\ Q_c = 0.$$





ALEURANITHERESAR

Вариация этих условий незначительно сказывается на остаточных напряжениях разворачивания во всей оболочке, кроме небольшой зоны при s = 0.

Получаемую в итоге систему решали численным методом с помощью программы, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона [2]. При этом учитывали такие свойства аустенитной стали, как модуль упругости  $E = 2 \cdot 10^5$  МПа, коэффициент Пуассона v = 0,3, предел текучести  $\sigma_{\rm T} = 280$  МПа.

На рис. 7 приведены расчетные данные, полученные при необходимом давлении P для разворачивания емкости по мере уменьшения текущего угла конусности  $\alpha$ . Из рисунка видно, что в начальные моменты при  $\alpha > 41^{\circ}$  необходимые значения P весьма малы, однако по мере уменьшения  $\alpha$  необходимое давление возрастает. Эти расчетные данные достаточно хорошо согласуются с экспериментальными, определенными при разворачивании макета емкости в натуральную величину, изготовленного из стали Ст.3, механические свойства которой достаточно близки к принятым в расчете.

На рис. 8, а показано распределение остаточных напряжений  $\sigma_{ss}$  на внутренней и наружной поверхностях оболочки при условиях жесткого закрепления на кромке (s = 0). На рисунке видно, что эти условия влияют на небольшом участке вблизи кромки s = 0. В остальной части оболочки напряжения о соответствии с геометрией расположения гофров. Максимальные значения остаточных напряжений  $\sigma_{ss}$  не превышают 100 МПа. Расчет распределения остаточных напряжений  $\sigma_{\beta\beta}$  на внутренней и наружной поверхностях оболочки (рис. 8, б) показал, что эти напряжения меняются также в соответствии с расположением гофра на оболочке, но более плавно, чем  $\sigma_{ss}$ . Уровень  $\sigma_{\beta\beta}$  не превышает 150 МПа. При этом локальные пики напряжений вблизи кромки (s = 0), характерные для  $\sigma_{ss}$ , отсутствуют.

Следует отметить, что уровень остаточных напряжений после разворачивания емкости достаточно низкий, поэтому нагружение уже развернутой конструкции внутренним давлением  $P \approx 0,1$  МПа (что в 2 раза выше максимального эксплуатационного давления) происходит в области упругих деформаций (рис. 9).

Данное явление связано с глубокой разгрузкой емкости на последней стадии разворачивания. Этой стадии предшествует достаточно интенсивное пластическое течение с образованием «пластических шарниров» в зоне распрямляющихся гофров (рис. 10). При этом существенно уменьшается сопротивление изгибному деформированию, а воздействие относительно невысокого



Рис. 8. Распределение остаточных напряжений  $\sigma_{ss}$  (*a*) и  $\sigma_{\beta\beta}$ (*б*) на внутренней (сплошные кривые) и наружной (штриховые) поверхностях стенки емкости в условиях жесткого закрепления на кромке (*s* = 0)

внутреннего давления при разворачивании заметно превышает сопротивление деформированию. Происходит скачкообразное выпрямление стенки емкости и последующая релаксация напряжений от приведенных на рис. 10 до остаточных (рис. 9).

Выполнен расчет сечений шпангоутов (см. узлы *A* и *E* на рис. 3) с учетом сопротивления потере устойчивости при разворачивании емкости внутренним давлением и последующем нагружением эксплуатационной нагрузкой (гидростатическим давлением). Поскольку шпангоут (узлы *A* и *B* на рис. 3) приварен к обшивке емкости, то рассматривали вероятность потери устойчивости соответствующего кольцевого участка емкости, состоящего из шпангоута и присоединенных к нему элементов обшивки.

Такая схема отличается определенной консервативностью, поскольку обшивка имеет повышенную жесткость как за счет кривизны в окружном направлении, так и вдоль образующей гофра и конструкции узлов A и E. Длину присоединяемых элементов выбирали в качестве зоны «концевого эффекта» для конической оболочки [3].

Расчет показал, что при максимальном давлении разворачивания 0,1 МПа потеря устойчивости для узлов *A* и *E* рассматриваемых размеров



Рис. 9. Суммарные остаточные напряжения  $\sigma_{ss}$  (*a*) и  $\sigma_{\beta\beta}$  (*б*) на внутренней (сплошные кривые) и наружной (штриховые) поверхностях стенки емкости после ее разворачивания и нагружения внутренним давлением P = 0,1 МПа

не происходит, что подтверждено экспериментально.

При эксплуатационном нагружении гидростатическим давлением во время заполнения емкости сжимающие нагрузки в области A и E меньше, чем при разворачивании (P < 0,05 МПа), поэтому можно считать, что устойчивость узлов A и B указанных размеров обеспечена.

Разворачивание емкости сопровождается значительными локальными пластическими деформациями, после чего формируется остаточное напряженное состояние, при котором эксплуатационное внутреннее давление вплоть до 0,1 МПа создает только упругое нагружение стенки емкости; сечения шпангоутов (узлы *A* и *E* на рис. 3) являются достаточными с позиций сопротивления потере устойчивости при разворачивании емкости.

Проведена расчетная оценка напряжений, возникающих в емкости под воздействием собственной массы и гидростатического давления залитой жидкости. Для этого выполнили расчет сечения шпангоута (см. рис. 2) при максимальном заполнении емкости, который показал, что наиболее благоприятным в плане напряженно-деформированного состояния конструкции является сечение шпангоута 100×10 мм. При этом уровень максимальных напряжений в локальной зоне примы-

ADDREAMATOCHINGCLAR



Рис. 10. Распределение остаточных напряжений  $\sigma_{ss}(a)$  и  $\sigma_{\beta\beta}(b)$  на внутренней (сплошные кривые) и наружной (штриховые) поверхностях стенки емкости в начальный период ее разворачивания

кания к шпангоуту не превышает 175 МПа на оболочке и 140 МПа на донышке, что допустимо для аустенитной стали с  $\sigma_{\rm r} = 280$  МПа.

Определяли напряженное состояние узла D (см. рис. 3) при заданном выше сечении шпангоута в процессе разворачивания емкости на последнем этапе нагружения максимальным давлением *P* ≈ ≈ 0,1 МПа. Установили, что при разворачивании в области узла D со шпангоутом сечением 100×10 мм в оболочке формируется локальная зона пластических деформаций от изгиба стенки непосредственно у шпангоута. При этом зона пластических деформаций распространяется на расстояние около 200 мм от узла D, а шпангоут работает в области упругих напряжений. Малые значения пластических деформаций на поверхности ED и днища DF при разворачивании (P = = 0,1 МПа) соответствуют низкому уровню остаточных напряжений после снятия давления. Расчет показал, что суммирование указанных полей напряжений с напряжениями, соответствующими нагружению емкости максимальной эксплуатационной нагрузкой, к существенным изменениям напряженного состояния оболочки не приводит.

Таким образом, конструкция узла D со шпангоутом сечением  $100 \times 10$  мм обеспечивает работоспособность этого узла как при разворачивании,

AUTRADITICACIÓN

так и при нагружении ее максимальной рабочей нагрузкой (полное заполнение водой).

Проведенный расчет влияния на конструкцию ветровой нагрузки (скорость ветра 50 м/с) показал, что во всей оболочке уровень нормальных и касательных напряжений от воздействия ветра составляет не более 8 МПа. Уровень окружных напряжений не превышает 20 МПа, что на порядок ниже таковых от гидростатического давления. Таким образом, можно считать, что максимальные напряжения могут увеличиться от указанной нагрузки не более чем на 10 МПа.

Сварные швы выполняли автоматической сваркой неплавящимся электродом в аргоне. Особое внимание уделяли стыковым сварным соединениям при изготовлении конических заготовок. Выявлено, что швы подвержены изгибным деформациям при формоизменении оболочки, а поэтому необходимо высокое качество их выполнения. Выбор и отработку режимов сварки осуществляли в соответствии со следующим требованиями: сварка за один проход с полным проплавлением; усиление шва не более 0,5 мм; применение присадочной проволоки с повышенным содержанием хрома марки Св-06Х19Н9Т, что компенсирует его потери на выгорание в металле шва и сохраняет антикоррозионные свойства последнего на уровне основного металла.

В результате отработки различных режимов сварки на образцах-имитаторах соединений выбраны следующие параметры режима: сварочный ток  $I_{\rm cB} = 175$  А; напряжение на дуге  $U_{\rm cB} = 10$  В; скорость сварки  $v_{\rm cB} = 11$  м/ч; скорость подачи проволоки  $v_{\rm пров} = 24$  м/ч; диаметр сварочной проволоки 1 мм.

Оболочки конической формы, входящие в состав емкости, изготавливали в виде развертки из шести секторов с последующим их сворачиванием в конус и заваркой замыкающего стыка. Сборку и сварку выполняли на специализированном стапеле, который имел высокую точность позиционирования сборочного стыка относительно сварочной головки. Процесс сварки и общий вид плоской заготовки для изготовления конической оболочки представлен на рис. 11. Наиболее ответственной сварочной операцией является выполнение замыкающего стыка (рис. 12), что в значительной степени определяет точность геометрии конической заготовки в целом и может существенно влиять на геометрические характеристики изделия при формировании гофров. Следует отметить, что все стыковые соединения (кроме замыкающего) плоской заготовки выполнены в условиях свободной реализации усадочных укорочений сварных швов при остывании, что обеспечивалось условиями сборки полотнища на стапеле. В то же время замыкающий стык выполняли в условиях напряженного состояния за счет из-



Рис. 11. Общий вид плоской заготовки конической оболочки на стапеле

гибных перемещений свариваемых кромок, а это потребовало особой тщательности при сборке соединений. Общий вид конической оболочки после выполнения всех швов представлен на рис. 13.

Коррозионную стойкость сварных соединений определяли на образцах по стандартной методике ускоренных испытаний кипячением в растворе серной кислоты в течение 24 ч. Испытания проводили в два этапа: на первом — использовали недеформированные образцы размером 80×20 мм, а на втором — изогнутые на угол 90° с целью пластического деформирования металла шва зоны термического влияния. В ходе испытаний следов коррозионных повреждений обнаружено не было.

Важным этапом при создании емкости является процесс формоизменения конической оболочки в гофрированный диск. Разработали оригинальный метод формирования плоских дисков с кольцевыми гофрами, основанный на ротационном формоизменении замкнутых тонкостенных конических оболочек вращения (рис. 14). С этой целью к вращающейся заготовке прикладывали локальные усилия формирования. Подпор создавали кольцевыми ребрами формы, представляющими собой выступы, которые выполнены в массивной матрице, установленной на планшайбе ка-

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Рис. 12. Собранный под сварку замыкающий стык шва конической оболочки на стапеле



Рис. 13. Общий вид сварной конической оболочки перед формированием гофров

русельного токарного станка с шагом, равным шагу гофров диска. Усилие формирования гофров создавали специализированным инструментом в виде ролика, установленного в резце-держателе суппорта и перемещающегося вдоль оси вращения заготовки. После формирования кольцевого диска высоту конической оболочки уменьшали в 15 раз и она становилась равной высоте гофров.

Разработанный метод обеспечивает бездефектное изготовление кольцевых гофров и может быть реализован на заводах металлоконструкций



Рис. 14. Схема преобразования конической оболочки в гофрированный диск соответственно на начальном (*a*), промежуточном (*б*) и завершающем (*в*) этапах: *1* — коническая заготовка; *2* — формирующий ролик; *3* — прижим для закрепления заготовки на форме; *4* — форма-матрица

THE ROCK THE REPORT OF



Рис. 15. Вид крупногабаритной сварной конструкции преобразуемого объема перед (*a*), в процессе разворачивания (*б*) и полностью развернутой (*в*)

с применением несложной деформирующей оснастки и сборочных приспособлений.

Полученные плоские диски с кольцевыми гофрами использовали в качестве базовых элементов для создания конструкции преобразуемого объема. Изготовили комплект базовых элементов в количестве 4 шт., затем осуществили укрупненную сборку и сварку элементов в единую конструкцию. Провели проверку герметичности сварных монтажных соединений оболочки. С этой целью гофрированный пакет нагружали избыточным внутренним давлением (P = 0.03 МПа). При контрольном осмотре микротечей и других дефектов в полученных соединениях обнаружено не было.

Монтажную площадку для установки емкости выбрали в поселке городского типа Лазурное Херсонской области. Засушливый климат этого региона и постоянный дефицит воды предполагали интенсивную эксплуатацию емкости. На строительной площадке предварительно была построена опорная эстакада высотой 4,5 м.

Доставку конструкции к месту монтажа производили автотранспортом. Подготовка к разворачиванию емкости в рабочее положение заключалась в герметизации люка и всех технологических патрубков с подключением подачи сжатого воздуха. Подготовленная к разворачиванию емкость представлена на рис. 15, *а*. Увеличение давления внутри конструкции осуществляли с помощью мобильного дизель-компрессора. Первая подвижка наблюдалась уже при давлении 0,04...0,05 МПа. Разворачивание происходило последовательно гофр за гофром, начиная с первого диаметром 3760 мм, и сопровождалось мягкими хлопками. При этом давление резко падало за счет увеличения внутреннего объема резервуара. Последними трансформировали гофры диаметром 1710 мм при давлении 0,1 МПа.

Процесс разворачивания емкости представлен на рис. 15, *б*, *в*. Высота емкости, развернутой до рабочего состояния, практически совпадала с проектной. После гидравлических испытаний емкость преобразуемого объема введена в эксплуатацию в качестве водонапорной башни.

Опыт, полученный при изготовлении трансформируемых оболочек, показал их широкие возможности применения в сварных конструкциях для хранения жидких и сыпучих продуктов.

- Космос: технологии, материаловедение, конструкции: Сб. науч. тр. / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2000. — 528 с.
- 2. Махненко В. И., Великоиваненко Е. А. Расчет напряжений и деформаций в тонкостенной оболочке с круговыми швами // Автомат. сварка. 1982. № 3. С. 1–8.
- Прочность, устойчивость, колебания / Под общ. ред. И. А. Биргера, Я. Г. Пановко: В 2 т. — М.: Машиностроение, 1968. — Т. 1. — 831 с.
- Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 320 с.

Main principles of design of shell-type transformable structures intended for storage of liquid and loose products, such as fuel, water, seed, etc., are described. Calculation diagrams and results of calculations of strength and robustness of structures, as well as their ability to resist service and wind loads are presented. The technology for assembly and welding of thin-walled joints in structures with long welds is described.

Поступила в редакцию 21.11.2005



# ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ АБСОРБЦИИ ГАЗОВ НАПЛАВЛЕННЫМ МЕТАЛЛОМ ПРИ ПОДВОДНОЙ МОКРОЙ СВАРКЕ

# **О. М. ПОРТНОВ**, инж., **С. Ю. МАКСИМОВ**, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Представлены результаты численного моделирования состава атмосферы парогазового пузыря и содержание водорода и кислорода в металле сварного шва в зависимости от основности шлака при мокрой подводной сварке. Математическая модель основана на расчете термодинамического равновесия в изолированной трехфазной системе газ-шлак-металл. Определено, что в диапазоне температур 2000...2500 К атмосфера парогазового канала состоит из водяного пара и молекулярного водорода.

Ключевые слова: дуговая сварка под водой, парогазовый пузырь, изобарно-изотермический потенциал, система газ-шлак-металл, водород, кислород, водяной пар, основность шлака

Дуга в условиях сварки под водой зарождается в атмосфере водяного пара, образующегося за счет нагрева воды при закорачивании электродов, и функционирует в парогазовом пузыре, состав и температура которого определяют содержание газов в металле сварного шва. Атмосфера пузыря является продуктом взаимодействия водяного пара с жидким металлом и шлаковым расплавом. Поскольку водяной пар состоит из 11,11 % H<sub>2</sub> и 88,89 % CO<sub>2</sub>, то естественно ожидать, что именно эти газы составляют основу атмосферы парогазового пузыря. Однако анализ его атмосферы и отходящих газов показал, что здесь в основном преобладает водород и фактически полностью отсутствует кислород [1–3].

Цель данной работы — оценка на основе расчета термодинамического равновесия системы газ-шлак-металл состава атмосферы парогазового пузыря и влияния основности шлака на остаточное содержание газов в наплавленном металле.

На рис. 1 представлена схема процесса мокрой подводной сварки. Примем, что атмосфера парогазового пузыря состоит из водяного пара и продуктов его диссоциации. Капли электродного металла, проходя через дуговой промежуток, насыщаются газами и попадают в сварочную ванну. Расплавленный шлак, покрывающий поверхность капель электродного металла и сварочной ванны, является промежуточной фазой, участвующей в процессах взаимодействия газовой фазы с металлом. Шлаковый расплав сам может поглощать и растворять газообразные компоненты атмосферы пузыря и оказывать существенное влияние на их перенос к поверхности металла. Проводить исследования процессов взаимодействия в системе газ-шлак-металл весьма сложно, поскольку на абсорбцию газов одновременно влияют многие параметры режима сварочного процесса и это не всегда удается контролировать. В такой ситуации применение методов математического моделирования упрощает поиск оптимального состава шлаковой фазы. К тому же, результаты расчетов позволяют оценить влияние каждого параметра режима сварки в отдельности.

Математическая модель. Для прогнозирования результатов процессов взаимодействия в системе газ-шлак-металл с помощью расчетного метода [4] по методике, описанной в работе [5], проведен их термодинамический анализ. В основу математической модели положен поиск термодинамического равновесия системы, которому соответствует минимум суммарного изобарно-изотермического потенциала (энергии Гиббса). При этом газовую фазу представляли как смесь идеальных газов, а шлаковый и металлический расплавы как идеальные растворы.



Рис. 1. Схема процесса мокрой подводной сварки: *I* — электрод; *2* — парогазовый пузырь; *3* — шлак; *4* — основной металл; *5* — наплавленный металл; *6* — капля; *7* — дуга

A DURANTUCHIERCONE

Основная объемная доля газов поступает в металл, когда он находится в расплавленном состоянии [6]. Физическая модель абсорбции газов металлами подробно представлена в работах [7, 8]. При отсутствии в металле дефектов газы в нем растворяются в атомарном состоянии. Основным источником поступления атомарных водорода и кислорода в слой у поверхности металла является диссоциация молекул воды в атмосфере дуги. Если скорость химических реакций в атмосфере достаточно велика, то между их компонентами имеет место состояние равновесия.

Как известно, молекулы воды характеризуются высокой устойчивостью при нагреве. И только при температуре свыше 1000 °С водяной пар начинает диссоциировать на водород и кислород с поглощением теплоты:

$$2H_2O \leftrightarrow 2H_2 + O_2 - 136,8$$
 ккал. (1)

Практический интерес представляют факторы, определяющие полноту протекания реакции (1) и конечный состав газовой фазы. Качественную оценку состава атмосферы можно выполнить на основании принципа смещения равновесия в направлении, обратном оказываемому воздействию. Так, повышение температуры по мере приближения к столбу дуги вызывает дополнительную эндотермическую реакцию и смещение равновесия в сторону состава атмосферы пузыря, обогащенной водородом и кислородом. Повышение гидростатического давления при постоянной температуре неизбежно сопровождается увеличением количества частиц газа в единице объема и приводит к изменению направления протекания реакции (1) на противоположное. Таким образом, повышение давления в определенной степени нивелирует влияние температуры. Оценим, насколько существенно влияние, которое оказывает давление на степень диссоциации α водяного пара. Для этого в выражении константы равновесия реакции (1)

$$K_{\rm p} = \frac{P_{\rm H_2O}^2}{P_{\rm H_2}^2 P_{\rm O_2}}$$
(2)

ADDREAM

заменим парциальные давления  $P_i$  числом молей реагирующих компонентов  $n_i$ , общим числом молей N и общим давлением P

$$P_i = \frac{n_i}{N}P.$$

При расчете на 1 моль реагирующей  $H_2O$ , учитывая стехиометрические коэффициенты уравнения реакции, получаем (1 –  $\alpha$ ) молей  $H_2O$ , 0,5 $\alpha$  молей  $O_2$  и  $\alpha$  молей  $H_2$ . Суммированием находим число образующихся молей  $N = 1 + 0,5\alpha$ . Выразив

через количество молей парциальное давление компонентов реакции и подставив их значения в выражение (2), получим количественное выражение функциональной связи равновесного состава газовой фазы и общего давления

$$K_{\rm p} = \frac{(1-\alpha)^2 (1+0.5\alpha)}{0.5\alpha^3 P} = \frac{(1-\alpha)^2 (2+\alpha)}{\alpha^3 P}.$$
 (3)

Решив уравнение при заданных значениях температуры, давления и константы равновесия, можно определить степень диссоциации, а затем и состав равновесной газовой фазы. В области сравнительно небольших (до 2000 К) температур термическая диссоциация водяного пара, как уже упоминалось выше, имеет небольшое значение. Поэтому с некоторым приближением ее значением в числителе выражения (3) можно пренебречь по сравнению с целыми числами. Тогда

$$K_{\rm p} \approx \frac{2}{\alpha^3 P},$$

т. е. значение степени диссоциации изменяется в зависимости от давления в газовой фазе пропорционально его корню кубическому. Иными словами, в этом диапазоне температур давление оказывает относительно слабое влияние на степень диссоциации водяного пара и изменение состава равновесной газовой фазы.

Приведенные выше расчеты позволили при выполнении численных исследований ограничиться одним фиксированным значением давления. В качестве исходных заданы температура 2000...2500 К, давление 1·10<sup>5</sup> Па, начальный состав газовой фазы — водяной пар, металлическая фаза — чистое расплавленное железо, шлаковая фаза — смесь FeO и TiO<sub>2</sub>. Причем с целью варьирования основности шлака соотношение FeO:TiO<sub>2</sub> изменяли от 0,2 до 0,8.

Общая энергия Гиббса системы равна сумме энергии Гиббса каждой из фаз:

$$G = G^{\text{gas}} + G^{\text{shl}} + G^{\text{met}},$$

где G<sup>gas</sup>, G<sup>shl</sup>, G<sup>met</sup> — энергия Гиббса соответственно газовой, шлаковой и металлической фазы.

Общая энергия Гиббса каждой из фаз равна сумме энергий Гиббса каждого из компонентов фазы. Для *i*-го компонента газовой фазы энергия Гиббса составляет

$$G_i^{\text{gas}} = \left(G_i^0 + RT \ln\left(\frac{P_i}{P_0}\right)\right) M_i$$

где  $G_i^0$  — стандартное значение энергии Гиббса *i*-го компонента газовой фазы;  $P_0$  — стандартное давление (обычно 1.10<sup>5</sup> Па);  $M_i$  — количество молей *i*-го компонента газовой фазы; *T* — температура; *R* — универсальная газовая постоянная.

Если принять, что шлаковая и металлическая фазы представляют собой идеальные растворы, то выражения, полученные для энергии Гиббса компонентов в конденсированных фазах, выглядят следующим образом:

$$G_j^{\text{shl}} = \left(G_j^0 + RT \ln\left(\frac{M_j}{M_{\text{shl}}}\right)\right) M_j,$$

где  $G_j^0$  — стандартное значение энергии Гиббса *j*-го компонента шлаковой фазы;  $M_j$  — количество молей *j*-го компонента шлаковой фазы;  $M_{\rm shl}$  — количество молей всех компонентов в шлаковой фазе;

$$G_k^{\text{met}} = \left(G_k^0 + RT \ln\left(\frac{M_k}{M_{\text{met}}}\right)\right) M_k$$

где  $G_k^0$  — стандартное значение энергии Гиббса *k*-го компонента металлической фазы;  $M_k$  — количество молей *k*-го компонента металлической фазы;  $M_{\text{met}}$  — количество молей всех компонентов в металлической фазе.

Однако, поскольку в таблицах термодинамических величин индивидуальных веществ, как правило, содержатся значения для приведенного изобарно-изотермического потенциала на 1 моль вещества  $F^0$ 

$$F^0 = S^0 - \frac{H^0 - H_0^0}{T},$$

где  $S^0$  — приведенная энтропия;  $H^0 - H_0^0$  — стандартное изменение энтальпии ( $H^0$  — удельная энтальпия;  $H_0^0$  — удельная стандартная энтальпия), то следует найти экстремум приведенного изобарно-изотермического потенциала  $G^*$ , взятого с обратным знаком

$$G^* = -\frac{G}{T}.$$

Между  $G^*$  и *F* существует зависимость

$$G^* = F - \frac{\Delta H_{f,0}^0}{T},$$

где F — изобарно-изотермический потенциал;  $\Delta H_{f,0}^0$  — стандартная энтальпия образования соединения.

Общее выражение для приведенного изобарно-изотермического потенциала выглядит следующим образом:

$$G^{*} = \sum_{i=1}^{n_{g}} \left[ G_{i}^{*0} + RT \ln \left( \frac{P_{i}}{P_{0}} \right) \right] M_{i} + \sum_{j=1}^{n_{shl}} \left[ G_{i}^{*0} + RT \ln \left( \frac{M_{i}}{M_{shl}} \right) \right] M_{j} +$$

$$+ \sum_{k=1}^{n_{met}} \left[ G_{k}^{*0} + RT \ln \left( \frac{M_{k}}{M_{met}} \right) \right] M_{k},$$
(4)

где  $n_{\rm g}$ ,  $n_{\rm shl}$ ,  $n_{\rm met}$  — количество компонентов соответственно газовой, шлаковой и металлической фазы;  $G_i^{*0}, G_j^{*0}, G_k^{*0}$  — удельный приведенный изобарно-изотермической потенциал одного моля соответственно *i*, *j* и *k*-го вещества.

При нахождении экстремума  $G^*$  следует учитывать, что для данной термодинамической системы должны выполняться также следующие условия:

для газовой фазы уравнение состояния газа

$$PV = RT \sum_{i=1}^{n_g} M_i;$$
(5)

для шлаковой и металлической фаз, учитывая их жидкое состояние, уравнение состояния растворов

$$\sum_{i=1}^{n_{\rm shl}} M_j = M_{\rm shl}; \tag{6}$$

$$\sum_{k=1}^{n_{\text{met}}} M_k = M_{\text{met}};$$
(7)

для каждого элемента сохраняется его масса в системе

$$[El]_{q} = \sum_{i=1}^{n_{g}} n_{qi} M_{i} + \sum_{j=1}^{n_{sh1}} n_{qj} M_{j} + \sum_{k=1}^{n_{met}} n_{qk} M_{k},$$
(8)

где q = 1, ..., N;  $[El]_q$  — количество молей q-го элемента в системе;  $n_{qi}$ ,  $n_{qj}$ ,  $n_{qk}$  — стехиометрические коэффициенты, т. е. число атомов в составе молекулы; N — число элементов в системе.

Таким образом, нахождение равновесного состава системы сводится к нахождению экстремума функции (4) с выполнением условий (5)–(8), т. е. к нахождению условного экстремума. Одним из общих методов поиска условного экстремума является метод Лагранжа, в соответствии с которым условному экстремуму функции  $G^*(x_1, x_2, x_n)$  соответствует безусловный экстремум вспомогательной функции Лагранжа

A DURANCENDERICARE



Рис. 2. Влияние состава шлака на парциальное давление молекулярных газов  $\{H_2O\}$ ,  $\{H_2\}$ ,  $\{O_2\}$  в атмосфере парогазового пузыря при 2000 К

$$L(x_1, x_2, ..., x_n, \lambda_1, \lambda_2, \lambda_m) =$$
  
=  $G^*(x_1, x_2, ..., x_n) + \sum_m \lambda_m \varphi(x_1, x_2, ..., x_n).$  (9)

Здесь  $x_1, x_2, x_n$  — переменные задачи, от которых зависит функция (4);  $G^*(x_1, x_2, ..., x_n)$ ;  $\varphi(x_1, x_2, ..., x_n)$  — уравнения связи (5)–(8);  $\lambda_m$  — неопределенные множители Лагранжа. Условием экстремума функции Лагранжа является равенство нулю всех ее частных производных по всем переменным. Продифференцировав выражение (9) по всем переменным, получим систему уравнений, состоящую из  $n_g + n_{shl} + n_{met} + N + 3$  уравнений, решив которую можно определить содержание элементов в соответствующих фазах.

Результаты и обсуждение. Выполненные расчеты позволяют оценить состав атмосферы парогазового пузыря, влияние на него соотношения компонентов шлака и содержания газов, растворенных в металле. Установлено, что при постоянной температуре (2000 К) основу атмосферы па-



Рис. 3. Влияние состава шлака на содержание гидроксила, а также атомарных водорода и кислорода в атмосфере парогазового пузыря



Рис. 4. Влияние состава шлака на концентрацию водорода, растворенного в металле сварного шва, при температуре 2000 (1), 2100 (2) и 2200 К (3):  $\Delta$ , O,  $\Box$  — экспериментальные данные, взятые соответственно из работ [10–12]

рогазового пузыря составляют водяной пар и молекулярный водород, при этом содержание атомарного и молекулярного кислорода в атмосфере парогазового пузыря не превышает десятитысячных долей процента (рис. 2 и 3). Увеличение соотношения в шлаке FeO:TiO, т. е. его основности с 0,2 до 0,8 приводит к увеличению содержания водяного пара с 60 до 85 % за счет снижения содержания молекулярного водорода с 40 до 15 %, содержание кислорода при этом изменяется в несколько раз. В работе [9] показано, что содержание газов в металле определяется степенью их диссоциации в приповерхностном кнудсеновском слое. Поэтому характер изменения содержания атомарных газов в атмосфере парогазового пузыря и металле имеет аналогичный характер (рис. 3-5). Тенденция изменения измеренного содержания водорода (рис. 4) во всех случаях аналогична расчетной, однако отличается значением. Объяснением этого может быть наличие десорбции газа из металла, происходящей при охлаждении, а также более сложный состав шлаковой фазы реальных электродных материалов. На рис. 5 показано изменение содержания кислорода в наплавленном металле (экспериментальные и расчетные данные) в зависимости от композиции шлака. Из рисунка видно, что наилучшее совпадение расчетных и экспериментальных данных, полученных для кислорода, наблюдается при температуре металла 2100 K.

Интересно проследить за влиянием температуры поверхности металла, а следовательно, и всей системы газ-шлак-металл на состав газовой фазы и содержание растворенных в металле газов.

A DURANTERIERARI



Рис. 5. Зависимость содержания кислорода, растворенного в металле шва, от температуры в системе газ-шлак-металл: *1–3* — см. рис. 4; О — экспериментальные данные

Полученные результаты показали (рис. 6), что с возрастанием температуры степень разложения воды увеличивается (рис. 6, а). Это вызывает соответствующее повышение давления молекулярных и атомарных составляющих кислорода и водорода (рис. 6, б). Хотя увеличение концентрации продуктов диссоциации водяного пара оказалось сравнительно небольшим, такие изменения в составе атмосферы парогазового пузыря привели к довольно существенному увеличению степени насыщенности газами расплавленного металла (рис. 7). Расчеты температурных зависимостей, выполненные при соотношении FeO:TiO = 1:1, показали, что в исследованном диапазоне температур (2000...2500 К) содержание водорода увеличивается с  $(2,5 \text{ до } 4,0) \cdot 10^{-3}$ , %, а содержание кислорода — с 0,18 до 0,86 %.

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о том, что в указанном температурном интервале основными компонентами парогазового пузыря являются молекулярный водород и водяной пар. Поскольку последний характеризуется значительной окислительной способностью, то при высоких температурах возможно протекание реакции

$$H_2O + Me \hookrightarrow MeO + H_2.$$
 (10)

Это позволяет утверждать, что в условиях подводной сварки окисление металла происходит главным образом за счет непосредственного контакта с водяным паром (10). Образующийся в результате этой реакции водород частично растворяется в металле. Наличие элементов-раскислителей в сварочной ванне способствует его более



Рис. 6. Зависимость содержания водяного пара и молекулярного водорода (*a*), а также атомарного и молекулярного кислорода и атомарного водорода (*б*) от температуры



Рис. 7. Зависимость содержания газов, растворенных в металле шва, от температуры

полному усвоению. Вследствие большого химического сродства с элементами шлака и железа кислород почти полностью расходуется на их

A DURANCENDERICARE

окисление и при охлаждении становится химически связанным с металлом. Водород меньше вступает в химические реакции, поэтому его содержание во многом определяется температурной зависимостью диссоциации молекул водяного пара. С ростом основности шлака и температуры окислительная способность атмосферы пузыря возрастает, что приводит к увеличению выгорания легирующих элементов и насыщению металла шва кислородом в виде неметаллических включений.

#### Выводы

1. При температуре 2000...2500 К парогазовый пузырь в основном состоит из водяного пара и молекулярного водорода. Из-за высокой химической активности кислорода его содержание в атмосфере парогазового пузыря весьма незначительно.

2. Сравнение экспериментальных и расчетных данных показало, что расчет термодинамического равновесия в системе газ–шлак–металл позволяет оценить влияние композиции шлака на содержание газов, растворенных в металле шва.

3. С помощью методов математического моделирования подтверждена возможность регулировать содержание кислорода и водорода в металле шва за счет изменения основности шлака.

4. Варьирование соотношения FeO:TiO оказывает большее влияние на содержание в металле сварного шва кислорода, чем водорода.

- Авилов Т. И. Исследование процесса дуговой сварки под водой // Свароч. пр-во. — 1958. — № 5. — С. 12–14.
- 2. *Мадатов Н. М.* О свойствах парогазового пузыря вокруг дуги при сварке под водой // Автомат. сварка. 1965. № 12. С. 25–29.
- Ando S., Asahina T. A study on the metallurgical properties of steel welds with underwater gravity welding // Underwater weld. proc. Intern. conf., Trondheim, June 27–28, 1983.
   — Oxford, 1983. — P. 255–261.
- Применение ЭВМ для термодинамических расчетов металлургических процессов / Г. Б. Синярев, Н. А. Ватолин, Б. Г. Трусов, Г. К. Моисеев. — М.: Наука, 1982. — 215 с.
- Походня И. К., Цибулько И. И., Орлов Л. Н. Влияние состава шлака на содержание водорода в жидком металле при сварке в CO<sub>2</sub> // Автомат. сварка. 1993. № 11. С. 3–5.
- Походня И. К. Газы в сварных швах. М.: Машиностроение, 1972. 256 с.
- 7. *Морозов А. Н.* Водород и азот в стали. М.: Металлургия, 1968. — 284 с.
- Линчевский Б. В. Термодинамика и кинетика взаимодействия газов с жидкими металлами. — М.: Металлургия, 1986. — 222 с.
- 9. Походня И. К., Швачко В. И., Портнов О. М. Математическое моделирование абсорбции газов металлом в процессе сварки // Автомат. сварка. — 2000. — № 7. — С. 13–17.
- Кононенко В. Я. Металлургические особенности сварки в водной среде порошковыми проволоками // Там же. — 1996. — № 9. — С. 22–26.
- 11. *Surian E.* ANSI/AWS E7024 SMAW electrodes: the effect of coating magnesium additions // Welding J. 1997. **76**, № 10. P. 404–411.
- ANSI/AWS A5.1–91 E6013 rutile electrodes: the effect of Wollastonite / N. Rissone, I. Bott, J. Jorge et al. // Ibid. — № 11. — P. 498–507.

Results of mathematical modelling of composition of vapour-gas bubble and content of hydrogen and oxygen in the weld metal as a function of basicity of slag in wet underwater welding are given. The mathematical model is based on calculation of thermodynamic equilibrium in an isolated three-phase gas-slag-metal system. It is shown that atmosphere of the vapour-gas channel in a temperature range of 2000...2500 K consists of water vapour and molecular hydrogen.

Поступила в редакцию 22.09.2005

### ПОРОШКОВАЯ ПРОВОЛОКА ППР-АНЗ ДЛЯ ПОДВОДНОЙ РЕЗКИ

AUTOMATICATION



Предназначена для механизированной подводной резки без подачи кислорода в зону горения дуги углеродистых и легированных сталей, алюминия, титана и их сплавов толщиной до 40 мм на глубине до 60 м. Скорость резки малоуглеродистой стали толщиной 20 мм составляет 15 м/ч при расходе проволоки 0,6 кг/пог. м реза.

Контакты: 03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11 Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, отд. № 18 Тел. / факс: (38044) 287 31 84 E-mail: maksimov@paton.kiev.ua

# ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕТАЛЛА ЗТВ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ ЗОХГСА ПРИ ДУГОВОЙ ОБРАБОТКЕ\*

В. М. КУЛИК, В. Г. ВАСИЛЬЕВ, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Аустенитное превращение металла зоны термического влияния (ЗТВ) в условиях дуговой сварки происходит при повышенной температуре. Повторная аустенизация при дуговой обработке закалившегося металла на участке перегрева ЗТВ происходит при повышенной температуре, а быстрый его нагрев способствует уменьшению размера аустенитного зерна. При последующем охлаждении восстанавливается структура закалки и приобретаются свойства, подобные исходным. Нагрев закалившегося металла ЗТВ ниже  $A_{c1}$  обусловливает кратковременный отпуск, повышение его ударной вязкости и стойкости против образования холодных трещин. Наибольшая эффективность дугового воздействия достигается при нагреве металла ЗТВ в межкритическом интервале температур.

ADDREADERDER

Ключевые слова: дуговая сварка, дуговая обработка, высокопрочная сталь, зона термического влияния, нагрев, охлаждение, термический цикл, закалка, дилатограмма, фазовые превращения, структура, ударная вязкость, замедленное разрушение

Сварные изделия пониженной металлоемкости, имеющие повышенные служебные характеристики, изготавливаются из высокопрочных легированных и углеродистых сталей небольшой толщины, подвергающихся закалке. Они склонны к образованию холодных трещин в зоне термического влияния (ЗТВ) на участке с малопластичным металлом, закалившемся в процессе сварки [1]. Улучшить структуру металла, уменьшить его твердость, увеличить вязкость и стойкость против образования холодных трещин позволяет общая термическая обработка изделия или местная дуговая обработка сварного соединения. Первый способ обработки достаточно трудоемкий, требует использования дорогого печного оборудования и при больших габаритах сварного изделия применять его не всегда возможно. Второй — является более простым и экономичным. Однако улучшение механических свойств металла ЗТВ при кратковременном невысоком нагреве происходит не всегда. Литературные данные об изменении закалившегося металла ЗТВ при кратковременном термическом воздействии ограничены.

Цель настоящей работы — установление особенностей протекания фазовых превращений в закалившемся металле ЗТВ и изменения его структуры при дуговой обработке в реально возможном для улучшения свойств сварного соединения интервале температур нагрева.

Объектом исследований выбрали высокопрочную ограниченно свариваемую сталь 30ХГСА толщиной 3,1 мм, которая признана перспективным материалом для изготовления сварных автомобильных баллонов [2], особенно после значительного повышения стоимости сталей и прекращения производства в Украине тонколистовых высокопрочных сталей других марок. Аргонодуговую сварку вольфрамовым электродом с использованием активирующего флюса ВС-2э и дуговую обработку выполняли на установке АРК-1 с применением выпрямителя ВСВУ-315 [3]. Термические циклы записывали с помощью термопары ВР 20/5 диаметром 0,35 мм. Исследования фазовых и структурных превращений, протекающих в ЗТВ сварных соединений, выполняли с применением быстродействующего дилатометра на образцах-имитаторах (моделирование в расширенных диапазонах температуры и скорости охлаждения). Образцы-имитаторы размером 3×8×75 мм с приваренной хромель-алюмелевой термопарой диаметром 0,2 мм подвергали быстрому одно-, двух- и четырехкратному нагреву проходящим током до температуры 270...1370 °C со скоростью  $w_{\rm H} = 100...260 \,^{\circ}{\rm C/c}$  и последующим охлаждением со скоростью  $w_{6/5} = 4...17$  °C/с при 600...500 °С. Температура однократных и первых нагревов (1150...1370 °C) соответствует температуре формирования ЗТВ при сварке, а температура повторных нагревов — термическим воздействиям на уже сформировавшиеся участки ЗТВ, в разной степени удаленные от источника тепла при дуговой обработке. По дилатометрическим кривым, записанным в координатах температура-удлинение, методом отрезков определяли температуру структурных превращений и соотношение структурных составляющих. Критические точки фазового превращения  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$  устанавливали с помощью дилатометра Шевенара. Сопротивление ЗТВ образованию холодных трещин оценивали согласно [4] по продолжительности замедленного разрушения плоского образца сечением 3×15 мм после приложения начальной нагрузки  $\sigma_{\rm H} = 0.9 \sigma_{0.2}$ основного металла. Исследовали макро- и мик-

<sup>\*</sup> В работе принимали участие инженеры В. А. Краснощекова и В. В. Буцкий.

<sup>©</sup> В. М. Кулик, В. Г. Васильев, 2006



Рис. 1. Дилатограммы стали 30ХГСА: *I* — нагрев до 1350 °C (*I'*) и последующее охлаждение (*I''*) (формирование участка перегрева 3ТВ); *2* — нагрев до 1350 °C закалившегося металла участка перегрева 3ТВ; *3*–*5* — охлаждение нагретого соответственно до 1350, 1050 и 830 °C металла участка перегрева 3ТВ; *ε* — относительное удлинение образца; нагрев и охлаждение показаны стрелками

роструктуру обработанных образцов, определяли размер зерна по ГОСТ 5639–82 (СТ СЭВ 1959–79) и ударную вязкость образцов с круглым надрезом.

На рис. 1 приведены типичные дилатограммы стали 30ХГСА, а в табл. 1–3 — обобщенные данные о фазовых и структурных превращениях в образцах-имитаторах и свойствах металла имитированной ЗТВ. В табл. 4 представлены данные о стойкости против замедленного разрушения ЗТВ сварных соединений после сварки и дуговой обработки.

Критические точки превращения А<sub>c1</sub> и А<sub>c3</sub> при печном нагреве стали ЗОХГСА равны соответственно 735 и 850 °С, а интервал между  $A_{c1} - A_{c3}$ составляет 115 °С. Быстрый нагрев со скоростью, характерной для сварки и дуговой обработки, вызывает повышение температуры образования аустенита и уменьшение ширины интервала аустенизации (кривая *l*' на рис. 1). При  $w_{\rm H}$  = = 107...230 °C/с имеет место повышение  $A_{c1}^{"}$  и A<sub>c3</sub> соответственно до 790...845 и 900...945 °С и сужение интервала  $A_{c1} - A_{c3}$  до 80...110 °С. Температуры превращения повышаются в приведенных пределах с увеличением скорости нагрева. Следовательно, аустенизация свариваемой стали начинается при повышенной относительно печного нагрева температуре, а увеличение скорости нагрева при сварке вызывает уменьшение ширины участка ЗТВ, в металле которого происходит аустенизация как вследствие увеличения градиента температур от основного металла к сварочной ван-

Т а б л и ц а 1. Влияние температуры быстрого повторного нагрева выше A<sub>c3</sub> и скорости охлаждения на структуру и свойства неоднократно закалившегося металла ЗТВ соединения стали ЗОХГСА

$\boxed{N_{\underline{0}} \Pi/\Pi \qquad T_{\mathrm{H}}  {}^{\mathrm{o}}\mathrm{C} \qquad T_{\mathrm{H}} - A_{\mathrm{C3}}, \qquad w_{6/5},  {}^{\mathrm{o}}\mathrm{C/c}}$		фа	Критичес азового пре	кие точки вращения, '	°C	Состав структуры, об. %		№ балла зерна	HV	$a_{\rm H},$		
		C		$\mathbf{E}_{\mathrm{H}}$	Бк	M <sub>H</sub>	Mĸ	Б	М	Sepha		Джем
1	1340	490	11	510	325	325	170	55/59	44/41	3–4	509	29,1
2	1250	400	13	515	325	325	170	53/53	47/47	5–6	410	35,7
3	1230	390	9	530	320	320	170	64/37	36/63	4–5	410	29,4
4	1225	380	7	580	405	325	185	41/25	59/75	4–5	443	32,3
5	1225	355	4	605	405	315	190	86/54	14/46		354	48,8
6	1145	290	12	530	325	325	170	38/41	62/59	4–5	560	26,8
7	1050	210	12	630	380	325	170	20/54	80/46	5–6	412	32,4
8	980	150	14	490	315	315	170	41/54	59/46	5–6	455	33,2
9	895	75	13	500	320	320	170	33/45	67/55	3–4	507	21,6
	1150	290	_	600	350	350	225	45/51	55/49		_	
10	1150	295	—	620	355	355	220	46	54		_	—
	1150	285	_	605	350	350	225	44	56		_	—
	1150	290		635	335	335	200	46/71	54/29		_	_
11	1150	285	—	610	335	335	210	45	55	—	—	—
	1150	295		615	340	340	190	45	55	—	_	

Примечания. 1. Температура первого нагрева для формирования ЗТВ — 1350 (№ 1–10) и 1150 °C (№ 11), w<sub>н</sub> = 200 °C/C. 2. В знаменателе приведены данные после первого нагрева ЗТВ, в числителе — после последующих.



<i>T</i> <sub>2</sub> , <sup>0</sup> C	A 05 %	Критические точки фазового превращения, <sup>о</sup> С							Конечный состав структуры, об. %				ан, 2
ин, с	11, 00. /0	$\Phi_{\rm H}$	$\Phi_{\kappa}$	$\mathbf{E}_{\mathrm{H}}$	Бк	Мн	Мк	Б	М	$\Phi_{\pi}$	Φο	11 V	Дж/см <sup>2</sup>
830	100	_	_	615	405	295	225	~82	~18	0	0	280	43,3
835	35	710	630	490	410	260	< 20	~12	~18	35	6765	331	59,8
810	55	700	650	580	370	170	< 20	45	5	5	45	390	82,2
780	40	750	630	55	360	140	< 20	25	10	5	60	275	85,5
Примечания. 1. w <sub>6/5</sub> = 1011 °C/с. 2. Исходная структура закалившегося металла — 4653 об. % Б и 3754 об. % М. 3. А — аустенит, образовавшийся при повторном нагреве.													

Т а б л и ц а 2. Влияние температуры нагрева на фазовые и структурные превращения и свойства повторно закалившегося металла ЗТВ

не, так и уменьшения интервала  $A_{c3} - T_s$  (здесь T<sub>с</sub> — температура солидуса). Подобное повышение температур фазового превращения отмечается в работах [5, 6]. В стали с 0,37 % С, нагреваемой со скоростью  $w_{\rm H} = 100...300$  °C/с, при температуре, превышающей A<sub>c3</sub> на 90...100 °C, образуется «гомогенный аустенит» [5]. Можно считать, что при сварке стали ЗОХГСА он формируется при температуре 1000...1050 °С и выше, при этом большая часть (около 80 %) аустенизируемого металла ЗТВ подвергается гомогенизации. Сварочный нагрев хромокремнемарганцевой стали до 1280...1370 °С вызывает собирательную рекристаллизацию аустенита и рост зерна до 3...4-го балла. Балл зерна уменьшается в приведенном пределе с повышением температуры цикла нагрева. Выявленная крупнозернистость свидетельствует о том, что при сварке эти процессы проходят при температурах до 1250 °C.

При охлаждении со скоростью  $w_{6/5} = 7...14 \text{ °C/c}$ нагретая до 1150...1370 °С сталь претерпевает бейнитное (при 655...320 °C) и мартенситное (при 350...170 °С) превращение (кривая 1" на рис. 1) и в ее структуре образуется 40...70 об. % бейнита и 30...60 об. % мартенсита (рис. 2, *a*). Снижение температуры нагрева и скорости охлаждения способствует раннему началу аустенитного превращения и уменьшению доли мартенсита. Аналогичное влияние скорости охлаждения на температуры бейнитного и мартенситного превращения наблюдается при сварке высокопрочной стали 14ХГ2САФД [7]. Наибольшее количество мартенсита образуется на участке перегрева ЗТВ, прилегающем ко шву. Высокая (до HV 520) твердость и крупнозернистость (3...4-й балл) стали, обработанной согласно термическому циклу сварки, является причиной низкой (23,4...28,1 Дж/см<sup>2</sup>) ударной вязкости металла ЗТВ. Критическое (50 об. %) для образования холодных трещин и более высокое содержание мартенсита в металле имеет место на участках ЗТВ, нагретых до 1330 °С и выше. В случае их нагрева до меньших температур, содержание мартенсита в металле не достигает критического значения. Образование хо-

Таблица 3. Влияние температуры кратковременного отпуска на свойства перегретой закалившейся стали 30ХГСА

<i>Т</i> <sub>н</sub> , <sup>о</sup> С	HV*	а <sub>н</sub> , Дж/см <sup>2</sup>	<i>Т</i> <sub>н</sub> , <sup>о</sup> С	HV*	а <sub>н</sub> , Дж/см <sup>2</sup>		
	495	28,1	535	406	37,8		
270	416	16,9	625	380	55,8		
360	472	44,8	700	258	57,6		
410		30,0	700**		53,2		
* Значения твердости усреднены по шести замерам. ** — значения w <sub>6/5</sub> уменьшены в 3 раза.							

лодных трещин в ЗТВ указанной стали с  $T_s = 1460$  °C наиболее вероятно на участке шириной 0,4...0,5 мм, прилегающем ко шву (при градиенте температур приблизительно 300 °C/мм).

Перегретый закалившийся металл ЗТВ при быстром нагреве со скоростью 200 °С/с имеет  $A_{c1} = 720...760$  °С,  $A_{c3} = 820...870$  °С и  $A_{c1} - A_{c3} = 80...100$  °С (например, кривая 2 на рис. 1 с  $A_{c1} = 750$  и  $A_{c3} = 840$  °С). По сравнению с незакалившейся сталью закалившийся металл ЗТВ

Та б л и ц а 4. Влияние термического воздействия на ЗТВ соединений хромокремнемарганцевой стали при дуговой обработке на стойкость против замедленного разрушения

- Photos			
№ образца	<i>T</i> <sub>н</sub> , <sup>о</sup> С	<i>w</i> <sub>6/5</sub> , <sup>o</sup> C/c	τ <sub>р</sub> , мин
1.1	Не опр.	Не опр.	40
1.2	830	40	80
1.3	1240	30	270
1.4	1360	60	29
2.1	Не опр.	Не опр.	5
2.2	380	<b>»</b> »	1
2.3	840	30	2
2.4	510; 700	Не опр.	50
2.5	460; 980	Не опр.; 7	87
2.6	930; 810	4, 5	Не разрушался
2.6	930; 810	4, 5	Не разрушался

П р и м е ч а н и я. 1. При сварке образцов 1.1–1.4 и 2.1–2.6 соответственно  $w_{6/5} = 9...14$  и 15..20 °С/с. 2.  $\tau_p$  — время разрушения. 3. Образцы 2.4, 2.5 — двухфазовое воздействие.



Рис. 3. Температурная зависимость коэффициента диффузии *D* углерода в стали 35ХГС в исходном состоянии (1) и после закалки (2) [8]

CARDENITATICACOUNT



Рис. 2. Микроструктура ( $\times$ 320) стали 30ХГСА после перегрева (*a*) и последующих нагревов до температур выше критических 980 ( $\delta$ ), межкритических 810 (*b*), отпуска 270 (*c*) и 700 °С ( $\partial$ )

отличается пониженными на 55...105 °С температурами образования аустенита, которые приближаются к значениям температур при печном нагреве стали; при этом температурный интервал аустенизации  $A_{c1} - A_{c3} = 80...100$  °C остается практически неизменным. Гомогенизация при первом нагреве закалившегося металла ЗТВ вызывает снижение температуры образования «гомогенного аустенита» при повторном нагреве. Увеличение продолжительности пребывания металла в состоянии гомогенного аустенита и повышение в 2...3 раза диффузионной подвижности углерода в аустените металла, который претерпевает закалку (рис. 3), способствуют снижению химической неоднородности и повышению устойчивости вновь образовавшегося аустенита. О протекании диффузионных процессов при быстром нагреве свидетельствуют превращения отпуска,



происходящие при 220...360, 435...505 и 580...630 °С и выявляемые по соответствующим изменениям наклона дилатометрических кривых.

При кратковременном нагреве несколько выше Асз происходит восстановление крупного зерна закалившегося металла на участке перегрева ЗТВ. Незначительное уменьшение размера аустенитного зерна с 3-го до 4-го балла отмечается при нагреве до 895 и 1340 °С (перегрев 150 и 490 °С), а значительное измельчение зерна до 5...6-го балла достигается при нагреве 980...1250 °С. В процессе последующего охлаждения этого металла происходят бейнитное и мартенситное превращения аустенита (кривые 3, 4 на рис. 1), как и в стали, не подвергавшейся закалке, с сохранением в целом  $\mathbf{b}_{\kappa} = \mathbf{M}_{\mu} = 315...325 \,^{\circ}\text{C}, \, \mathbf{M}_{\kappa} = 170 \,^{\circ}\text{C}$  и восстановлением мартенситно-бейнитной структуры. При этом Б<sub>н</sub> может изменяться в пределах 490...630 °С в зависимости от температуры нагрева и скорости охлаждения (см. табл. 1). Снижение последней способствует повышению температуры превращения аустенита, в том числе температур окончания мартенситного превращения.

При одинаковых параметрах нагрева и охлаждения закалившегося металла ЗТВ с разными температурами формирования и соответственно с разными соотношениями структурных составляющих происходят одинаковые фазовые и структурные превращения с образованием примерно равного количества мартенсита и бейнита (см. № 10 и 11 в табл. 1). Повторный нагрев до 1200 °С и выше и охлаждение стали вызывают увеличение содержания мартенситной составляющей в структуре металла ЗТВ до 44...80 об. %, а вследствие снижения скорости охлаждения происходит существенное уменьшение объемной доли мартенсита, увеличение полноты и длительности его самоотпуска (см. № 2, 3, 5 в табл. 1). Количество повторных нагревов практически не влияет на Б<sub>н</sub>, Б<sub>к</sub>, М<sub>н</sub>, а содержание образующихся мартенсита и бейнита — на М<sub>к</sub> перегретого металла. С увеличением количества нагревов неперегретого металла ЗТВ объемная доля  $M_{\kappa}$  снижается.

После повторных нагревов до температуры аустенизации сохранение структуры закалки (рис. 2,  $\delta$ ) и возможное увеличение в ней объемной доли мартенситной составляющей вызывают повышение твердости металла до *HV* 410...560, а при превышении критического содержания мартенсита — ухудшение стойкости против образования холодных трещин. С измельчением аустенитного зерна до 5...6-го балла при кратковременном нагреве до 980...1250 °C, ранее перегретого, незначительно повышается ударная вязкость (до 33,2...35,7 Дж/см<sup>2</sup>). Сохранение крупного (3...4-го балла) зерна после нагрева до 895 и 1340 °C с небольшим и большим перегревом вы-

### НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

ше  $A_{c3}$  (75 и более 400 °C) является причиной того, что ударная вязкость остается низкой (29,1 и 21,6 Дж/см<sup>2</sup>). Уменьшение скорости охлаждения в 3 раза позволяет снизить твердость приблизительно в 1,5 раза и повысить ударную вязкость ранее перегретой стали приблизительно в 1,7 раза.

При быстром нагреве до температур межкритического интервала происходит усложнение структуры металла ЗТВ. Нагрев до этих температур вызывает частичное  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение с увеличением содержания образующегося аустенита при повышении температуры нагрева от A<sub>c1</sub> до А<sub>с3</sub> (см. табл. 2). Отклонение его объемной доли от предполагаемой можно объяснить нестабильностью критических точек фазового превращения. На стадиях нагрева от  $A_{c1}$  до  $T_{\rm H}$  и последующего охлаждения до начала превращения аустенита металл пребывает в двухфазном α + γсостоянии. Оставшаяся непревращенной в аустенит часть α-фазы подвергается кратковременному отпуску на стадиях нагрева (ниже и выше  $A_{c1}$ ) и охлаждения (от температуры нагрева) с образованием карбидов.

При температурах, близких к А<sub>с1</sub>, углерод в стали характеризуется высокой диффузионной подвижностью, на несколько порядков большей, чем при температурах, близких к А.З. С повышением температуры металла в двухфазном состоянии наблюдается резкое снижение коэффициента диффузии углерода (см. рис. 3) [8]. Объяснение такого уменьшения диффузионной подвижности углерода мы находим в снижении объемной доли ферритной составляющей в структуре металла ЗТВ в пользу аустенитной составляющей. Экстраполяция значений коэффициентов диффузии углерода в феррите до  $A_{c3}$ , а в аустените до  $A_{c1}$  с учетом зависимости  $D = D_0 \exp(-Q/RT)$ (здесь Q — энергия активации диффузии; R универсальная газовая постоянная) дает основание полагать, что соотношение коэффициентов диффузии углерода в ферритной и аустенитной составляющих структуры металла в двухфазном состоянии достигает 3...4 и более порядков.

Низкая растворимость и высокая диффузионная подвижность углерода в феррите в состоянии предпревращения (см. рис. 3), а также в двухфазном состоянии стали обусловливает обезуглероживание феррита. Образующийся в процессе  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения низкоуглеродистый аустенит науглероживается за счет растворения карбидов и поступления углерода из феррита под действием разности химических потенциалов или вследствие разности его растворимости между структурными составляющими. Однако низкая диффузионная подвижность углерода в  $\gamma$ -фазе и кратковремен-

ALGUCCMATCHICKAR

ность пребывания металла в двухфазном состоянии обусловливают сохранение пониженной массовой доли углерода на участках, удаленных от межфазных поверхностей. Межфазное перераспределение углерода вызывает дополнительное обезуглероживание ферритной составляющей. Тем самым быстрый нагрев в межкритическом интервале температур создает химическую неоднородность в металле как между ферритной и аустенитной составляющими, так и в самой аустенитной составляющей. Аустенит с низким содержанием углерода отличается пониженной устойчивостью, а науглероженный аустенит — повышенной. В процессе охлаждения происходит ферритное превращение при 790...615 °C, бейнитное при 615...360 °C и мартенситное при температурах от 295 °C до комнатной (кривая 4 на рис. 1 и табл. 2). Диапазон температур отмеченных превращений значительно зависит от температуры нагрева в интервале  $A_{c1} - A_{c3}$  (см. табл. 2). В стали формируется трехфазная структура — феррит, бейнит, мартенсит. При этом ферритная фаза состоит из нагретого выше А<sub>с1</sub> феррита сверхвысокого отпуска  $\Phi_0$  с низким с низким содержанием углерода и феррита превращения Ф<sub>п</sub> с более высоким содержанием углерода. При распаде аустенита образуются также бейнит и мартенсит, характеризующиеся соответственно пониженным и повышенным содержанием углерода, а также нерастворяющийся в аустените карбид. Металл ЗТВ с такой структурой отличается пониженной твердостью (*HV* 275...390). Композиционное строение его структуры (см. рис. 2, в), отличающейся чередованием дисперсных составляющих разной твердости и прочности, обусловливает увеличение ударной вязкости в 3,0...3,5 раза.

При сварочном нагреве закалившегося металла не выше  $A_{c1}$  фиксируются только отпускные II, III и IV превращения, связанные соответственно с распадом остаточного аустенита (220...360 °C), карбидными превращениями (435...505 °C), коагуляцией карбидов и рекристаллизацией ферритной матрицы (500...680 °C). Приведенные температуры отпускных превращений более высокие, чем при печном отпуске (соответственно 230...280, 350...400 и 500...680 °C). Подобное повышение температурных интервалов эффектов отпуска отмечается при скоростном отпуске сталей У12, ШХ6 и ШХ15 [9]. При дуговом отпуске металла ЗТВ можно назначать более высокую, чем при печном отпуске, температуру нагрева.

Быстрый нагрев до 270 °С закалившегося перегретого металла вызывает протекание кратковременного низкотемпературного отпуска мартенсита и превращение остаточного аустенита в мартенсит с повышенным содержанием углерода. Это влечет за собой снижение твердости (см. табл. 3)

ALTINOMATICHTER

и улучшает травимость игольчатой структуры (см. рис. 2, г). Нагрев до 360 °С интенсифицирует отпуск исходного мартенсита и вызывает распад остаточного аустенита с образованием составляющей, подобной бейниту. В структуре металла, подвергшегося отпуску при температуре до 410...535 °C, наряду с исходным бейнитом образуется троостит отпуска. За время отпуска ферритно-карбидная смесь в металле, нагретом до 625 и 700 °C, не успевает огрубиться и игольчатость структуры сохраняется (см. рис. 2,  $\partial$ ). Она не устраняется при уменьшении скорости и увеличении продолжительности охлаждения. Повышение температуры кратковременного отпуска вызывает в целом снижение твердости и повышение ударной вязкости металла ЗТВ. Уменьшение скорости охлаждения на увеличение ударной вязкости практически не влияет.

Измельчение аустенитного зерна и мартенситного пакета сопровождается повышением временного сопротивления, предела текучести и хрупкой прочности закаленно-отпущенной стали 12ХНЗМФА [10]. В нашем случае это коррелируется с повышением стойкости против замедленного разрушения сварного соединения стали ЗОХГСА, подвергающейся повторной аустенизации с измельчением зерна и закалке при выполнении дуговой обработки. Увеличение времени замедленного разрушения  $\tau_p$  до 6,7 раза отмечается при кратковременном нагреве до температуры 980...1240 °С, когда имеет место наибольшее измельчение аустенитного зерна, а нагрев до температур, близких A<sub>c1</sub> и T<sub>s</sub>, при которых происходит восстановление крупного аустенитного зерна, повышения стойкости практически не вызывает (см. табл. 4). Естественно, что сопротивление замедленному разрушению возрастает со снижением скорости охлаждения аустенизированного металла ЗТВ. Десятикратное повышение его достигается при дуговом нагреве до температуры высокого отпуска. Наибольшее сопротивление замедленному разрушению, вплоть до его предотвращения, обеспечивается нагревом ЗТВ в межкритический температурный интервал, вследствие чего содержание мартенсита в структуре металла ЗТВ становится ниже критического (30 об. %). Результаты испытаний металла ЗТВ на замедленное разрушение согласуются с данными о значениях его ударной вязкости и твердости.

Приведенные исследования выявляют взаимосвязь между параметрами термического цикла сварки и дуговой обработки, сформировавшейся структурой и полученными свойствами подвергающегося закалке металла ЗТВ высокопрочной стали.

#### Выводы

1. При дуговой обработке происходит улучшение структуры и свойств закалившегося при сварке металла ЗТВ соединения стали ЗОХГСА. При  $A_{c1} < T_{\rm H} < A_{c3}$  увеличение в 1,5...3,5 раза ударной вязкости и предотвращение замедленного разрушения достигаются благодаря уменьшению общего содержания закалочных составляющих структуры. При  $T_{\rm H} < A_{c1}$  увеличение до 2,5 раз ударной вязкости (в зависимости от температуры нагрева) и многократное увеличение стойкости против замедленного разрушения происходят за счет отпуска. Нагрев до  $T_{\rm H} = A_{c3} + (150...400)$  °C вызывает существенное повышение стойкости металла ЗТВ против замедленного разрушения при незначительном (до 1,3 раза) увеличении ударной вязкости повторно закалившегося металла вследствие измельчения аустенитного зерна. Регулирование структуры и механических свойств металла ЗТВ скоростью нагрева и охлаждения при дуговой обработке менее эффективно, чем температурой нагрева.

2. Аустенитное превращение металла при формировании ЗТВ в условиях дуговой сварки происходит при повышенной температуре. Закалившийся металл ЗТВ отличается пониженной по сравнению с основным металлом температурой образования аустенита; в процессе дуговой обработки превращение его при отпуске происходит при температурах более высоких, чем в случае печного отпуска.

#### НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

- 1. *Технология* электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. Б. Е. Патона. М.: Машиностроение, 1974. 759 с.
- Патон Б. Е., Савицкий М. М., Кузьменко Г. В. Перспективы применения высокопрочных среднелегированных сталей в сварных баллонах высокого давления для автотранспорта // Автомат. сварка. — 1994. — № 3. — С. 4–9.
- 3. Особенности аргонодуговой обработки с подплавлением сварного соединения закаливающейся стали / В. М. Кулик, М. М. Савицкий, Д. П. Новикова, В. А. Краснощекова // Там же. 2004. № 3. С. 16–21.
- Кулик В. М., Савицкий М. М., Бурский Г. В. Оценка сопротивляемости ЗТВ высокопрочной стали замедленному разрушению с моделированием релаксации напряжений // Там же. — 2005. — № 4. — С. 13–25.
- Металловедение и термическая обработка стали: Справ. изд.: В 3 т. — Т. 3: Основы термической обработки / Под ред. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. — М.: Металлургия, 1983. — 368 с.
- 6. Влияние стадии нагрева на формирование структуры сварных соединений закаливающейся стали / А. М. Савицкий, В. Г. Васильев, М. М. Савицкий, В. М. Ващенко // Автомат. сварка. 2005. № 1. С. 19–21.
- Особенности протекания термодеформационных процессов при дуговой сварке высокопрочных сталей / Л. М. Лобанов, Л. И. Миходуй, В. Г. Васильев и др. // Там же. — 1999. — № 3. — С. 3–11.
- 8. *Сазонов Б. Г.* Экстремальная диффузионная активность в стали в состоянии предпревращения // Металловедение и терм. обраб. металлов. 1990. № 7. С. 13–15.
- Физические основы электротермического упрочнения / В. Н. Гриднев, Ю. Я. Мешков, С. П. Ошкадеров, В. И. Трефилов. — Киев: Наук. думка, 1973. — 325 с.
- 10. Котречко С. А., Мешков Ю. Я., Телович Р. В. Параметры микроструктуры, контролирующие хрупкую прочность малоуглеродистых сталей со структурой мартенсита отпуска // Металлофизика и новейшие технологии. 2004. 26, № 4. С. 435–456.

Austenitic transformation of the HAZ metal in arc welding proceeds at an increased temperature. Repeated austenitization at arc processing of hardened metal in the section of HAZ overheating occurs at an increased temperature, and its rapid heating promotes a lowering of austenitic grain size. At subsequent cooling the hardening structure is restored, and properties similar to initial ones are acquired. Heating of hardened HAZ metal below  $A_{C1}$  results in short-term tempering, increase of its impact toughness and cold cracking resistance. The highest effectiveness of the arc impact is achieved at HAZ metal heating in the intercritical temperature range.

Поступила в редакцию 14.03.2005

# ФИЛЬТРОВЕНТИЛЯЦИОННЫЙ АГРЕГАТ ТЕМП-2000

Совместная разработка ИЭС им. Е. О. Патона и МНТЦ «ТЕМП»

Агрегат обеспечивает эффективное удаление вредных веществ из зоны сварки и высокую степень очистки воздуха. Комплектуется сменными тканевыми фильтрами с повышенным сроком использования. Производительность удаления воздуха — не менее 1500 м<sup>3</sup>/ч, степень очистки воздуха — 99,9 %.

> Контакты: 03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11 Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, отд. № 60 Тел.: (38044) 287 12 77 Факс: (38044) 528 04 86 E-mail: levchenko.o@paton.kiev.ua

> > ACCOMMENCE

# ПЛАЗМЕННЫЕ АЛЮМОКЕРАМИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ

Ю. С. БОРИСОВ, д-р техн. наук, В. Ф. ГОЛЬНИК, канд. хим. наук, З. Г. ИПАТОВА, И. В. МИЦ, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),

А. Г. СААКОВ, канд. техн. наук, В. А. СААКОВ, инж. (НПП «ТОПАС», г. Киев)

Разработаны плазменные алюмокерамические покрытия, получаемые при напылении композиционных порошков (смесь алюминия с титаном железа). Установлено, что в процессе плазменного напыления формируется покрытие с образованием включений интерметаллидов с микротвердостью  $\approx 11000$  МПа. Максимальной прочностью сцепления (45...50 МПа) обладает алюмокерамическое покрытие из композиционных порошков с 35...45, наибольшей стойкостью к газоабразивному износу — с 25 мас. % FeO·TiO<sub>2</sub> (при всех углах атаки абразива). Плотность тока коррозии покрытия из композиционных порошков с 45 мас. % FeO·TiO<sub>2</sub> в морской воде минимальна (4,0·10<sup>-7</sup> A/см<sup>2</sup>). Износ при трении скольжения в 10 раз ниже для трибопары (сталь 30ХГСА+покрытие) с 45 мас. % FeO·TiO<sub>2</sub>.

Ключевые слова: плазменное напыление, алюмокерамические покрытия, композиционные порошки, экзотермическое взаимодействие, ДТА, структура покрытий, прочность сцепления, газоабразивный износ, коррозионная стойкость, износостойкость, защита трубопроводов

В последние годы широкое распространение получили газотермические покрытия на основе алюминия и его сплавов. Применение последних для нанесения антикоррозионных покрытий объясняется низкой температурой плавления алюминия, устойчивостью в различных агрессивных средах и более низким, чем у стали, электрохимическим потенциалом [1]. Высокие антикоррозионные характеристики алюминиевых покрытий обеспечивают их долговременную стойкость в атмосфере промышленных городов и поселков, морской воде, железобетонных конструкциях и др. [2]. Однако характерной особенностью таких покрытий является их низкая стойкость против истирания. Для повышения износостойкости в работе [3] описано использование смеси алюминия с оксидом алюминия.

В настоящей работе рассмотрены композиционные порошки (КП) алюминия и FeO·TiO<sub>2</sub>, отработана плазменная технология их напыления; проведен комплекс исследований свойств покрытий (прочность сцепления, газоабразивный износ, коррозионная стойкость в морской воде и износостойкость в условиях трения скольжения), которые сопоставлены с плазменным покрытием из чистого алюминия.

В качестве материалов для напыления выбраны КП алюминия с 10, 15, 25, 35 и 45 мас. % FeO·TiO<sub>2</sub>. Выбор FeO·TiO<sub>2</sub> обусловлен тем, что при реакции его взаимодействия с алюминием выделяется теплота. Сама реакция может протекать в режиме самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Выделение этого дополнительного тепла в процессе формирования покрытия является положительным моментом, влияющим на его плотность и прочность сцепления с основой.

При взаимодействии алюминия с FeO·TiO<sub>2</sub> могут образовываться интерметаллиды в соответствии с диаграммой состояния систем Fe–Al, Fe–Ti, Ti–Al.

По диаграмме состояния системы железо–алюминий установлено наличие следующих интерметаллидов: Fe<sub>3</sub>Al; FeAl; FeAl<sub>2</sub>; Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> и FeAl<sub>3</sub>, системы алюминий–титан — Ti<sub>3</sub>Al; TiAl и TiAl<sub>3</sub>, железо–титан — Fe<sub>2</sub>Ti и FeTi [4].

С целью сравнения КП из продуктов взаимодействия в системе Al–FeO·TiO<sub>2</sub> с напыленным покрытием из чистого алюминия выполнен термодинамический анализ, основной задачей которого являлась оценка адиабатического подъема температуры в результате экзотермического эффекта процесса взаимодействия. Учитывая, что такие смеси на начальных концентрациях FeO·TiO<sub>2</sub> содержат избыток алюминия, в качестве базовой реакции взаимодействия выбрана следующая:

$$\text{FeO} \cdot \text{TiO}_2 + \text{Al} \rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{FeAl}_3 + \text{TiAl}_3 + \text{Al}, \quad (1)$$

или при стехиометрическом соотношении  $\text{Fe} \cdot \text{TiO}_2$ и Al:

$$FeO \cdot TiO_2 + 8Al = Al_2O_3 + FeAl_3 + TiAl_3.$$
(2)

Из массовых соотношений компонентов по реакции (2) следует балансовое соотношение массового содержания исходных компонентов и продуктов реакции:

$$1rFeO \cdot TiO_{2} + 1,42rAl =$$
(3)  
0,67rAl\_{2}O\_{3} + 0,9rFeAl\_{3} + 0,85rTiAl\_{3}.

На рис. 1 показано изменение состава продукта этого взаимодействия в зависимости от содержа-

<sup>©</sup> Ю. С. Борисов, В. Ф. Гольник, З. Г. Ипатова, И. В. Миц, А. Г. Сааков, В. А. Сааков, 2006

ния FeO·TiO<sub>2</sub> в исходной смеси. При достижении концентрации 41,3 мас. % FeO·TiO<sub>2</sub> остаточный алюминий в продукте реакции исчезает.

Для расчета экзотермичности реакции использовали следующие значения теплоты образования соединений, кДж/моль [5]

Исходя из этих данных, экзотермический эффект реакции (2) составляет

$$Q_{_{9K3}} = 1575,5 + 111,5 + 142 - 1237,3 =$$
  
= 591,7  $\frac{\kappa \square \pi}{\text{моль FeO·TiO}_2}$  или 3,9·10<sup>3</sup>  $\frac{\kappa \square \pi}{\kappa \Gamma \text{ FeO·TiO}_2}$ . (4)

Для оценки адиабатического подъема температуры  $\Delta T_{ad}$  в качестве теплоемкости  $C_p$  использовали приближение Келли [6], т. е. 26,5*n* Дж/(моль·К), где *n* — число атомов в молекуле. Тогда теплоемкость отдельных продуктов реакции  $(\frac{\kappa Д \pi}{\kappa \Gamma \cdot K})$  составит 0,981 (для Al); 1,299 (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>); 0,775 (FeAl<sub>3</sub>); 0,822 (TiAl<sub>3</sub>).

Учитывая массовые соотношения компонентов в продуктах взаимодействия, согласно (3) получаем, что в результате введения 10 г FeO·TiO<sub>2</sub> в смесь образуется 24,2 г продуктов реакции со следующей теплоемкостью:

$$C_p = 6,7.1,299 + 9.0,775 + 8,5.0,822 = 22,66$$
кДж/(кг·К).(5)

Остаточный алюминий в количестве 100–2,42m (где m — содержание FeO·TiO<sub>2</sub> в смеси, мас. %) имеет теплоемкость

$$C_{p} = 0,981 \cdot (100 - 2,42m)$$
кДж/(кг·К). (6)

Тогда теплоемкость продуктов реакции равна

$$C_p = 2,266m + 0,981 \cdot (100 - 2,42m)$$
  
= 98,1 - 0,108 kДж/(кг·K). (7

Исходя из полученных выражений для  $Q_{_{3K3}}$  и  $C_p$  продуктов реакции, значение адиабатического подъема температуры в результате процесса вза-имодействия составляет

$$\Delta T_{\rm ad} = \frac{Q_{\rm 3K3}}{C_{\rm p}} = \frac{3.9m \cdot 10^3}{98.1 - 0.108m} \,(\rm K), \tag{8}$$

или

$$\Delta T_{au} = 40 \text{ mac. } \% \text{ FeO} \cdot \text{TiO}_2 \text{ (K).}$$

Для исследования процесса взаимодействия проведен дифференциально-термический анализ (ДТА) трех составов смесей алюминия с 10, 25 и 45 мас. % FeO·TiO<sub>2</sub> с использованием установки ВДТА-8М в гелии при постоянной скорости наг-



Рис. 1. Состав продуктов взаимодействия в смеси Al-FeO·TiO<sub>2</sub>

рева (охлаждения) 80 °С/мин. Результаты ДТА приведены на рис. 2 для состава с 45 мас. % FeO·TiO<sub>2</sub>. При увеличении количества FeO·TiO<sub>2</sub> до 45 мас. % интенсивное протекание экзотермической реакции в смеси начинается при 800 °С. КП изготавливали в шнековом механическом смесителе СМ-1, в качестве связки использовали лакцапон марки НЦ-62.

Напыление покрытий осуществляли на установке плазменного напыления «Киев-7», используя в качестве плазмообразующего газа воздух и смесь воздуха с 5 % пропан-бутана. Оптимизацию технологического процесса напыления проводили по коэффициенту использования материала (КИМ) при переменных параметрах: расход плазмообразующего газа, дистанции напыления, мощности плазменной дуги. Установлено, что напыление смесью воздуха с 5 % пропан-бутана по сравнению с воздухом обеспечивает формирование более гомогенных покрытий в результате выравнивания профиля температур в радиальном сечении плазменной струи. Оптимальные параметры процесса плазменного напыления КП Al + FeO·TiO<sub>2</sub> при использовании смеси воздуха с 5 % пропан-бутана приведены в табл. 1. Структуру покрытий иссле-



Рис. 2. Термограмма смеси алюминия и 45 мас.% FeO·TiO<sub>2</sub>

ALGURAMATICHIERGEARE

Таблица 1. Технологические параметры напыления покрытий	
---	--

Состав КП	Сила тока, А	Напряжение, В	Дистанция напыления, мм	Расход газа, м <sup>3</sup> /ч	Расход порошка, кг/ч	КИМ
Al (10 % FeO·TiO <sub>2</sub> )	150	200	160	6,0	10,0	0,75
Al (15 % FeO·TiO <sub>2</sub> )	152	200	165	6,2	10,2	0,80
Al (25 % FeO·TiO <sub>2</sub> )	155	205	180	6,5	11,0	0,80
Al (35 % FeO·TiO <sub>2</sub> )	160	205	190	7,0	11,0	0,77
Al (45 % FeO·TiO <sub>2</sub> )	160	210	200	7,0	11,0	0,80

довали на оптическом микроскопе «Neophot-32», микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,49 МПа. Травление спиртовым раствором плавиковой кислоты выявляет границы зерен металлической матрицы. Форма зерен преимущественно ламелеобразная, мелкие зерна имеют в основном округлую форму. Среднее значение микротвердости металлической матрицы около 420, FeO·TiO<sub>2</sub> 5800, частиц интерметаллидов темно-серого цвета 11000 МПа. Интерметаллид, обнаруженный металлографическим анализом, представляет собой, вероятно, FeAl<sub>3</sub>, микротвердость которого близка этому значению [7].

При определении прочности сцепления плазменных покрытий с материалом основы из стали 45 использовали методику «отрыва конусного штифта» [8]. Результаты исследований приведены в табл. 2. Для сопоставления в таблице приведены также результаты прочности сцепления покрытий, полученных из механических смесей аналогичного состава. Максимальную прочность сцепления с материалом основы имеет покрытие из КП, содержащее 35...45 мас. % FeO·TiO<sub>2</sub>. Это может быть обусловлено тем, что в процессе напыления экзотермическая реакция восстановления FeO·TiO<sub>2</sub> алюминием протекает в большем объеме с повышением в исходной шихте содержания  $FeO \cdot TiO_2$ , что приводит к повышению температуры частиц и, как следствие, интенсифицирует процесс их взаимодействия с основой [9]. Следует также отметить, что все исследованные покрытия по прочности сцепления с материалом основы превосходят алюминиевое покрытие в 2 и более раз. Кроме того, из данных таблицы следует, что покрытия

Т а б л и ц а 2. Прочность сцепления плазменных покрытий с материалом основы из стали 45

	Прочность сцепления, МПа			
Состав КП	композиционный порошок	механическая смесь		
100 % Al	2025			
Al (10 % FeO·TiO <sub>2</sub> )	2025	1520		
Al (15 % FeO·TiO <sub>2</sub> )	3035	2025		
Al (25 % FeO·TiO <sub>2</sub> )	3540	2025		
Al (35 % FeO·TiO <sub>2</sub> )	4550			
Al (45 % FeO·TiO <sub>2</sub> )	4550			

из механической смеси существенно уступают по прочности сцепления покрытиям из КП того же состава.

Испытания по определению износостойкости покрытий в условиях газоабразивного износа проводили на центробежном ускорителе ЦУК-3М при скорости вращения диска 6000 об/мин. В качестве абразива использовали кварцевый песок фракции менее 1 мм. Исследование износостойкости выполняли при углах атаки абразива 15, 30, 60 и 90°. Износ определяли по потере массы покрытия. Для сопоставления определяли износостойкость алюминиевых покрытий, напыленных плазменным способом. Результаты испытаний представлены на рис. 3. Там же приведен износ покрытий, отнесенный к 1 кг абразива.

Установлено, что лучшую износостойкость при всех углах атаки абразива имеет покрытие из КП, содержащее 25 мас. % FeO·TiO<sub>2</sub>. Износ такого покрытия при разных углах атаки меньше, чем износ алюминиевого покрытия в 1,5...2,0 раза. При увеличении угла атаки абразива (см. рис. 3) износ всех исследованных покрытий уменьшается. Это может быть обусловлено тем, что покрытия пластичны и не происходит выкрашивания частиц при лобовом соударении абразива с покрытием. Повышенная износостойкость покрытия из КП с 25 мас. % FeO·TiO<sub>2</sub> может быть связана с тем, что в его структуре обнаружены включения частиц темно-серого цвета с микротвердостью около 11000 МПа. Наличие непрореагировавших частиц подтверждается результатами металлографического анализа, где после напыления обнаружены частицы алюминия и FeO·TiO<sub>2</sub>.

Для изучения электрохимического поведения и коррозионной стойкости покрытий в качестве метода исследований выбран потенциостатический [10]. Исследования проводили с помощью электронного потенциостата П-5827М при комнатной температуре. Для сравнения использовали хлоросеребряный электрод. Перед проведением измерений образец с покрытием выдерживали в морской воде в течение часа для достижения постоянного значения потенциала коррозии, который измеряли при отсутствии поляризации покрытия. По поляризационным кривым графическим методом определяли скорость коррозии, выраженную

A DIROCOULTREESOR



100 % Al

Al (10 % FeO·TiO<sub>2</sub>)

Al (15 % FeO·TiO<sub>2</sub>)

Al (25 % FeO·TiO<sub>2</sub>)

Al (35 % FeO·TiO<sub>2</sub>)

Al (45 % FeO·TiO<sub>2</sub>)

Ст. 3 (материал основы)



Рис. 3. Зависимость массового износа І алюмокерамических плазменных покрытий от угла атаки абразива: 1 — 100 % Al; 2 — Al (10 % FeO·TiO<sub>2</sub>); 3 — Al (15 % FeO·TiO<sub>2</sub>); 4 — Al (25 % FeO·TiO<sub>2</sub>); 5 — Al (35 % FeO·TiO<sub>2</sub>); 6 — Al (45 % FeO·TiO<sub>2</sub>)

в единицах тока и потенциал коррозии [11] каждого вида покрытий путем экстраполяции тафелевских участков катодной и анодной поляризационных кривых до их взаимного пересечения. Электрохимические характеристики покрытий в морской воде приведены в табл. 3.

Скорость коррозии покрытий из КП с 35 и 45 мас. % FeO·TiO<sub>2</sub> в морской воде наиболее низкая, а покрытие из КП с 45 мас. % FeO·TiO<sub>2</sub> по коррозионной стойкости превосходит покрытие из алюминия в 1,6 раза. Кроме того, покрытие из КП с 35 мас. % FeO·TiO<sub>2</sub> имеет более электроотрицательный потенциал в морской воде, чем материал основы из Ст.3 (см. табл. 3) и это покрытие по отношению к последнему является протектором, т. е. электрохимически защищает сталь от коррозии.

Исследование покрытий на износостойкость в условиях трения скольжения проводили на машине трения УМТ-1 по схеме плоскость — плоскость в диапазоне нагрузок 2...4 МПа и скоростях скольжения в интервале 0,1...1,0 м/с. Длина пути трения при фиксированной нагрузке и скорости составляла 500 м. В качестве контртела использовали сталь ЗОХГСА. Морскую воду подавали в зону трения капельным методом (30 капель в минуту). Через каждые 500 м проводили замер массового износа покрытия и контртела. Антифрикционные свойства покрытий оценивали по коэффициенту трения трибопары. В результате испытаний установлено, что при увеличении процентного содержания в покрытии FeO TiO, увеличение удельной нагрузки и линейной скорости сопровождается стабилизацией интенсивности массового износа образца и уменьшением интенсивности массового износа контртела. Причем в испытуемом диапазоне нагрузок и скоростей максимальную износостойкость имеет алюминиевое покрытие из КП из алюминия с 45 мас. % FeO·TiO<sub>2</sub>. Коэффициент трения трибопары с этим покры-

-0,46

-0,48

-0,49

-0,48

-0,54

-0,49

-0,50

Скорость кор-

розии, А/см

 $6,3.10^{-7}$ 

 $6, 6 \cdot 10^{-7}$ 

 $6,3.10^{-7}$ 

 $6,3.10^{-7}$ 

 $5.9 \cdot 10^{-7}$ 

 $4.0 \cdot 10^{-7}$ 

 $2,5.10^{-6}$ 

тием находится в диапазоне 0,3...0,5. Таким образом, на основании проведенных исследований установлено, что алюмокерамические покрытия при содержании в КП 25...45 мас. % FeO·TiO<sub>2</sub> по своим эксплуатационным характеристикам превосходят алюминиевое покрытие. Такие покрытия могут быть рекомендованы для замены алюминиевых, что позволит путем формирования коррозионно-стойкого керметного покрытия и частичной замены алюминия на недорогой недефицитный FeO·TiO<sub>2</sub> повысить эксплуатационные характеристики и снизить стоимость покрытий. Это, в свою очередь, увеличит ресурс работы конструкций, деталей, узлов и механизмов с плазменными алюмокерамическими покрытиями, работающими в различных условиях эксплуатации. Так, алюмокерамические покрытия предназначены для защиты от износа и коррозии конструкций из черных металлов различного назначения, которые эксплуатируются в агрессивных средах с рН 2...12 и растворах солей трубопроводов, резервуаров, корпусов судов, мостов и эстакад, портовых и других гидротехнических сооружений, нефтяных платформ и др. Алюмокерамическое покрытие защищает от коррозии сварные швы и повышает их сопротивление зарождению коррозионно-усталостных трещин [12].

Практический опыт реализации технологии нанесения алюмокерамических покрытий на предприятии ОАО «АКОР» (Россия, г. Ульяновск) накоплен НПП «ТОПАС». Выпускаемые ОАО «АКОР» трубы диаметром 57...820 мм с алюмокерамическим покрытием и соединительные детали к ним предназначены для строительства тепловых сетей, инженерных коммуникаций и других трубопроводов и не требуют дополнительной катодной защиты. Оценочная продолжительность срока службы трубопроводов с алюмокерамическим покрытием составляет не менее 30 лет.



#### Выводы

1. Взаимодействие между алюминием и FeO·TiO<sub>2</sub> протекает с выделением тепла, пропорционального количеству FeO·TiO<sub>2</sub>. Процесс взаимодействия может протекать в режиме самораспространяющегося высокотемпературного синтеза.

2. На основании металлографического и микродюрометрического анализа установлено, что покрытие состоит из алюминиевой матрицы с микротвердостью 420, FeO·TiO<sub>2</sub> ≈ 5800 и, по всей вероятности, интерметаллидов FeAl<sub>3</sub> с микротвердостью 11000 МПа.

3. В результате исследования прочности сцепления покрытий с материалом основы установлено, что максимальную прочность сцепления (45...50 МПа) имеют алюминиевые покрытия из КП, содержащие 35...45 мас. % FeO·TiO<sub>2</sub>, что в 2,0...2,5 раза выше прочности сцепления алюминиевых покрытий.

4. Испытаниями на газоабразивный износ установлено, что лучшую износостойкость при всех углах атаки абразива имеет покрытие из КП, содержащее 25 мас. % FeO·TiO<sub>2</sub>. Износ этого покрытия в 1,3...2,0 раза ниже, чем износ алюминиевого покрытия.

5. При исследовании электрохимических характеристик покрытий в морской воде установлено, что скорость коррозии покрытия из КП алюминия с 45 мас. % FeO·TiO<sub>2</sub> в 1,6 раза ниже скорости коррозии алюминиевого и составляет  $4,0\cdot10^{-7}$  A/cm<sup>2</sup>. Кроме того, покрытие из КП с 35 мас. % FeO·TiO<sub>2</sub> является более электроотрицательным, чем материал основы из Ст.3 и может в данной среде защищать сталь от коррозии электрохимически.

6. Исследования плазменных покрытий на износ в условиях трения скольжения показали, что в рассматриваемом диапазоне нагрузок и скоростей наиболее низкий износ наблюдается у трибопары (покрытие+сталь 30ХГСА) в случае использования для напыления КП с 45 мас. % FeO·TiO<sub>2</sub>. Износостойкость этой пары в 10 раз превышает износостойкость алюминиевого покрытия.

Установлено, что наилучшему сочетанию свойств соответствует алюмокерамическое покрытие, полученное при напылении КП с 25...45 мас.
 FeO·TiO<sub>2</sub>.

8. Алюмокерамические покрытия могут быть использованы в условиях совместного воздействия коррозии и износа, например для защиты от износа и коррозии трубопроводов различного назначения, а также гидротехнических сооружений, мостовых конструкций, нефтяных платформ и других объектов.

- Газотермические покрытия из порошковых материалов / Ю. С. Борисов, Ю. А. Хармалов, С. Л. Сидоренко, Е. Н. Ардатовская: Справочник. — Киев: Наук. думка, 1987. — 544 с.
- ГОСТ 9.304–87 (СТ СЭВ 4202-83). Покрытия газотермические. Общие требования и методы контроля.
- Хасуи А., Моригаки О. Наплавка и напыление. М.: Машиностроение, 1985. — 240 с.
- Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов: В 2 т. — М.: ГНТИ литературы по черной и цветной металлургии, 1962. — 1488 с.
- Термодинамические свойства неорганических веществ / У. Д. Верятин, В. П. Маширев, И. Г. Рябцев и др.: Справочник. — М.: Атомиздат, 1965. — 460 с.
- Кубашевский О., Эванс Э. Термохимия в металлургии. — М.: Изд-во иностр. лит., 1954. — 421 с.
- Синельникова В. С., Подергин В. А., Речкин В. Н. Алюминиды. — Киев: Наук. думка, 1965. — 242 с.
- Зверев А. И., Шаривкер С. Ю., Астахов Е. А. Детонационное напыление покрытий. — Л.: Судостроение, 1979. — 232 с.
- Газотермическое напыление композиционных порошков / А. Я. Кулик, Ю. С. Борисов, А. С. Мнухин, М. Д. Никитин. — Л.: Машиностроение, 1985. — 199 с.
- Фрейман Л. И., Макаров В. А., Брыксин И. Е. Потенциостатические методы в коррозионных исследованиях и электрохимической защите. — Л.: Химия, 1972. — 240 с.
- Рейнгеверц М. Д., Семенюк З. Я. Компьютерная обработка поляризационных кривых для определения скорости коррозии // Защита металлов. — 1982. — 18, № 5. — С. 807–809.
- Алюмокерамика защищает черные металлы / С. В. Петров, А. Г. Сааков, А. А. Сиротинский, В. А. Ковеленов // Металлы. — 2000. — № 9. — С. 34–36.

Aluminoceramic plasma coatings produced by spraying composite powders (mixture of aluminium and iron titanium) have been developed. The plasma spraying process provides a coating containing intermetallic inclusions with microhardness of about 11000 MPa. Aluminoceramic coating of composite powders with 35...45 wt. % FeO·TiO<sub>2</sub> has a maximal adhesion strength (45...50 MPa), and that with 25 wt. % FeO·TiO<sub>2</sub> has the highest resistance to gas-abrasive wear (at all attack angles). Corrosion current density of a coating of the composite powder with 45 wt. % FeO·TiO<sub>2</sub> in sea water is minimal  $(4.0 \cdot 10^{-7} \text{ A/cm}^2)$ . Wear in sliding friction is 10 times lower for a friction pair (steel 30KhGSA + coating) with 45 wt. % FeO·TiO<sub>2</sub>.

A DIROCOULTREESOR

Поступила в редакцию 12.05.2005

УДК 621.793.72:620.178.16

# ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИИ И СОСТАВОВ ПРИМЕНЯЕМЫХ ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК НА СТРУКТУРУ И АБРАЗИВНУЮ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПОКРЫТИЙ

Чл.-кор. НАН Украины **В. И. ПОХМУРСКИЙ**, **М. М. СТУДЕНТ**, канд. техн. наук (Физико-механический ин-т НАН Украины, г. Львов),

И. А. РЯБЦЕВ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),

И. И. СИДОРАК, канд. техн. наук, Ю. В. ДЗЬОБА, инж., В. М. ДОВГУНЫК, канд. техн. наук

(Физико-механический ин-т НАН Украины, г. Львов),

Б. ФОРМАНЕК, др.-инж. (Политехника Шленска, г. Гливице, Республика Польша)

Изучено влияние режимов электродуговой металлизации с использованием порошковой проволоки ФМИ-2 на микроструктуру и абразивную износостойкость покрытий. Показано, что из многих факторов наибольшее влияние на эти показатели оказывает давление сжатого воздуха, сила тока и дистанция напыления. Износостойкость покрытий, нанесенных с использованием порошковой проволоки с шихтой на основе феррохромбора, выше, чем закаленной стали. Наибольшую износостойкость имеют покрытия, нанесенные при высоком давлении сжатого воздуха, характеризующиеся мелкодисперсной структурой и содержащие большее количество оксидной фазы на границах раздела.

Ключевые слова: электродуговая металлизация, порошковая проволока, микроструктура, абразивное изнашивание

Для восстановления изношенных деталей машин, работающих в условиях граничного трения, а также для их защиты от абразивного изнашивания успешно применяется электродуговая металлизация порошковыми проволоками (ПП). Производственный опыт и экспериментальные исследования показывают, что износостойкость покрытий, полученных этим способом, зависит от их состава, твердости и структуры [1]. Целью настоящих исследований явилось изучение влияния основных показателей режимов металлизации на структуру и эксплуатационные характеристики покрытий. Исследовали также возможность увеличения износостойкости покрытий, полученных электродуговой металлизацией с использованием порошковой проволоки ФМИ-2 путем изменения состава шихты.

При изучении влияния режимов металлизации на износостойкость получаемых покрытий основное внимание было уделено трем основным показателям: давлению сжатого воздуха, от которого зависит степень диспергирования расплава ПП в дуге и скорость транспортировки образовавшихся капель к напыляемой поверхности; току, с увеличением которого возрастает производительность нанесения покрытий; дистанции напыления, влияющей на коэффициент потерь напыляемого материала и прочность сцепления покрытия с основным металлом.

Методики проведения экспериментов. Покрытия наносили электрометаллизатором ME-2, разработанным ГМП «Газотермик» при ФМИ НАН Украины. В качестве базовой использовали ПП ФМИ-2 диаметром 1,8 мм. При исследовании влияния состава покрытий на их износостойкость изменяли соотношение между компонентами в шихте ПП ФМИ-2 или вводили в ее состав дополнительные. Режимы металлизации в экспериментах изменяли в пределах, позволяющих получить покрытие без трещин и отслоений: ток дуги 150...300 А; напряжение на дуге 32...33 В; давление сжатого воздуха 0.3...0.6 МПа. листанция напыления 30...100 мм. Металлографические исследования покрытий проводили на микроскопе «Neophot-2» с вмонтированной цветной цифровой видеокамерой. Для определения микроструктуры использовали смесь азотной и пикриновой кислот. Испытания абразивной износостойкости покрытий проводили по двум методикам: стандартной — Бринелля-Хауорта (незакрепленным абразивом) и абразивным кругом — закрепленным абразивом (по методике, разработанной в ФМИ НАН Украины).

При испытаниях по методике Бринелля–Хауорта в зону контакта между резиновым диском и исследуемым образцом с помощью дозирующего устройства постоянно подается новая порция абразива. Особенностью этой методики является то, что изменение усилия прижатия резинового диска к поверхности образца изменяет степень закрепления абразивных частиц и является главным параметром, который отличает данный вид

AUTOCOLOUR

<sup>©</sup> В. И. Похмурский, М. М. Студент, И. А. Рябцев, И. И. Сидорак, Ю. В. Дзьоба, В. М. Довгунык, Б. Форманек, 2006

изнашивания от изнашивания закрепленным абразивом. Уровень усилия прижатия определяет будет ли абразивная частица прочно удерживаться резиновым диском, производя микрорезание и пластическую деформацию поверхности, или она будет перекатываться между резиновым диском и изнашиваемой поверхностью, приводя к усталостному разрушению последней. Режим испытаний по методике Бринелля-Хауорта следующий: нагрузка P = 2,40 МПа, диаметр диска 50 мм, ширина 12 мм, скорость вращения 160 об/мин, время испытаний 15 мин. В качестве абразива использовали кварцевый песок с размером зерен до 200 мкм и влажностью не выше 0,16 %. Резиновый диск перед испытаниями притирали на шлифовальной бумаге типа 2 (ГОСТ 6456-75) зернистостью № 8П (ГОСТ 3647-71), закрепленной на плоской пластине, после чего ролик промывали спиртом. В качестве эталона использовали образец из стали У8 с твердостью HRC 60.

Для испытаний износостойкости закрепленным абразивом было изготовлено специальное приспособление, смонтированное на малогабаритном фрезерном станке. Вместо фрезы абразивный круг из электрокорунда средней твердости СМ-2 крепили на керамической связке 7К15 диаметром 150 мм и шириной 6 мм. Зернистость электрокорунда составляла 250...315 мкм. Образцы крепили на одном плече рычага, а на другом — груз массой 0,55 кг. Соотношение плеч составляло 2,5:1, скорость вращения абразивного круга 120 об/мин, время испытаний 120 мин.

Для испытаний по обеим методикам использовали образцы в виде пластин размером 40×40×8 мм. Перед нанесением покрытия поверхность образцов площадью 40×40 мм подвергали дробеструйной обработке и за несколько проходов наносили покрытие толщиной приблизительно 1 мм с использованием порошковых проволок соответствующих составов.

Исследование влияния режимов напыления на структуру покрытий. Влияние давления сжа-

того воздуха. При проведении экспериментов давление сжатого воздуха изменяли в пределах 0,3...0,6 МПа. При малых значениях (0,3 МПа) его диспергирующее воздействие незначительно и капли расплава ПП имеют довольно большой размер — около 500 мкм. Скорость полета таких частиц невысока и составляет около 20 м/с. При соударении с напыляемой поверхностью такие капли деформируются незначительно, образуя грубодисперсное и гетерогенное покрытие (рис. 1, а) с пористостью 5...7 %. Благодаря высокой тепловой энергии капель во время кристаллизации происходит их частичное микросваривание. В некоторых участках покрытия, микротвердость которых достигает HV 6000 МПа, обнаружены микротрещины, обусловленные появлением в процессе металлизации растягивающих напряжений.

При возрастании давления сжатого воздуха до 0,6 МПа размер капель жидкого металла уменьшается до 80 мкм [2], одновременно до 100 м/с увеличивается их скорость, что способствует измельчению структуры покрытия (рис. 1, б). Капли металлического расплава с большей силой ударяются в напыляемую поверхность, сильно расплющиваются и образуют ламели, соотношение длины к ширине которых изменяется от 3:2 при давлении сжатого воздуха 0,3 до 5:1 при 0,6 МПа. Покрытие, сформировавшееся из мелких капель, более гетерогенно и имеет больше границ раздела — оксидных пленок. Согласно данным фазового анализа эти пленки в основном состоят из оксидов Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Основными фазами покрытия независимо от давления сжатого воздуха являются твердый раствор алюминия и хрома в α-Fe с дисперсными выделениями борида Fe<sub>2</sub>B [3].

Влияние силы тока. При дуговой металлизации ПП диаметром 1,8 мм минимальный ток составляет  $I_{\min} = 150$ , максимальный  $I_{\max} = 300$  А. В связи с тем, что капли, формирующие покрытие, имеют более высокую начальную температуру, и покрытие формируется более плотным и с мень-



Рис. 1. Микроструктура покрытия, полученного дуговой металлизацией с использованием ПП ФМИ-2 (U = 32 B, I = 150 A, L = 100 мм). Давление сжатого воздуха 0,3 (a); 0,6 МПа (б)

ADDREAMATICHIERCEARE



Рис. 2. Микроструктура покрытия, полученного дуговой металлизацией с использованием ПП ФМИ-2 (U = 32 B, P = 0.6 МПа): a - I = 300 A, L = 100 мм;  $\delta - I = 150$  A, L = 30 мм

шим содержанием оксидов (рис. 2), с увеличением силы тока от 150 до 300 А гетерогенность покрытия уменьшается. Тем не менее, нанесение покрытий на повышенных токовых режимах может вызывать перегрев деталей и, как следствие, способствовать интенсивному окислению и отслоению покрытия.

Влияние дистанции напыления. При дуговой металлизации пучок распыленных капель имеет вид конуса с углом расхождения  $15...20^{\circ}$ . Уменьшение дистанции напыления способствует повышению концентрации расплавленных частиц, попадающих и кристаллизующихся на напыляемой поверхности, что обусловливает меньшую скорость их кристаллизации и дальнейшего охлаждения. Размер образующихся боридов Fe<sub>2</sub>B при этом намного больше, чем при напылении на меньшем расстоянии (рис. 2,  $\delta$ ).

Исследование влияния режимов напыления на абразивную износостойкость покрытий. Влияние давления сжатого воздуха. При исследованиях изнашивания закрепленным абразивом установлено, что увеличение давления сжатого воздуха с 0,3 до 0,6 МПа способствует возрастанию износостойкости покрытий в 1,6 раза (рис. 3, кривая 1). Это объясняется тем, что при высоком давлении сжатого воздуха покрытие имеет более дисперсную структуру и содержит большее количество оксидов хрома и алюминия, а также более дисперсные выделения боридов в ламелях. В комплексе это обеспечивает более высокую микротвердость покрытия, а так как изнашивание в данном случае идет в основном в результате микрорезания, то и износостойкость покрытия увеличивается.

При испытаниях по методике Бринелля–Хауорта износостойкость покрытий, наоборот, уменьшается (рис. 3, кривая 2). Это обусловлено реализацией иного механизма изнашивания — покрытие в основном разрушается в результате многократной пластической деформации абразивными частицами и частично за счет резания. В этом случае более высокую износостойкость будут иметь покрытия с большим запасом пластичности. Нанесение покрытий при малом давлении сжатого воздуха (0,3 МПа) приводит к увеличению размера капель металлического расплава, которые, кристаллизуясь, остывают дольше, чем мелкие частицы и, как следствие, в крупнозернистом покрытии растягивающие остаточные напряжения намного меньше. При многократных нагружениях покрытия частицами абразива микротрещины в них зарождаются труднее и износостойкость таких покрытий при испытаниях незакрепленным абразивом выше.

Металлографическими исследованиями установлено, что после испытаний закрепленным абразивом на изношенных поверхностях образцов видны следы от микрорезания частицами абразива. Кроме того, в результате микрорезания вскрываются поры, причем в покрытиях, сформированных при малом давлении сжатого воздуха, они крупнее (рис. 4,  $\delta$ , c).

Поверхности трения образцов после изнашивания незакрепленным абразивом имеют другой вид (рис. 4, *в*, *г*), что подтверждает иной механизм изнашивания по этой методике испытаний — следов от микрорезания частицами абразива на изношенной поверхности практически нет. В мелкозернистом покрытии разрушение идет преиму-



Рис. 3. Влияние давления сжатого воздуха на износ покрытия при испытании закрепленным (1) и незакрепленным (2) абразивом

A DIROCOULTREESSOR

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ



Рис.4. Топография поверхностей трения после испытаний закрепленным (*a*, *б*) и незакрепленным (*b*, *c*) абразивом. Режимы металлизации: U = 32 B, I = 150 A, L = 100 мм, P = 0,6 (*a*, *b*); 0,3 МПа (*б*, *c*)

ENGERER NOVEMENT

щественно по границам ламелей (рис. 4, в), в грубозернистом оно более равномерное (рис. 4, г).

Влияние силы тока. Как отмечено выше (см. рис. 2, *a*), увеличение силы тока при напылении уменьшает в покрытии количество границ раздела между структурными составляющими, что негативно влияет на износостойкость при испытаниях закрепленным абразивом (рис. 5, *a*, кривая *1*). При испытаниях по методике Бринелля–Хауорта из-



Рис. 5. Влияние силы тока (*a*) и дистанции напыления (*б*) на износ покрытия при испытаниях закрепленным (*I*) и незакрепленным (*2*) абразивом: a - U = 32 B, L = 100 мм, P = 0,6 МПа;  $\delta - U = 32$  B, I = 150 A, P = 0,6 МПа

носостойкость покрытий практически не зависит от силы тока (рис. 5, *a*, кривая 2).

Влияние дистанции напыления. При изучении влияния дистанции напыления на абразивную износостойкость покрытий установлено, что при изнашивании закрепленным абразивом минимальный износ зафиксирован у покрытий, полученных на дистанции напыления 100 мм (рис. 5,  $\delta$ , кривая *1*). С ее увеличением частицы, формирующие покрытие, дольше пребывают в атмосфере воздуха, в результате чего увеличивается толщина оксидных пленок на их поверхности, а соответственно и в покрытии. Это способствует увеличению износостойкости покрытий. При изнашивании незакрепленным абразивом износостойкость не зависит от дистанции напыления (рис. 5,  $\delta$ , кривая



Рис. 6. Влияние содержания карбида бора в шихте ПП на твердость (1) и износостойкость покрытия при испытании закрепленным (2) и незакрепленным (3) абразивом



Рис. 7. Топография поверхности трения покрытия после испытания незакрепленным абразивом (режимы напыления: U = 32 B, I = 150 A, P = 0.6 МПа, L = 100 мм)



Рис. 8. Влияние содержания алюминия в шихте ПП (50 %  $\Phi X F$  + 8 % B4C + Cr) на износостойкость покрытий при испытании на изнашивание закрепленным (*1*) и незакрепленным (*2*) абразивом

2), а определяется размером ламелей, на величину которых дистанция напыления не влияет.

С целью изучения возможности увеличения абразивной износостойкости покрытий, полученных при использовании ПП ФМИ-2, в состав ее шихты добавляли карбид бора  $B_4C$ . Установлено, что увеличение количества боридов в структуре покрытия способствует повышению твердости с 40 до 54 *HRC* (рис. 6, кривая 1). Однако когезионная прочность покрытия при этом уменьшается от 130 до 90 МПа в результате возникновения микротрещин в процессе формирования слоя. Испытания на износостойкость покрытий закрепленным абразивом показали, что несмотря на существенное повышение твердости его износостойкость воз-



Рис. 9. Износостойкость стали У8 и покрытия из ПП ФМИ-2 при испытаниях закрепленным (1) и незакрепленным (2) абразивом

растает лишь на 25, а при испытании незакрепленным абразивом, наоборот, уменьшается на 30 % (рис. 6, кривые 2, 3), поскольку во время шлифования в покрытии возникают поверхностные трещины, способствующие преобладающему межзеренному разрушению, о чем свидетельствует рельеф поверхности (рис. 7).

С целью изучения влияния количества алюминия в шихте ПП (50 %  $\Phi$ XБ + 8 % B<sub>4</sub>C + 42 % Cr) на абразивную износостойкость покрытия хром частично заменяли алюминием. Установлено, что при изменении количества алюминия в шихте ПП твердость покрытий не изменяется, а износостойкость (при испытаниях по двум методикам) возрастает лишь на 30 % при полной замене хрома на алюминий (рис. 8).

Абразивную износостойкость покрытия системы Fe–Cr–B–Al сравнивали с износостойкостью закаленной стали У8 (*HRC* 60) при аналогичных условиях испытаний. Выявлено, что износ закаленной стали в 1,5 раза больше, чем покрытия (рис. 9). Кроме того, следы от износа абразивным диском для стали более однородны, чем для покрытия (рис. 10).

Таким образом, проведенные испытания показали, что более высокую износостойкость имеют покрытия, полученные при большем давлении



Рис. 10. Топографии поверхностей трения закаленной стали У8 после испытаний незакрепленным (*a*) и закрепленным (б) абразивом



сжатого воздуха, и характеризующиеся более мелкодисперсной структурой. Износостойкость покрытий, сформированных из ПП с шихтой на основе феррохромбора, на 50 % выше, чем закаленной стали У8 (HRC 60). Введение в шихту ПП карбида бора повышает твердость покрытий, но уменьшает их пластичность. При испытаниях закрепленным абразивом износостойкость покрытий возрастает, а незакрепленным уменьшается.

- 1. Dallaraire S. Hard arc-sprayed coating with enhanced erosion and abrasion wear resistance // Proc. of the ITSC'2000. Montreal, Quebec, Canada, 8-11 May, 2000. - ASM International. - P. 575-582.
- 2. Порошковые проволоки систем FeCrB+Al и FeCr+Al+C для электродуговой металлизации / В. И. Похмурский, М. М. Студент, И. И. Сидорак, В. М. Довгунык // Автомат. сварка. — 2002. — № 3. — С. 32–35.
- 3. Tribological properties of arc-sprayed coatings obtained from FeCrB and FeCr-based powder wires / A. Pokhmurska, V. Dovhunyk, M. Student et al. // Surface & Coating Technol. — 2002. — **151/152**. — P. 490–494.

Studied is the influence of electric arc metallization modes using flux-cored wire FMI-2 on the microstructure and abrasive wear resistance of the coatings. It is shown that among the many factors the compressed air pressure, current and spraying distance have the greatest influence on these characteristics. Wear resistance of coatings, deposited using the flux-cored wire with the charge based on ferrochromium-boron, is higher than that of hardened steel. The highest wear resistance is found in coatings deposited at a high pressure of compressed air, characterized by finely dispersed structure and containing a large amount of the oxide phase on the interphases.

Поступила в редакцию 27.04.2005

## НОВАЯ КНИГА

# ПОЛЕЗНЫЙ СПРАВОЧНИК

В 2005 г. издательством «Интермет Инжиниринг» (Москва, РФ) выпущен в свет справочник «Сварочные технологии при ремонтных работах» известного российского ученого-материаловеда в области теплоэнергетики



Ф. А. Хромченко. Справочник посвящен рассмотрению способов сварочно-наплавочных

технологий при ремонте и восстановлении деталей и узлов корпусного оборудования и трубопроводов в различных отраслях промышленности, включая энергомашиностроение, химическую, нефтеперерабатывающую и металлургическую. Особое внимание уделено применению сварочных ремонтных технологий в энергетике. Важность и актуальность данной книги заключается в ее направленности на обеспечение надежности и долговечности котельного и турбинного оборудования, а также трубопроводов действующих энергоблоков ТЭС и отработавших свой парковый ресурс.

Справочник состоит из восьми глав, четырех приложений и библиографии.

В главе 1 дана классификация видов повреждений в деталях и узлах конструкций и приведены способы ремонтной сварки и термообработки.

Глава 2 посвящена ремонту сварных соединений паропроводов, коллекторов котлов, водо-, газо-, нефтепроводов и трубных систем диаметром до 100 мм. Рассмотрены причины повреждений с их металлографической трактовкой и даны рекомендации по

ремонту. Глава 3 посвящена ремонтной сварке трубных элементов станционных и магистральных трубопроводов, коллекторов и литых корпусов арматуры, тройников, колен и отводов.

В главе 4 приведен материал по выбору оптимальных технологий ремонта барабанов котлов и другого котельного оборудования.

В главе 5 рассмотрены ремонтные технологии сварки литых корпусных деталей и узлов паровых турбин и способы ремонта рабочих и направляющих лопаток с эрозионными повреждениями. Даны основные положения сварочно-ремонтной технологии при восстановлении этих деталей.

Глава 6 посвящена весьма важному вопросу ремонтной сварки чугунных деталей. Приведены основные положения сварочной технологии в зависимости от характера и размера дефектов и даны рекомендации по сварочным материалам.

В главе 7 предложены способы наплавки и наплавочные материалы при восстановлении арматуры и изделий различного профиля.

Глава 8 посвящена вопросу термической обработки при ремонте оборудования и элементов трубопроводов. Рассмотрены различные виды термообработки, включая предварительный и сопутствующий подогрев при сварке, термический отдых, высокий отпуск, нормализацию и др., а также описаны способы нагрева (индукционный, радиационный и комбинированный). Даны характерные примеры. Кроме того, приведены сведения о восстановительной термической обработке паропроводов, отработавших свой ресурс. Изданный справочник обобщает результаты многолетней работы автора и является серьезным вкладом в

материаловедение в области теплоэнергетики. Представленный материал может быть использован при разработке технологий ремонтной сварки применительно к конкретным деталям турбо- и котлоагрегатов энергоблоков ТЭС. Написан простым, доступным языком, хорошо иллюстрирован и может быть использован инженерами и специалистами сварочного производства в области теплоэнергетики, а также преподавателями и студентами технических вузов.

AUTRADUCTIC

А. К. Царюк, канд. техн. наук


# ПРИМЕНЕНИЕ ВЫСОКОМОЩНЫХ ВОЛОКОННЫХ ЛАЗЕРОВ В ПРОЦЕССАХ СВАРКИ\*

#### С. ТОМИ, Г. КОН, Ф. ФОЛЛЕРТСЕН (Бременский ин-т прикладных лучевых технологий, Германия)

Новейшие разработки в области лазерной физики позволили выпустить высокомощные волоконные лазеры мощностью пучка свыше 10 кВт и отличного качества. Если прибавить к этим свойствам высокий энергетический КПД, большой расчетный срок службы и компактные размеры, то их можно рассматривать как альтернативу современным Nd:YAG-лазерам как с ламповой, так и с диодной накачкой, а также CO<sub>2</sub>-лазерам. BIAS провел испытания двух высокомощных волоконных лазерных установок (7 и 10 кВт) для оценки их потенциальных возможностей применительно к сварке стальных и алюминиевых листов. Показано, как преодолеть ограничения по скорости сварки и толщинам свариваемых листов, которые ранее казались непреодолимыми при сварке твердотельным лазером.

Ключевые слова: лазерная сварка, гибридная сварка, сталь, алюминий, листовой материал, скорость сварки, толщина, перспективы

Новые разработки в области лазерной физики позволили создать такие типы лазерных источников, как дисковый и высокомощный волоконный лазер. В последние годы стремительное развитие получили волоконные лазеры, в частности, удалось повысить их мощность (благодаря модульной конструкции) от нескольких сотен ватт до 10 кВт и более [1]. В настоящее время серийно выпускаются лазеры мощностью до 10 кВт, что достаточно для большинства областей применения, где требуется обработка материалов лазером. Однако для лазерного или гибридного лазерно-дугового процессов сварки плавящимся электродом в защитном газе данные системы все еще подлежат аттестации [2].

Волоконный лазер так же, как и Nd:YAG-лазер, относится к большой группе твердотельных лазеров, но его отличие заключается в том, что его активная среда состоит, как правило, из стекловолокна, легированного иттербием, а накачка осуществляется излучением светодиодов на концах и через плакированную поверхность оболочки брэгговскую решетку. Длина волны составляет 1070±5 нм. Такой тип лазера имеет определенные преимущества. Его КПД на 25 % превышает КПД, который обеспечивается современными Nd:YAGлазерами с накачкой лампой и излучением светодиодов. Благодаря улучшенному качеству пучка (2003: ППП (произведение параметров пучка) — 17,5 мм мрад для системы мощностью 10 и 8,5 — 5 кВт; 2004: 12,5 мм·мрад для системы мощностью 10 и 5 — 5 кВт; источник: IPG) по сравнению с системами с ламповой накачкой (произведение параметров пучка обычно составляет около 25 мм-мрад при мощности 4 кВт) здесь можно использовать волокно меньшего диаметра, что позволит увеличить плотность мощности в фокусном пятне. Кроме того, лучевой источник очень компактен, если учесть его мощность (благодаря прочности конструкции, низкому потреблению энергии, а также длине волокна до 200 м) и подходит для гибкого и потенциально мобильного использования, особенно в тех областях, где применение лазерных технологий ранее не было возможным. Принимая во внимание эксплуатационные расходы, срок службы светодиодов накачки имеет первостепенное значение. Предполагается, что он будет значительно увеличен по сравнению с другими лучевыми источниками с накачкой светодиодами.

Свойства лучевого источника. В таблице приведено сравнение некоторых основных параметров высокомощного волоконного лазера YLR 7000 и YLR 10000 с Nd:YAG-лазерами с накачкой светодиодами типа Trumpf HL 4006D, Rofin DY044 и CO<sub>2</sub>-лазерами типа Trumpf TLF 6000 и TLF 15000 при соответствующих максимальных значениях мощности пучка. Все измерения выполнены в Бременском институте прикладных лучевых технологий (BIAS).

Волоконный лазер YLR 10000 (рис. 1) значительно усовершенствован по сравнению с YLR 7000 как по выходной мощности, так и по качеству пучка. Он обеспечивает мощность 10 кВт, которая попадает на изделие через волокно толщиной 200 мкм и фокусируется с помощью комплекта оптики 125 и 200 мм для коллимации и фокусировки соответственно в диаметр пучка 360 мкм. Наименьшее значение произведения параметров пучка составляет 11,6 мм.мрад. Благодаря компактной конструкции этот лазер имеет очень ма-

A DURANCENDERICARE

<sup>\*</sup> По материалам Второй международной конференции «Laser Technologies in Welding and Materials Processing», 23–27 мая 2005 г., пос. Кацивели, Крым, Украина.

<sup>©</sup> С. Томи, Г. Кон, Ф. Фоллертсен, 2006

равилите основных параметров пучка разных лазерных систем							
Параметры пучка	YLR 7000	YLR 10000	HL 4006D	DY 044	TLF 6000	TLF 15000	
Максимальная мощность пучка на изделие, кВт	6,9	10	4,0	4,2	5,5	13,6	
Диаметр сердцевины волокна, мкм	300	200	600	400	_		
Типичное фокусное расстояние, мм	200	200	150	200	350	300	
Диаметр пучка (фокус), мкм	510	360	430	434	262	512	
Произведение параметров пучка, мм мрад	18,5	11,6	23,9	15,7	6,7	15,3	



Рис. 1. Высокомощный волоконный лазер IPG YLR 10000



Рис. 2. Кривые проплавления для разных видов материалов (YLR 10000, z = 0 мм;  $P_{\pi} = 10$  кВт; Precitec YW50, f = 200 мм, коаксиальная подача защитного газа, аргон — 20 л/мин): I — AlSi1MgMn; 2 — AlMg4.5Mn; 3 — X5CrNi 18 10; 4 — S235JR; 5 — X70



Рис. 3. Глубина проплавления при использовании разных лазерных установок на алюминии 6XXX ( $P_n = \max, z = 0 \text{ мм}, f = 200 \text{ мм}$ ): 1 — YLR 10000 мощностью 10 кВт; 2 — YLR7000 мощностью 6,9; 3, 4 — соответственно DY044 и YL4006D мощностью 4 кВт

ленькое фокусное пятно и КПД 25 % (источник: IPG).

Из таблицы видно, что свойства пучка высокомощного волоконного лазера сопоставимы или даже лучше, чем свойства Nd-YAG-лазера с накачкой светодиодами. Произведение параметров пучка обоих волоконных лазеров выше, чем у CO<sub>2</sub>-лазера с максимальной мощностью пучка 6 кВт. Оба волоконных лазера опережают YAGлазерные системы как по мощности, так и по качеству пучка.

Особенности сварки стали и алюминия. Чтобы оценить потенциальные возможности обеих волоконных лазерных систем для разных марок сталей (низкоуглеродистая сталь S235JR, трубная сталь X70, аустенитная нержавеющая сталь 1.4404) и алюминиевых материалов (AA 5083, AA6056, AA6082), выполнены валиковые пробы. В качестве защитного газа для всех швов применяли аргон.

Из рис. 2 видно, что при заданной скорости сварки обе марки низкоуглеродистой стали (кривые 4, 5) имеют одинаковую глубину проплавления. Ориентировочно проплавление на 8, 6 и 4 мм было достигнуто при скорости 3, 6 и 11 м/мин. Для нержавеющей стали достигнутая скорость сварки значительно выше (до 50 %) по сравнению с марками низкоуглеродистой стали. Глубина проплавления двух алюминиевых материалов значительно больше, особенно по сравнению с марками низкоуглеродистой стали. Для алюминия глубина проплавления 8, 6 и 4 мм была достигнута при более высоких скоростях — соответственно при 5, 9 и 14 м/мин.

Волоконный лазер мощностью 10 кВт по сравнению с другими твердотельными лазерами (таблица) имеет существенное преимущество по глубине проплавления, особенно на алюминии (рис. 3), что может быть связано с уникальным сочетанием мощности лазера и качества пучка при длине волны, близкой к инфракрасному излучению. На рис. 4 представлен макрошлиф валиковой пробы на пластине из алюминия AA6082, выполненный лазером IPG YLR 10000.

Проплавление составило 10 мм при скорости сварки 3 м/мин, что в 2,5 раза превысило проплавление, которое можно достичь при использовании современных Nd:YAG-лазеров мощностью





Рис. 4. Макрошлиф валиковой пробы на сплаве AA6082 (толщина 12 мм,  $P_{\pi} = 10$  кВт,  $v_c = 3$  м/мин)

4 кВт с накачкой светодиодами. Полученный шов очень узкий, с параллельными линиями сплавления и вершиной в форме шляпки гвоздя. Можно также отметить микроструктурную целостность шва, в то время как степень пористости относительно низкая, процесс сварки плавный и стабильный (несмотря на использование однофокусного пучка с минимальным диаметром 360 мкм и относительно небольшим сужением).

Установлено также, что в случае с алюминием при расположении фокуса f относительно поверхности образца на расстоянии z = -5...+1 мм влияние его на глубину проплавления довольно слабое. В процессе этих испытаний, которые проведены на стали и алюминии с перпендикулярным углом введения пучка, волоконный лазер оказался нечувствительным к проблемам обратного отражения.

Применение волоконного лазера при сварке стали и алюминия. На рис. 5 показан пример стыковой сварки стали X70. Полное проплавление достигнуто на материале толщиной 11,2 мм при скорости сварки 2,2 м/мин и мощности лазера 10 кВт. Сварной шов узкий, имеется небольшое усиление со стороны вершины и корня шва, трещины отсутствуют. В настоящее время BIAS разрабатывает процессы сварки во всех пространственных положениях для данного типа материала при разной толщине монтажных труб.

Волоконный лазер IPG YLR 10000 также применялся в гибридных процессах при сварке алюминиевых прессованных профилей для железнодорожной промышленности. На рис. 6 представлены результаты, полученные на материале EN-AW 6008 (толщина стенок соответственно 4 и 8 мм) с присадочной проволокой AlSi5. Скорость сварки во всех случаях составляла 6 м/мин, мощ-

#### ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ



Рис. 5. Макрошлиф стыкового соединения на стали X70 (толщина 11,2 мм;  $P_{n} = 10 \text{ кBt}$ ,  $v_{c} = 2,2 \text{ м/мин}$ )



Рис. 6. Макрошлифы соединений толщиной 4 (*a*) и 8 (б) мм, полученные гибридной лазерно-дуговой сваркой плавящимся электродом (EN-AW 6008)

ность лазера до 10,5 кВт, толщина материала 8 мм. Процесс отличается стабильностью, шов удовлетворительным качеством. Дальнейшая оптимизация может привести к увеличению скорости сварки, особенно при толщине стенок около 4 мм.

Поскольку результаты оказались перспективными, были предусмотрены дальнейшие испытания по предварительной аттестации гибридного лазерно-дугового процесса сварки железнодорожных конструкций плавящимся электродом в защитном газе волоконным лазером.

- 1. *Grupp M., Sepold G.* Laser system technology // Laser Physics and laser applications: Vol. 1, Pt. C. Berlin, Heidelberg, New York: Springer, 2004.
- Thomy C., Grupp M., Seefeld T. Schweiβen mit dem Hochleistungs-Faserlaser // Strahltechnik. — Vortraege der 6. Konferenz «Strahltechnik», Halle, Deutschland, 26–28, April 2004. — P. 39–45.

The latest development in the field of laser physics enabled manufacturing high-power fiber-optic lasers with beam power above 10 kW and of excellent quality. If we add to these properties the high power efficiency, high design life and compact dimensions, they may be regarded as an alternative to the modern Nd:YAG lasers both with lamp and diode pumping, as well as  $CO_2$  lasers. BIAS has tested two high-power laser systems (7 and 20 kW) to evaluate their potential capabilities for welding of steel and aluminium sheet material. It is shown how process limitations in terms of welding speed and sheet thickness, can be overcome. These limitations seemed insurmountable earlier in solid-state laser welding.

THE ROAD CHILDREN COULD

# СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ РАЗНОРОДНЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ВЫПОЛНЕННЫХ С ПРИМЕНЕНИЕМ СО<sub>2</sub>-ЛАЗЕРА\*

В. КАЛИТА (Ин-т фундаментальных технологических исследований ПАН, г. Варшава, Республика Польша),
 П. КОЛОДЗЕЙЧАК (Варшавский техн. ин-т, Республика Польша),
 Л. КВЯТКОВСКИ, М. ГРОБЕЛЬНЫ (Ин-т прецизионной механики, г. Варшава, Республика Польша),

Ж. ХОФФМАН (Ин-т фундаментальных технологических исследований ПАН, г. Варшава, Республика Польша)

Описаны результаты исследований по лазерной сварке разнородных магниевых сплавов. Была выполнена сварка изделий из групп сплавов MgAlZn (хрупкий) и MgAlMn (пластичный) с применением CO<sub>2</sub>-лазера максимальной мощности 2,5 кВт. Получены швы без дефектов и с почти параллельными границами при заданной скорости подачи защитного гелия и фокусном расстоянии пучка, установленном на поверхности металла. Анализ микростуктуры соединений, измерения распределения твердости и распределения элементов в поперечном сечении швов позволили определить изменения, обусловленные воздействием пучка и рекристаллизацией. Статические испытания предела прочности на растяжение позволили определить условия, при которых можно получить соединения с удовлетворительными механическими свойствами. Представлены также данные испытаний на коррозию при погружении.

AGUCANCICHURGEAC

#### Ключевые слова: лазерная сварка, CO<sub>2</sub>-лазер, магниевые сплавы, разнородные соединения, микроструктура, механические свойства, коррозионная стойкость

Магниевые сплавы по сравнению с такими традиционными материалами, как сталь и сплавы алюминия, отличаются более пониженной плотностью, что вызвало повышенный интерес к ним со стороны автомобильной и авиационной промышленности. Разработка новых магниевых сплавов с механическими свойствами, подобными традиционным материалам [1], позволяет использовать их в качестве деталей для литья [2]. Благодаря снижению массы и потреблению топлива оказалось возможным полностью удовлетворить требования по защите окружающей среды [3] и безопасности перевозки [4]. Однако изготовление и обработка листовых элементов и облегченных модульных конструкций все еще находятся в стадии разработки. В связи с этим особое внимание уделяется лазерной сварке магниевых сплавов [5-18]. Большинство исследований, проводимых до настоящего времени, касалось сварки однородных сплавов, однако для расширяющейся области применения заготовок специального раскроя представляет интерес лазерная сварка разнородных сплавов [5].

В процессе экспериментов прутки из литых магниевых сплавов AM50 и AZ91 (см. таблицу) подвергали механической обработке. Толщина пластин составляла 4,5 мм, ширина 50 мм и длина свариваемых кромок 100 мм.

Стыковую сварку пластин однородных и разнородных сплавов выполняли с помощью CO<sub>2</sub>лазера с быстрым аксиальным потоком газа и модой пучка, близкой к TEM10, сфокусированного до диаметра 0,25 мм с помощью линз из ZnSe размером 5". Присадочный металл не использовался. Были выбраны следующие оптимальные условия сварки: мощность лазера 2,0 кВт, скорость сварки 4 м/мин, фокусное расстояние пучка — на лицевой стороне пластин (выбрано после оценки влияния фокусного расстояния на форму шва). Защиту лицевых сторон обеспечивали подачей гелия со скоростью 15 л/мин через сопло диаметром 4 мм, нижних — обдувкой аргоном.

Микроструктуру и твердость профилей определяли по поперечному сечению, перпендикулярному направлению сканирования пучка, а также параллельному лицевой стороне вдоль шва. Для того чтобы установить любые изменения, вызванные воздействием лазерного пучка (например, испарение материала и конвекция), провели анализ распределения основных элементов с помощью рентгеновского микрозонда. Механические свойства соединений определяли с помощью испытаний на стенде «Инстрон», предназначенном для статических испытаний основных сплавов и швов на растяжение. С помощью сканирующего элек-

Сплав	Легирующие элементы, мас. %			
	Al	Mn	Zn	
AM50	5	0,3	0,2	
AZ91	9	0,17	0,7	

<sup>\*</sup> По материалам Второй международной конференции «Laser Technologies in Welding and Materials Processing», 23–27 мая 2005 г., пос. Кацивели, Крым, Украина.

<sup>©</sup> В. Калита, П. Колодзейчак, Л. Квятковски, М. Гробельны, Ж. Хоффман, 2006



Рис. 1. Макроструктура стыковых сварных соединений: a — AZ91-AZ91; б — AM50-AM50; в — AM50-AZ91

тронного микроскопа получены изображения разрушений изделий для сравнения с растяжениями по основному металлу. Сварные образцы выдерживали в нейтральном растворе 0,15 M NaCl в течение 22 дней. После трехдневной выдержки водородный показатель pH изменился приблизительно на 11 ед. и оставался стабильным до конца эксперимента.

Макроструктура стыковых сварных соединений однородных и разнородных сплавов приведена на рис. 1. Границы зоны сплавления (ЗС) практически параллельны и коэффициент формы шва (отношение толщины пластины к средней ширине ЗС) достаточно высок. Это означает, что соединение формируется благодаря эффекту узкого парогазового канала при проникновении пучка. Поры в основном материале отсутствуют и после сварки в ЗС они практически не наблюдаются. Трещины также не обнаружены. Благодаря необходимому времени излучения, которое в первом приближении определяется как отношение диаметра пучка к скорости сварки (менее 4 мс), и быстрому затвердеванию ЗС характеризируется значительным измельчением зерен (рис. 2). Резкий переход от основного металла к ЗС при незаметном направлении затвердевания на границах этих зон может свидетельствовать об отсутствии ЗТВ, что, в свою очередь, можно легко определить, например, в соединениях из стали или сплавов алюминия.

Измерения распределения твердости в поперечном направлении соединений (перпендикулярно направлению сварки) показали значительное повышение твердости в ЗС по сравнению с основным металлом (рис. 3). Такие результаты связаны не только с высоким измельчением зерен в шве, но и с увеличением выделения вторичных фаз по границам зерен и появлением интерме-



Рис. 2. Микроструктура перехода от 3С к основному металлу в соединении из разнородных сплавов АМ50–АZ91: *a* — АМ50 слева от 3С; *б* — АZ91 справа





Рис. 3. Распределение твердости в поперечном направлении соединений на разнородных сплавах, измеренное на расстоянии 1,5 мм от лицевой поверхности

таллидных соединений. Некоторые из этих факторов требуют дальнейших исследований.

Для определения изменений в химическом составе материалов, вызванных воздействием пучка, выполнены измерения распределения элементов с помощью рентгеновского микрозонда. Установлено, что благодаря очень низкой температуре кипения магния по сравнению с алюминием, процентное содержание магния в соединениях однородных сплавов слегка понизилось из-за его испарения.

Кривые напряжение–деформация соединений однородных сплавов и основных металлов приведены на рис. 4. Было отмечено, что разрушение сварных образцов всех сплавов появляется вдали от границ ЗС — в области основного металла. Как и предполагалось, соединения однородных сплавов имеют меньшее относительное удлинение при разрушении, чем основной металл. Однако значения растягивающего напряжения разные: для соединения АМ50–АМ50 напряжение разрыва меньше, а для АZ91–АZ91 больше, чем для образцов из основного металла. В соединениях разнородных сплавов образцы разрушаются со стородных сплавов образна стородных сплавов стородных сплавов стородных стородных сплавов стородных стород

роны AZ91, но и далеко от 3С. Сравнение кривых напряже-

ние – деформация для всех сварных соединений приведено на рис. 5. Согласно предположениям, значение относительного удлинения при разрушении разнородных соединений находится между значениями для соединений из хрупкого сплава AZ91 и пластичного AM50.

Поскольку разрушение сварных образцов происходит вдали от ЗС, то изображения поверхностей разрушения изделий из основного металла и образцов с соединениями, выполненными с помощью СЭМ, не отличаются между собой.



Рис. 4. Диаграммы напряжение–деформация соединений однородных сплавов: *а* — АМ50; *б* — АZ91: *1* — основной металл; 2 — соединение



Рис. 5. Диаграмма напряжение-деформация соединений однородных и разнородных сплавов: *1* — AZ91–AZ91; 2 — AZ91–AM50; *3* — AM50-AM50

Для определения коррозионных характеристик сварных соединений проведены испытания сварных образцов на коррозию (рис. 6) при погружении на 22 дня в раствор 0,15 M NaCl. Изменения внешнего вида на лицевой и обратной сторонах образцов аналогичны, поэтому на рисунке представлена только лицевая сторона. Видно, что между разнородными сплавами образуется гальваническая пара. Часть образца, выполенная из AZ91,



Рис. 6. Внешний вид прокорродированных поверхностей: *а* — после извлечения из раствора; *б* — после удаления продуктов коррозии, появившихся в результате травления с помощью H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>

AUTOMATICATICA

защищена и имеет лучшее состояние поверхности, чем у образца пары AZ91–AZ91. При этом AM50 выполняет функцию защитного электрода. Отмеченные результаты заслуживают внимания в связи с тем, что получены в условиях незначительного различия в потенциалах электродов гальванических пар. В результате дополнительных исследований [18] получены следующие результаты: для AZ91  $E_{\text{кор}} = -1,5473$ , для AM50 — -1,5826 B (по сравнению с нормальным электродом сравнения). Разница составляет приблизительно 35 мB, что не считается чрезвычайно высоким показателем для электрохимической коррозии (обычно пределом считается 50 мB).

В заключение следует отметить, что сварка CO<sub>2</sub>-лазером однородных и разнородных магниевых сплавов с одинаковыми режимами (для пластины толщиной 4,5 мм: мощность лазера 2 кВт, скорость 4 м/мин, защита — гелий, фокусное расстояние на лицевой стороне) позволила получить приблизительно одинаковые коэффициенты формы шва в 3С практически с отсутствием пористости и трещин. ЗТВ и направление затвердевания на границах 3С не определяли.

Во всех случаях наблюдается высокое измельчение зерен и выделения вторичных фаз в 3С, что повышает твердость в этих зонах.

При статических испытаниях на растяжение разрушение происходит далеко от шва (в основном металле). В шве из разнородных сплавов — со стороны хрупкого сплава АZ91. Обнаружено, что пластические свойства образцов со швами хуже, чем свойства исходных материалов.

Результаты испытаний на коррозию погружением, выполненные в растворе 0,15 M NaCl, показали, что сварка разнородных магниевых сплавов (в данном случае AZ91–AM50) повышает склонность к электрохимической коррозии, даже если разность значений потенциалов электрода невелика. Влияние самого шва весьма незначительно. Для уточнения результатов требуются дальнейшие исследования.

 Friedrich H., Schumann S. Research for a «new age of magnesium» in the automotive industry // J. Mater. Proc. Technol. — 2001. — 117. — P. 276–281.

#### ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- 2. Longworth S. J. P. The bolting of magnesium components in car engines: Diss. for University of Cambridge, 2001.
- Aghion E., Bronfin B., Eliezer D. The role of the magnesium industry in protecting the environment // J. Mater. Proc. Technol. — 2001. — 117. — P. 381–385.
- Mordike B. L., Ebert T. Magnesium. Properties applications — potential // Mater. Sci. and Eng. — 2001. — A302. — P. 37–45.
- Weishait A., Galun R., Mordike L. CO<sub>2</sub>-laser beam welding of magnesium-based alloys // Welding J. — 1998. — 77, № 4. — P. 149–154.
- Draugelates U., Schram A., Kettler C. Joining of magnesium alloys // Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. — 1999. — 30, № 10. — S. 623–627.
- CO2-laser welding of magnesium alloys / M. Dhahri, J. E. Masse, J. F. Mathieu, G. Barreau et al. // SPIE «High-power lasers in manufacturing». — 2000. — 3888. — P. 725–732.
- Laser weldability of WE43 magnesium alloy for aeronautic industry / M. Dhahri, J. E. Masse, J. F. Mathieu et al. // Proc. of the LANE 2001, Aug. 28–31, 2001, Erlangen, Germany. — P. 297–310.
- Zhao H., DebRoy T. Pore formation during laser beam welding of die-cast magnesium alloy AM60B — mechanism and remedy // Welding Res. Suppl. — 2001. — P. 204–210.
- Sun Z., Wei J., Pan D., Tan Y. K. A comparative evaluation on microstructures in TIG and laser welded AZ31 magnesium alloy // SIMTech Technical Report, PT/01/ 008/JT. — 2001. — P. 1–8.
- Laser beam welding of magnesium alloys new possibilities using filler wire and arc welding / H. Haferkamp, M. Goede, A. Bormann, P. Cordini // Proc. of the LANE 2001, Aug. 28–31, 2001, Erlangen, Germany. P. 333–338.
- Welding and weldability of AZ31B by gas tungsten arc and laser beam / S. Lathabai, K. J. Barton, D. Harris et al. // Proc. of the Magnesium Technology conf. 2003, March 2–6, 2003, San Diego. — P. 157–162.
- Watkins K. G. Laser welding of magnesium alloys // Ibid. P. 153–156.
- Stern A., Munitz A., Koln G. Application of welding technologies for joining of Mg alloys. Microstructure and mechanical properties // Ibid. — P. 163–170.
- Kalita W., Kolodziejczak P., Pokhmurska. H. Welding of Mg-based alloy AM20 by CO<sub>2</sub>-laser beam. // Proc. Intern. conf. on «Laser Technologies in Welding and Materials Processing», May 19–23, 2003, Katsiveli, Ukraine. — P. 214– 216.
- Dasgupta A. K., Mazumder J. Laser welding of AM60 magnesium alloy // Proc. of the Magnesium Technology conf. 2004, March 14–18, 2004, Charlotte, USA. — P. 43–48.
- Laser welding of magnesium-based alloys of MgAlZn group / P. Kolodziejczak, W. Kalita, J. Hoffman, A. Kolasa // Adv. in Manufacturing Sci. and Technol. — 2004. — 28, № 4. — P. 45–53.
- Properties of the butt-welded joints of CO<sub>2</sub>-laser welded Mg alloys / W. Kalita, P. Kolodziejczak, L. Kwiatkowski, J. Hoffman // Proc. of the LANE 2004, Sept. 21–24, 2004, Erlangen, Germany. — Vol. 1. — P. 317–328.

The paper presents the results of studies of laser welding of dissimilar magnesium alloys. Welding of products from MgAlZn (brittle) and MgAlMn (ductile) alloy groups was performed, using a CO<sub>2</sub>-laser of the maximum power of 2.5 kW. Sound welds were produced with almost parallel boundaries at a set speed of shielding helium feed and focal distance of the beam positioned on the metal surface. Analysis of joint microstructure, measurement of hardness distribution and element distribution in the weld cross-section allowed determination of the changes due to the beam impact and recrystallisation. Static testing for ultimate tensile strength allowed determination of the conditions, at which joints with satisfactory mechanical properties can be obtained. Data on immersion corrosion are also given.

ADDREAD CHARGES AND

Поступила в редакцию 26.01.06

# ТЕХНОЛОГИИ СОЕДИНЕНИЯ СТЕКЛА И ПРИМЕРЫ ИХ ПРИМЕНЕНИЯ

#### **Г. КЁЛЕР, Г. МЮЛЛЕР, У. БАСЛЕР, Ш. ДАМС, Р. ЛУН, С. КАШ, С. ВЕХТЕР** (Ин-т технологии соединения и контроля материалов, г. Ена, Мойзельвитц, Германия)

В Институте технологии соединения и контроля материалов исследуются различные способы соединений (диффузионная сварка, высоко- и низкотемпературная пайка, клейка, лазерная сварки и др.) с целью получения неразъемных соединений различных материалов с малой остаточной деформацией. К ним относятся оптические и технические стекла (силиконовое стекло, инфракрасные материалы, боросиликатное стекло, BK7), стеклокерамика с низким термическим расширением («Ceran», «Zerodur»), кристаллы (сапфир, CaF<sub>2</sub>, MgF<sub>2</sub>), высокотемпературная керамика (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiC), а также металлы (стали — нелегированные и легированные, драгоценные металлы, сплавы магния и титана).

ADDICATORICACIÓN

Ключевые слова: технологии неразъемного соединения, диффузионная сварка, пайка, лазерная сварка, стекло, стеклокерамика, керамика, кристаллы, металлы

Последние годы неорганические неметаллические материалы стали широко применяться в различных отраслях промышленности и экономики. Среди них наиболее популярны стекло и стеклокерамика, которые отвечают самым высоким требованиям в плане термических, химических и механических свойств. Они широко применяются в аэрокосмический технике, приборостроении, аналитической и измерительной технике, электротехнике и электронике, медицине, а также в микро- и нанотехнике. Стекло и стеклокерамика благодаря таким свойствам, как стойкость к высоким температурам, коррозионно- и износостойкость, химическая устойчивость и биологическая совместимость, во многих случаях успешно заменяют металлические материалы.

Параллельно с разработками в области неорганических неметаллических материалов выдвигаются все новые требования к производственным технологиям, что в свою очередь приводит к необходимости постоянно их совершенствовать, например технологию соединения указанных материалов.

Диффузионная сварка стекла и кристаллов. В связи с существованием множества различных комбинаций основного материала диффузионная сварка стала необходимым дополнением к существующим технологиям соединения. Она применяется, в частности, там, где традиционные способы соединения становятся несостоятельными по технологическим или экономическим причинам. Это касается в первую очередь пайки и склеивания, поскольку используемые при этом присадочные материалы могут оказывать на полученное соединение нежелательное влияние (выгазовывание, сопротивление старению, атмосферная стойкость). Отрицательным является еще и то, что для ряда соединений силикатных стекол пока не разработаны соответствующие припои. Кроме того, способы пайки и склеивания оказались непригодными для стеклокерамики и оптических стекол, поскольку отрицательно влияют на оптические свойства (трансмиссию, преломление света и пр.) основного материала.

Диффузионную сварку применяют в различных областях техники (рис. 1). Благодаря процессам диффузии, происходящим при сварке, в плоскости контакта можно получать неразъемные соединения между одно- и разнородными материалами в твердом состоянии при повышенной температуре. В результате в плоскости соединения возникает зона диффузии, свойства которой определяют несущую способность последнего. Для инициирования процессов диффузии атомы соединяемых материалов должны сближаться до межатомного расстояния, для обмена их местами необходима соответствующая тепловая энергия. Это предполагает подготовку поверхности соединения (ее очистку, защиту от окисления при сварке), изменение ее геометрии за счет давления, а также подвод необходимой тепловой энергии. Диффузионные сварные соединения наряду с плоскими могут быть конусообразными или цилиндрическими.

Теоретически с помощью диффузионной сварки можно соединять все материалы. В зависимости от их термических, физических и химических свойств используют разные способы соединения. На рис. 2 приведены условия и факторы, влияющие на процесс диффузионной сварки. В оптимальном случае граничащие поверхности приподнимаются, образуя монолитный элемент с высокой прочностью.

Диффузионная сварка кристаллов, металлов и керамики осуществляется при температуре ниже

© Г. Кёлер, Г. Мюллер, У. Баслер, Ш. Дамс, Р. Лун, С. Каш, С. Вехтер, 2006



Рис. 1. Примеры применения диффузионной сварки в оптике и измерительной технике: *a* — оптические компоненты; *б* — стеклокерамика «Ceran» и «Zerodur» для деталей измерительной техники; *в* — титровые пластины из боросиликатного стекла; *с* — оптические детали из инфракрасных стекол и марки ВК7 для аэрокосмической техники; *д* — кристаллы (фторид кальция и магния, сапфир, Nd:YAG) для микролитографии и лазерной техники

температуры плавления. Контактная поверхность на атомарном уровне образуется путем подготовки соединяемых поверхностей механической обработкой, например полированием. Благодаря воздействию температуры и давления в определенном интервале времени, а также наличию дефектов и дислокаций атомной решетки происходят процессы переноса и/или обмена атомов; при соединении стеклянных материалов, например силиконового стекла, имеют место аналогичные механизмы соединения. Дополнительно этот процесс определяется температурой превращения  $T_{g}$ , а это значит, что процесс диффузионной сварки протекает при Т<sub>о</sub>, составляющей 50...60 % температуры плавления. При этом в связи с начинающимся размягчением важное значение приобретает стабильность формы стекла, причем пластические деформации в микродиапазоне могут оказывать дополнительное положительное влияние на процесс получения соединения.

Рассмотрим практический пример изготовления элементов из инфракрасных стекол. Сваривали халькогенидные стекла IG3 и IG5, которые характеризуются высокой трансмиссией в ближнем и среднем диапазоне длины инфракрасного излучения. Этот материал в диапазоне длины из-

лучения 3...5 и 8...12 мкм пригоден для изготовления линз и окон. В связи с различным характером дисперсии при соединении этих материалов друг с другом и другими инфракрасными материалами можно добиться коррекции цвета и геометрической аберрации оптических систем в диапазоне длины инфракрасного излучения. С учетом теплофизических свойств (термическое расширение) халькогенидных стекол IG3 и IG5 диффузионная сварка выполняется в диапазоне температуры превращения  $T_g$ . Прилагаемое давление подобрано в соответствии с геометрическими особенностями:

 $\Delta \alpha (20...100) \ ^{\circ}C/IG3 - IG5 = 0,6 \cdot 10^{-6} \ K^{-1};$  $\Delta \alpha (20...100) \ ^{\circ}C/IG3 - IG5 = 0,7 \cdot 10^{-6} \ K^{-1};$  $T_g/IG3 = 275 \ ^{\circ}C;$  $T_g/IG5 = 285 \ ^{\circ}C.$ 

Исходя из термических и физических свойств материалов для каждой их комбинации изменяли параметры режима сварки — температуру, время сварки и давление.

Диффузионную сварку (рис. 3) выполняли в вакуумной печи или печи с защитным газом. Благодаря SPS-управлению можно использовать различные сварочные программы при постоянном контроле процесса с помощью компьютера. Скорость нагрева и охлаждения в зависимости от предельно допустимой термической нагрузки материала составляла 2...10 К/мин, время сварки несколько часов.

Результаты исследований, проведенных с помощью растрового электронного микроскопа, подтвердили, что зона соединения (рис. 4) нераз-



ширение) халькогенидных стекол Рис. 2. Условия и факторы, влияющие на качество соединения, полученного диффузионной сваркой

A DURANTER AND A



Рис. 3. Внешний вид (*a*) и схема (б) установки для диффузионной сварки: 1 — шаровой шарнир; 2 — пуансон; 3 — опорная пластина; 4 — изделие

личима, т. е. получено компактное соединение материала. Были исследованы его оптические свойства с точки зрения трансмиссии. В диапазоне длины излучения 3...5 мкм потерь за счет рассеяния или отражения не обнаружено.

Полученные с помощью указанного способа сварки соединения имеют следующие преимущества: выдерживают высокую предельно допустимую температурную нагрузку и механическую прочность и высокую предельно допустимую циклическую температурную нагрузку; сохраняют оптические свойства, например ультрафиолетовую проницаемость; отличаются стойкостью к старению; есть возможность получения соединений без промежуточного слоя (без внесения посторонних химических веществ) и соединений с большой площадью поверхности (плоские или фасонные).

Лазерная сварка/пайка стекла. В отличие от кварцевых боросиликатные стекла до настоящего времени нельзя было качественно сваривать лазером. Причина заключалась в различных свойствах используемых материалов (коэффициентах их расширения). Была поставлена задача — выполнить неразъемное ненапряженное соединение плоских боросиликатных стекол. Новое технологическое решение основано на гибридном процессе, сочетающем лучевую и тепловую энергию и обеспечивающем квазиненапряженное состояние полученного соединения стекла. Существенным преимуществом лазерной технологии по сравнению с обычными способами соединения является высокое качество сварного шва. Этот способ соединения плоских стекол, применяемый в различных областях техники, заслуживает особого внимания. Чтобы противодействовать высокому градиенту температуры вдоль сварного шва, воздействуют скоростным (до 3 м/с) лазерным лучом таким образом, что эффекты теплопроводности играют второстепенную роль для постоянного температурного режима. После окончания технологического процесса соединение можно подвергнуть охлаждению, что почти полностью исключает наличие напряжений.

На рис. 5 показано типичное соединение двух плоских боросиликатных стекол с коэффициентом расширения  $\alpha = 3,3 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ . Длина сварного шва составляет 100 мм, ширина — 2 мм. Легкое усиление с верхней и нижней стороны шва гарантирует наличие его высоких прочностных характеристик.

Вначале можно было выполнять швы максимальной длины 1500 мм. Длина квазидеталей не ограничена, т. е. сваривают ленты неограниченной длины. Термокамеры большого объема позволяют сваривать стеклянные изделия различной формы. Более того, путем управления температурой сварки можно соединять различные силикатные материалы.



Рис. 4. Макрошлиф зоны соединения халькогенидных стекол, полученный с помощью растрового электронного микроскопа (*a*), и оптические свойства соединения (б)

ALEURANATICALEGIAR



Рис. 5. Схема выполнения стыкового соединения плоского стекла (а) и его вид под растровым электронным микроскопом (б)



Рис. 6. Nd:YAG-лазерный сканер: a — вакуумная камера с управляемой нагревательной подложкой;  $\delta$  — рамочная структура (3×3 мм<sup>2</sup>), полученная с помощью растрового электронного микроскопа;  $\epsilon$  — макрошлиф поперечного сечения шва, паяного лазером

ENGERER NOVEMENT

Еще одним примером применения может служить лазерная пайка кремния со стеклом, которая выполняется с помощью стеклоприпоя для капсулирования микродатчиков на подложке. Для получения герметичного соединения между кремнием и стеклом стеклоприпой в виде пасты выдавливают через трафарет на подложку и при определенной температуре он плавится. Затем слой стеклоприпоя выравнивают. После размещения кремниевого кристалла и стеклоподложки на нагревательном столике соединение нагревается до температуры, ниже температуры плавления пасты. Необходимая для перехода и смачивания первичная энергия подводится лазером локально. Лазерный пучок пронизывает стекло, которое пропускает волну необходимой длины, и абсорбируется непосредственно стеклоприпоем. Благодаря теплопроводности кремний и стекло в зоне соединения подвергаются косвенному нагреву. Цель этой технологии соединения — минимизировать тепловую нагрузку всей системы. Таким образом можно получать вакуум-плотные малонапряженные соединения, причем температурная нагрузка на структуру полупроводниковых плат явно ниже температуры плавления стеклоприпоя. В соответствии с выбором стеклоприпоя и дизайном тестируемых структур аттестована технология нанесения, глазурирования и выравнивание трафаретных структур на стеклянные платы (рис. 6), чтобы гарантировать контакт всех стеклянных паяных соединений с подложкой по всей их поверхности.

Лазерная пайка выполняется в переносной вакуумной камере с защитным газом и керамической нагревательной плитой. Чтобы получить лазерное соединение с малым напряженным состоянием и без пор его подогревают до температуры 330 °С — температуры превращения стеклоприпоя. С помощью Nd: YAG-лазерного сканера каждая замкнутая печатная структура стеклоприпоя вследствие многократных быстрых проходов нагревается квазисинхронно. В качестве альтернативы можно использовать диодный лазер с фокусом определенной формы, например линейной. В этом случае облучение осуществляют в стационарном устройстве. При этом получают качественное вакуум-плотное соединение верхняя стеклянная пластинка-стеклоприпой-подложка. Исследования с целью качественной и количественной оценки полученных соединений еще не завершены. В настоящее время образцы соединения подвергают оптическим и механическим испыта-



Рис. 7. Зависимость прочности типичных клеевых соединений щелочно-силикатного стекла от вида обработки поверхности атмосферной плазмой при различных энергетических уровнях: *1* — UV-эпоксид; *2* — UV-акрилат



Рис. 8. Образцы клеевых соединений: *a* — стеклянная дверь с алюминиевой окантовкой; *б* — стеклянный уголок — фрагмент стеклянной конструкции; *в* — корпус камеры; *г* — шарик, погружаемый в воду при проведении морских исследований

ниям, а также оценивали их герметичность и уровень напряжений.

Склеивание стекла. Стекло — это материал, к технологии склеивания которого предъявляются особые требования. В оксидных и силикатных твердых телах таких, как стекло, ион кислорода является самой реакционно-активной составляюшей частью. В связи с этим имеет место взаимодействие с молекулами воды атмосферы. При этом образуется так называемый слой геля, состоящий из постоянной и временной водной оболочки. Толщина последней зависит от вида газа и соответствующей окружающей среды. Путем очистки с использованием растворителей можно лишь на некоторое время уменьшить водную оболочку, поэтому необходимы новые способы, обеспечивающие устойчивость клеевых соединений стекла к климатическому воздействию и не влияющие на прочность стеклянного тела. Свойства поверхности стекол, которые определяются в основном химическим составом, оказывают большое влияние на прочность и долговременную стойкость клеевого соединения (рис. 7). В связи с этим усиленно ведутся работы по модификации поверхности стекла. В качестве альтернативы здесь следует назвать нанесение замкнутого SiO<sub>2</sub>слоя пиросил-методом и применение различных плазменных способов соединения.

Склеивание широко применяется в стеклоперерабатывающей промышленности. Изготовление оптических приборов немыслимо без клейки. Примером может также служить изготовление композитных стеклянных дисков, многослойных безосколочных стекол, клейка автомобильных стекол и рельсового подвижного состава. Все шире применяются клеи при изготовлении мебели и производстве ванн. Для этого создаются новые клеящие вещества с улучшенными свойствами (с учетом непрерывного производства, затвердевания под действием ультрафиолетового излучения и на свету, пожелтения — реверсия цвета, устойчивости к температуре и влаге, прочности). Путем склеивания стекла со стеклом или другими материалами можно, например, изготовлять отверждаемые ультрафиолетовым излучением акрилаты с надежными и прочными соединениями. Клейка деталей, подвергаемых воздействию влаги, возможна лишь при сравнительно больших затратах и пока только клеями на основе силикона, прочность которых весьма низкая. В настоящее время разрабатывают новые клеи, которые соединят высокие прочность прежних конструкционных клеев и стойкость силиконовых клев. Клеящие и уплотняющие вещества на основе MSполимеров (жидкокристаллические или средней мягкости), в том числе упрочненные эпоксидами, имеют временное сопротивление при растяжении и сдвиге в несостаренном состоянии до 7 МПа. Чем шире ассортимент клеящих веществ, тем труднее сделать правильный выбор оптимального способа соединения в каждом конкретном случае. Поэтому, чтобы использовать преимущества технологии склеивания каждого продукта, требуется проведение опытов. Реализация конкретных технологий склеивания сложна. Она включает выбор клеящего вещества, технологии выполнения, свойств клеящего вещества в процессе промышленного производства (долговременная стабильность) и способа утилизации. Для этого требуются всесторонние исследования, основанные на полученном опыте. На рис. 8 представлены образцы отдельных клеевых соединений.

Таким образом, выполненные в Институте технологии соединения и контроля материалов с 1991 г. разработки являются предпосылкой для создания новой продукции и новых способов соединения в стекольной, метизной и керамической подотраслей промышленности.

The Institute for Joining Technology and Material Testing is active in studies of different joining methods (diffusion bonding, brazing, soldering, adhesive bonding, laser welding, etc.) aimed at producing permanent joints in different materials with low residual strain. They include optical and technical glasses (silicon glass, infrared materials, borosilicate glass, VK7), glass ceramics with low thermal expansion (CERAN, ZERODUR), crystals (sapphire, CaF<sub>2</sub>, MgF<sub>2</sub>), high-temperature ceramics (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiC), and metals (unalloyed and alloyed steels, precious metals, magnesium and titanium alloys, non-ferrous metals).

Поступила в редакцию 29.10.2005



# ИСТОЧНИКИ ПИТАНИЯ С УЛУЧШЕННЫМИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ ДЛЯ ДУГОВОЙ СВАРКИ НА ПЕРЕМЕННОМ ТОКЕ

**И. И. ЗАРУБА**, д-р техн. наук, **В. В. ДЫМЕНКО**, **В. В. АНДРЕЕВ**, кандидаты техн. наук, **А. Ф. ШАТАН**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены особенности работы источников питания переменного тока с тиристорным регулированием, обеспечивающие высокую стабильность процесса и качество формирования сварных соединений. Приведены данные по сварке переменным током, в том числе корневых швов стыковых соединений труб.

ALGURAMATURAGARI

Ключевые слова: дуговая сварка, переменный ток, покрытые электроды, сварочный трансформатор, тиристорное регулирование, магнитное дутье, стабильность процесса сварки, трубопровод, корневой шов, стыковое соединение, испытания

Для ручной сварки ответственных соединений обычно применяют электроды типа УОНИ-13/45, ВИ-10-6 и другие, обеспечивающие необходимое качество и достаточно высокую устойчивость процесса сварки только на постоянном токе. Однако последняя характеризуется таким отрицательным явлением, как магнитное дутье, которое является следствием взаимодействия собственного магнитного поля дуги и поля сварочного контура. При этом дуга горит неустойчиво, произвольно перемещаясь с кромки на кромку, несмотря на всевозможные манипуляции, осуществляемые даже квалифицированным сварщиком, что приводит к неудовлетворительному формиро- ванию металла шва. Особые затруднения наблюдаются при выполнении первого шва стыкового соединения (с разделкой кромок или в щелевой зазор). Электромагнитная сила, действующая на дугу, пропорциональна квадрату сварочного тока и зависит от размеров конструкций свариваемых деталей и положения токоподвода по отношению к сварочной дуге. Магнитное дутье ограничивает применение высокопроизводительных режимов при сварке на постоянном токе.

Самое простое и надежное средство борьбы с магнитным дутьем при сварке — применение переменного тока. В этом случае электромагнитная сила, действующая на сварочную дугу, определяется результирующим магнитным потоком, равным геометрической сумме магнитных потоков сварочного и вихревых токов, индуцируемых в массе основного металла. Так как составляющие этих потоков находятся почти в противофазе, то результирующее значение их невелико, поэтому проявление магнитного дутья значительно ослабляется по сравнению с постоянным током. Оно становится незаметным даже при очень больших сварочных токах (до 2000 А). Таким образом, в случае использования переменного тока можно применить более производительные режимы сварки. Известны и другие преимущества переменного тока. Например, сварка в этом случае значительно экономичнее с точки зрения расхода электроэнергии: КПД сварочных трансформаторов, как правило, выше, чем у источников питания постоянного тока. Сварочные трансформаторы имеют простое устройство, требуют минимального ухода и текущего ремонта, поэтому расходы на их эксплуатацию и обслуживание сравнительно невелики.

По своему технологическому воздействию на ванну переменный ток подобен модулированному току частотой 50 Гц. Структура металла сварного шва получается более мелкозернистая, качество сварного шва на переменном токе лучше, чем при сварке на постоянном токе электродами одной и той же марки. При сварке на переменном токе алюминия и его сплавов неплавящимся вольфрамовым электродом в инертных газах и их смесях большое значение имеет также процесс очищения свариваемого изделия от оксидных пленок. Поэтому аргонодуговая сварка алюминия неплавящимся электродом производится только на переменном токе. Однако несмотря на определенные преимущества последнего, его применение недостаточно используется в сварочной практике, особенно при выполнении ответственных сварных соединений, в том числе сопровождающихся необходимостью выполнения корневых и других типов швов. Это связано с низкой устойчивостью горения дуги переменного тока, обусловленной изменением полярности, погасанием и зажиганием дуги (100 раз в секунду при частоте 50 Гц), а также отрицательным влиянием переноса металла в этих условиях.

<sup>©</sup> И. И. Заруба, В. В. Дыменко, В. В. Андреев, А. Ф. Шатан, 2006

Исследования, выполненные в ИЭС им. Е. О. Патона, и разработанное специальное устройство стабилизации горения дуги (УСГД) [1] позволяют преодолеть этот недостаток. Благодаря современной полупроводниковой элементной базе УСГД являются недорогими малогабаритными устройствами, легко размещаемыми в кожухе любого сварочного трансформатора [2]. Разработаны новые типы трансформаторов с УСГД [3, 4], которые, используя все качества источника питания переменного тока, по сварочно-технологическим возможностям не уступают сварочным выпрямителям и обеспечивают сварку с использованием практически любых электродов, предназначенных как для переменного, так и для постоянного тока.

Как показали опыты [5, 6], при питании дуги переменным током с подключением УСГД напряжение холостого хода U<sub>х.х</sub> сварочного трансформатора может быть уменьшено вплоть до 37 В. Однако при этом уменьшаются амплитудное значение напряжения холостого хода и скорость его нарастания до напряжения зажигания, что неблагоприятно с точки зрения обеспечения надежного повторного зажигания дуги и стабильности процесса. Кроме того, в наиболее распространенных простых трансформаторах с механическим регулированием сварочного тока (перемещаемый магнитный шунт или подвижные обмотки) при снижении U<sub>х х</sub> внешняя вольт-амперная характеристика источника питания становится более пологой, возрастает ток короткого замыкания и соответственно разбрызгивание металла, уменьшается угол сдвига фаз между напряжением  $U_{x,x}(t)$  и током  $i_{cB}(t)$ , что также нежелательно с точки зрения обеспечения устойчивости процесса [7]. Поэтому понижение U<sub>x,x</sub> менее 45 В нецелесообразно в трансформаторах, рассчитанных на номинальный ток до 300 А. При  $U_{\rm x,x}$  = 45 В заметно сокращается расход активных материалов, идущих на изготовление трансформатора, снижается масса и габаритные размеры, повышается КПД [2].

Серийные трансформаторы с механическим регулированием режима сварки имеют, как правило, два диапазона сварочного тока, получаемого переключением пар катушек первичных и вторичных обмоток. В диапазоне малых токов катушки включаются последовательно, больших — параллельно. В первом случае значение магнитной индукции в сердечнике трансформатора практически в 2 раза ниже, чем во втором, т. е. в диапазоне малых токов магнитопровод трансформатора оказывается недогруженным. Переключатели диапазонов сварочного тока, которыми снабжены трансформаторы, часто выходят из строя, снижая надежность оборудования. Механическое регулирование не позволяет осуществлять такие манипуляции режимом работы, как например, модуляция сварочного тока, «горячий» или «холодный» старты и пр. Поэтому совершенствование сварочных трансформаторов в первую очередь связано с переходом от механического к электронному регулированию, которое дает возможность в одном диапазоне получить требуемый сварочный ток при неизменном значении магнитной индукции в сердечнике трансформатора. Одним из наиболее важных преимуществ такого регулирования является его быстродействие, благодаря чему можно существенно расширить технологические возможности трансформатора путем дозирования энергии, поступающей в дугу, в том числе и в переходных процессах, вызванных переносом металла.

Первые сварочные трансформаторы с устройствами тиристорного регулирования тока появились в 1980-х годах [8]. Для регулирования тока в первичные либо вторичные цепи трансформатора включали два тиристора, соединенные между собой встречно-параллельно. По сравнению с амплитудным регулированием тиристорные трансформаторы не обеспечивают получения непрерывного тока во вторичной цепи, что нежелательно с точки зрения стабильности процесса. При сварке под флюсом мощными закрытыми дугами ванна расплавленного металла, изолированная от окружающей среды, имеет большую тепловую инерционность, поэтому достаточно устойчивый процесс можно получить при питании дуги от трансформаторов ТДФЖ-1002, ТДФЖ-2002 с тиристорным регулированием в первичной цепи.

При сварке менее мощными открытыми дугами (например, покрытыми электродами или в защитных газах) получить стабильный процесс практически невозможно. В этом случае используют метод так называемой активной подпитки дуги от вспомогательного источника тока небольшой мощности или другие варианты поддержания дугового разряда [8]. Для поддержания стабильного горения дуги при ручной дуговой сварке покрытыми электродами достаточно, чтобы ток «подпитки» находился в пределах 10...35 А (в зависимости от диаметра электрода и режима сварки).

В ИЭС им. Е. О. Патона предложены и исследованы две схемы сварочных трансформаторов с тиристорным управлением. В первой из них силовой и вспомогательный трансформаторы выполнены в виде отдельных узлов (рис. 1). Вторая схема построена на базе единого трансформатора, имеющего силовые и вспомогательные обмотки.

Источник питания (см. рис. 1) состоит из основного (силового) трансформатора *T1*, рассчитанного на номинальную нагрузку, и вспомогательного *T2*, который выполнен с развитым рассеянием и может длительно работать в режиме короткого замыкания. Важным узлом источника является тиристорный коммутатор *TK* с блоком управления. Внешние вольт-амперные статические характеристики такого комбинированного ис-

AUTOMATICATION



Рис. 1. Блок-схема источника питания переменного тока с тиристорным регулированием (обознач. см. в тексте)

точника питания имеют две ветви. Одна соответствует основному силовому трансформатору и отличается сравнительно небольшим напряжением холостого хода ( $U_{x,x} = 40...45$  В) и достаточно большим током короткого замыкания ( $I_{\kappa,3} = 1, 5...1, 8I_{HOM}$ ). Вторая (крутопадающая) соответствует работе вспомогательного источника питания ( $U_{\rm x.x}$  = = 35...40 В, I<sub>к.3</sub> = 25...30 А). Таким образом, суммарное напряжение холостого хода обеих ветвей находится в пределах 80 В. Источник работает следующим образом. В процессе сварки в момент прохождения тока через нуль тиристорный коммутатор закрывается. На разрядном промежутке возникает бросок напряжения, способствующий надежному повторному зажиганию дуги. Когда блок управления вырабатывает управляющий импульс, тиристорный коммутатор открывается и сварочный ток возрастает, так как питание дуги теперь осуществляется от основного источника с пологой характеристикой, невысоким напряжением холостого хода и значительным током короткого замыкания. Плавное изменение режима в широких пределах достигается путем регулирования угла отпирания тиристоров.

На рис. 2, *а* приведена фазовая траектория, представляющая зависимость скорости изменения сварочного тока  $di_{\rm CB}/dt$  от значения этого тока. Внешние ветви фазовой траектории соответству-

#### ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

ют горению дуги в рабочем режиме, внутренние — горению дуги при закрытом коммутаторе. Участки с низкими значениями  $di_{\rm CB}/dt = f(i_{\rm CB})$  соответствуют закрытому состоянию *TK*. С его открытием внутреннее сопротивление всего источника резко уменьшается, а ток, и, следовательно,  $di_{\rm CB}/dt$  резко увеличиваются. Для сравнения на рис. 2,  $\delta$  приведена фазовая траектория  $di_{\rm CB}/dt =$  $= f(i_{\rm CB})$ , полученная при сварке от обычного сварочного трансформатора.

При закрытом *ТК* возрастает суммарная индуктивность сварочного контура и сдвиг фаз между током дуги и напряжением холостого хода источника питания, имеющего при этом достаточно высокое амплитудное значение. Все это способствует надежному повторному зажиганию дуги и росту коэффициента стабильности ее горения [7].

Регулируя сопротивление короткого замыкания основного *T1* и вспомогательного *T2* трансформаторов, можно формировать статические и динамические характеристики источника питания в широком диапазоне. Расчеты показывают, что подобные источники питания целесообразно выпускать на номинальный ток до 500 А.

Применение «подпитки», как и в случае с использованием УСГД, позволяет снизить напряжение холостого хода основного сварочного трансформатора. Однако при этом следует учитывать, что нарушение стабильности процесса сварки при питании переменным током [7, 9] связано с изменением полярности и с характером переноса металла, а также моментом отрыва капли в течение полупериода. Особенно опасны крупные капли, отрывающиеся от электрода на спаде полупериода синусоиды сварочного тока. Они могут настолько деионизировать столб дуги, что после изменения полярности дуга повторно уже не возбудится и процесс сварки будет прерван. Скоростная киносъемка процесса сварки и синхронное осциллографирование показали, что крупные капли переходят в ванну расплавленного металла преимущественно в конце полупериода на спаде синусоиды тока, когда электромагнитные силы



Рис. 2. Фазовые траектории  $di_{\rm CB}/dt = f(i_{\rm CB})$ , полученные от источника питания переменного тока с тиристорным регулированием (*a*) и от традиционного сварочного трансформатора (*б*)





Рис. 3. Блок-схема источника питания ТДТ-251 У2 (БРРС — блок регулирования режима сварки, остальные обозначения см. в тексте)

уменьшаются до минимума и преобладает действие силы тяжести совместно с силами поверхностного натяжения. Под действием этих сил капля провисает вдоль оси электрода, а ванна выравнивается и подплывает под электрод с каплей. Поэтому перенос металла при этом весьма часто сопровождается короткими замыканиями дугового промежутка [10], что для тиристорно регулируемых трансформаторов крайне неблагоприятно. Если включение тиристорного ключа при изменении полярности и переходе источника питания на рабочий режим совпадает с коротким замыканием дугового промежутка, в цепи происходит бросок тока, вызывающий взрыв перемычки между каплей и ванной расплавленного металла и выброс капли за пределы шва. Потери металла резко возрастают и разбрызгивание его может превысить 30...35 %, что совершенно недопустимо по технологическим соображениям. В этом случае следует стремиться к тому, чтобы при разрыве перемычки ток был как можно меньше. При коротком замыкании, вызванном переносом металла, режим горения вспомогательной (низкоамперной) дуги необходимо продлить, а переключение на рабочий режим (большой ток) осуществить только после разрушения жидкой перемычки. Такой алгоритм должен быть заложен в схему управления тиристорным коммутатором.

Таким образом, при разработке тиристорных трансформаторов с УСГД появляются два обязательных требования, которые должны удовлетворяться схемой управления:

импульс энергии, вырабатываемый УСГД для повторного возбуждения дуги, необходимо подавать в разрядный промежуток не только при из-

A DURANTINA AND A

менении полярности, но и при любых обрывах дуги в процессе сварки;

при коротком замыкании, вызванном переносом металла крупными каплями на спаде синусоиды тока, включение тиристоров в следующем полупериоде должно быть задержано до момента разрыва перемычки между электродом и ванной расплавленного металла в режиме «подпитки» дуги.

На рис. 3 показана блок-схема разработанного в ИЭС им. Е. О. Патона сварочного трансформатора с тиристорным управлением, который представляет собой модификацию рассмотренного выше источника питания, два трансформатора в котором практически совмещены. На общем магнитопроводе расположены первичная I и четыре секции вторичной обмотки (II, III — соответственно вспомогательная и основная, IV — обмотка питания УСГД, V — обмотка питания блока управления тиристорами). Регулирование сварочного тока осуществляется с помощью силовых тиристоров VS1, VS2, которые на интервале открытого состояния шунтируют собой секцию ІІ и дроссель *L1*. При полностью открытых тиристорах сварочный ток максимальный, при закрытых минимальный. Значение тока определяется индуктивностью рассеяния обмоток III и II и параметрами дросселей L1, L2. Дроссель L2 вводится в сварочный контур только в том случае, если индуктивность рассеяния силовой обмотки трансформатора недостаточна для получения требуемого значения тока короткого замыкания.

Управляя работой тиристоров, можно регулировать ток в переходных процессах, вызванных переносом металла как в начальной стадии замыкания дугового промежутка, так и в момент разрушения жидкой перемычки, что способствует снижению разбрызгивания электродного металла и улучшению формирования шва.

Сварка покрытыми электродами во всех пространственных положениях, кроме нижнего, благодаря периодическому манипулированию электродом, осуществляемому сварщиком, проводится со своеобразной модуляцией тока. При перемещении электрода его торец на какое-то время отводится от ванны, дуга удлиняется, ток уменьшается и расплавленный металл не растекается на вертикальной или наклонной поверхности. Однако в этом случае часть энергии дуги бесполезно расходуется на разогрев металла в околошовной зоне, а расплавленный металл ванны периодически остается незащищенным, что ухудшает качество сварного шва. В случае модуляции сварочного тока, осуществляемой путем тиристорного регулирования, дуга все время остается над ванной расплавленного металла, обеспечивая его защиту и при остывании металла шва, когда сварочный ток уменьшается. Модуляция сварочного тока существенно улучшает качество сварного шва, хотя

и требует определенных навыков от сварщика, которые приобретаются за очень короткое время. Как показал эксперимент, при сварке покрытыми электродами частоту модуляции следует выбирать в диапазоне 0,5...5,0 Гц, ток импульса 100...275 A, ток паузы 50 A.

В рассматриваемом источнике предусмотрены режимы «горячего» и «холодного» стартов. Для надежного начального зажигания дуги и получения требуемого проплавления корня шва применяется «горячий» старт — повышение тока в момент касания электрода с изделием в начале сварки. Он достигается путем полного открытия тиристоров на 5...10 полупериодов тока. Во избежание прожога изделия и разрушения электрода при сварке неплавящимся электродом используется «холодный» старт — понижение тока до минимального (около 50 A) при зажигании дуги контактным способом. Осуществляется он путем запирания тиристоров на 5...10 периодов тока с последующим переходом к заданному сварочному току.

Технологические испытания разработанного тиристорного трансформатора проводили по ГОСТ 25616-83, дополнительно оценивали устойчивость горения дуги. В основном применяли две марки покрытых электродов: УОНИ-13/45 — электроды с фтористо-кальциевым покрытием (для постоянного тока) и MP-3 — с рутиловым покрытием (для переменного тока). Использовали и другие электроды, например, ВИ-10-6, ОЗЛ-8 и пр. Сравнение на тех же режимах проводили при сварке от сварочного генератора ПСО-300. Установлено, что швы, полученные при питании сварочной дуги от тиристорного трансформатора, практически ничем не отличались от швов, выполненных при сварке постоянным током. Новый тиристорно регулируемый трансформатор ТДТ-251У2 (рис. 4) обеспечил высокую стабильность процесса сварки как электродами для переменного тока, так и для постоянного, ничем не уступая по этому показателю сварочным выпрямителям и генераторам [9, 11]. Преимущества ТДТ-251У2 перед сварочными источниками питания постоянного тока (генераторами и выпрямителями) заключаются в возможности обеспечить качественную сварку корневых швов в узкой разделке и в других сложных условиях, когда возникает опасность появления магнитного дутья.

Функциональные возможности источника питания типа ТДТ позволяют вести качественную сварку покрытыми электродами любых марок, предназначенными для сварки переменным и постоянным током.

#### Основные технические характеристики ТДТ-251У2

Напряжение питания сети, В	80
Номинальный сварочный ток, А	
(при ПН = 20 %) 2	250
Первичный ток при номинальном	
сварочном токе, А 3	51

Диапазон регулирования сварочного	
тока, А	50275
Напряжение холостого хода	
силовой обмотки, В	45±4
Ток холостого хода, А, не более	4
Номинальное рабочее напряжение, В	30
Номинальная мощность, кВ·А, не более	11,43
КПД, %, не менее	80
Коэффициент мощности, не менее	0,82
Масса, кг, не более	45

Источник обеспечивает сварку плавящимися электродами углеродистых, некоторых нержавеющих сталей (электродами ОЗЛ-8), чугуна (электродами ЦЧ-4), а также сварку неплавящимся электродом нержавеющих сталей, алюминия и его сплавов в аргоне.

Были проведены производственные испытания нового источника питания типа ТДТ -251У2 с УСГД при сварке стыков трубных заготовок двух типоразмеров на приведенных ниже режимах:

образец (рис. 5, а). Диаметр трубы 114 мм, толщина стенки 10 мм, скос кромок 70°, притупление 2 мм, зазор до 3 мм, материал — сталь Ст3сп. Сварку производили электродами УОНИ-13/45. Режимы сварки:

а) корневой шов выполняли модулированным переменным током. Частота модуляции 0,5 Гц, длительности импульса и паузы равны, значение тока импульса 110 и паузы 50 А, напряжение на дуге 22...25 В. Диаметр электрода 3 мм;

б) заполняющий шов выполняли переменным током без модуляции. Сварочный ток 140 А, напряжение дуги 24...26 В, диаметр электрода 4 мм;

в) облицовочный шов выполняли переменным током без модуляции: сварочный ток 150 А, напряжение дуги 25...26 В, диаметр электрода 4 мм;

образец (рис. 5, б). Диаметр трубы 57 мм, толщина стенки 4 мм, скос кромок 70°, зазор 2 мм, материал — сталь Ст3сп. Режимы сварки:

а) корневой шов: ток импульса 95...98, паузы
50 А, напряжение дуги 24 В, частота модуляции
1 Гц, диаметр электрода 3 мм;



Рис. 4. Внешний вид ТДТ- 251У2

ADDREAD ADDREAD



Рис. 5. Макрошлиф стыкового соединения труб диаметром 114 (*a*) и 57 мм (*б*)

б) облицовочный шов: ток импульса 110...115 А, напряжение дуги 24...25 В, диаметр электрода 3 мм.

Рентгенконтроль показал пригодность образцов для эксплуатации. Источник ТДТ -251У2 был также успешно испытан при сварке алюминиевых пластин неплавящимся вольфрамовым электродом в аргоне.

Таким образом, разработанный трансформатор с тиристорным регулированием позволяет вести следующие процессы:

сварку покрытыми электродами углеродистых сталей (в том числе с основным покрытием типа УОНИ-13/45, УОНИ-13/55 и пр.), нержавеющих и специальных сталей (ОЗЛ-8, ОЗЛ-26, ЦЛ-34 и пр.), чугуна (ЦЧ-4);

аргонодуговую сварку неплавящимся электродом нержавеющих сталей, алюминия и его сплавов в тех случаях, когда допускается начальное зажигание дуги контактным способом;

сварку корневых, вертикальных и горизонтальных швов.

Кроме того, ТДТ-251У2 обеспечивает также следующие функции:

плавную регулировку (местную и дистанционную) сварочного тока в одном диапазоне;

импульсную стабилизацию горения дуги; модуляцию сварочного тока;

установку перед сваркой (в зависимости от режима и диаметра электрода) необходимого тока короткого замыкания;

«горячий» (при сварке плавящимся электродом) и «холодный» (при сварке неплавящимся электродом) старты;

плавный выход на режим в начале сварки и заварку кратера в конце сварки; продувку защитного газа после окончания сварки;

формирование различных внешних статических характеристик: от пологопадающей до штыковой.

К положительным качествам ТДТ следует отнести его технологическую многофункциональность. В нем до некоторой степени объединены возможности источников питания переменного и постоянного тока.

Отсутствие подвижных частей в ТДТ существенно повышает его эксплуатационную надежность. Стоимость блока управления компенсируется экономией электротехнических материалов при изготовлении ТДТ и электроэнергии при его эксплуатации, а также более высокими технологическими показателями по сравнению с традиционными сварочными трансформаторами и выпрямителями.

Источник питания типа ТДТ может найти применение при производстве и монтаже металлоконструкций, прокладке трубопроводов и пр., что позволяет рекомендовать его для сварки покрытыми электродами корневых и других типов сварных швов на изделиях ответственного назначения.

- 1. Заруба И. И., Дыменко В. В. Стабилизаторы горения дуги переменного тока с двойным управлением // Автомат. сварка. — 1982. — № 5. — С. 43–46.
- Заруба И. И., Дыменко В. В., Болотько В. И. Сварочные трансформаторы с устройствами стабилизации горения дуги // Там же. — 1989. — № 10. — С. 46–51.
- Заруба И. И., Андреев В. В., Дыменко В. В. Усовершенствование трансформаторов для ручной дуговой сварки // Там же. — 2001. — № 3. — С. 45–48.
- Трансформаторы для дуговой сварки с устройствами стабилизации горения дуги / Б. Е. Патон, И. И. Заруба, В. В. Андреев и др. // Сварщик. — 2002. — № 2. — С. 8–11.
- 5. Пентегов И. В., Дыменко В. В., Склифос В. В. Сварочные источники питания с импульсным поджигом дуги // Автомат. сварка. 1994. № 7. С. 36–39.
- Заруба И. И., Андреев В. В., Дыменко В. В. Повышение технологической эффективности и экономичности сварочных трансформаторов // Материалы междунар. конф. «Сварка и родственные технологии 2002». — Киев, 2002. — С. 19–20.
- Заруба И. И., Дыменко В. В. Влияние капельного переноса металла на устойчивость сварочной дуги переменного тока // Автомат. сварка. — 1983. — № 12. — С. 14–20.
- Оборудование для дуговой сварки: Справ. пособие / Под ред. В. В. Смирнова. — Л.: Энергия, 1986. — 657 с.
   Zaruba I. I., Andreev V. V., Dymenko V. V. Einege Wege zur
- Zaruba I. I., Andreev V. V., Dymenko V. V. Einege Wege zur Verbesserung des. MAG-Schweiβprozesses // ZIS Mitteilungen. — 1982. — № 6. — S. 592–601.
- 10. Заруба И. И., Дыменко В. В., Баргамен В. П. Сварка переменным током в углекислом газе // Автомат. сварка. 1973. № 10. С. 64–68.
- Заруба И. И., Андреев В. В. Пути улучшения тиристорных источников питания // Сварщик. — 1998. — № 2. — С. 20–21.

Considered are the features of operation of a.c. power sources with thyristor control, providing a high stability of the process and quality of welded joint formation. Data are given on a.c. welding, including root welds of pipe butt joints.

Поступила в редакцию 15.02.2006

# О НАГРЕВЕ И УСКОРЕНИИ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ ИМПУЛЬСНОЙ ПЛАЗМОЙ

Чл.-кор. НАН Украины **М. Л. ЖАДКЕВИЧ, Ю. Н. ТЮРИН**, д-р техн. наук, **О. В. КОЛИСНИЧЕНКО**, канд. техн. наук, **В. М. МАЗУНИН**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследован теплообмен между ударно-сжатым слоем импульсной плазмы и частицей никеля размером 60 мкм. Проведен численный анализ характеристик импульсной плазмы, формируемой в плазменно-детонационном ускорителе. Определено влияние различных составляющих теплообмена при нагреве частицы в импульсной плазме. Показано влияние радиационного теплообмена на нагрев дискретных частиц и напыляемой поверхности.

Ключевые слова: плазменно-детонационное напыление, импульсная плазма, дисперсная частица, теплообмен, тепловой поток, излучение

Разнообразие технических решений плазменных ускорителей, большой энергетический диапазон режимов их работы, регулирование состава рабочей смеси создают широкие возможности для применения подобных устройств в технологических процессах обработки поверхности и нанесения покрытий. Одним из примеров их реализации являются плазменно-детонационные генераторы [1], преимущества которых перед дуговыми плазмотронами постоянного тока и детонационно-газовыми установками заключаются в возможности ускорения частиц до значительно больших скоростей, при этом плотность и температура импульсной плазмы достаточно высоки для быстрого нагрева дискретных частиц тугоплавких сплавов и оксидов.

Для определения температуры частиц необходимо оценить вклад различных составляющих теплообмена при их нагреве импульсным потоком плазмы, генерируемой при разряде емкостных накопителей энергии по продуктам детонации горючей смеси ( $C_3H_8$ ,  $O_2$ ,  $N_2$ ). Такая оценка невозможна без комплексного решения задачи об определении тепловых и газодинамических характеристик сверхзвукового потока плазмы, а также эффективности передачи энергии поверхности напыляемой частицы.

С помощью математической модели, описанной в работе [2], проведены расчеты характеристик импульсной плазмы, генерируемой плазменно-детонационным ускорителем, со следующими параметрами электроразрядного контура: индуктивность цепи L = 15 мкГн, емкость конденсаторной батареи C = 800 мкФ, напряжение на обкладках конденсатора U = 3,2 кВ. При этом длина ускорителя составляла 0,3 м, а зазор между коаксиальными электродами 8 мм. В ходе расчетов плазменно-детонационного ускорителя получены следующие параметры ударно-сжатого слоя плазмы: скорость 4,6 км/с, плотность 8,5 кг/м<sup>3</sup>, давление 23 МПа и температура плазмы непосредственно за детонационной волной 14400 К. Эти результаты коррелируют с экспериментальными данными по исследованию энергетических параметров импульсной плазмы, формируемой плазменно-детонационным ускорителем [3].

Предполагается, что передача энергии от импульсной плазмы к дисперсным частицам в основном осуществляется их ускорением и нагревом в области ударно-сжатой плазмы, следующей за ударной волной [4]. Для оценки эффективности воздействия ударно-сжатой плазмы на дисперсную частицу принимаем следующие допущения: дистанция изменения параметров течения плазмы значительно выше диаметра частиц и расстояний между ними; частицы сферические; материал частиц не вступает в химические реакции с плазмой; отсутствует диспергирование и столкновение частиц. Ударно-сжатая плазма рассматривается как сплошная среда, характеризующаяся определенными значениями теплофизических параметров. Температура, плотность, давление в ударно-сжатом слое плазмы постоянны. Длину ударно-сжа-



Изменение температуры частиц, движущихся в ударно-сжатом слое импульсной плазмы:  $I - Q_k$ ;  $2 - Q_k + Q_l$ 

AUTOCOCOCHIERCOCO

<sup>©</sup> М. Л. Жадкевич, Ю. Н. Тюрин, О. В. Колисниченко, В. М. Мазунин, 2006

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

того слоя плазмы оценивают по методике, приведенной в работе [5].

Рассмотрим газодинамическое воздействие потока плазмы на сферическую частицу. Уравнение движения частицы под действием силы аэродинамического сопротивления может быть записано следующим образом:

$$m_p \frac{du_p}{dt} = \rho_0 \frac{\gamma + 1}{\gamma - 1} \frac{(u_g - u_p)^2}{2} C_d \frac{\pi d_p^2}{4},$$
<sup>(1)</sup>

где  $m_p$ ,  $u_p$  — соответственно масса и скорость частицы;  $\rho_0$  — начальная плотность газа;  $d_p$  диаметр частицы;  $C_d$  — коэффициент лобового сопротивления частицы. Для его определения используем следующую критериальную зависимость [6]:

$$C_d = \frac{24}{\text{Re}} \left( 1 + \frac{3}{20} \sqrt{\text{Re}} + \frac{11}{600} \text{Re} \right), \tag{2}$$

где Re — число Рейнольдса.

Расчеты с помощью приведенной модели показывают, что при указанных выше параметрах ускорителя сферическая частица никеля диаметром 60 мкм за время 4.10<sup>-5</sup> с ускоряется ударно-сжатой плазмой до скорости 780 м/с и взаимодействует с ударно-сжатым слоем на длине 25...35 мм.

Оценим тепловое воздействие ударно-сжатой плазмы на дисперсную частицу никеля. Для расчета температурного поля в сферической частице, движущейся в сверхзвуковом потоке плазмы, можно использовать нестационарное уравнение теплопроводности:

$$c_p(T)\rho_p \frac{\partial T_p}{\partial t} = \frac{1}{r_p^2} \frac{\partial}{\partial r_p} \left( r_p^2 \lambda_p(T) \frac{\partial T_p}{\partial r_p} \right), \tag{3}$$

где  $T_p(\rho_p, t)$  — пространственно-временное распределение температуры;  $r_p$  — расстояние до центра частицы;  $c_p(T)$ ,  $\rho_p$ ,  $\lambda(T)$  — эффективная теплоемкость, плотность и коэффициент теплопроводности материала частицы.

Начальные и граничные условия для уравнения (3) задаются в виде:

$$\frac{\partial T_p}{\partial r_p}\Big|_{r_p=0} = 0; \ T_p(r_p, 0) = T_p^0; \ (\lambda_p \frac{\partial T_p}{\partial r_p})\Big|_{r_p=\frac{d_p}{2}} = Q,$$

где  $T_p^0$  — начальная температура частицы; Q — тепловой поток в частицу.

Интегрируя уравнение (3) в пределах от 0 до *r<sub>p</sub>*, получаем

$$m_p c_p \frac{dT}{dt} = 4\pi r^2 Q. \tag{4}$$

A DURDANDENDERGENAS

Для расчета теплового потока в частицу в условиях газотермического напыления покрытий, как правило, используют только конвективную составляющую теплового потока [7, 8], что допускается при температуре газа ниже 4000 К.

Плазменно-детонационный ускоритель генерирует ударно-сжатую плазму, где температура превышает 8000 К, следовательно, совместно с конвективной необходимо учитывать и радиационную составляющую теплообмена. Представим тепловой поток в частицу как сумму двух составляющих:

$$Q = Q_k + Q_l, \tag{5}$$

где  $Q_k$  — конвективная составляющая теплового потока в дисперсную частицу, определяется следующим соотношением:

$$Q_k = \alpha (T_g - T_p), \tag{6}$$

 $Q_l$  — радиационная составляющая, рассчитывается по следующей зависимости:

$$Q_l = \xi \sigma_0 (T_g^4 - T_p^4). \tag{7}$$

В уравнениях (6), (7)  $\alpha$  — коэффициент теплообмена;  $T_g$ ,  $T_p$  — температура соответственно плазмы и частицы;  $\xi$  — усредненная по спектру теплового излучения приведенная степень черноты материала частицы;  $\sigma_0$  — постоянная Стефана– Больцмана.

Коэффициент теплообмена рассчитывается следующим образом:

$$\alpha = \frac{\lambda_g(T) \mathrm{Nu}}{d_p},\tag{8}$$

где  $\lambda_g(T)$  — теплопроводность плазмы; Nu — число Нуссельта [9]. Коэффициент теплообмена (8) может быть рассчитан на основе критериальной зависимости [10]:

$$Nu = 2exp(-M) + 0.459Re^{0.55}Pr^{0.33},$$
 (9)

где М — число Маха; Pr — число Прандтля [6].

На рисунке приведено изменение температуры частицы, нагреваемой ударно-сжатой импульсной плазмой, с учетом радиационной и конвективной составляющей теплообмена. Расчетные данные получены в результате численного решения уравнения (4) с учетом (5)-(9). Анализ полученных данных показывает, что при температуре плазмы выше 8000 К необходимо учитывать радиационную составляющую теплообмена. Температура частицы при учете нагрева от конвективного и радиационного нагрева выше на 10 %. Необходимо отметить, что влияние радиационного теплообмена на нагрев частицы начинается на этапе формирования плазмы в ускорителе, тогда как конвективный теплообмен действует только при прохождении ударно-сжатого слоя через облако частиц.

• КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

В заключение можно отметить, что существенную роль в теплообмене импульсной плазмы с напыляемой частицей играет радиационный теплообмен. В частности, при напылении никелевых частиц диаметром 60 мкм радиационная составляющая теплообмена увеличивает температуру частицы более чем на 10 %. При этом время нахождения частицы в ударно-сжатой плазме составляет  $4 \cdot 10^{-5}$  с, а ее ускорение до скорости 780 м/с происходит на пути длиной 25...35 мм.

- Ющенко К. А., Борисов Ю. С., Тюрин Ю. Н. Плазменно-детонационные процессы формирования потоков энергии и их взаимодействие с металлической поверхностью // Физика и техника плазмы: Сб. науч. тр. — Минск, 1994. — Т. 2. — С. 284–287.
- Погребняк А. Д., Тюрин Ю. Н. Модификация свойств материалов и осаждение покрытий с помощью плазменных струй // Успехи физ. наук. — 2005. — 175. — С. 520–522.
- 3. Tyurin Y. N., Pogrebnjak A. D. Advances in the development of detonation technologies and equipment for coating deposi-

tion // Surface and Coatings Technol. — 2000. — **111**. – C. 269–275.

- Ускорение микрочастиц в электротермическом ускорителе с мультиразрядной схемой разрядного узла / Э. Я. Школьников, М. Ю. Гузеев, С. П. Масленников, А. В. Чеботарев // Приборы и техника эксперимента. — 2000. — № 6. — С. 130–135.
- 5. Особенности движения токовой оболочки и ударной волны в импульсном ускорителе высокого давления / В. Ц. Гурович, Г. А. Десятков, В. Л. Спекторов и др. // Докл. АН СССР. 1987. № 5. С. 1102–1105.
- Лебедев А. Д., Урюков Б. А. Импульсные ускорители плазмы высокого давления: Ин-т теплофизики. — Новосибирск, 1990. — 290 с.
- 7. Зверев А. И., Шаривкер С. Ю., Астахов Е. А. Детонационное напыление покрытий. — Л.: Судостроение, 1979. — С. 56–59.
- Шоршоров М. Х., Харламов Ю. А. Физико-химические основы детонационно-газового напыления покрытий. — М.: Наука, 1978. — 224 с.
- Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М. Теоретическая физика: В 10 т. — М.: Наука, 1986. — Т. 6. — 736 с.
   Кутушев А. Г., Татосов А. В. Математическое моделиро-
- Кутушев А. Г., Татосов А. В. Математическое моделирование выброса газовзвеси из канала ударной трубы под действием сжатого газа // Физика горения и взрыва. — 1998. — № 3. — С. 107–116.

Heat exchange between the shock-compressed layer of pulse plasma and nickel particle of  $60 \ \mu m$  size was studied. Numerical analysis of the characteristics of pulsed plasma formed in the plasma-detonation accelerator has been performed. Influence of various components of heat exchange at particle heating in pulse plasma has been determined. The influence is shown of radiation heat exchange on heating of discrete particles and sprayed surface.

Поступила в редакцию 22.05.2006

УДК 621.791.75.03-58

## СХЕМА УПРАВЛЕНИЯ ПРИВОДАМИ СВАРОЧНЫХ УСТАНОВОК

Ю. Н. ЛАНКИН, д-р техн. наук, Ю. А. МАСАЛОВ, канд. техн. наук, Е. Н. БАЙШТРУК, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Разработана простая схема системы управления двигателями D25...D90 приводов сварочных установок. Описаны ее статические характеристики и приведены осциллограммы разгона торможения привода.

ADDREADCHDIGGAR

Ключевые слова: дуговая сварка, электрошлаковая сварка, сварочные установки, привод, регулирование, скорость подачи проволоки

В регулируемых электроприводах сварочных установок широкое распространение получили двигатели постоянного тока. Как правило, это нереверсивные приводы с диапазоном регулирования 1:10<sup>\*</sup>. Развитие современной элементной базы позволяет создавать простые схемы управления такими приводами с достаточно высокими техническими характеристиками. Одна из таких схем приведена на рис. 1.

Для управления скоростью двигателя применен широтно-импульсный преобразователь (ШИП), выполненный на основе полевого силова транзистора VT1 и контроллера DA1 (TL494). Частота включения транзистора VT1 (10 кГц) задается резис-



Рис. 1. Принципиальная схема привода: VD1 — защитный диод; C2-C4 — фильтрующие емкости; остальные обозначения см. в тексте

<sup>\*</sup> Автоматизация сварочных процессов / Под ред. В. К. Лебедева, В. П. Черныша. — Киев: Выща шк., 1986. — 296 с.

<sup>©</sup> Ю. Н. Ланкин, Ю. А. Масалов, Е. Н. Байштрук, 2006



Рис. 2. Статические характеристики привода с положительной обратной связью по току (1) и без нее (2)

тором R1 и емкостью C1. Относительная длительность включения транзистора регулируется усилителем рассогласования Y1 контроллера DA1. На неинвертирующий вход усилителя через резистор R3 поступает напряжение с потенциометра R7, с помощью которого задается скорость, а через резистор R4 — напряжение обратной связи по скорости двигателя с выхода усилителя DA2.

Широтно-модулированные выходные импульсы контроллера DA1 управляют транзистором VT1, включенным в цепь якоря двигателя M. Напряжение якоря через резистор R11 подается на инвертирующий вход усилителя DA2, а на неинвертирующий вход через резисторы R10, R12 с шунта R16 поступает напряжение, пропорциональное току якоря двигателя. В результате на выходе усилителя DA2 формируется напряжение, пропорциональное скорости двигателя, которое также подается на неинвертирующий вход усилителя Y2 контроллера DA1. На второй вход усилителя поступает опорное напряжение задания максимального тока двигателя. При токе якоря больше заданного максимально допустимого (например, при пуске, коротком замыкании, перегрузке двигателя и т. п.) ШИП переходит в режим стабилизатора тока.

С помощью контактов *K*2.1, *K*2.2 происходит изменение направления вращения двигателя.

Включение/выключение вращения двигателя осуществляется контактом *K*1.2 (Пуск/Стоп). Контакты *K*1.1 переключают вход цифрового инди-

A DURANTERIERARI



Рис. 3. Осциллограммы скорости *v* привода (*a*) и тока *I* якоря двигателя (*б*) при разгоне-торможении привода

катора скорости двигателя с потенциометра задания скорости *R*7 на выход усилителя *DA*2. Таким образом, при отключенном двигателе индикатор отображает заданную скорость двигателя, а при включенном — измеренную. Цифровой индикатор калибруется в желаемых единицах измерения скорости привода, например, в метрах на минуту.

Статические характеристики системы управления приведены на рис. 2. Из рисунка видно, что жесткость характеристик привода отвечает требованиям, предъявляемым к приводам подачи электродной проволоки сварочных полуавтоматов и приводам тележек сварочных автоматов. Не представляет особого труда сделать нагрузочные характеристики любой степени жесткости, увеличив глубину положительной обратной связи по току двигателя, однако при этом существует вероятность потери устойчивости регулирования. Глубокая отрицательная обратная связь по напряжению якоря двигателя практически исключает влияние на скорость последнего колебаний напряжения сети.

Для динамического торможения двигателя при остановке цепь якоря шунтируется резистором R1 через контакт K1.2. Кривые разгона и торможения двигателя показаны на рис. 3. Время разгона двигателя составляет около 0,25 с при ограничении максимального тока двигателя до 14 А; время торможения — приблизительно 0,15 с, но может быть сокращено путем уменьшения сопротивления резистора R13. Время отработки программного изменения задания скорости меньше приведенного выше и сокращается с уменьшением скачка задания.

Описанная схема разработана для управления двигателями типа *D*25...*D*90, но может применяться для двигателей других типов, имеющих аналогичную мощность и напряжение питания.

В большинстве случаев технические характеристики описанного привода удовлетворяют требованиям приводов для сварочного оборудования. Для систем автоматического регулирования напряжения дуги, систем колебания электрода поперек шва, импульсной подачи плавящегося электрода и других необходим реверсивный привод с улучшенными динамическими характеристиками на этапе снижения скорости (торможения). В этом случае схемы привода существенно усложняются; применяют мостовую схему ШИП и более сложные алгоритмы управления транзисторами, что увеличивает стоимость и снижает надежность привода.

В случаях, когда необходимо точное позиционирование, высокое быстродействие или широкий диапазон изменения скорости привода, следует применять сложные приводы с датчиками оборотов двигателя. Но затраты при этом составляют сотни долларов.

A simple schematic has been developed for control of D25...D90 motors of welding machine drives. Its static characteristic are described and oscillograms of the drive acceleration — braking are given.

Поступила в редакцию 13.03.2006

## НОВОСТИ



Применение кольцеобразной ленты, используемой вместо электродов, подверженных износу, характеризирует совершенно новую робототехническую систему для контактной точечной сварки. Лента, используемая в системе контактной точечной сварки DeltaSpot от компании «Fronius», защищает электроды и изделия, предотвращает разбрызгивание и устанавливает новые стандарты качества. Беспрерывные точечные швы, стабильно высокого качества в течение нескольких смен, наконец становятся реальностью. Процесс характеризируется абсолютными точно воспроизводимыми точечными швами и по сравнению с традиционной контактной точечной сваркой



Рис. 1. Новая система контактной точечной сварки «DeltaSpot», значительно улучшающая качество, срок службы электродов и производительность при соединении деталей

наблюдается значительное увеличение непрерывности выполнения процесса.

Данная инновационная система контактной точечной сварки очень заинтересует автомобильную промышленность и ее поставщиков. Процесс подходит для таких металлов, как сталь и алюминий, для листовой стали с покрытием и соединения стальных и алюминиевых листов с покрытием. DeltaSpot также облегчает процесс точной точечной сварки соединений из трех листов. Существенное повышение производительности в дополнение к практически 100 % возможности использования на протяжении нескольких производственных смен без смены электродов, становятся все более очевидными от применения к применению: требования касаются получения соединений без разбрызгивания и чистоты производственной среды. Новый принцип действия позволяет их удовлетворить.

При использовании обычных систем происходит прямое взаимодействие между электродами и поверхностью свариваемых материалов, что и является причиной большинства неприятных побочных эффектов. Но не в случае с DeltaSpot. Лента, изготовленная из материала, подходящего для конкретного применения, проходит между электродами и листами. С одной стороны, это обеспечивает передачу сварочного тока, с другой — защищает контактные поверхности электродов. Сопротивление, создаваемое лентой, может использоваться в качестве дополнительного источника тепла при сварке. Это снижает значение требуемого сварочного тока, особенно при сварке материалов с высокой электропроводностью таких,

ALGUNDATATUTATEGRASI

#### КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

как алюминий. Лента автоматически передвигается к следующей позиции после каждого шва, т. е. постоянно участвует в процессе сварки новой поверхности касания.

Кроме доступности, надежности и отсутствия разбрызгивания, DeltaSpot позволяет управлять качеством, упрощает и делает более точным документирование. Поскольку каждая сварная точка оставляет «отпечаток» на ленте, определить ее качество намного легче. Это удовлетворяет требованию автомобильной промышленности в части 100 % контроля сварных точек.

DeltaSpot расширяет границы традиционной контактной сварки и продвигается на ранее неизвестные виды изделий. Такое развитие даст новый толчок точечной сварке, в которой ранее наблюдался застой.

В 2005 г. товарооборот компании «Fronius», штат которой составляет 1600 человек, был равен приблизительно 200 млн евро. Семейная компания считается международным лидером в технологии дуговой сварки во всех отраслях металлообрабатывающей промышленности. «Fronius» предлагает своим покупателям сварочные уста-



Рис. 2. Макрошлиф соединения трех алюминиевых листов (3, 2 и 1 мм), выполненного с использованием системы DeltaSpot (17 кА, 700 мс, 4 кН)

новки для ручной или автоматической высококачественной и рентабельной обработки. Техническая поддержка пользователей осуществляется 10 дочерними компаниями и 75 партнерами по продажам и обслуживанию во всем мире. Кроме сварочной технологии, у компании есть еще два отделения: электроники на солнечных батареях и систем зарядки аккумуляторных батарей.

# ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ

A DUROCOULTENERSON

#### Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины



А. И. Белый (ИЭС) защитил 14 июня 2006 г. кандидатскую диссертацию по специальности 05.03.06 «Сварка и родственные технологии» на тему «Материалы и технология наплавки композиционным сплавом элементов бурильной колонны» (научный руководитель — канд. техн. наук А. П. Жудра).

Работа посвящена созданию материала и технологии плазменной наплавки композиционных сплавов на основе плавленых карбидов вольфрама применительно к упрочнению наружной поверхности замков бурильных труб. Анализ существующих способов упрочнения замков показывает перспективность нанесения на замки композиционных сплавов на основе карбидов вольфрама, так как применение литых наплавочных сплавов требует создания износостойких слоев толщиной более 3 мм, что приводит к ухудшению промывки скважины. Определен оптимальный способ получения композиционных сплавов с использованием плазменной дуги и присадочного материала — ленточного релита.

На основе теоретических и экспериментальных исследований пары трения «замок — обсадная труба» установлено, что упрочнение наружной поверхности замка литыми и композиционными материалами не приводит к увеличению износа обсадных труб. В диапазоне реальных условий нагружения до 5 МПа происходит снижение износа с повышением твердости литых наплавочных сплавов и повышение концентрации армирующих частиц в композиционном слое до 40 % объема и выше. С целью создания одновременного контакта армирующих частиц и матрицы композиционного сплава упрочненной поверхности замка с материалом обсадных труб целесообразно вывести армирующие частицы с верхних объемов сплава И образовать прослойку матричного сплава над армирующими частицами.

Разработана математическая модель формирования композиционного сплава, позволяющая установить основные принципы получения необходимого соотношения армирующих частиц и матрицы наплавленного метала благодаря снижению максимальной температуры нагрева поверхности армирующих частиц и ограничению времени взаимодействия частиц и матричного расплава. Это достигается путем нанесения на них никелевого покрытия или создания охлаждающего эффекта сварочной ванны при достижении удельного объема армирующих частиц свыше 40 %. Более рациональным является второй путь.

Разработана методика количественного анализа структурных составляющих матрицы: твердого раствора вольфрама в железе, эвтектики и вторичных железовольфрамовых карбидов. Оптимальные свойства у матрицы зафиксированы при содержании структуры твердого раствора вольфрама в железе не менее 55 % объема, а структур эвжелезовольфрамовых вторичных тектики И карбидов соответственно не более 35 и 10 % объема. При этом количество армирующих частиц должно составлять не менее 40 % объема в композиционном сплаве. Массовая доля компонентов матрицы определяется оптическим эмиссионным спектральным методом. На способ анализа матрицы получен патент.

Раскисление и легирование сварочной ванны алюминием ускоряет прохождение армирующих частиц через расплав, способствует снижению времени контакта с металлом сварочной ванны. Это также обеспечивает более равномерное распределение частиц по объему наплавленного слоя, отсутствие износостойкой фазы на поверхности композиционного сплава и одновременный контакт армирующих частиц и матрицы с обсадными трубами, что значительно снижает их износ.

С целью предотвращения образования хрупких вторичных железовольфрамовых карбидов в матрице композиционного сплава осуществлено легирование сварочной ванны титаном в количестве от 1,3...1,5 до 2,6...3,0 мас. %, который связывает углерод в мелкодисперсные карбиды. Это позволило создать механизм влияния на процесс растворения армирующих частиц и обеспечить оптимальное формирование матрицы и соотношение ее структурных составляющих. На основании полученных результатов разработан состав присадочного материала для плазменной наплавки композиционных сплавов, который защищен авторским свидетельством.

Разработан способ плазменной наплавки композиционных сплавов, который защищен авторским свидетельством. Создана промышленная технология и серия оборудования для автоматической плазменной наплавки замков бурильных труб. Широкие промышленные испытания показали, что износостойкость замков бурильных труб, наплавленных композиционным сплавом, не менее чем в 3 раза выше по сравнению с ненаплавленными. На конструкцию замка бурильной трубы с наплавленной наружной поверхностью получено авторское свидетельство и патент.

## КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ



Е. В. Шаповалов (ИЭС) защитил 14 июня 2006 г. кандидатскую диссертацию по специальности 05.13.07 «Автоматизация технологических процессов» на тему «Средства технического зрения как элемент обратной связи в системах слежения дуговой сварки» (научный руководитель —

д-р техн. наук. Ф. Н. Киселевский).

Диссертация посвящена разработке средств технического зрения для систем слежения за стыком без разделки кромок. Для решения этой проблемы предложен телевизионный метод, основанный на компьютерной обработке видеоизображений линии стыкового соединения, одновременно освещенной источниками структурированного и рассеянного света. При освещении стыка с зазором, близким к нулю, источником рассеянного света лучи, попавшие в зазор между свариваемыми деталями, практически полностью поглощаются. Линия стыкового соединения на видеоизображении выглядит в виде темной протяжной полосы. Компьютерная обработка такого, видеоизображения позволяет получить направление линии стыкового соединения. Дальность до свариваемых поверхностей определяется с помощью метода светового сечения. Разработанный метод позволяет рассчитать непосредственное отклонение сварочного инструмента от линии стыкового соединения.

Предложен способ селекции лазерного излучения, диффузно отраженного от металлических свариваемых поверхностей. Показано, что диффузно отраженное лазерное излучение деполяризовано значительно сильнее, чем зеркальное, что позволило посредством поляризационного светофильтра бланкировать попадание зеркальной составляющей в объектив видеокамеры.

Адаптивное управление источником рассеянного света осуществляется специализированным контроллером посредством изменения скважности ШИМ преобразователя микропроцессора, что позволяет обеспечить инвариантность сенсора к оптическим свойствам свариваемых поверхностей.

Проведенные экспериментальные и теоретические исследования спектров аргоновых дуг позволили обоснованно выбрать оптические диапазоны длин волн видимого и ближнего инфракрасного спектра. Наиболее приемлемые для работы средств технического зрения АСУ ТГ аргонодуговой сварки.

Показано, что в оптическом тракте средств технического зрения, основанных на методе лазерной локации, для увеличения соотношения сигнал – шум целесообразно использовать поляризационный светофильтр, установленный на

A DURANTERIERAS

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

объективе видеокамеры, что позволяет на практике повысить отношение сигнал – шум.

Разработана математическая модель распознавания образа стыкового соединения на видеоизображениях с возможностью самообучения. В модели реализован пошаговый метод принятия решения о принадлежности объектов к классам, что позволяет значительно сократить объем вычислений и применить разработанную модель в системах реального времени.

В работе также выполнено моделирование процесса наведения горелки на стык с помощью современного программного пакета MATLAB/Simulink. Созданная Simulink модель позволила исследовать устойчивость и поведение системы слежения для различных режимов работы сенсора и параметров настройки регулятора.



#### МОНОГРАФИИ, СБОРНИКИ, ТРУДЫ КОНФЕРЕНЦИЙ

Доклады на конференции SCHEWISSEN UND SCHNEIDEN 12–14 сентября 2005 г., ЭССЕН, Германия

Der Werkstattpraktiker (1)

Кrueger F. К., Миβmann J. W. Требования по измерению температуры при термообработке сварных соединений, с. 1–7. Zwaetz R. Дефекты при изготовлении и монтаже сварных

деталей, с. 8-13.

**Kusch M**. Скорость подачи проволоки — важный параметр при сварке, с. 14–17.

#### Der Werkstattpraktiker (2)

Gerster P., H. van der Poel. Ультразвуковая обработка — возможность повысить долговечность сварных конструкций, с. 18–23.

**Ammann T.** Формовка сложных деталей и чувствительные материалы, с. 24–27. **Baugatz J., Berger H., Konig W.** Надежность при применении способов контроля поверхностных трещин, с. 28–31.

Energiearmes Lichtbogenfuegen

**Bruckner J., Himmelbauer К.** «Перенос холодного металла» — новый способ в технике соединения, с. 32–37. Metzke E. et al. Оптимизация процесса сварки сверх-

легких конструкций прерывистой дугой, с. 38-43.

\* 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, НТБ ИЭС).



Goecke S.-F. Дуговой способ соединения чувствительных к теплу материалов на пониженной мощности, с. 44-48.

#### Interessante fuegetechnische Konstruktionen

Hausmann C.-P., Severin H., Seyffarth P. Необычная технология производства крупногабаритных узлов, с. 49-53.

Stoermer H. Изготовление навеса для Южно-африканского посольства в Берлине — фантастическое исполнение, c. 54-64.

Steinmann R. Стальной Берлинский мост в г. Галле, c. 65-68.

Bouaifi B. et al. Новые сплавы FeCrVC — порошковых проволок для защиты от комплексных изнашивающих нагрузок, с. 69-74.

Rosert R., Alimov А. Разработки, производство и применение порошковых проволок в Украине, с. 75-80.

Draugelates U. et al. Спецификация порошковой проволоки на основе Ni с основным шлаком для сварки в смеси защитных газов, с. 81-84.

Drzeniek H., Sterner C. Термическое напыление. Приса-

дочные материалы и примеры применения в котлостроении,

Anlagen-, Apparate- und Rohrleitungsbau (1)

Anlagen-, Apparate- und Rohrleitungsbau (2)

c. 100-103.

Seeger D. M. et al. Надежность сварных швов на морских трубопроводах из супермартенситных сталей, с. 85-91.

Bronnsack P., Dierken R. Рационализация и повышение качества в судостроении благодаря лазерной сварки. Режим процесса и системотехника, с. 92-99.

Wolf H.-J. Сварка в спецмашиностроении. Разработка и

товлении ланцетного теплообменника, с. 107-110.

Pohl C. Сварочная техника в изготовлении вентиляторов,

применение автоматизированной плазменной и ВИГ-сварки, c. 111-115. Vietz E. et al. Система волоконного лазера VPL. Инно-Knott U. et al. Требования к технике соединения при изговации в технике соединения трубопроводов, с. 116-123.

#### Wokshop Kraftwerksbau

Hahn B. et al. Разработка актуальных материалов для применения на электростанциях с высокими применениями в атомной энергетике, с. 149-154.

пара, с. 124-132. Adam W., Heuser H., Jochum C. Новые присадочные материалы для бейнитных и мартенситных сталей, с. 133-142.

Janssen W. Сварочная техника в изготовлении паровых турбин, с. 143-148.

Bobzin E. et al. Лазерная пайка легких металлов, с. 160-162.

Pelz A., Reichmann B., Bouaifi B. Высокотемпературная пайка тонких листов в защитном газе с применением порошковой проволоки, с. 163-168.

Schuster J. Горячие трещины в материалах на основе железа — актуальный уровень знаний о механизмах образования горячих трещин, с. 175-179.

Oehmigen H.-G., Seliger P. Поведение сварных соединений высокожаропрочных сталей с 9%-Cr при длительной нагрузке, с. 180-186.

Winkelmann R., Prenger F., Spriestersbach J. Термическое соединение деталей с помощью дуги и присадочных материалов на основе Zn, с. 169-174.

#### Grundwerkstoffe

Loettechnik

Engindeniz E. et al. Сварка МАГ высокопрочных специальных строительных сталей порошковой проволокой, c. 187-193.

#### Neue Geraete und Verfahren (1)

ADDREAMATIC FILEGERAST

Loehr M., Ueyama T., Tong H. Сварка алюминиевых материалов импульсным лазером АС/МИГ — гибридный способ, с. 194-199.

Klier R., Merz N. MARC — сварка гильз дугой, управляемой магнитным полем, с. 200-204.

Muller H. U. Интеллектуальные правила и концепция контроля для обеспечения процесса контактной сварки, с. 205-208.

Engelhard G., Gugel S., Bruckner E. Сварочная техника

Gaede R. et al. Проблемы материалов и сварки в изготовлении высокотемпературных камер для крекинг-процесса, c. 155-159.

c. 104–106.

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Neue Gerate und Verfahren (2)

**Орderbecke Т., Guiheux S., Кіррез W.** Роботизированная ВИГ-сварка с подачей холодной проволоки обеспечивает высокое качество и скорость сварки, с. 209–215.

Hahn O., Krass B., Schroder M. Механизированное соединение с помощью легкого оборудования с большим вылетом, с. 216–220.

Krink V., Schmidt W., Jansen H. Плазменная резка в автомобилестроении, с. 233–239.

**Peuker C., Meyer G.** Лазерная сварка в производстве поездов регионального сообщения, с. 240–243.

Velthuis R., Schlarb A. К. Индукционная сварка усиленных волокном пластмасс в автомобилестроении, с. 250. Buerget W., Spaeth R. Инженерная оценка сварных де-

талей для гидравлических машин, с. 251-253.

**Fischer K.-H, Schmeink H.** Контроль вместо ремонта. Измерение ширины зазора на непроваренных швах, с. 262–264.

Salzburger H. J. Сухой ультразвуковой контроль лазерных швов на заготовках специального раскроя интегрированный в процесс, с. 265–269.

**Hobbacher A.** О риске при проектировании, изготовлении и эксплуатации сварных изделий, с. 281–288.

**Каβner M., Krebs J.** Планирование вибрационной прочности сварных конструкций с учетом влияния внутренних напряжений, с. 289–295.

Kranz B., Dilger K. Концепция внутренних напряжений применительно к сварным соединениям на алюминиевых кон-

Wahl W. Направления развития наплавки, с. 307–311. **Deppe E.** Новые разработки оптимальных присадочных материалов РТА для бронирования вертикальных поверхнос-

Satke W., Schnick T. Современное нанесение покрытий в стекольной промышленности с помощью роботизированной плазменно-порошковой наплавки, с. 323–326.

Alaluss K., Riedel F., Haase J. Улучшение свойств деталей путем наплавки сплавов, содержащих различные твердые частицы, с. 327–331.

**Rosenfeld W., Cramer H.** Импульсная сварка в смеси защитного газа. Новые технологические возможности управления допусками, с. 221–225.

Adam V. Изготовление деталей весом до 50 т на большой установке для ЭЛС при сдельной оплате труда, с. 226–232.

#### Fahrzeugbau (1)

**Rudolf H. et al.** Конструкция кузовов сложного профиля. Требования к технике соединения, с. 244–249.

#### Fahrzeugbau (2)

**Kirchheim A. et al.** Контроль усилий оптимизирует контактную сварку и родственные процессы соединения, с. 254– 261.

#### Prueftechnik

Langrock S. et al. Неразрушающий контроль сложных объемных сварных соединений, с. 270–274.

**Zimmer P., Kannengieber Th. Bollinghaus**. Способы контроля холодных трещин согласно стандарту DVS 1006, с. 275–280.

#### Workshop Fugegerechtes Konstruieren

струкциях, в которых надрыв происходит на переходе шва, с. 296-299.

Nitschke T. et al. Влияние среднего напряжения на вибрационную прочность сварных алюминиевых сплавов, с. 300–306.

#### Reparatur- und Auftragschweißen (1)

тей шнеков экструдеров и машин непрерывного литья, с. 312–316.

Bliedtner J. et al. Автоматизированная наплавка 3D поверхностей свободной формы, с. 317–322.

#### Reparatur- und Auftragschweißen (2)

**Bouaifi B., Gebert A., Aydin I.** Защитные покрытия из твердых сплавов с включениями различных твердых частиц в соответствии с нагрузкой, с. 332–337.

#### Fertigung und Reparatur von Gusswerkstoffen

ENVERTHENCOURT P

**Metting G.** Пригодность к сварке и сварка чугунных материалов, с. 338–341.

Schraem A. Новые процессы соединения с низким тепловложением для ремонта чугунных деталей, с. 342–344. **Koehler Ch.** Сварка разнородного чугунап. Способы и неразрушающий контроль материала, с. 347–348.

#### Prozesssteuerung und Simulation im Fahrzeugbau

**Regner D. et al.** Контактная точечная сварка. Виртуальная машина для управления процессом, с. 349–352.

Schwenk C. et al. Моделирование сварки в изготовлении транспортных средств, с. 353–358.

**Dorn L. et al.** Моделирование электрического и механического воздействия машин на процесс контактной точечной сварки, с. 359–366.

Loos P. Опыт работы с аттестацией сварщиков стали сог-

Kimmel R. Лазерная сварка в листовом производстве.

Hoffmann M., Kugler P., Bronnsack P. Рационализация

ласно новому стандарту ДИН ЕН 287-1, с. 377-381.

Экономично даже при малых сериях, с. 387-389.

Ausbildung und Qualifizierung

Lasermaterialbearbeitung (1)

**Band J.** Ремонт грузовых транспортных средств. Повышение квалификации, тема: клейка, с. 367–370.

**Orlick H., Schultz H.** Новые директивы по аттестации персонала в области лазерной и ЭЛ-сварки, с. 371–376.

Staufer H., Schmaranzer C., Rauch R. Лазерная сварка + сварка в среде смеси защитных газов — гибридная сварка тремя дугами. Высокопроизводительный способ соединения толстостенных труб из высокопрочной стали, с. 382–386.

Sumpf A., Jasnau U., Seyffarth P. Мощный волоконный лазер 10 кВт. Опыт применения для различных целей, с. 395–400.

**Boese B. et al.** Концепция ремонта стальных кузовов с применением ручных лазерных систем, с. 401–408.

**Heinrich P., Krommer W.** Перемены в термическом напылении с течением времени, с. 424–427.

Schwenk A., Nassenstein K. Примеры обеспечения стабильности процесса термического напыления, с. 428–430.

Lasermaterialbearbeitung (2)

благодаря лазерной сварке. Специальные машины для автоматизации производственных процессов, с. 390–394.

Langenberg P. et al. Упрощенная аттестация лазерных сварных соединений высокопрочных строительных сталей толщиной до 15 мм, с. 409–416.

**Richter K., Behr W., Reisgen U.** Применение Nd:YAGлазера со свободным формированием импульсов для сварки титановых материалов, с. 417–423.

#### Thermisches Spritzen

**Hartmann S. et al.** Использование покрытий, нанесенных термическим напылением, с. 431–434.

**Bobzin K. et al.** Контроль качества процессов термического напыления на основе экономичной диагностики процессов, с. 435–440.

Gutensohn M., Wagner G., Eifler D. Снижение сцепления

алюминия с инструментом для УЗ-сварки, с. 452-456.

Forum Research and Development (1)

Наferkam H. et al. Лазерная гибридная сварка оцинкованной стали, с. 441-446.

**Kreimeyer M.** Соединение гибридных композитных материалов с помощью адаптивных систем рабочих головок, с. 447–451.

#### Forum Research and Development (2)

**Bobzin K. et al.** Ремонтная пайка монокристаллических элементов турбин из никелевых суперсплавов, с. 457–460.

**Matthes K.-J., Thurner S.** Использование порошковой проволоки для дуговой тандем-сварки плавящимся электродом в защитном газе высоколегированных сталей, с. 461–466. Scharft A., Allmeier S. Исследование материала алюминиевых сплавов в околошовных зонах в зависимости от температуры, с. 467–475.

#### Materials and Processes

CLOUCEMATICACOURT

**Baune E., Bonnet C., Leduey B.** Сварочные материалы из нержавеющей стали, снижающие интенсивность выделения дыма и повышающие безопасность, с. 476–481.

**Karlsson L. et. al.** Разработки в области сварки сталей с 9 % Ni для хранения сжиженного газа, с. 483–488.

Kaluc E., Taban E. Изучение механических свойств и микроструктуры соединений алюминиевых сплавов 5083-5086, выполненных сваркой ТИГ/МИГ и сваркой трением с перемешиванием, с. 489–494.

Hiltunen P., Maekimaa T., Uusitalo J. Адаптивный контроль машин для сварки МАГ, с. 495–497.

7/2006



## НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!



В июне 2006 г. заведующему отделом «Наплавочные материалы и технологии наплавки металлов» Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины кандидату технических наук Александру Петровичу Жудре исполнилось 60 лет. Закончив в 1969 г. Киевский политехнический институт, он приступил к работе в ИЭС им. Е. О. Патона. Здесь Александр Петрович прошел путь от инженера до заведующего отделом. В 1980 г. он защитил кандидатскую диссертацию. Александр Петрович — известный в стране специалист по упрочнению и восстановлению деталей машин и механизмов методами наплавки, в течение ряда лет возглавляет важные направления исследований в

области получения композиционных наплавочных материалов на базе тугоплавких соединений, разработки новых технологических решений по нанесению износостойких покрытий и наплавочного оборудования.

Большие заслуги А. П. Жудры в создании и организации в широких масштабах производства современных высокоэффективных наплавочных материалов в виде порошковых проволок, лент, ленточного релита и электродов. Разработанный новый способ получения сферических частиц карбидов вольфрама методом термоцентробежного распыления получил высочайшую оценку среди ведущих фирм мира, таких как «WOKA», «DURUM», «CASTOLIN» и др.

А. П. Жудра — автор свыше 100 опубликованных работ, имеет многочисленные авторские свидетельства на изобретения и патенты. Неустанная энергия, широкий кругозор, глубина знаний, научная объективность, простота и доброжелательность снискали А. П. Жудре искреннее уважение коллег и высокий авторитет.

A DURANTERICANE

## СОТРУДНИЧЕСТВО МЕЖДУ ИЭС им. Е. О. ПАТОНА И ОБЩЕСТВОМ СВАРКИ БРАЗИЛИИ

Вот уже около десяти лет существует гармонизированная система Международного института сварки (МИС) по подготовке и аттестации специалистов сварочного производства. Эта система позаимствована у Европейской сварочной федерации (ЕСФ) и впервые была внедрена в 1991 г.

К настоящему времени разработано шесть руководящих документов, регламентирующих подготовку международного инженера (IWE), технолога (IWT), специалиста (IWS), практика (IWP) и инспектора по сварке (IWIP), а также международного сварщика (IW). В разработке находятся руководящие документы по международному инструктору по сварке, международному дизайнеру сварных конструкций и международному сварщику пластмасс.

В каждой стране для внедрения этой системы и контроля за ее функционированием назначается Уполномоченный национальный орган (УНО). В Украине он орга-Работа над документами (слева В. Пономарев — исполучебно-аттестационного ИЭС им. Е. О. Патона (МУАЦ).



низован на базе Межотраслевого нительный директор УНО Украины; справа Даниэл М. де центра Алмейда — исполнительный директор УНО Бразилии)

В настоящее время 32 страны имеют аккредитованные УНО: Австралия, Австрия, Англия, Бельгия, Болгария, Венгрия, Дания, Германия, Голландия, Иран, Испания, Италия, Канада, Китай, Норвегия, Польша, Португалия, Россия, Румыния, Словакия, Словения, Таиланд, Украина, Финляндия, Франция, Хорватия, Чехия, Швейцария, Швеция, Югославия. Южная Африка и Япония. Еще несколько стран подали заявку на внедрение у себя данной международной системы обучения персонала сварочного производства и среди них — Бразилия, представителем которой в МИСе является Сварочное общество Бразилии.

Внедрение системы МИС по подготовке и аттестации специалистов сварочного производства является достаточно сложным и продолжительным процессом. Поэтому, как правило, представители новых УНО обращаются за консультационной помощью в УНО, которые уже имеют соответствующий опыт. Сварочному обществу Бразилии такую помощь оказал Межотраслевой учебно-аттестационный центр ИЭС им. Е. О. Патона.

В настоящее время имеются все основания для дальнейшего развития сотрудничества между УНО Украины и Бразилии, а также между Сварочным обществом Бразилии и ИЭС им. Е. О. Патона.

A DURACIONTENTERISARI

В. Пономарев, канд. техн. наук

#### ИНФОРМАЦИЯ



ALERANDARIA



ИНФОРМАЦИЯ



## СОВРЕМЕННЫЕ ПРОБЛЕМЫ СВАРКИ И РОДСТВЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ, СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ПОДГОТОВКИ КАДРОВ

### 2-я Международная научно-методическая конференция

11-14 сентября 2006 г.

г. Мариуполь

### Организаторы

- Министерство образования и науки Украины
- Общество сварщиков Украины
- 🗸 УНЦ «НАУКА. ТЕХНИКА. ТЕХНОЛОГИЯ»
- Приазовский ГТУ
- ✓ ОАО «Азовмаш»
- ✓ ОАО «Сталькон»

Программа конференции (пленарные и секционные заседания)

- Повышение качества и эффективности процессов сварки и других родственных технологий
- ✓ Проблемы проектирования, изготовление и эксплуатации сварных конструкций
- Система сертификации продукции сварочного производства
- Проблемы совершенствования подготовки кадров в условиях многоуровневой системы высшего образования

## Справки по тел.: (0629) 31 69 70, 31 65 79, 31 65 86

AUTOMATICARE

## Научно-технические журналы ИЭС им. Е. О. Патона

## http://www.nas.gov.ua/pwj

«Автоматическая сварка», 12 номеров в год, издается с 1948 г. В журнале представлена разнообразная научно-техническая информация по сварке, наплавке, резке, пайке и нанесению защитных покрытий; производственный опыт применения современных технологий для соединения материалов и восстановления изделий; сведения о новых книгах и патентах; обзорная информация о профильных выставках и конференциях; банк производителей товаров и услуг на рынке сварочного производства Украины и России. Тел.: (38044) 287-63-02, 529-26-23

#### «Техническая диагностика и неразрушающий

контроль», 4 номера в год, издается с 1989 г. В журнале представлены последние достижения в области технической диагностики и неразрушающего контроля (акустическое излучение, магнитные, радиоволновые, термические, оптические, радиационные и другие методы). Широко освещаются методики оценки и прогнозирования разрушений в сварных конструкциях. Тел.: (38044) 271–23–90, 529–26–23

«Современная электрометаллургия», 4 номера в год, издается с 1985 г. В журнале освещаются разработки в области электрошлаковой, электронно-лучевой и плазменно-дуговой технологий, вакуумно-дугового переплава и индукционной плавки, а также в области внепечной обработки стали, энерго- и ресурсосберегающих металлургических технологий и др. До 2002 г. журнал издавался под названием «Проблемы специальной электрометаллургии». Тел.: (38044) 528-34-84, 529-26-23

«The Paton Welding Journal», 12 номеров в год. Полный перевод на английский язык журнала «Автоматическая сварка». Тел.: (38044) 287-63-02, 529-26-23

«Advances in Electrometallurgy», 4 номера в год. Полный перевод на английский язык журнала «Современная электрометаллургия». Тел.: (38044) 528–34–84, 529–26–23

На официальном сайте журналов www.nas.gov.ua/pwj приведены рефераты опубликованных статей с 2000 г.

Подписка по каталогам подписных агентств, а также через редакцию

Адрес редакций журналов: 03680, г. Киев, ул. Боженко, 11 Тел./факс: (38044) 271-24-03, 529-26-23, 528-04-86 E-mail: journal@paton.kiev.ua



## ПОДПИСКА – 2006 на журнал «Автоматическая сварка»

	Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья		
Стоимость	на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год	
подписки через релакцию*	150 грн.	300 грн.	1980 руб.	3960 руб.	78 дол. США	156 дол. США	
Тороо родакцию	*В стоимость	подписки вк	лючена достав	ка заказной б	андеролью.		

Если Вас заинтересовало наше предложение по оформлению подписки непосредственно через редакцию, заполните, пожалуйста, купон и отправьте заявку по факсу или электронной почте.

. Телефоны и факсы редакции журнала «Автоматическая сварка»: тел.: (38044) 287–63–02, 271–24–03, 529–26–23, факс: (38044) 528–34–84, 528–04–86, 529–26–23.

Подписку на журнал «Автоматическая сварка» можно также оформить по каталогам подписных агентств «Пресса», «Идея», «Саммит», «Прессцентр», KSS, «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать», «Пресса России» (Россия)

ПОДПИСНОЙ КУПОН Адрес для доставки журнала				
Срок подписки с	200	Г. ПО	200	г. включительно
Ф. И. О.				
Компания				
Должность				
Тел., факс, E-mail				



## РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Первая страница обложки (190×190 мм) — 500 \$ Вторая страница обложки (200×290 мм) — 350 \$ Третья страница обложки (200×290 мм) — 350 \$ Четвертая страница обложки (200×290 мм) — 400 \$ Обложка внутренняя, полноцветная Первая страница обложки (200×290 мм) — 350 \$ Вторая страница обложки (200×290 мм) — 350 \$ Третья страница обложки (200×290 мм) — 350 \$ Четвертая страница обложки (200×290 мм) — 350 \$

Обложка наружная, полноцветная

#### Внутренняя вставка

Полноцветная (200×290 мм) — 300 \$ Полноцветная (разворот АЗ) (400×290 мм) — 500 \$ Полноцветная (200×145 мм) 150 \$ Черно-белая (170×250 мм) — 80 \$ Черно-белая (170×125 мм) — 50 \$ Черно-белая (80×80 мм) — 15 \$ • Оплата в гривнях или рублях РФ по

• Оплата в гривнях или руолях РФ по официальному курсу.

Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу.
Статья на правах рекламы — 50% стоимости рекламной площади.

• При заключении рекламных контрактов на сумму, превышающую 1000 \$, предусмотрена гибкая система скидок.

ALCONATIONALE

# Технические требования к рекламным материалам

• Размер журнала после обрези 200×290 мм.

• В рекламных макетах, для текста,

логотипов и других элементов, необходимо отступать от края модуля на 5 мм с целью избежания потери части информации.

#### Все файлы в формате IBM PC

- Corell Draw, версия до 10.0
- Adobe Photoshop, версия до 7.0
- QuarkXPress, версия до 5.0
- Изображения в формате TIFF, цвето-

вая модель СМҮК, разрешение 300 dpi. • К файлам должна прилагаться распечатка (макеты в формате Word не принимаются).

Подписано к печати 08.06.2006. Формат 60×84/8. Офсетная печать. Усл. печ. л. 7,8. Усл. кр.-отт. 8,3. Уч.-изд. л. 8,9 + 2 цв. вклейки. Цена договорная. Печать ООО «Фирма «Эссе». 03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.