

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. ПАТОН
Ю. С. Борисов, Н. М. Воропай,
В. Ф. Грабин, А. Т. Зельниченко,
А. Я. Ищенко, И. В. Кривцун,
С. И. Кучук-Яценко,
Ю. Н. Ланкин,
В. К. Лебедев (зам. гл. ред.),
В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),
Л. М. Лобанов, А. А. Мазур,
В. И. Махненко, О. К. Назаренко,
И. К. Походня, И. А. Рябцев,
Б. В. Хитровская (отв. секр.),
В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко

МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

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

УЧРЕДИТЕЛИ:

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

ИЗДАТЕЛЬ:

Международная ассоциация
«Сварка»

Адрес редакции:

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

Редакторы:

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

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788
от 09.01.2001.

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

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Лобанов Л. М., Пашин Н. А., Логинов В. П., Таранова Т. Г., Костин В. А., Чайка А. А. Влияние электродинамической обработки на особенности микромеханизма разрушения сварных соединений алюминиевого сплава АМг6	3
Ищенко А. Я., Федорчук В. Е., Покляцкий А. Г., Яворская М. Р. Стойкость сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu против образования горячих трещин при аргонодуговой сварке	9
Лабур Т. М., Таранова Т. Г., Костин В. А., Ищенко А. Я., Григоренко Г. М., Чайка А. А. Характер разрушения сплава В96 в зависимости от условий нагрева при сварке	12
Киселевский Ф. Н., Долиненко В. В. Математическое моделирование и разработка контроллера мониторинга сварки МИГ	18
Швачко В. И., Игнатенко А. В. Модель транспортировки водорода дислокациями	27
Борисов Ю. С., Борисова А. Л., Гольник В. Ф., Ипатова З. Г. Коррозионная стойкость газотермических покрытий из сплавов на основе AlCuFe, содержащих квазикристаллическую фазу	31

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Римский С. Т. Особенности истечения двух газовых потоков из сопел сварочных горелок при автоматической сварке плавящимся электродом	37
Кириян В. И., Кайдалов А. А., Новикова Д. П., Богайчук И. Л., Кеснерс М. Улучшение структуры сварных соединений под воздействием широкополосных ультразвуковых колебаний в процессе сварки	44
Шонин В. А., Недей Т. Н. Прочностные свойства стыковых соединений тонколистового сплава АМг6 при лазерно-дуговой сварке	48

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Чигарев В. В., Зареченский Д. А., Белик А. Г. Особенности плавления порошковых лент с экзотермическими смесями в наполнителе	53
Рыжов Р. Н. Влияние импульсных электромагнитных воздействий на формирование и кристаллизацию швов	56
Новости	58
Диссертация на соискание ученой степени	59
Патенты в области сварочного производства	60
По зарубежным журналам	62

ХРОНИКА

Наши поздравления	64
Юбилейная конференция «Дни сварки 2006» в Германии	65
Всероссийская научно-техническая конференция «Быстрозакаленные материалы и покрытия»	66
В. И. Столбову — 75	68

ИНФОРМАЦИЯ	69
------------------	----

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

FOUNDERS:

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

PUBLISHER:

International Association «Welding»

Address of Editorial Board:

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

Editors:

E. N. Kazarova, T. V. Yushkina
Electron galley:
I. S. Batasheva, L. N. Gerasimenko,
A.I.Sulima, I. R. Naumova,
I. V. Petushkov

State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001

All rights reserved.

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

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

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Lobanov L. M., Pashchin N. A., Loginov V. P., Taranova T. G., Kostin V. A., Chaika A. A.** Effect of electrodynamic treatment of peculiarities of micromechanism of fracture of aluminium alloy AMg6 welded joints 3
- Ishchenko A. Ya., Fedorchuk V. E., Poklyatsky A. G., Yavorskaya M. R.** Resistance of alloys of Al-Zn-Mg-Cu system against hot crack formation in argon arc welding 9
- Labur T. M., Taranova T. G., Kostin V. A., Ishchenko A. Ya., Grigorenko G. M., Chaika A. A.** Fracture nature of alloy V96 depending on the conditions of heating in welding 12
- Kiselevsky F. N., Dolinenko V. V.** Mathematic modeling and design of controller for MIG welding monitoring 18
- Shvachko V. I., Ignatenco A. V.** Model of hydrogen transportation by dislocations 27
- Borisov Yu. S., Borisova A. L., Golnik V. F., Ipatova Z. G.** Corrosion resistance of thermal coatings of AlCuFe-based alloys containing a quasi-crystalline phase 31

INDUSTRIAL

- Rimsky S. T.** Peculiarities of flowing of two gas flows from welding torch nozzles in automatic consumable electrode welding 37
- Kiryan V. I., Kaidalov A. A., Novikova D. P., Bogajchuk I. L., Kesners M.** Improvement of structure of welded joints under the action of ultrasonic oscillations during welding 44
- Shonin V. A., Nedej T. N.** Strength properties of butt joints of thin-sheet alloy AMg6 in laser-arc welding 48

BRIEF INFORMATION

- Chigarev V. V., Zarechensky D. A., Belik A. G.** Peculiarities of melting of flux-cored strips with exothermal mixtures in a filler 53
- Ryzhov R. N.** Effect of pulsed electromagnetic actions on formation and crystallization of welds 56
- News 58
- Thesis for scientific degree 59
- Patents in the field of welding 60
- Review of foreign journals 62

NEWS

- Our congratulations 64
- Jubilee Conference «Days of Welding 2006 in Germany» 65
- All-Russian Scientific-Technical Conference «Rapidly-hardened materials and coatings» 66
- V. I. Stolbov is 75 68

- INFORMATION 69



ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ОСОБЕННОСТИ МИКРОМЕХАНИЗМА РАЗРУШЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ6

Академик НАН Украины **Л. М. ЛОБАНОВ**, **Н. А. ПАЩИН**, канд. техн. наук, **В. П. ЛОГИНОВ**, инж.,
Т. Г. ТАРАНОВА, **В. А. КОСТИН**, кандидаты техн. наук, **А. А. ЧАЙКА**, инж.
 (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

На базе фратографического анализа исследованы особенности механизмов релаксации напряженного состояния и микроразрушения образцов основного металла и сварных соединений сплава АМГ6 в условиях электродинамической обработки (ЭДО) материала импульсами тока. Установлено, что при ЭДО околошовной зоны стыковых сварных соединений увеличивается вязкая составляющая разрушения. При этом в обработанном материале наблюдается неконсервативная пластическая деформация скольжением, приводящая к деформационному упрочнению структуры стыковых соединений сплава АМГ6 на 35..40 % по сравнению с необработанным.

Ключевые слова: электродинамическая обработка, алюминиевые сплавы, сварные соединения, импульсы тока, напряженно-деформированное состояние, вязкость, пластичность, хрупкость, микротвердость, фратографические исследования, микромеханизм разрушения, пластические деформации, полосы скольжения, скольжение кручением

Одним из перспективных путей повышения ресурса сварных конструкций является обработка металла шва и околошовной зоны (ОШЗ) импульсами тока различной длительности и конфигурации, а также воздействие на конструкционные материалы электромагнитными полями [1]. Одним из новых методов воздействия тока на металлы и сплавы является электродинамическая обработка (ЭДО), основанная на инициировании в материале электродинамических сил, возникающих при переходных процессах, сопровождающих прохождение в материале разряда тока [2]. При суммировании электродинамических сил с внешним статическим нагружением, приложенным к сварной конструкции, в ней могут возникать пластические деформации, положительно влияющие на ресурсные характеристики изделия.

При оценке эффективности процесса ЭДО сварных соединений алюминиевых сплавов использовали фратографический метод исследования изломов разрушенных образцов [3]. Изучение поверхностей изломов и описание их рельефов позволяет сопоставлять механизмы разрушения материала, предварительно обработанного импульсами тока, с металлом, не прошедшим ЭДО.

Целью настоящей работы является исследование влияния ЭДО на особенности микромеханизма разрушения алюминиевого сплава марки АМГ6 толщиной 4 мм и его стыковых сварных соеди-

нений, обработку которых проводили в условиях одноактного статического нагружения материала.

Для оценки влияния ЭДО на изменение структуры материала в результате стимуляции электродинамического эффекта проводили обработку плоских образцов «лопаточного» типа. При создании одиночных импульсов тока в металле использовали лабораторную установку на базе конденсаторной машины, принцип работы которой изложен в работе [4]. Схема обработки образцов представлена на рис. 1. ЭДО проводили как на основном металле (без сварного шва), предварительно нагруженном продольным одноосным растяжением в упругой области деформирования, так и на сварных соединениях. Испытания проводили на разрывной машине ЦДМ-10 с максимальным усилием растяжения 10 т при скорости деформирования 6 мм/мин. Образец, закрепленный в захватах испытательной машины, растягивали до заданной величины и производили разряд с фиксацией падения деформирующего усилия с помощью самописца.

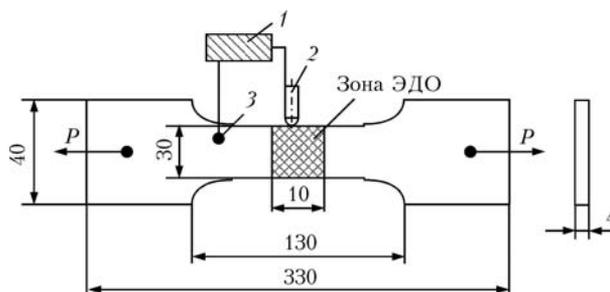


Рис. 1. Схема ЭДО образцов для испытаний на одноосное растяжение основного металла и сварных соединений: 1 — конденсаторная машина; 2 — электрод; 3 — крепление элементов электрического контура к образцу; P — растягивающее усилие



Исследования характеристик уменьшения сопротивления деформированию образцов выполняли на следующем режиме ЭДО: напряжение U_3 и сила тока I_3 на электроде соответственно $U_3 = 450$ В и $I_3 = 3500$ А, продолжительность воздействия тока $t_{\text{имп}} = 0,5$ мкс, емкость батареи конденсаторов $C_{\text{кон}} = 2800$ мкФ.

Для оценки особенностей ЭДО сварных конструкций проводили обработку образцов стыковых соединений из сплава АМгб толщиной 4 мм, аналогичных применяемым для основного металла (рис. 1). Предварительно пластины размерами $500 \times 250 \times 4$ мм сваривали за один проход автоматической сваркой неплавящимся электродом в аргоне на установке АСТВ-2М на следующем режиме: $U_{\text{св}} = 18$ В, $I_{\text{св}} = 220$ А, $v_{\text{св}} = 14$ м/ч, материал присадки — проволока СВАМгб диаметром 2,0 мм.

С помощью метода электронной фрактографии выполняли исследования поверхности разрушения материалов, обработанных импульсами тока, и их сварных соединений на микроуровне. Проводили фрактографические оценки изломов, получаемых при одноосном растяжении до разрушения плоских образцов основного металла и сварных соединений (рис. 1) как обработанных сериями последовательных импульсов тока, так и не подвергаемых ЭДО. Оценка характерных деталей рельефа позволила определить объем металла, вовлеченного в пластическую деформацию до разрушения, стимулируемую импульсами тока.

При исследовании фрактограммы разрушения выделяли зоны локализации пластических деформаций в микрообъемах обработанного и необработанного материала, что определило невозможности повышения вязкости структуры металла под воздействием электродинамических сил.

Характер изменения усилия нагружения при растяжении сплава АМгб в результате серий последовательных импульсов тока приведен в таб-

лице. Анализируя данные таблицы, можно заключить, что обработка сплава АМгб, растянутого ниже предела пропорциональности $\sigma_{\text{п.п}} = 130$ МПа, вызывает в металле снижение усилия предварительного упругого нагружения. Анализировали параметр $\Delta\sigma_{\%}$ (таблицу), который отражает текущее изменение значения единичного скачка деформирующего усилия при ЭДО в каждой серии испытаний. Согласно приведенным данным, наблюдается закономерность, свидетельствующая о том, что при обработке образцов максимальное падение усилий растяжения в цикле (50 % общего падения $\Sigma\Delta\sigma_{\%}$) имеет место при первом воздействии тока на материал. При втором и последующих разрядах наблюдали снижение эффективности ЭДО, что, согласно работе [6], можно объяснить перераспределением дислокационной структуры материала при его нагружении.

Изменение характера нагружения сварных образцов под влиянием ЭДО представлено в таблице. При этом значение предварительного растягивающего усилия $\sigma_{\text{пр}}$ (100 МПа) выбирали близким к значению максимальной поперечной компоненты σ_y остаточных сварочных напряжений в сплавах системы Al–Mg. Проанализировав данные таблицы, можно заключить, что условия предварительного нагружения сварных соединений близки к условиям, принятым для основного металла. Если сравнивать табличные значения $\Delta\sigma_{\%}$ для двух типов образцов, то у сварных соединений более выражены релаксационные процессы, связанные с падением предварительного деформирующего усилия. Таким образом, за первые три импульса тока в них достигается снижение $\Delta\sigma_{\%}$, равное суммарной величине $\Sigma\Delta\sigma_{\%}$ у образцов основного металла. При сопоставлении значений $\Delta\sigma_{\%}$ в основном металле и сварном соединении видно, что у последнего они более высокие (до 10 %), что, вероятно, связано с более

Усилие нагружения при растяжении на образцах основного металла и сварных соединений из сплава АМгб при ЭДО

Материал	n, разряд	$\sigma_{\text{пр}}$, МПа	σ_n , МПа	$\Delta\sigma_n$, МПа	$\Delta\sigma_{\%}$, %	$\Sigma\Delta\sigma_{\%}$, %
Основной металл	—	116,7	—	—	—	~ 50
	1		88,34	28,36	24,3	
	2		77,5	10,84	9,3	
	3		70,0	7,5	6,43	
	4		62,9	7,1	6,1	
	5		59,5	3,4	3,0	
Сварное соединение	—	100,0	—	—	—	~ 57
	1		70,0	30,0	30,0	
	2		56,67	13,33	13,33	
	3		50,0	6,67	6,67	
	4		45,4	4,6	4,6	
	5		43,5	1,9	1,9	

Примечание. n — последовательность разрядов в цикле обработки; $\sigma_{\text{пр}}$ — предварительное растягивающее напряжение в образце; σ_n — текущее значение растягивающих напряжений после каждого разряда тока; $\Delta\sigma_n = \sigma_n - \sigma_{n+1}$ — текущее падение растягивающих напряжений после каждого разряда; $\Delta\sigma_{\%} = (\Delta\sigma_n / \sigma_{\text{пр}}) \cdot 100$ % — текущее относительное падение усилия растяжения после каждого разряда; $\Sigma\Delta\sigma_{\%}$ — суммарное относительное падение усилия растяжения после цикла ЭДО.

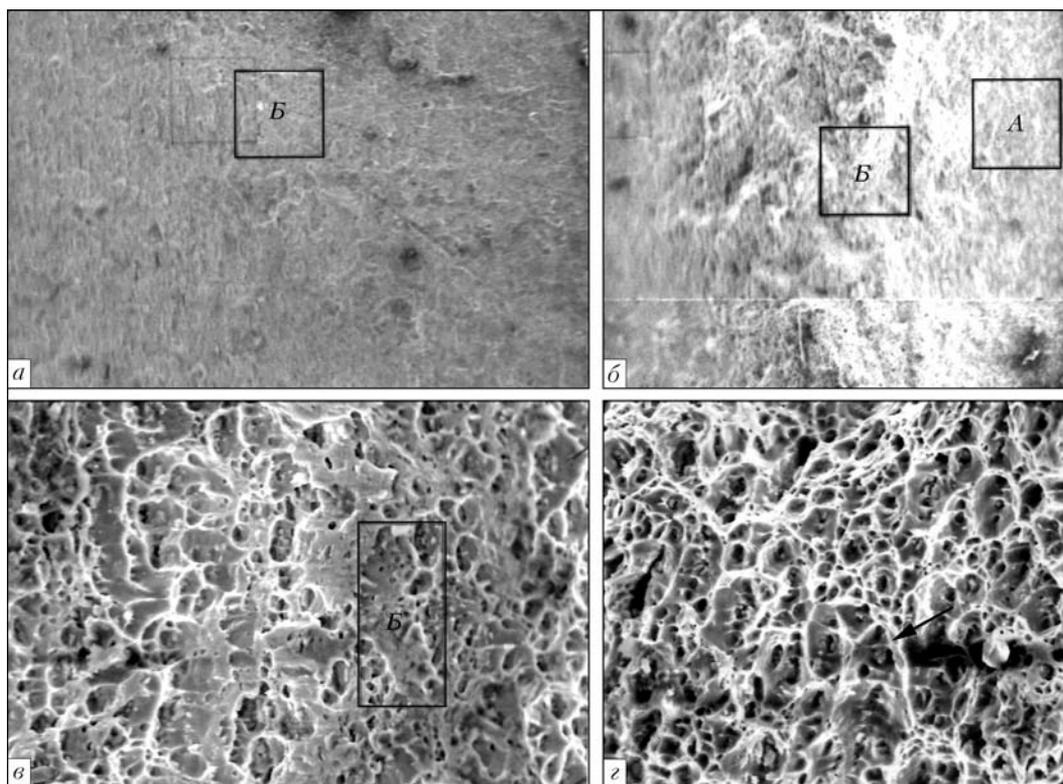


Рис. 2. Внешний вид (*а, б*) и фрактографическая картина (*в, г*) изломов сплава АМг6: *а, в* — исходное состояние; *б, г* — после ЭДО (зона *А* — участок излома вблизи поверхности образца, *Б* — середина поверхности излома; *а, б* — $\times 33$; *в, г* — $\times 500$)

высокой пластичностью металла ОШЗ по сравнению с основным металлом, обусловленной разупрочнением, вызванным сварочным нагревом.

С целью изучения влияния ЭДО на изменение структуры материала проводили сравнительные оценки топографии макрорельефа разрушения, полученного в результате одноосного растяжения основного металла сплава АМг6 в исходном состоянии и с применением ЭДО. Фрактограммы образцов обработанного и необработанного материала представлены на рис. 2. Из рисунка видно, что изломы имеют преимущественно волокнистое строение с крупными гребнями, образовавшимися по механизму смешанного разрушения [5]. Для изучения рельефа изломов сплава после электродинамического воздействия взяты образцы с односторонней проработкой материала. По сравнению с рис. 2, *а* излом на рис. 2, *б* с обработанной стороны имеет более развитое волокнистое строение с глубиной проникновения волокон до $2/3$ толщины образца. Обнаруженные особенности позволяют сделать вывод, что ЭДО сплава АМг6 является объемным, а не поверхностным воздействием на материал.

Микроскопическая оценка механизма разрушения сплава АМг6 в исходном состоянии свидетельствует о его транскристаллитном характере. При этом по всей толщине материала наблюдали ямочное строение излома, определяемое плоскими ямками отрыва овальной формы и средним диаметром $5...15$ мкм. На изучаемом рельефе наб-

людаются однонаправленные гребни отрыва перемычек и развитие фасетки квазискола (зона *Б* на рис. 2, *в*) с площадью до $2500...3000$ мкм². При этом топография излома характеризуется структурной неоднородностью, где гребни отрыва чередуются со скольными фрагментами и участками ямок. Более развит ямочный рельеф и гребни отрыва при разрушении материала после обработки. Сравнивали фрактографическую картину средней части изломов образцов (зона *Б*) в исходном состоянии (рис. 2, *в*) и после ЭДО (рис. 2, *г*), при этом на рельефе изломов сплава АМг6 после ЭДО наблюдается большая глубина и равноосность ямок. Если на необработанном металле имеют место плоские ямки и гребни одной ориентации, то в изломе образцов после воздействия тока фасетки квазискола отсутствуют, преобладают мелкие глубокие равноосные ямки со средним диаметром $5...10$ мкм и разнонаправленные мощные гребни отрыва перемычек (стрелка на рис. 2, *г*). Средняя толщина гребней в исходном материале и после ЭДО соответственно равна 2 и 5 мкм. При этом если в сплаве АМг6 без обработки линии гребней взаимно параллельны, то после воздействия тока в основном наблюдается их взаимная перпендикулярность. Проанализировав данные рис. 2, можно сделать вывод, что ЭДО создает предпосылки для формирования в материале объемных зон микровязкости, повышающих общий уровень пластических деформаций образца.

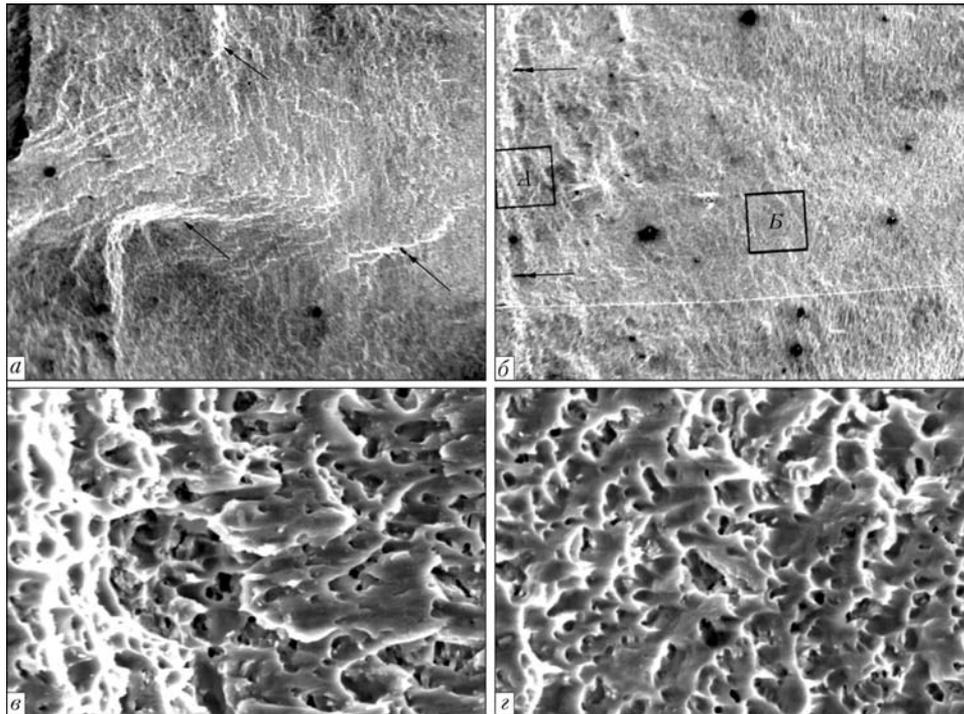


Рис. 3. Внешний вид (*а, б*) и фрактографическая картина (*в, г*) изломов сварных соединений сплава АМг6 после разрушения образцов: *а, в* — без ЭДО; *б, г* — после ЭДО (*а, б* — $\times 18$; *в, г* — $\times 1000$)

Для определения особенностей микромеханизма разрушения сварных соединений алюминиевых сплавов системы Al–Mg по сравнению с основным металлом проводили фрактографическую оценку изломов стыковых швов из сплава АМг6, обработанных (необработанных) импульсами тока.

Для исследований выбраны сварные образцы из сплава АМг6, изготовленные и прошедшие одностороннюю ЭДО по методике, описанной выше. Фрактограммы изломов стыковых соединений в исходном состоянии и после ЭДО представлены на рис. 3. Поверхность рельефа изломов по линии сплавления необработанных образцов имеет многоочаговую структуру разрушения (стрелки на рис. 3, *а*), равномерно распределенную по всей поверхности излома. Несколько отлична топография излома обработанного соединения, где очаги разрушения сконцентрированы в приповерхностной области (зона А на рис. 3, *б*) со стороны поверхности образца, подвергаемой воздействию тока. При этом распространение идет параллельно обрабатываемой поверхности (стрелки на рис. 3, *б*). Такой рельеф, распространяемый вглубь материала до 2/3 толщины образца, как и при изучении изломов основного металла (см. рис. 2, *б*), может свидетельствовать о воздействии ЭДО по толщине материала.

Рассмотренный при большом увеличении рельеф излома необработанного сварного соединения (рис. 3, *в*) характеризуется мелкоячеистым строением с подплавленными ямками нормального отрыва, неравномерно чередующихся с развитыми гребнями отрыва перемычек и протяженными

участками квазискола. Особенно заметна неравномерность структуры необработанных участков у поверхности сварных образцов, где участки квазискола занимают 70 % площади излома. Значительно более упорядочен рельеф излома приповерхностной области металла ОШЗ (рис. 3, *б*, зона А) с обработанной стороны, который представлен на рис. 3, *г*. Он характеризуется незначительными по протяженности фасетками квазискола и равномерным распределением равноосных мелких ямок и гребней отрыва, толщина отрыва которых не превышает 5...10 мкм. Близка по геометрии и структура срединной поверхности излома (рис. 3, *б*, зона В), являющаяся границей воздействия обработки и характеризующаяся «строчечным» расположением гребней.

В целом можно отметить, что после ЭДО металл имеет более развитую поверхность микровязкого разрушения с пониженным содержанием структур скола. Полученные результаты совпадают с мнением автора работы [6] в том, что создавая в металле области с повышенной вязкостью, можно регулировать характеристики пластичности и, следовательно, осуществление процессов релаксации его напряженно-деформированного состояния.

Авторами были проведены металлографические исследования микроструктуры по линии сплавления сварных соединений сплава АМг6, обработанных и необработанных импульсами тока (рис. 4). Структура необработанного тока сплава в основном состоит из дисперсных выделений β -фазы Al_3Mg_2 в обрамлении силицида магния MgSi. β -Фаза имеет большую площадь и более

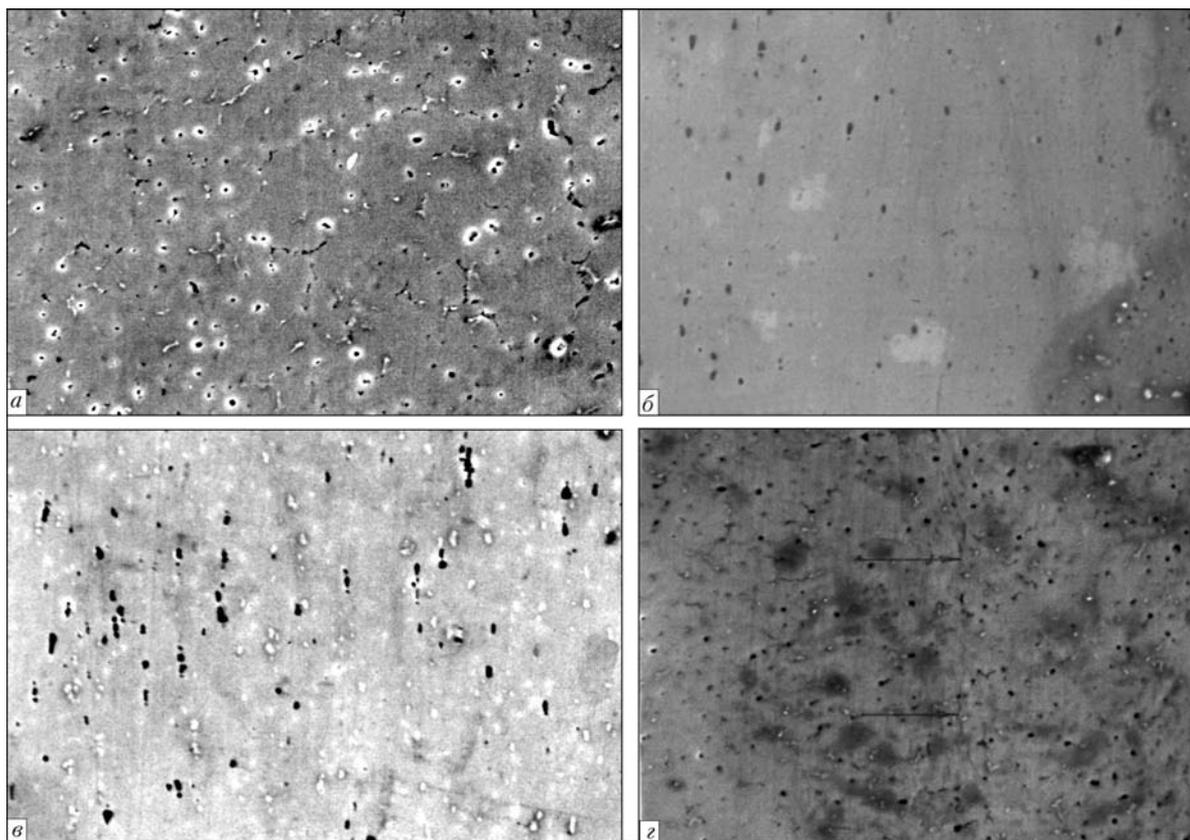


Рис. 4. Микроструктура ($\times 500$) ОШЗ сварного соединения сплава АМг6, выполненного аргонодуговой сваркой без ЭДО (а, б) и после ЭДО: а-в — центральная зона, б-г — зона у поверхности образца

светлый оттенок в окружении темных линий и точечных включений силицида магния (рис. 4, а, б). Близка по составу и структура центральной зоны обработанного сплава (рис. 4, в).

При изучении приповерхностного слоя сплава АМг6 после ЭДО (рис. 4, г) вблизи обработанной поверхности наблюдали протяженные и развитые группы линий скольжения (стрелки на рис. 4, г), что свидетельствует об объемном пластическом деформировании материала [7] при импульсном воздействии тока. Преимущественная ориентация линий совпадает с плоскостью поверхности образца, подвергаемой воздействию тока. При этом направление скольжения наиболее благоприятно ориентировано относительно плоскости приложения внешней растягивающей нагрузки $\sigma_{пр}$. При сравнении макроструктуры приповерхностного слоя излома обработанного сварного соединения сплава АМг6 (стрелки на рис. 3, б) с его микроструктурой (стрелки на рис. 4, г), наблюдаются совпадения геометрических характеристик излома и линий скольжения. При изучении механизма скольжения у приповерхностного слоя обработанных сварных соединений при большем увеличении (рис. 5) можно видеть, что единичные линии скольжения (стрелки на рис. 4, г) объединены в однонаправленные группы (рис. 5, а) полос скольжения. Наблюдаемая конфигурация линий свидетельствует о процессе интенсивного пластического

течения материала при ЭДО. По данным работы [7] подобный эффект связан с такими процессами, как создание препятствий для свободного распространения пластических сдвигов, влиянием приграничных объемов, внутризеренных структурных напряжений, а также с переходом от скольжения по одной системе плоскостей к другой.

При изучении линий скольжения наблюдали их конфигурацию, характерную для развитого пластического течения — скольжения с элементами кручения, когда деформация поликристаллической структуры протекает по двум и более направлениям. Закручивание, по данным [7], приводит к существенным объемным искажениям структуры сплава АМг6, о чем в настоящей работе свидетельствует характер изменения рельефа не-

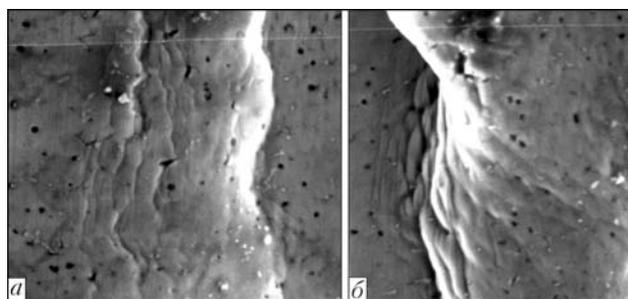


Рис. 5. Микроструктура сварных соединений сплава АМг6 ($\times 1000$) после ЭДО: а — плоское скольжение; б — скольжение с кручением

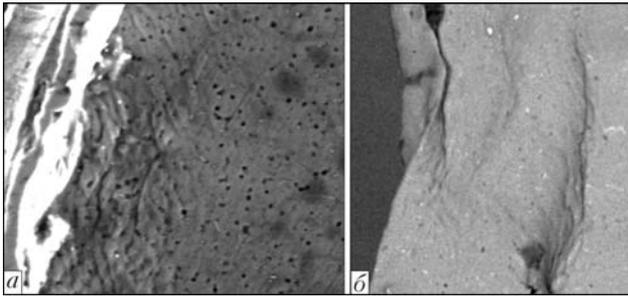


Рис. 6. Микроструктура обработанной поверхности образцов сварных соединений сплава АМг6 после ЭДО (×1000): а — плоское скольжение; б — скольжение с кручением

посредственно у обрабатываемой поверхности. При этом наблюдали плоский тип скольжения (рис. 6, а), скольжение с кручением (рис. 6, б), а также их суперпозиции. Обнаруженные особенности подтверждают факт интенсивного пластического течения в приповерхностных слоях материала при его обработке импульсами тока, следствием чего может быть деформационное упрочнение. Согласно работе [7] этот факт можно объяснить тем, что комбинированное скольжение приводит к сложному изменению формы кристалла, вызываемому не только сдвигом, но и наложением крутильной компоненты. При этом происходят существенные искажения внутренней структуры кристалла, связанные со смещением атомных плоскостей.

Увеличение плотности искаженных участков кристаллического строения приводит к деформационному упрочнению, для подтверждения механизма которого выполняли замеры микротвердости HV на шлифах обработанных и необработанных сварных соединений сплава АМг6. Измерения проводили на приборе ПМТ-3 «LECO» при нагрузке 10 г. Значения HV как для необработанного материала (см. рис. 3, а), так и для удаленных участков обработанного сечения (см. рис. 3, б, зона Б) составляли 82,4 ед. Максимальные значения микротвердости HV 129...131 наблюдали в зоне плоского очага разрушения (см. рис. 3, б, стрелка в зоне А), где наряду с полосами плоского скольжения имело место скольжение кручением, несколько ниже значения HV 119...121 непосредственно у обработанной

поверхности (см. рис. 4, з, правый край). Проведенные измерения показали, что обработка импульсами тока ОШЗ сварного соединения сплава АМг6 по сравнению с необработанным вызывает в материале деформационное упрочнение на 35...40 %.

Выводы

1. Предложена экспериментальная методика исследования механизма релаксации напряженно-деформированного состояния прямоугольных образцов сплава АМг6 и его сварных соединений при электродинамическом воздействии материала.

2. На основании фрактографических исследований изломов образцов из АМг6 установлено, что ЭДО повышает долю микровязкого разрушения материала, выраженного в увеличении площади с ямочной структурой и снижении фасеток квазискола.

3. На основании металлографических исследований микрошлифов сплава АМг6 установлено, что ЭДО вызывает в материале локальные зоны пластического течения, характеризующегося полосами скольжения различной ориентации, результатом которого является деформационное упрочнение обрабатываемого материала на 35...40 %.

1. *Исследование влияния импульсной обработки на повышение ресурса металлических конструкций* / Л. М. Лобанов, Н. А. Пашин, В. П. Логинов и др. // Автомат. сварка. — 2005. — № 11. — С. 28–32.
2. *Теория электрических аппаратов* / Г. Н. Александров, В. В. Борисов, В. Л. Иванов и др. — М.: Высш. шк., 1985. — 312 с.
3. *Фрактография и атлас фрактограмм: Справ. изд.* / Под ред. Дж. Феллоуза. — М.: Металлургия, 1982. — 489 с.
4. *Влияние электродинамической обработки на напряженно-деформированное состояние теплоустойчивых сталей* / Л. М. Лобанов, Н. А. Пашин, В. М. Скульский и др. // Автомат. сварка. — 2006. — № 5. — С. 11–15.
5. *Разрушение алюминиевых сплавов. Атлас фрактограмм* / С. М. Кишкина, В. Л. Браташев, Н. В. Гук и др. — М.: ВИАМ, 1988. — 168 с.
6. *Деформация и механика разрушения конструкционных материалов* / Под ред. Р. В. Харцберга. — М.: Металлургия, 1989. — 576 с.
7. *Бернштейн М. Л., Займовский В. А. Механические свойства металлов.* — М.: Металлургия, 1978. — 496 с.

On the basis of fractography analysis the peculiarities of stressed state relaxation mechanisms and microfracture of base metal samples and AMg6 alloy welded joints were studied under the conditions of electrodynamic processing (EDP) of the material by current impulses. It was determined that at EDP of butt welded joint HAZ the amount of the ductile fracture component increases. At the same time, in the processed material a non-conservative plastic slip deformation is observed that results in strain hardening of AMg6 alloy butt welded joint structure by 35...40 % compared with unprocessed material.

Поступила в редакцию 06.02.2006



СТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Zn–Mg–Cu ПРОТИВ ОБРАЗОВАНИЯ ГОРЯЧИХ ТРЕЩИН ПРИ АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКЕ

Чл.-кор. НАН Украины **А. Я. ИЩЕНКО**, **В. Е. ФЕДОРЧУК**, инж., **А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ**, канд. техн. наук,
М. Р. ЯВОРСКАЯ, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследована стойкость высокопрочных сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu против образования горячих трещин при аргонодуговой сварке в зависимости от суммарного количества и соотношения в них основных легирующих элементов (цинка, магния, меди), а также от наличия добавок скандия в основном и присадочном материалах. Показано, что повышение суммарного количества основных легирующих элементов в сплавах и введение 0,3 % Sc в металл шва позволяет существенно увеличить стойкость сварных соединений против образования горячих трещин.

Ключевые слова: аргонодуговая сварка, высокопрочные алюминиевые сплавы, легирование, скандий, металл шва, горячеломкость

Среди широкой гаммы алюминиевых сплавов наиболее высокопрочные относятся к системе Al–Zn–Mg–Cu. Так, например, временное сопротивление σ_B серийного сплава В96ц составляет 650 МПа, а при изменении соотношения основных легирующих элементов (цинка, магния, меди) и их суммарного содержания может достигать 750 МПа [1], благодаря чему этот сплав широко применяют в качестве конструкционного материала в различных отраслях промышленности. Сплавы данной системы характеризуются хорошей технологичностью при изготовлении полуфабрикатов. Однако использовать их для изготовления сварных конструкций затруднительно ввиду повышенной склонности к образованию горячих трещин при сварке.

Проведенные работы по улучшению свариваемости сплавов тройной системы Al–Zn–Mg путем микролегирования добавками скандия [2–4] показали возможность существенного повышения

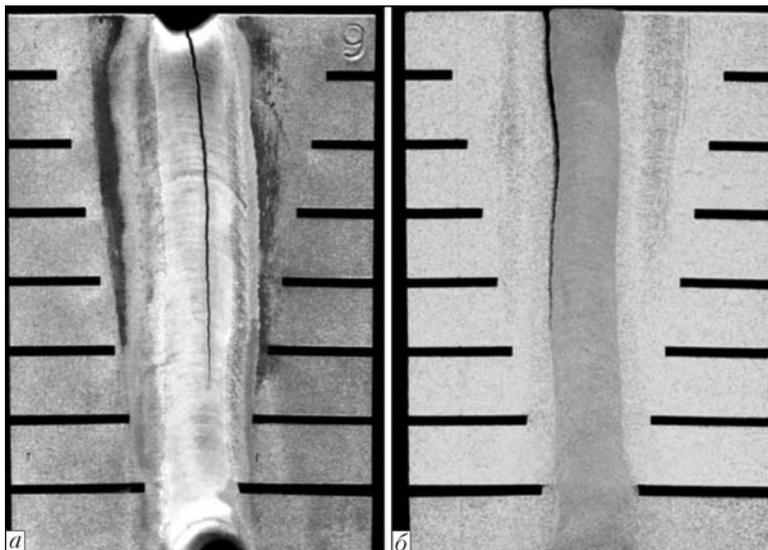
уровня прочности основного металла и металла сварных соединений и уменьшения их склонности к образованию горячих трещин при сварке. Что касается сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu, то мнения исследователей о целесообразности легирования скандием разделились. Некоторые из них [5] утверждают, что легирование скандием сплавов с высоким содержанием меди приводит к образованию комплексного соединения — W-фазы ($Al_xCu_ySc_z$), вследствие чего скандий не может участвовать в упрочнении твердого раствора и способствовать измельчению структуры сплава. Поэтому необходимы дальнейшие исследования для уточнения влияния скандия на свариваемость высоколегированных алюминиевых сплавов, содержащих медь.

В данной работе изложены результаты проведенных испытаний листов сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu толщиной 3 мм, химический состав которых приведен в табл. 1. Листы перед сваркой подвергали термической обработке. В зависимости от степени легирования сплавы без добавки скандия имели временное сопротивление разрыву от 510 до 655 МПа, а со скандием — 520...720 МПа. Автоматическую

Таблица 1. Химический состав высокопрочных сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu

№ сплава	Химический элемент*, мас. %						$\Sigma(Zn+Mg+Cu)$, мас. %	σ_B , МПа
	Zn	Mg	Cu	Mn	Zr	Sc		
1	5,0	2,6	1,3	0,6	—	—	8,9	510
2	7,9	2,1	2,0	0,3	0,1	—	12,0	600
3	9,0	3,0	2,3	0,3	0,1	—	14,3	655
4	5,8	2,1	1,9	—	—	0,3	9,8	520
5	8,5	2,6	2,3	0,3	0,1	0,3	13,4	675
6	9,0	3,0	2,3	0,3	0,1	0,3	14,3	720

* Al — основа.



Характер растрескивания образцов пробы Хоулдрокфта из сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu после сварки без присадочной проволоки (а) и со скандием (б)

щины образуются преимущественно в центральной части швов. Из данных, приведенных в табл. 2, видно, что при сварке без присадочной проволоки длина горячих трещин зависит от суммарного количества основных легирующих элементов в сплаве. В образцах сплавов без скандия при повышении суммарного содержания цинка, меди и магния от 8,9 до 14,3 % длина трещин уменьшается от 64 до 50 %. В сплавах, модифицированных скандием, наблюдается такая же тенденция. При повышении суммарного содержания основных легирующих элементов от 9,8 до 14,3 мас. % показатель горячеломкости *A* металла швов снижается с 52 до 38 %. С повышением суммарного содержания основных легирующих элементов влияние скандия усиливается.

Таблица 2. Склонность сплавов к образованию горячих трещин при сварке без присадочной проволоки

№ сплава	$\Sigma(\text{Zn}+\text{Mg}+\text{Cu})$, мас. %	<i>A</i> , %*
1	8,9	64
2	12,0	60
3	14,3	50
4	9,8	52
5	13,4	46
6	14,3	38

* Здесь и далее приведены данные, полученные по результатам испытаний 5–7 образцов пробы Хоулдрокфта.

аргонодуговую сварку выполняли неплавящимся вольфрамовым электродом на следующем режиме: сварочный ток $I_{\text{св}} = 205 \dots 210$ А; скорость сварки $v_{\text{св}} = 14$ м/ч; скорость подачи проволоки $v_{\text{пр}} = 115$ м/ч. Склонность сплавов к образованию горячих трещин оценивали при сварке образцов пробы Хоулдрокфта [6].

На рисунке представлен типичный вид трещин, возникающих при аргонодуговой сварке. При сварке без присадочной проволоки горячие тре-

Таблица 3. Склонность сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu к образованию горячих трещин при сварке с различными присадочными проволоками

№ сплава	$\Sigma(\text{Zn}+\text{Mg}+\text{Cu})$, мас. %	Состав присадочной проволоки	Содержание скандия в шве, мас. %	<i>A</i> , %
1	8,9	Al-6,2Mg-0,2Zr	—	66
		Al-6,2Mg-0,2Zr-0,5Sc	0,17	64
2	12,0	Al-6,2Mg-0,2Zr	—	60
		Al-6,2Mg-0,2Zr-0,5Sc	0,17	59
3	14,3	Al-6,2Mg-0,2Zr	—	51
		Al-6,2Mg-0,2Zr-0,5Sc	0,17	49

С учетом необходимости дальнейшего снижения показателя горячеломкости и повышения механических свойств сварных соединений проведены испытания на эффективность использования различных присадок. У сплавов без добавки скандия значения *A* оставались на прежнем уровне (табл. 3). Это связано с тем, что использование присадочной проволоки приводит к перемещению трещины из центральной части шва в зону сплавления (рисунки), где имеются скопления более легкоплавких эвтектических фаз в виде межзеренных прослоек. Скандий, присутствующий в присадочной проволоке, оказывает модифицирующее действие только на металл шва. В зоне сплавления шва с основным металлом его влияние оказывается недостаточным ввиду малой концентрации, в результате значения показателя горячеломкости уменьшаются незначительно (на 1...2 %).

Одновременное введение скандия в свариваемый металл и присадочную проволоку (табл. 4) позволяет обеспечить в металле шва содержание этого элемента на уровне 0,33...0,37 мас. %. При этом повышается его стойкость против образования горячих трещин при сварке. Определено, что повышение суммарного содержания основных легирующих элементов в сплавах от 9,8 до 14,3 мас. % приводит к уменьшению значений показателя горячеломкости с 46 до 29 %. Сравнение сплавов состава № 3 и 6 (табл. 1) показало, что введение 0,3 % Sc в основной металл позволяет уменьшить длину горячих трещин почти в 2 раза (табл. 3, сплав № 3; табл. 5, сплав № 6). На основании результатов металлографических исследований можно сделать вывод, что скандий оказывает влияние на процесс кристаллизации металла шва. В частности,



Таблица 4. Склонность сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu–Sc к образованию горячих трещин при сварке с присадочной проволокой Al–6,2Mg–0,2Zr–0,5Sc

№ сплава	Σ (Zn+Mg+Cu), мас. %	Содержание скандия в шве, мас. %	A, %
4	9,8	0,33	46
5	13,4	0,37	40
6	14,3	0,37	29

Таблица 5. Склонность сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu к образованию горячих трещин при сварке с присадочной проволокой различного состава

№ сплава	Σ (Zn+Mg+Cu), мас. %	Состав присадочной проволоки	A, %
1	8,9	Al–6,2Mg–0,2Zr	66
		Al–8,6Mg–0,1Zr	49
6	14,3	Al–6,2Mg–0,2Zr–0,5Sc	29
		Al–10,0Mg–0,5Sc	15

сплошные легкоплавкие эвтектики по границам кристаллитов становятся прерывистыми, что приводит к повышению сопротивления металла шва образованию трещин при затвердевании.

Проведены также исследования влияния содержания магния в присадочной проволоке на склонность к образованию горячих трещин при сварке. Из данных, представленных в табл. 5, видно, что у сплава одного и того же состава с увеличением уровня легирования присадочной проволоки, показатель горячеломкости сварных соединений уменьшается.

Проведенные исследования подтвердили целесообразность использования скандия в качестве модифицирующей добавки к присадочной проволоке типа AMg6 и сплавам системы Al–Zn–Mg–Cu с

целью повышения их стойкости против образования горячих трещин при аргонодуговой сварке.

Выводы

1. Стойкость высокопрочных сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu против образования горячих трещин при аргонодуговой сварке без присадочной проволоки зависит от суммарного содержания основных легирующих элементов в сплавах: при повышении их от 8,9 до 14,3 % длина трещины уменьшается с 64 до 50 %.

2. Введение 0,3 % Sc в основной металл и использование присадочной проволоки, легированной 0,5 % Sc, снижает показатель горячеломкости сварных соединений на 20...35 % по сравнению со сплавами без добавки скандия.

3. Повышение суммарного содержания легирующих элементов в основном металле до 14,3 мас. % и в присадочной проволоке до 10 мас. %, а также наличие в них скандия позволяют снизить склонность сплава к образованию горячих трещин до 15 %.

1. Фридландер И. Н. Высокопрочные алюминиевые сплавы с цинком, магнием и медью // *Металловедение и терм. обработка мет.* — 2003. — № 9. — С. 11–13.
2. Влияние содержания скандия на структуру и показатели сверхпластичности алюминиевых сплавов системы Al–Zn–Mg–Sc–Zr / Г. М. Хан, А. О. Никифоров, В. В. Захаров, И. И. Новиков // *Цветн. металлы.* — 1993. — № 11. — С. 55–58.
3. О легировании алюминиевых сплавов добавками скандия и циркония / В. Г. Давыдов, В. И. Елагин, В. В. Захаров, Т. Д. Ростова // Там же. — 1996. — № 8. — С. 25–30.
4. Ищенко А. Я. Алюминиевые высокопрочные сплавы для сварных конструкций // *Прогресивні матеріали і технології.* — К.: Академперіодика, 2003. — Т.1. — С. 50–82.
5. Захаров В. В., Ростова Т. Д. Легирование скандием алюминиевых медьсодержащих сплавов // *Металловедение и терм. обработка мет.* — 1995. — № 2. — С. 23–27.
6. Рабкин Д. М. *Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов.* — Киев: Наук. думка, 1986. — 256 с.

Resistance of Al–Zn–Mg–Cu system high-strength alloys to high-temperature cracking in argon-arc welding was studied, depending on the total amount and ratio of base alloying elements (zinc, magnesium, copper) in it, and also on the presence of scandium additions in base and filler materials. It is shown that increase of the total amount of base alloying elements in the alloys and addition of 0.3 % Sc to the weld metal allow considerably increasing the hot cracking resistance of welded joints.

Поступила в редакцию 03.11.2005



ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА В96 В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ НАГРЕВА ПРИ СВАРКЕ

Т. М. ЛАБУР, д-р техн. наук, Т. Г. ТАРАНОВА, В. А. КОСТИН, кандидаты техн. наук, чл.-корреспонденты НАН Украины А. Я. ИЩЕНКО, Г. М. ГРИГОРЕНКО, А. А. ЧАЙКА, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Методом фрактографического анализа изучены особенности рельефа поверхности разрушения образцов, вырезанных из различных участков зоны термического влияния сварных соединений высокопрочного алюминиевого сплава В96. Установлены общие закономерности зарождения и распространения трещин в условиях внецентренного растяжения. Выявлены причины возникновения очагов концентрации напряжения и образования микротрещин на границах между зернами.

Ключевые слова: фрактографический анализ, высокопрочный алюминиевый сплав, теплофизические условия сварки, механизм разрушения, рельеф излома, магистральная трещина

Разрушение реального твердого тела представляет собой сложный процесс, включающий множество генетически взаимосвязанных или дополняющих друг друга явлений. Как правило, разрушение образцов, деталей машин или элементов конструкций происходит по нескольким параллельно или последовательно протекающим механизмам. Имеющиеся данные о природе разрушения пластичных материалов, включая алюминиевые сплавы [1–3], свидетельствуют о том, что снижение сопротивления материала зарождению и распространению трещин обусловлено переходом от механизма внутризеренного разрушения к межзеренному и зависит от различных факторов внутреннего и внешнего воздействия. Все механизмы разрушения объединяет единый индикатор процесса разрушения — работа, необходимая для осуществления процессов зарождения и распространения трещины. Хрупкие виды разрушения требуют незначительной работы разрушения, а вязкие — больших энергетических затрат. Следует отметить, что сам по себе уровень энергии разрушения не является показателем типа разрушения, который можно установить только на основе исследования характера изменения энергии разрушения при вариации некоторых структурных и механических факторов. К таким факторам относятся режимы и способы сварки, послесварочная термическая или термомеханическая обработка, а также условия эксплуатации сварных конструкций.

Известно, что структура и свойства сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов зависят от способа и режима сварки [1]. Перегрев металла приводит к сегрегации легиру-

ющих элементов и примесей в структуре соединения. В результате происходит развитие неоднородности по их содержанию и образование межзеренных прослоек, состоящих из пересыщенных фаз, которые вызывают рост концентрации напряжения в металле и оказывают существенное влияние на эксплуатационные свойства сварных соединений.

Характер процессов, протекающих в зоне термического влияния (ЗТВ), как правило, определяют путем измерения твердости. Однако при этом выявляется лишь один аспект проблемы — снижение прочности при сварочном нагреве. Исследование его влияния на сопротивление зарождению и распространению трещин в соединениях сопряжено с определенными трудностями, обусловленными физической и структурной неоднородностью металла ЗТВ.

Целью настоящей работы является изучение на основе результатов фрактографических исследований особенностей изменения структуры металла ЗТВ под действием термического цикла сварки и влияния последнего на характер разрушения соединения.

Для достижения указанной цели проанализировали фрактограммы разрушенных образцов из сплава В96 системы легирования Al–Zn–Mg–Cu при сварке плавлением. На отдельных образцах моделировали условия нагрева и охлаждения при термическом цикле сварки. Подробно эта методика исследования изложена в работе [3]. Топографию поверхности разрушения, ее зависимость от вида напряженного состояния металла сварного соединения, его структурной неоднородности по составу изучали методом растровой электронной микроскопии. Характер и особенности микродеформации и сопутствующие этому структурные изменения, происходящие в металле сварных соединений при статическом нагружении, изучали



с использованием растрового электронного микроскопа JSM-840 с системой микроанализатора «Линк» 860/500 при ускоряющем напряжении 15, 25 и 30 кВ. Взаимодействие электронного пучка растрового микроскопа со структурными составляющими, которые содержат легирующие элементы, в том числе магний, медь, цирконий и скандий, и входят в состав исследуемых сплавов, создает определенный контраст изображения. Это позволяет осуществить качественную оценку изменения формы и размеров отдельных фрагментов структуры сплавов в различных теплофизических условиях, имеющих место при термическом цикле сварки в каждом из исследуемых участков ЗТВ.

Как показали исследования поверхности изломов образцов методом фрактографического анализа, разрушение металла, которое моделирует состояние перегрева в зоне сплавления шва с основным металлом, происходит параллельно оси прикладываемой нагрузки. Перегрев металла при сварке в условиях температуры неравновесного солидуса вызывает оплавление зерен вдоль их границ, что и наблюдается на рельефе излома поверхности разрушения образца из сплава В96 (рис. 1). При дуговых способах сварки в структуре металла зоны сплавления имеет место утолщение границ зерен, наблюдается наличие тройных стыков и значительное количество эвтектики, а при сварке электронным лучом образуется в основном полидрическая структура. Эвтектик в этом случае формируется меньше, что положительно влияет на уровень твердости металла [3].

Рельеф участка излома поверхности разрушения надреза неоднороден и отличается смешанным характером, если напряженное состояние, последовательность нагружения и микроструктура благоприятствуют одновременной реализации двух механизмов разрушения — вязкого и хрупкого (рис. 1, а). Разрушение происходит как в результате действия интеркристаллитного механизма на оплавленных зернах (рис. 1, б), так и скола по телу зерна (рис. 1, в). Ориентация плоскостей, по которым распространяются трещины, в этом случае совпадает с кристаллографической ориентацией решетки. Предполагается, что причиной разрушения такого характера является, помимо структурных превращений, декогезия границ зерен, происходящая вследствие их оплавления и выделения легкоплавких фазовых включений в межзеренном пространстве в условиях высокой (550 °С) температуры нагрева. Растягивающие напряжения, возникающие при охлаждении металла, приводят к нерав-

номерности микропластической деформации зерен и концентрации напряжения на их границах, особенно вблизи оплавленных зерен, в которых вследствие нагрева при сварке образуются микропустоты, вызывающие наряду с образованием фазовых включений зарождение трещин в зоне сплавления.

Напряженное состояние создается в металле ЗТВ вследствие высокой диффузионной подвижности легирующих элементов (цинка, магния, меди) и примесей, перемещающихся из объема зерен на их границу. Образование эвтектической прослойки и рост концентрации напряжения приводят к возникновению условий для облегченного зарождения микротрещин вдоль границ зерен по механизму квазискола. На это указывает камневидный рельеф излома, который обычно характерен для смешанного характера зарождения трещины, когда растрескиваются хрупкие структурные составляющие и за счет механизма сдвига происходит вязкое разрушение матрицы.

В средней части образца отмечается транскристаллитный тип излома, при котором зарождение трещины происходит в хрупких включениях, расположенных вдоль границ зерен (рис. 1, з). Там, где включения отсутствуют, имеет место вязкий (внутризеренный) характер разрушения. Различие в размерах частиц фаз, выделяющихся при нагреве, и расстояниях между ними обуславливает неоднородный характер расположения ямок на рельефе излома. Они преимущественно мелкие, а следовательно, энергоемкость их образования при разрушении небольшая. На участке излома,

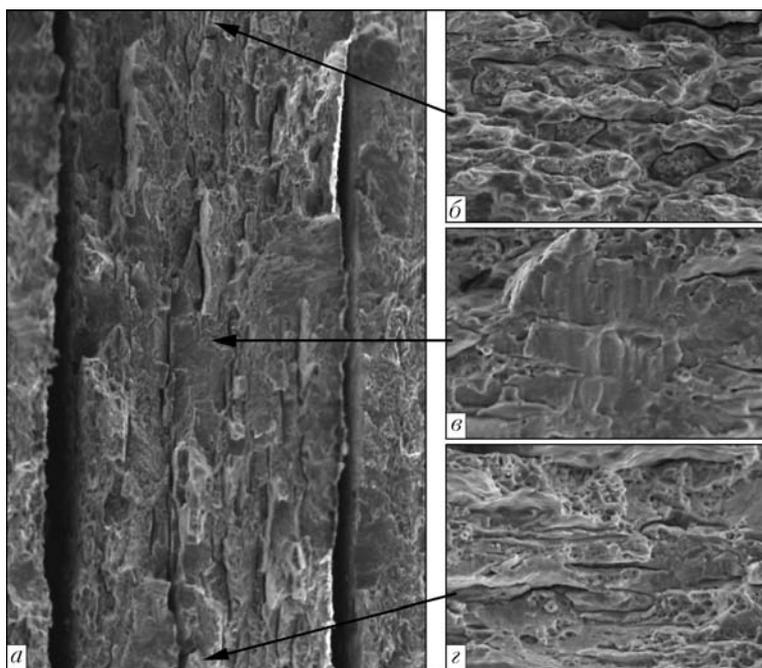


Рис. 1. Поверхность разрушения образца из сплава В96 после перегрева при $T = (550 \pm 2) \text{ } ^\circ\text{C}$ в течение 3 с, моделирующего состояние металла в зоне сплавления: а — общий вид излома, $\times 100$; б–з — участки соответственно под надрезом, изломом, остановки магистральной трещины, $\times 500$

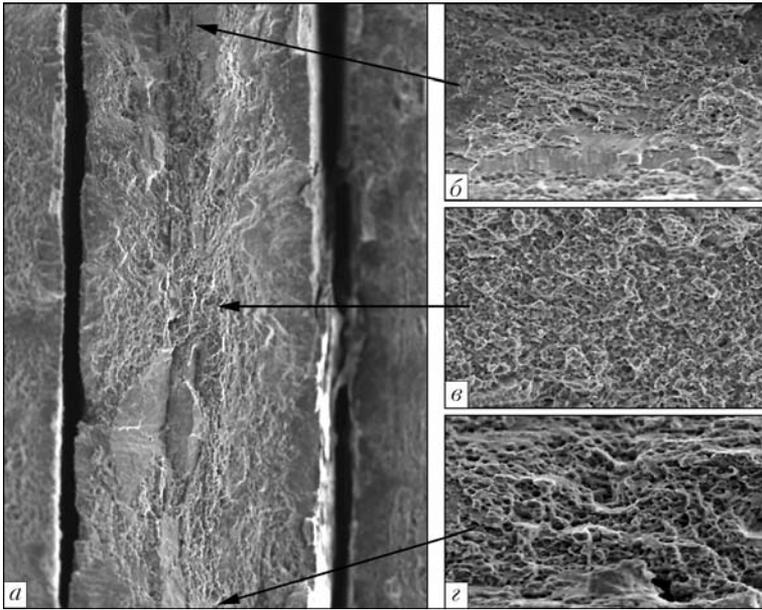


Рис. 2. Поверхность разрушения образца из сплава В96 после закалки при $T = (460 \pm 2)^\circ\text{C}$ в течение 1 ч и охлаждения в воде: *a–г* — здесь и далее см. рис. 1

где происходит остановка магистральной трещины, преобладают вязкие фрагменты рельефа. Их наличие указывает на зарождение микротрещины на плоскости контакта матрицы и включения вследствие декогезии, протекающей в сплаве в процессе сегрегации легирующих элементов при сварочном нагреве.

Характер развития магистральной трещины в образцах, нагретых до температуры закалки (460°C , 1 ч) с последующим охлаждением в воде (что моделирует термический цикл сварки электронным лучом), существенно отличается от развития трещин на изломах после перегрева. Как видно из рис. 2, *a*, «вязких» фрагментов здесь больше, а трещин меньше. Очагом зарождения

трещины является скопления фаз, выделившихся в случае нагрева при сварке, а также наличие интерметаллидных включений. После разрушения они не участвуют в образовании фасеток при отрыве под действием нормальных напряжений, и поэтому оказываются на их дне (рис. 2, *б*, *в*).

Вблизи крупных выделений фаз наблюдается наличие отдельных участков скола на фоне вязкого рельефа и многочисленных мелких фасеток. Их ориентация указывает на то, что зарождение трещины происходит на различных кристаллографических плоскостях. Подобный механизм зарождения трещины может иметь место лишь в том случае, если пластичность сплава достаточно высокая, а напряжение течения недостаточно, чтобы трещина распространялась только по механизму слияния пор. Аналогичный характер разрушения отмечается на участке излома

в средней части образца и вблизи устья магистральной трещины (рис. 2, *в*, *г*). Рядом с вязкими фасетками наблюдается квазискол. Отмеченные особенности рельефа свидетельствуют о малой пластической деформации металла, степень которой в локальных областях можно оценить исходя из геометрических размеров отдельных элементов рельефа — фасеток или гребней отрыва. В середине излома вдоль линии проката располагаются преимущественно трещины незначительной протяженности, что указывает на высокий уровень напряжения на данном участке структуры металла ЗТВ. Имеет также место перпендикулярная ориентация гребней, расположенных вдоль вытянутых фасеток.

Участок излома остановки магистральной трещины отличается значительным межзеренным разрушением, происходящим под действием напряженного состояния высокого уровня. Перебегающие участки ямочного и хрупкого межзеренного разрушения указывают на охрупчивание структурных составляющих в условиях, моделирующих термический цикл сварки неплавящимся электродом.

Характер поверхности излома образца из сплава В96 после нагрева до температуры отжига и охлаждения в воде, присущий термическому циклу сварки электронным лучом. В изломе содержится около 80 % вязкого рельефа (рис. 3). Вследствие высокой скорости охлаждения в металле выделяются дисперсные включения размером

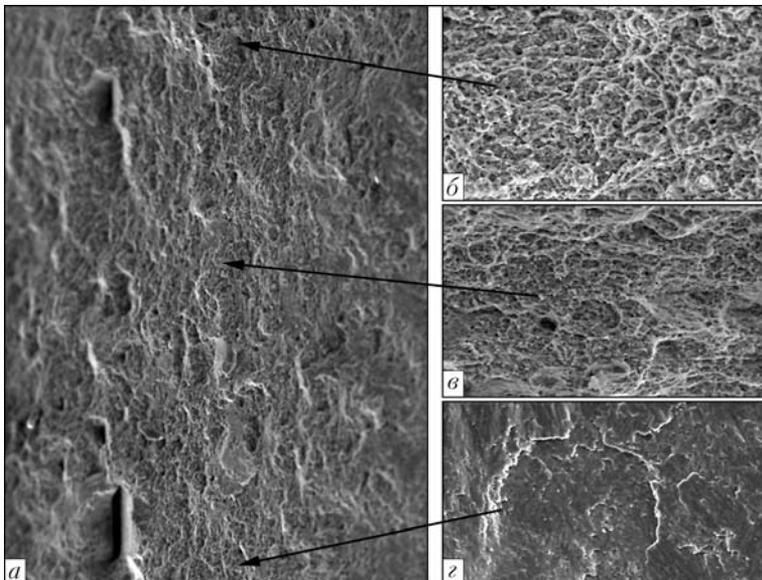


Рис. 3. Поверхность разрушения образца из сплава В96 после нагрева до температуры отжига $T = (460 \pm 2)^\circ\text{C}$ в течение 20 мин и охлаждения в воде



от 1 до 5 мкм. Это приводит к образованию многочисленных фасеток небольших размеров с невысокими гребнями. Как и в предыдущих образцах, гребни строго ориентированы в направлении, перпендикулярном приложенной нагрузке.

В средней части излома количество вязких фрагментов уменьшается, а скольных возрастает. Характер разрушения на участке излома, где произошла остановка магистральной трещины, преимущественно вязкий, хотя зарождение трещины происходит на хрупких включениях, вследствие отрыва последних от матрицы. Это свидетельствует о неполном развитии зернограничных сегрегаций на данном участке ЗТВ шва, выполненного электронно-лучевой сваркой с охлаждением в воде.

Характер рельефа образца из сплава В96 изменяется при охлаждении на воздухе после нагрева до температуры отжига (рис. 4). Тип разрушения образца в этом случае также смешанный, однако среди многочисленных фасеток, содержащих мелкие включения фаз, наблюдаются хрупкие фрагменты рельефа (см. рис. 3, а), которые отсутствуют при охлаждении в воде. Мелкие ямки на рельефе исследуемого сплава, различные по размерам и глубине, указывают на малое сопротивление зарождению микротрещин во время действия нормальных напряжений. Появляющиеся при нагреве металла фазы вдоль границ зерен вызывают дополнительные микронапряжения и тем самым вносят свой вклад в напряженное состояние структуры и обуславливают локальный характер зарождения трещин в наиболее хрупких участках ЗТВ. Подтверждением этого является наличие на дне ямок осколков интерметаллидных частиц, разрушенных при растрескивании. В центре излома образца (рис. 4, б, в) гребни имеют четкую ориентацию по направлению действия сил растяжения. Этот участок отличается рельефом смешанного характера, однако содержит меньшее количество скольных фрагментов, чем участок под надрезом. Сколы преимущественно располагаются вблизи семейства гребней. Указанный участок можно определить как место смены механизма зарождения трещин в кристаллографической плоскости. Помимо скольных фрагментов, излом содержит фрагменты рельефа, поверхность которых напоминает оксидные пленки, которые,

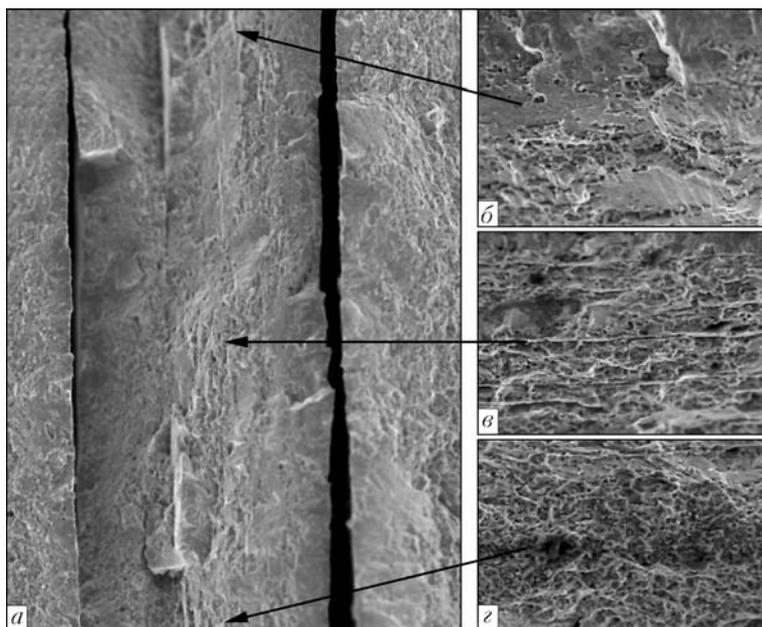


Рис. 4. Поверхность разрушения образца из сплава В96 после закалки при $T = (460 \pm 2) \text{ } ^\circ\text{C}$ в течение 1 ч и охлаждения на воздухе

возможно, и являются одной из причин изменения механизма зарождения трещин. Подобный характер излома наблюдается на том участке образца, где происходит остановка магистральной трещины (рис. 4, г).

Основной причиной зарождения трещин в образце после нагрева до температуры отжига и охлаждения на воздухе является разрушение грубых частиц, расположенных по границам зерен. Они имеют вид геометрических фигур и образуются преимущественно на участках, где располагается легкоплавкая эвтектика, содержащая соединения

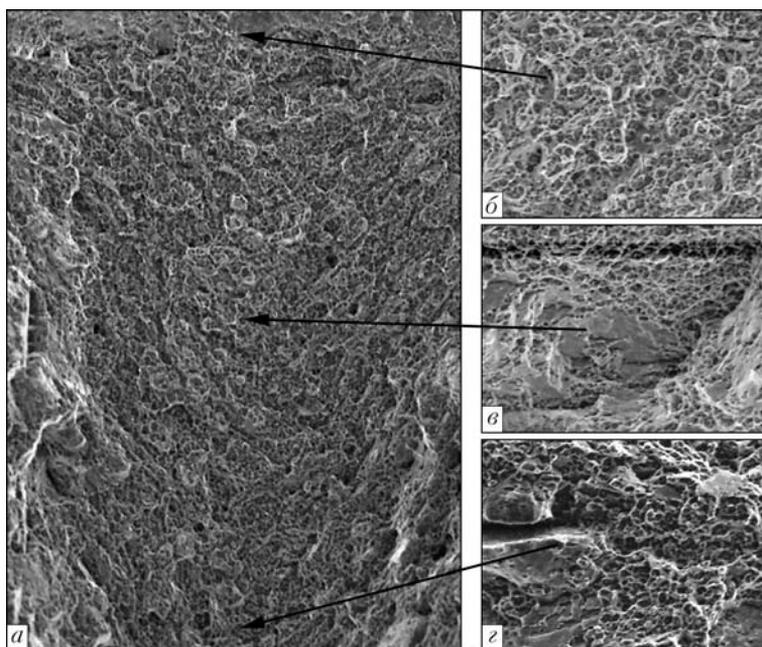


Рис. 5. Поверхность разрушения образца из сплава В96 после нагрева до температуры отпуска $T = (360 \pm 2) \text{ } ^\circ\text{C}$ в течение 3 мин и охлаждения на воздухе

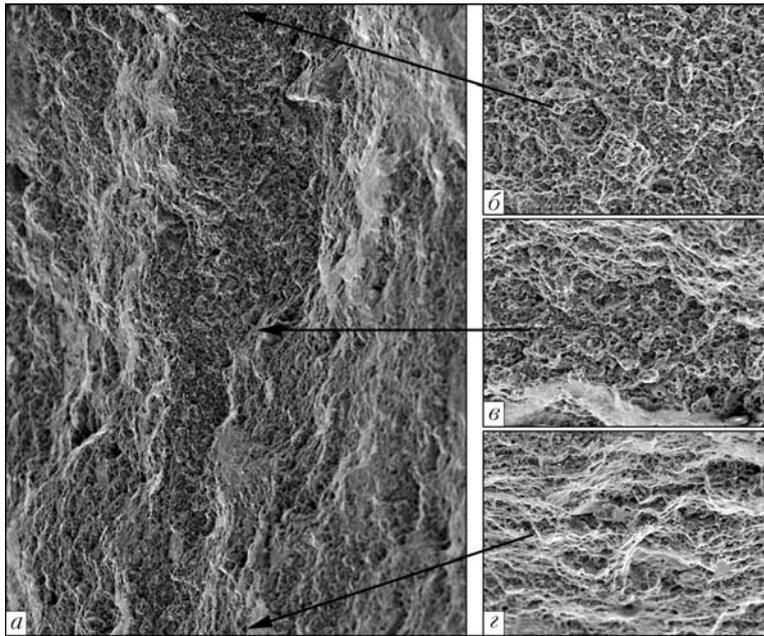


Рис. 6. Поверхность разрушения образца из сплава В96 после отжига при $T = (360 \pm 2)^\circ\text{C}$ в течение 20 мин и охлаждения в воде

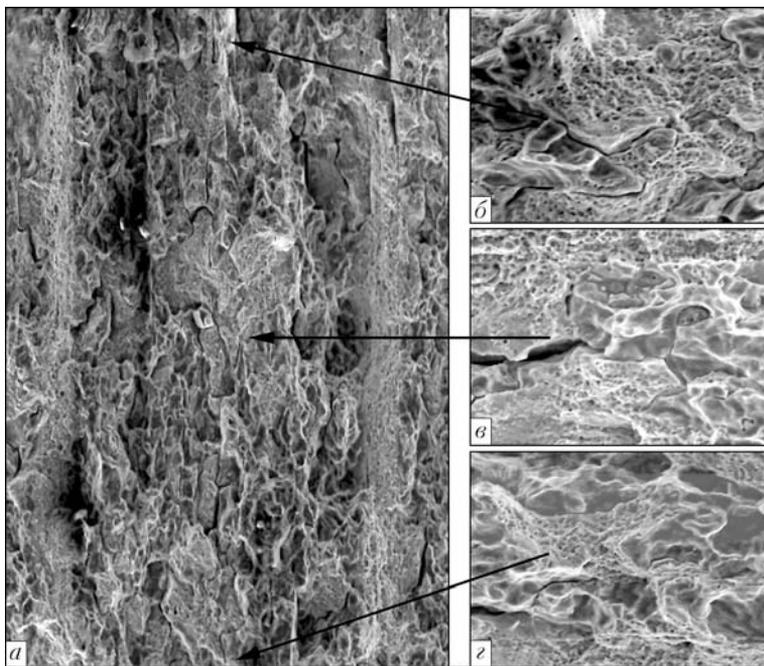


Рис. 7. Поверхность разрушения образца из сплава В96 на участке старения при $T = (140 \pm 2)^\circ\text{C}$ в течение 7 ч после нагрева при сварке

основных легирующих элементов — цинка, меди, магния. При этом трещины имеют протяженность в 3–4 раза большую, чем образовавшиеся при охлаждении металла в воде (1...5 мкм).

Излом образцов из сплава В96 в состоянии после нагрева до температуры отпуска и охлаждения на воздухе содержит значительное количество фрагментов с небольшими вязкими фасетками (рис. 5, а). Зарождение трещины происходит в результате разрушения фазовых частиц, расположенных вдоль границ зерен. Они имеют вытянутую форму и направлены вдоль ориентации проката основного металла, что при разрушении при-

водит к образованию фасеток такой же формы. Зарождение трещин происходит вследствие отрыва по плоскостям сопряжения отличающихся между собой структурных составляющих, чем и объясняется появление многочисленных фасеток квазискола. Вокруг фасеток расположены в основном единичные гребни, а между ними — участки скола, образовавшиеся в результате пластических сдвигов металла в условиях деформации при испытании на вцентренное растяжение.

Поскольку воздействие термического цикла на данном участке весьма кратковременно (3 мин), то значительного изменения текстуры на изломе сплава не наблюдается. В средней части образца (рис. 5, б, в) «вязкие» фасетки перемежаются с небольшими участками квазискола, что может быть обусловлено изменением кристаллографической структуры плоскости исследуемого образца в процессе распространения трещины. Кроме того, на изломе встречаются отдельные участки, которые напоминают пустоты, формирующиеся на эвтектических образованиях [1]. Они не имеют четких контуров и значительно шире, чем хрупкие трещины. На вязкий характер их зарождения указывают мелкие фасетки с невысокими гребнями и включениями на дне. Характер рельефа излома участка образца, где произошла остановка магистральной трещины (рис. 5, г), такой же, как и в его центральном участке. При охлаждении в воде образца из сплава В96, нагретого до температуры отпуска, в рельефе излома проявляется большее количество вязких участков (рис. 6). Это указывает на действие более благоприятных теплофизических условий, которые модели-

ровали сварку электронным лучом. На высокую склонность к пластической деформации металла межзеренного пространства указывают развитые гребни вокруг фасеток, хотя последние имеют небольшие размеры. Об этом также свидетельствует и отсутствие микротрещин на поверхности разрушенных образцов.

После искусственного старения при $T = 140^\circ\text{C}$ в течение 7 ч разрушение образцов из сплава В96 происходит также по смешанному типу — вязкие участки чередуются с хрупкими (рис. 7). Соотношение площадей, которые они занимают на изломе, составляет примерно 1:2. Трещины зарождаются преимущественно в теле включений, выде-



лившихся в процессе старения на границе между зёрнами. Сливаясь, они образуют камневидный рельеф излома, что характерно для случая, когда в металле действуют два или более механизмов разрушения. Можно предположить, что подобное явление обусловлено резким снижением зернограницной энергии вследствие адсорбции или под действием неоднородной сегрегации легирующих элементов и примесей на границах зёрен [2]. Осколки разрушенных включений мелкодисперсные и располагаются на дне фасеток.

В средней части образца и вблизи участка, где магистральная трещина остановилась (рис. 7, в, з), характер излома аналогичный. Образование трещин происходит по слоям вдоль линии проката. Они глубокие с плоскими стенками, что, видимо, связано с хрупким механизмом распространения трещины, протекающим мгновенно по всей высоте образца под надрезом.

Поверхность разрушения образца из сплава В96 в исходном состоянии имеет хрупкий рельеф с расслоением (рис. 8). Отсутствие в изломе зоны пластической деформации указывает то, что разрушение происходило в два этапа. Первый — это плоскодеформированное состояние, связанное с напряженным состоянием, вызванным прокатом в процессе изготовления образца и условиями его испытания. В этом случае металл не способен активно поглощать энергию пластической деформации. Второй — это плосконапряженное состояние, которое приводит к образованию фасеток с невысокими гребнями и трещин незначительной длины. В середине образца характер рельефа аналогичный, формируется также семейство гребней, ориентация которых совпадает с направлением приложенного усилия в условиях внецентренного растяжения. На рис. 8, з представлен фрагмент вязкого рельефа вблизи участка скола. Подобный характер рельефа имеет поверхность излома на участке, где магистральная трещина остановилась при разрушении образца.

Таким образом, теплофизические условия, присутствующие при сварке дугой неплавящимся электродом, приводят к образованию на границе зёрен микротрещин и смешанному характеру разрушения

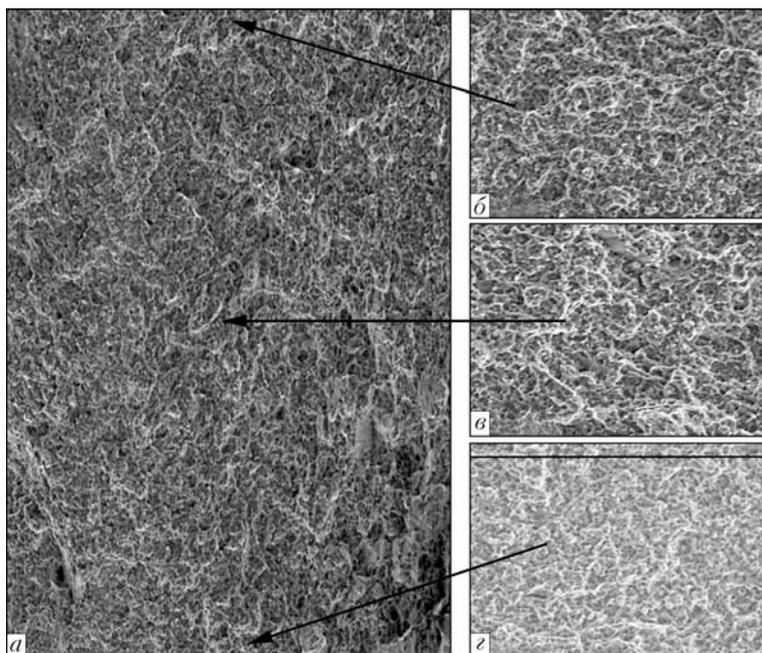


Рис. 8. Поверхность разрушения образца из сплава В96 в исходном состоянии

образца из сплава В96, что может быть обусловлено резким снижением зернограницной энергии вследствие адсорбции или неоднородной сегрегации легирующих элементов и примесей под действием термического цикла.

Более высокая скорость охлаждения металла в условиях электронно-лучевой сварки способствует увеличению количества «вязких» фрагментов рельефа на изломах с более мелкими (от 1 до 5 мкм) частицами, выделяющимися по объему зёрен и вдоль их границ. Для предотвращения охрупчивания структурных составляющих металла ЗТВ сварных соединений желательнее выполнять сварку с меньшей погонной энергией, что повышает сопротивление металла зарождению трещин, а также обеспечивает благоприятные условия сочетания силовых и энергетических характеристик вязкости разрушения в сварных конструкциях.

1. Ищенко А. Я., Склабинская И. Е. Особенности превращения в зоне термического влияния при сварке некоторых высокопрочных алюминиевых сплавов // Автомат. сварка. — 1979. — № 5. — С. 26–29.
2. Рабкин Д. М. Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов. — Киев: Наук. думка, 1986. — 256 с.
3. Особенности зарождения и распространения трещин при разрушении сварных соединений алюминий-литиевого сплава 1441 / Т. М. Лабур, А. Я. Ищенко, Т. Г. Таранова, Г. М. Григоренко, В. А. Костин // Автомат. сварка. — 2005. — № 5. — С. 11–16.

Fracture surface relief peculiarities of samples cut out from different segments of the HAZ of high-strength aluminum alloy welds B96 were studied by fractography analysis method. General laws of crack initiation and propagation at eccentric tension were determined. The reasons for initiation of centers of stress concentration and microcrack formation on grain boundaries were established.

Поступила в редакцию 06.07.2005



МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА КОНТРОЛЛЕРА МОНИТОРИНГА СВАРКИ МИГ

Ф. Н. КИСИЛЕВСКИЙ, д-р техн. наук, В. В. ДОЛИНЕНКО, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Описана объектно-ориентированная модель контроллера мониторинга МИГ-сварки в среде математического пакета Simulink/MATLAB. Выполнены исследования качества работы трех алгоритмов мониторинга. Предложена реализация контроллера сварки МИГ с использованием объектно-ориентированного пакета xPC-Target/Simulink/MATLAB.

Ключевые слова: мониторинг сварки МИГ, объектно-ориентированный подход, контроллер, математическое моделирование, виртуальная сварка, алгоритмы мониторинга, MATLAB, Simulink, xPC-Target

Применение объектно-ориентированного проектирования автоматизированных систем управления (АСУ), как известно [1, 2], позволяет не только сокращать сроки проектирования и повышать степень соответствия готовой продукции техническим требованиям, но и достигать большей открытости автоматизированной системы, возможности повторного использования математического и программного обеспечения.

При создании объектно-ориентированных АСУ дуговой сваркой важное место принадлежит разработке и моделированию низкоуровневых подсистем таких, как контроллеры сварочного оборудования и подсистемы мониторинга процесса сварки. При этом выдвигаются следующие основные требования:

надежное функционирование в режиме жесткого реального времени;

поддержка сформированных на этапе постановки задачи классов объектов и абстракций предметной области сварки, а также протоколов взаимодействия с другими подсистемами АСУ сваркой;

использование визуальных средств проектирования, которые позволяют осуществлять разработку как математического, так и программного обеспечения.

В настоящей работе представлены результаты применения объектно-ориентированного подхода при создании подсистемы мониторинга АСУ сваркой МИГ (далее — контроллера). Назначение таких контроллеров состоит в том, чтобы выполнять ввод и первичную обработку сигналов сварки (аналоговых и дискретных), а также на основе алгоритмов мониторинга в реальном масштабе времени формировать в общем виде оценку качества ведения сварки.

Как инструментальное средство визуального проектирования контроллера использовали мате-

матический пакет Simulink/MATLAB 6.x («Math-Works»). При этом руководствовались соображениями доступности справочной информации и наличия в пакете расширенного состава математической библиотеки классов [3–5].

Программный пакет xPC-Target позволяет создавать управляющие программы для IBM/PC — совместимых контроллеров, работающих в режиме жесткого реального времени. Минимальный такт работы управляющей программы составляет 0,01 мс. Процесс отладки программы xPC-Target осуществляется в среде Simulink с использованием режима удаленной связи с контроллером по каналу связи типа Ethernet-10BaseT или RS-232c.

Контроллер мониторинга может использоваться как в составе АСУ дуговой сваркой, так и в качестве автономной системы контроля качества ведения процесса сварки.

Математическое обеспечение контроллера реализует ряд задач:

ввод, оцифровывание и фильтрацию аналоговых сигналов сварки;

анализ сигналов сварки с целью обнаружения аварийных ситуаций, сообщающих о несоответствии текущего режима сварки заданному;

выдачу оценок параметров режима сварки и меток аварийных ситуаций в компьютер верхнего уровня по каналу связи типа Ethernet-10BaseT или RS-232c;

функционирование контроллера в режиме имитации сварки.

В результате синтеза иерархической системы математических моделей получена функциональная схема контроллера, приведенная на рис. 1. Отметим, что изображения функциональных схем отвечают Simulink-моделям соответствующих подсистем.

Модель контроллера состоит из ряда моделей более низкого уровня:

модели сварки МИГ — F1;

аналого-цифрового преобразователя (АЦП) — F2;

узла инкрементного датчика (энкодера) — F3;

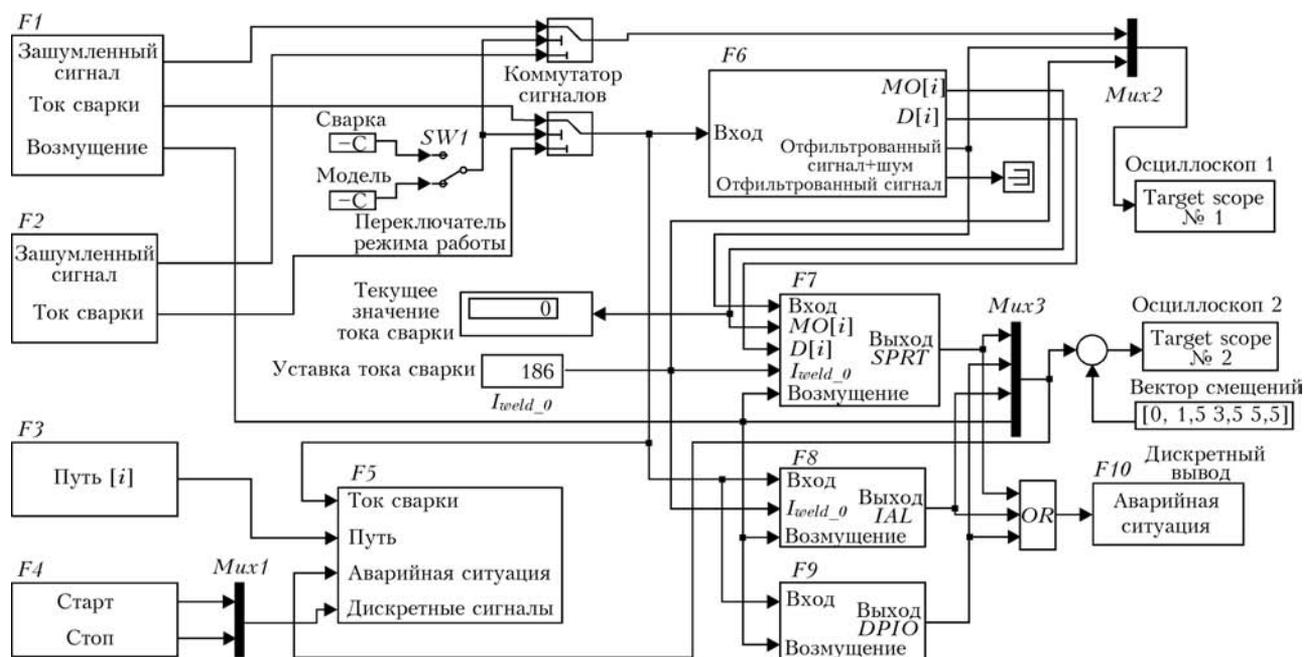


Рис. 1. Функциональная схема контроллера мониторинга сварки МИГ: *Mux1–Mux3* — мультиплексоры сигналов; I_{weld_0} — уставка тока сварки; остальные обозначения см. в тексте

- узла дискретного ввода — *F4*;
- узла последовательного передатчика типа RS-232/RS-485 — *F5*;
- узла оценивания математического ожидания (МО) и дисперсии сигнала сварки — *F6*;
- алгоритма мониторинга отношения вероятностей *SPRT* — *F7*;
- алгоритма мониторинга дифференцирующего типа *IAL* — *F8*;
- алгоритма мониторинга интегрирующего типа *DPIO* — *F9*;
- узла дискретного вывода — *F10*;
- коммутаторов сигналов и хРС-Target — осциллоскопов.

Элементы коммутаторов предназначены для реализации режима тестирования, при котором вместо реальных электрических сигналов сварки на вход контроллера подаются сигналы модели сварки МИГ.

Сигнал модели сварки МИГ представляет собой аддитивную смесь двух сигналов — детерминированного и случайного.

Детерминированный сигнал формируется моделью системы источник питания–сварочная горелка, которая в свою очередь является системой двух моделей: источника питания дуги и системы плавящийся электрод–дуга. Случайная составляющая представляет собой стационарный сигнал шума нормального распределения с нулевым МО, спектр которого формируется фильтром низкой частоты (ФНЧ) 2-го порядка (ФНЧ1) с полосой пропускания 5000 Гц (по уровню 3 дБ). После суммирования сигнал тока сварки затем обрабатывается ФНЧ типа Бесселя 4-го порядка (ФНЧ 2) с полосой пропускания 100 Гц (по уровню 3 дБ)

и дискретизируется устройством выборки-хранения, которые моделируют совместную работу входного аппаратного аналогового фильтра и АЦП.

В зависимости от положения переключателя *SW1* контроллер может функционировать в одном из двух режимов — штатном «сварка» и тестировании (модель). Коммутатор сигналов обеспечивает гибкость контроллера. В штатном режиме используется сигнал с выхода АЦП, а при тестировании — сигнал выхода модели сварки МИГ. Далее сигнал тока сварки подается на вход узла оценивания статистических параметров *F6* и входы алгоритмов интегрирующего *IAL* (*F8*) и дифференцирующего *DPIO* (*F9*) типов.

Оценки дисперсии *D* и МО рассчитываются по следующим рекуррентным формулам:

$$D[i] = D[i - 1] + \frac{1}{N - 1} ((x_c[i] - MO[i])^2 - (x_c[i - N] - MO[i - N])^2);$$

$$MO[i] = MO[i - 1] + \frac{1}{N}(x_c[i] - x_c[i - N]),$$

где *i* — индекс обрабатываемой точки данных; *N* — количество точек усреднения; x_c — входной сигнал. Эти оценки затем подаются на входы алгоритма мониторинга отношения вероятностей *SPRT* (*F7*).

Сигналы аварийных ситуаций, которые формируются алгоритмами мониторинга *F7–F9*, могут использоваться для вывода на экран видеомонитора контроллера; включения сигнальных индикаторов с использованием узла вывода дискретных сигналов *F10*; формирования информационных посылок в компьютер верхнего уровня



через узел последовательного передатчика F5. Отметим, что наличие видеомонитора в составе контроллера необязательно.

В процессе работы контроллер формирует также информационные послышки в компьютер верхнего уровня, содержащие данные о длине сварного шва, усредненных значениях сигналов сварки и состоянии сигналов синхронизации циклограммы сварки «Пуск» и «Стоп».

Исследования работы алгоритмов мониторинга проводили в режиме виртуальной сварки с использованием модели сварки МИГ. При этом синтезировались сигналы тока сварки, которые отражали реакцию на возмущения на расстоянии горелка–изделие, скорости подачи проволоки и напряжения питания дуги. Для первого типа возмущения имитировалось прохождение над препятствиями прямоугольного (бруска), пилообразного (клин) и гармонического типов.

Отметим, что при моделировании сигнала тока сварки не ставили задачу точно описать все физические процессы, которые происходят в системе источник питания–сварочная горелка–дуга–сварочная ванна (в частности, не учитывали формирование сварного шва, изменение сопротивления скользящего контакта в сварочной горелке и др.). В то же время для получения адекватных оценок работы алгоритмов мониторинга и определения граничных значений их коэффициентов передачи необходимо достаточно точно повторить по форме сигналы сварки. С этой целью реализована известная динамическая математическая модель дугового сенсора, которая позволила учесть эффект саморегулирования дуги и объяснить изменения формы и амплитуды сигналов возмущений в зависимости от выходного сопротивления источника питания дуги.

Математическая модель дугового сенсора описывает поведение системы плавящийся электрод–дуга для сварки МИГ. Она представляет собой

систему нелинейных дифференциальных уравнений [6, 7]:

$$\frac{dI_{arc}}{dt} = \frac{U_{xx} - \beta_2}{L_i} - I_{arc} \left(\frac{R_i}{L_i} + l_{electrod} \frac{\alpha_1}{SL_i} + \frac{\beta_1}{L_i} \right) + I_{arc}^1 \left(\frac{\alpha_2 v_{pod} S - \beta_3}{L_i} \right) - (l_{dist} - l_{electrod}) \frac{\beta_4}{L_i}, \quad (1)$$

$$\frac{dl_{electrod}}{dt} = v_{pod} - l_{electrod} \frac{\gamma_2}{S} - I_{arc} \frac{\lambda_2}{S}, \quad (2)$$

где $\alpha_1, \alpha_2, \beta_1-\beta_4, \lambda_1, \lambda_2$ — сварочные константы; R_i — активное сопротивление сварочной цепи, Ом; L_i — индуктивность сварочного дросселя, Гн; I_{arc} — ток дуги, А; U_{xx} — напряжение питания сварки, В; S — поперечное сечение проволоки, мм²; v_{pod} — скорость подачи проволоки, мм/с; $l_{electrod}, l_{arc}, l_{dist}$ — длина соответственно вылета электрода, дуги и расстояние горелка–изделие, мм, причем

$$l_{dist} = l_{electrod} + l_{arc}.$$

Выполнена идентификация данной математической модели для схемы сварки МИГ, приведенной на рис. 2.

Защитной средой была смесь газов 80 % Ar + 20 % CO₂. Наплавку низкоуглеродистой стали толщиной 5 мм выполняли на режиме: ток сварки 170...190 А; напряжение на дуге 22...35 В; скорость подачи проволоки типа Св-08Г2С 130...160 мм/с; диаметр проволоки 1,2 мм; расстояние горелка–изделие 24...30 мм. В экспериментах использовали источник питания дуги типа ВДУ-506УЗ. Измерение длины вылета электрода и дуги осуществляли с помощью видеокамеры, снабженной защитным оптическим фильтром. По результатам экспериментов получены следующие значения коэффициентов (размерность не приве-

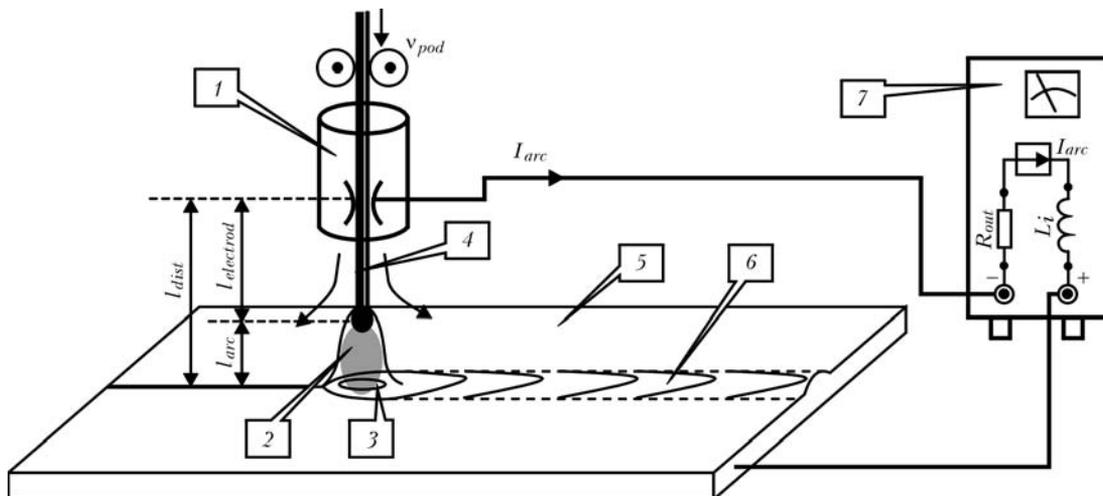


Рис. 2. Схема сварки МИГ: 1 — горелка; 2 — дуга; 3 — сварочная ванна; 4 — вылет электрода; 5 — изделие; 6 — сварной шов; 7 — источник питания дуги

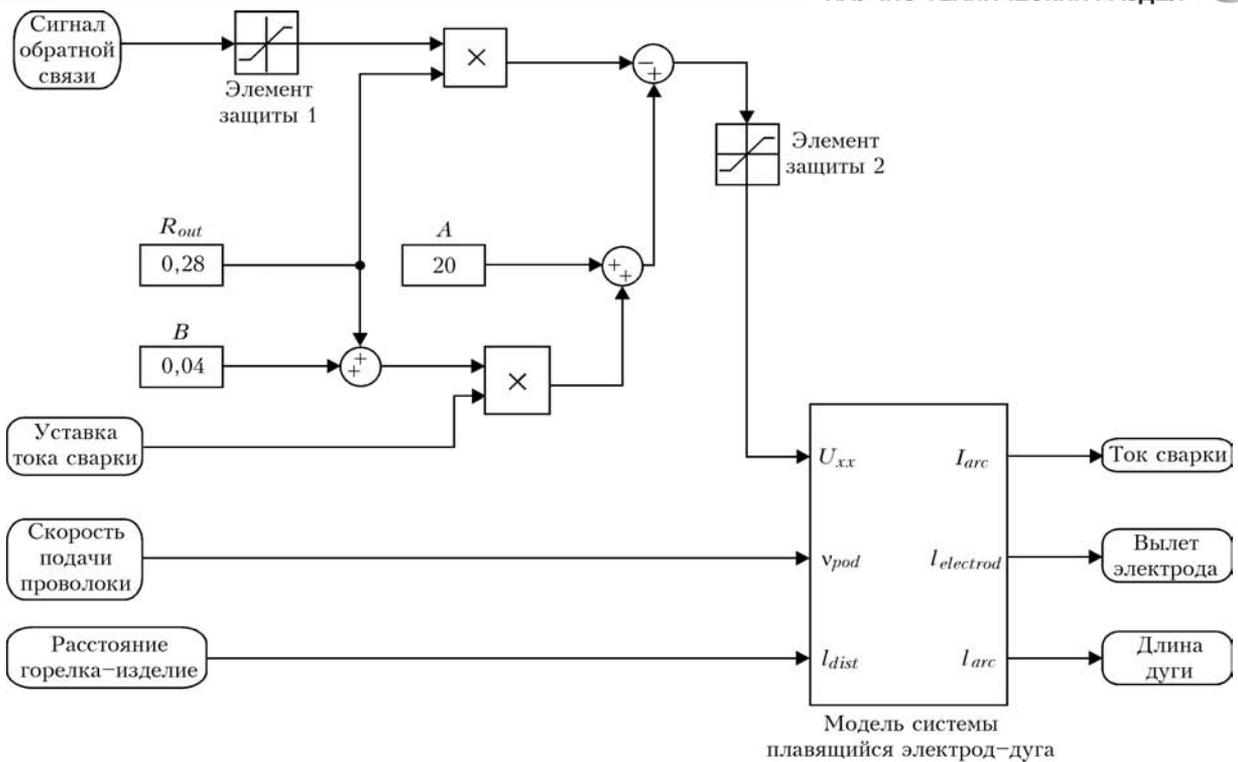


Рис. 3. Функциональная схема модели источник питания–сварочная горелка

дена): $\alpha_1 = 1,1 \cdot 10^{-3}$, $\alpha_2 = 7,06$, $\beta_1 = 0,049$, $\beta_2 = 9,2$, $\beta_3 = 2,22$, $\beta_4 = 1,31$, $\gamma_1 = 0,83$, $\gamma_2 = 3,08 \cdot 10^{-5}$.

На основании полученных экспериментальных данных и в соответствии с математической моделью (1), (2) синтезировали функциональную схему модели системы плавящийся электрод–дуга.

Проверку адекватности математической модели (1), (2) выполняли путем оценки реакции на переходные воздействия для переменных — скорости подачи v_{pod} и расстояния горелка–изделия l_{dist} . При этом обнаружено несовпадение формы сигнала тока дуги с результатами экспериментальных исследований [8]. Причиной этого явилось различие в выходных характеристиках источника питания дуги Migatrones BDH S550 и используемого нами источника питания типа ВДУ-506У3.

Поэтому синтезирована модель, которая с достаточной точностью учитывает реальные характеристики источника питания дуги. Функциональная схема модели источник питания–сварочная горелка показана на рис. 3.

В этой модели выходные характеристики («жесткого» типа) источника питания ВДУ-506У3 реализуются следующей линейной передаточной функцией:

$$U_{xx} = (B + R_{out})I_{weld_control} - R_{out}I_{weld_back} + A,$$

где A , B — константы; R_{out} — выходное сопротивление источника питания; $I_{weld_control}$ — параметр управления выходным током; I_{weld_back} — сигнал датчика тока дуги.

Моделирование показало, что соответствие может быть достигнуто при увеличении значения параметра выходного сопротивления источника питания дуги R_{out} до 3...6 Ом (типичное значение R_{out} для источника питания типа ВДУ-506У3 при рабочих токах 100...300 А составляет 0,28 Ом).

Таким образом, получено хорошее соответствие поведения модели сварки МИГ с экспериментальными результатами, что позволяет исследовать работу алгоритмов мониторинга в режиме виртуальной сварки МИГ.

Алгоритм мониторинга *SPRT*, который формирует результат статистической проверки гипотез (отношение вероятностей), описывается следующей рекуррентной формулой [8]:

$$SPRT[i] = SPRT[i - 1] + \frac{m_0 - MO[i]}{D[i]} \times \left(m_0 - x_c[i] - \frac{m_0 - MO[i]}{2} \right),$$

где m_0 — заданное значение уровня контроля сигнала сварки.

В процессе мониторинга текущее значение $SPRT[i]$ сравнивается с пороговым значением h_0 , и в том случае, если выполняется условие $SPRT[i] < -h_0$, формируется сигнал аварии AL_{SPRT} .

Альтернативой алгоритму *SPRT* могут служить известные алгоритмы интегрирующего типа, построенные по следующим схемам: ФНЧ–элемент с зоной нечувствительности–выпрямитель–компаратор; элемент с зоной нечувствительности–выпрямитель–ФНЧ–компаратор. Как показали пред-



варительные исследования, второй тип интегрирующего алгоритма (далее *IAL*) является предпочтительным ввиду более высоких динамических характеристик. На рис. 4 представлена функциональная схема такого алгоритма мониторинга.

Показанный на схеме элемент РС-осциллоскоп используется при моделировании. В алгоритме мониторинга *IAL* после нелинейного элемента с регулируемой зоной нечувствительности h_g и выпрямителя используется сглаживающий ФНЧ Бесселя 4-го порядка с полосой пропускания 1 Гц (по уровню 3 дБ). При выходе усредненного сигнала за пределы зоны срабатывания компаратора h_0 формируется сигнал аварийной сигнализации AL_{IAL} . Благодаря простоте этот алгоритм мониторинга достаточно широко применяют на практике.

Иногда возникает необходимость отслеживать не статические, а динамические изменения в параметрах режима сварки. С этой целью можно применять алгоритмы мониторинга дифференцирующего типа — сглаженные дифференцирующие оценки и дифференцирующие полуинтервальные интегральные оценки.

Выход алгоритма мониторинга первого типа описывается следующим выражением:

$$g(t) = \frac{1}{T} \int_{t-T}^t \left(\frac{dx_c}{dt} \right) dt,$$

где t — текущее время; T — интервал усреднения.

Для исследований выбран алгоритм второго типа, работа которого является более показательной. Этот алгоритм мониторинга *DPIO* реализует дифференцирующий фильтр после усредняющих фильтров:

$$DPIO(t) = \left[\frac{2}{T} \int_{t-T}^{t-\frac{T}{2}} dx_c d\tau - \frac{2}{T} \int_{t-\frac{T}{2}}^t dx_c d\tau \right] / dt = \frac{2}{Tdt} \left(\int_{t-T}^{t-\frac{T}{2}} dx_c d\tau - \int_{t-\frac{T}{2}}^t dx_c d\tau \right), \quad (3)$$

где τ — вспомогательная переменная интегрирования.

Таким образом, функция (3) формирует выходной дифференциальный сигнал между двумя сглаженными сигналами, следующими друг за другом во времени с задержкой, равной половине интервала сглаживания T . После несложных преобразований в рекуррентной форме ее можно записать как:

$$DPIO[i] - DPIO[i - 1] = \frac{2}{N} \left(2x_c[i - \frac{N}{2}] - x_c[i - N] - x_c[i] \right),$$

где $x_c[i - N/2]$ — выборка анализируемого сигнала в середине интервала сглаживания; $x_c[i - N]$ и $x_c[i]$ — то же на краях интервала сглаживания.

Можно отметить, что такая функция мониторинга впервые синтезирована в рекуррентном виде и по сравнению с известным аналогичным подходом [8] позволяет формировать оценки, которые инвариантны количеству N точек усреднения анализируемого сигнала. В процессе мониторинга модуль текущего значения $DPIO[i]$ сравнивается с порогом h_0 , и в том случае, если выполняется условие $|DPIO[i]| > h_0$, формируется сигнал аварии AL_{DPIO} .

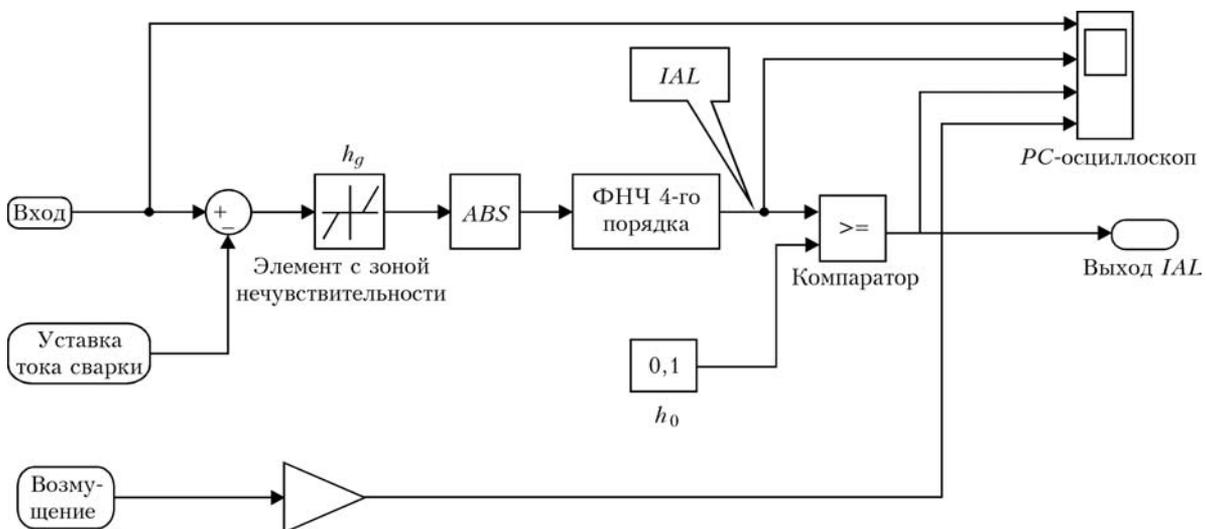


Рис. 4. Функциональная схема алгоритма мониторинга интегрирующего типа *IAL*: *ABS* — элемент взятия модуля; h_g — зона нечувствительности; h_0 — порог срабатывания



При исследовании качества работы алгоритмов мониторинга учитывались следующие требования:

алгоритмы должны иметь зону нечувствительности (для входного сигнала сварки), границы которой можно регулировать;

в пределах зоны нечувствительности выходы алгоритмов должны соответствовать отсутствию сигнала контрольной аварии;

сигнал контрольной аварии должен иметь характер однократного срабатывания.

Проведены исследования алгоритмов мониторинга для различных типов сигналов возмущений (прямоугольный, пилообразный, короткий импульс и гармонический) и различных параметров сварки (расстояние горелка–изделие, скорость подачи проволоки и напряжение на дуге). Наиболее показательные результаты приведены на рис. 5–7. Они отражают качество работы трех алгоритмов мониторинга для прямоугольного и пилообразного сигналов возмущения, которые накладываются на параметр расстояние горелка–изделие l_{dist} .

Результаты исследований алгоритма мониторинга *SPRT* показали (рис. 5), что наличие единственного параметра h_0 не позволяет задавать ширину зоны нечувствительности, которая определяется дисперсией шумовой составляющей в сигнале сварки. Поэтому сигнал возмущения, который присутствует в сигнале сварки, может маскироваться усиленным шумом. В связи с этим алгоритм *SPRT* был модернизирован: добавлен ФНЧ с оптимальными характеристиками, который наилучшим образом отфильтровывал сигнал шума и в то же время обеспечивал минимальные искажения формы сигнала возмущения. Полученный сигнал суммировали со вспомогательным высокочастотным (150...400 Гц) сигналом с амплитудой h_g , который имитирует сигнал шума сварки. Результаты моделирования показали хорошее качество работы этого алгоритма как при статических, так и при динамических возмущениях. Алгоритм мониторинга *SPRT* может надежно фиксировать импульсные возмущения продолжительностью до 0,5 с. Настройка данного алгоритма

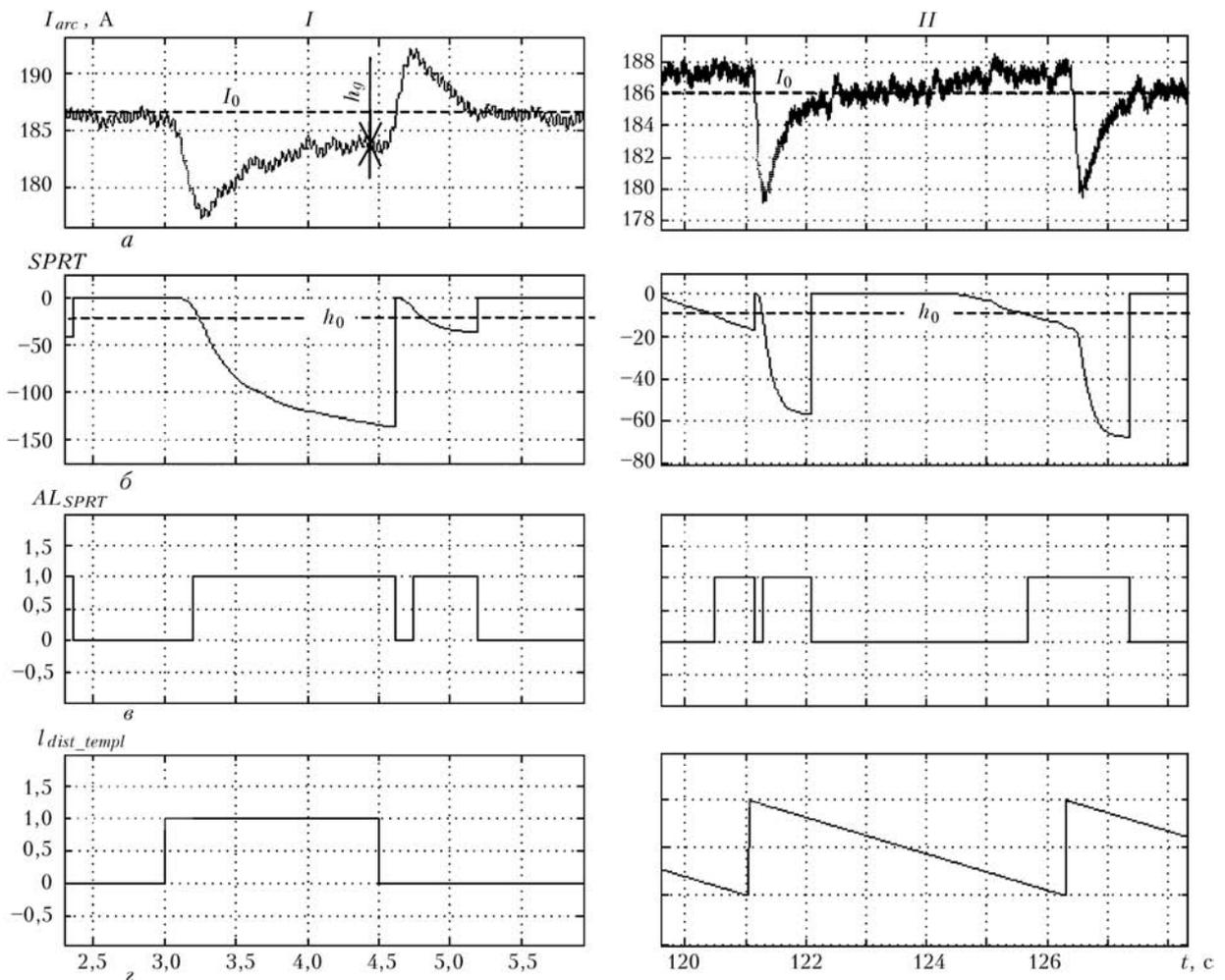


Рис. 5. Моделирование работы алгоритма *SPRT* для возмущения в виде изменения расстояния горелка–изделие (источник питания типа ВДУ-506У3) прямоугольной (*I*) пилообразной формы (*II*): *a* — отфильтрованный сигнал сварки, зашумленный высокочастотным сигналом; *б* — выход алгоритма мониторинга *SPRT*; *в*, *г* — сигнал соответственно контрольной аварии и возмущения; $h_g = 1$ А; I_0 — уровень уставки режима сварки

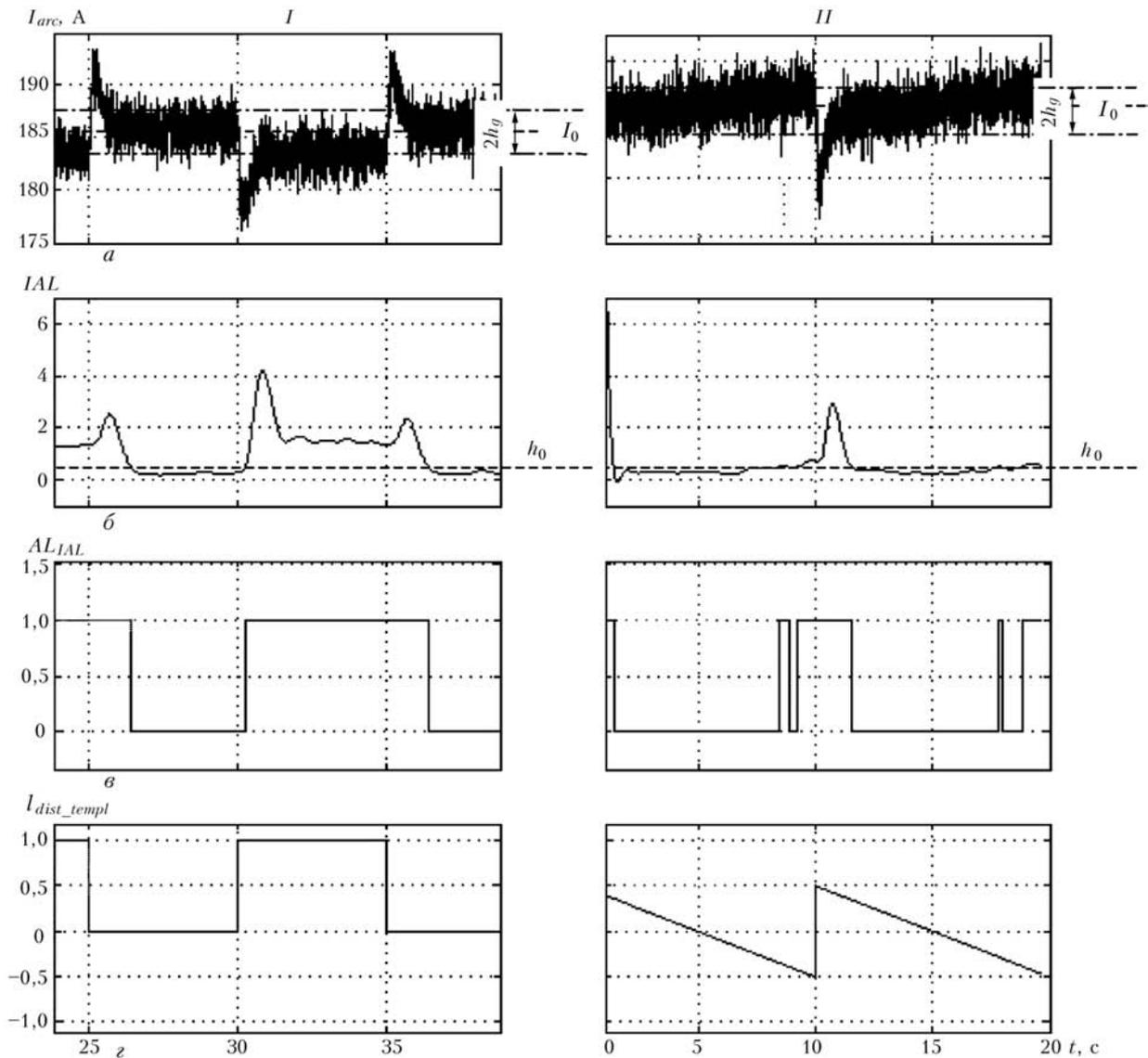


Рис. 6. Моделирование работы алгоритма *IAL* для возмущения в виде изменения расстояния горелка–изделие (источник питания типа ВДУ-506УЗ) прямоугольной (*I*) и пилообразной (*II*) формы: *a*, *в*, *г* — см. рис. 5; *б* — выход алгоритма мониторинга *IAL*

заключается в задании зоны нечувствительности h_g и уровня порога срабатывания h_0 в пределах 20...100 (обеспечивает отсутствие срабатываний алгоритма для оптимального режима сварки).

Алгоритм мониторинга интегрирующего типа *IAL* может применяться для отслеживания как медленно изменяющихся, так и импульсных возмущений. Сравнительные исследования его поведения в динамике показали (рис. 6), что при правильно подобранном сглаживающем фильтре формирование сигналов аварийных ситуаций происходит без существенного временного запаздывания. К недостаткам данного алгоритма можно отнести то, что при медленно изменяющихся условиях сварки он может неоднократно вырабатывать сигналы аварийных ситуаций. Настройка алгоритма заключается в задании зоны нечувствительности h_g и уровня срабатывания h_0 в пределах 0...1.

Дифференцирующий алгоритм *DPIO* предназначен для формирования сигналов аварийных ситуаций только в случае импульсных возмущений. Статические изменения в сигнале тока сварки не вызывают срабатывание этого алгоритма (см. рис. 7). Он может быть полезен в тех случаях, когда необходимо фиксировать кратковременные изменения в режиме сварки, которые могут привести к дефектам в сварном шве.

Известно, что кратковременные импульсные возмущения длительностью менее 0,1 с не вызывают формирования дефектов. Поэтому алгоритм мониторинга *DPIO* можно рекомендовать для фиксирования импульсных возмущений длительностью от 0,1 до 0,5 с. Настройка алгоритма заключается в задании значений h_0 в пределах 2...10 (должен обеспечить отсутствие срабатываний алгоритма для оптимального режима сварки) и интервала сглаживания N (в нашем случае $N = 200$).

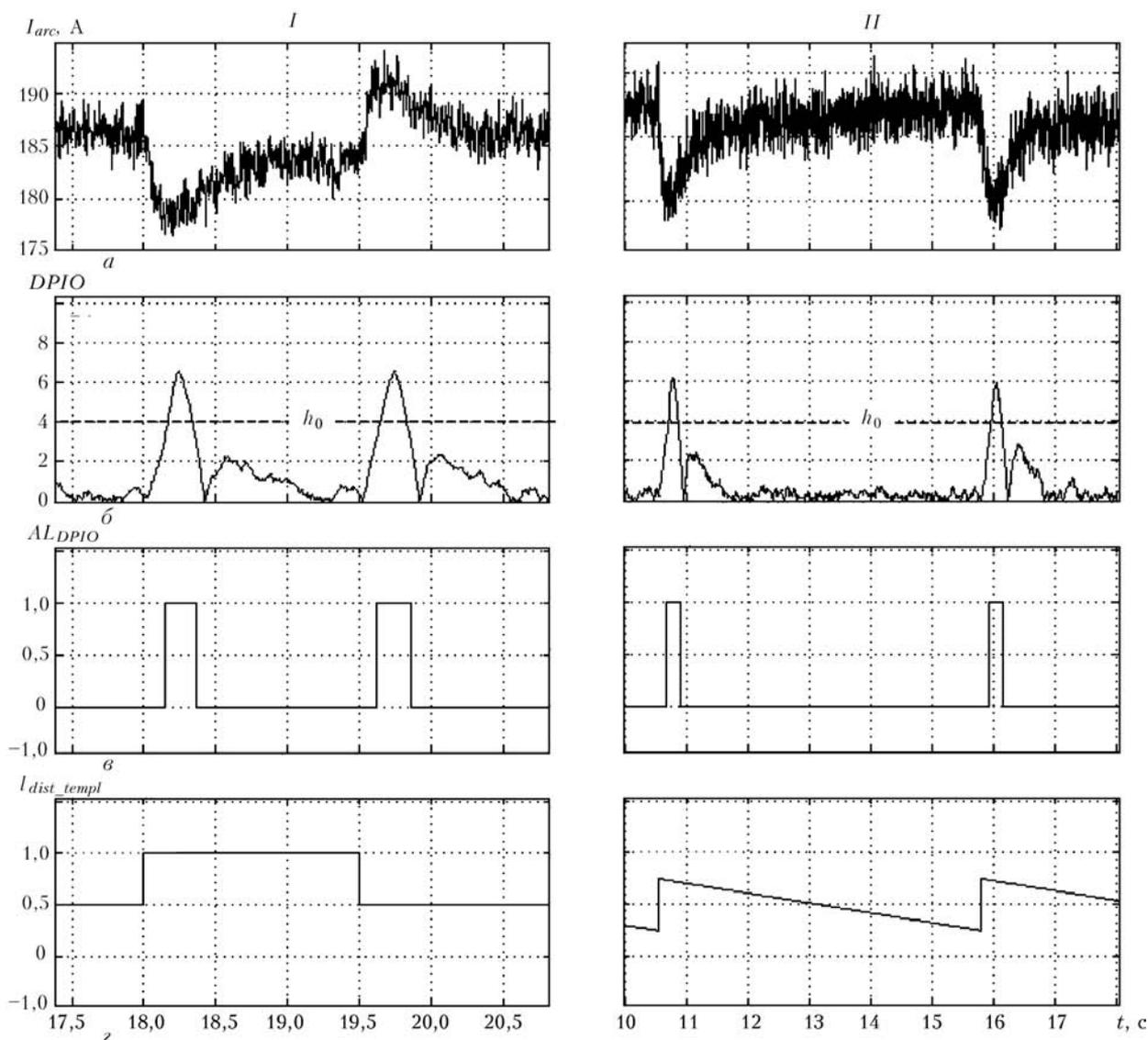


Рис. 7. Моделирование работы алгоритма мониторинга *DPIO* для возмущения в виде изменения расстояния горелка–изделие (источник питания типа ВДУ-506У3) прямоугольной (*I*) и пилообразной (*II*) формы: *a*, *b*, *c* — см. рис. 5; *b* — выход алгоритма *DPIO*

Таким образом, на основании выполненных исследований можно выделить алгоритм мониторинга *SPRT*, который удовлетворяет всем сформулированным требованиям. В то же время для мониторинга импульсных возмущений можно рекомендовать дифференциальный алгоритм *DPIO*, который позволяет надежно фиксировать отклонения в режиме сварки длительностью до 0,1 с.

Реализация контроллера с использованием хРС-Target выполняется с помощью технических средств, которые имеют свои описания в пакете Simulink. Возможно применение и других модулей, однако при этом для них следует разработать соответствующие драйверы. Используются аппаратные средства контроллера серии «Advantech», структура которых представлена на рис. 8.

Контроллер включает следующие аппаратные средства: модуль процессора PCA-6751, многофункциональную плату ввода–вывода PCL-818H,

плату связи с объектом управления и шасси МВРС-641. Модуль процессора PCA-6751 представляет собой IBM/PC — совместимый промышленный компьютер с процессором Pentium MMX с частотой 266 МГц и оперативной памятью 32 Мбайт. В него входят контроллер Ethernet-10BaseT, два интерфейса последовательного обмена типа RS-232/RS-485, контроллеры VGA-дисплея накопителя жестких и гибких дисков. Многофункциональная плата ввода–вывода PCL-818H осуществляет ввод и оцифровывание аналоговых сигналов сварки с дискретностью 12 бит и предельной частотой 100 кГц. Она включает шесть линий ввода–вывода дискретных сигналов и один 16-битовый счетчик. Плата связи с объектом управления имеет в своем составе аналоговые ФНЧ, которые включены перед модулем аналогового ввода и предназначены для ограничения спектра сигналов сварки до уровня половины значения

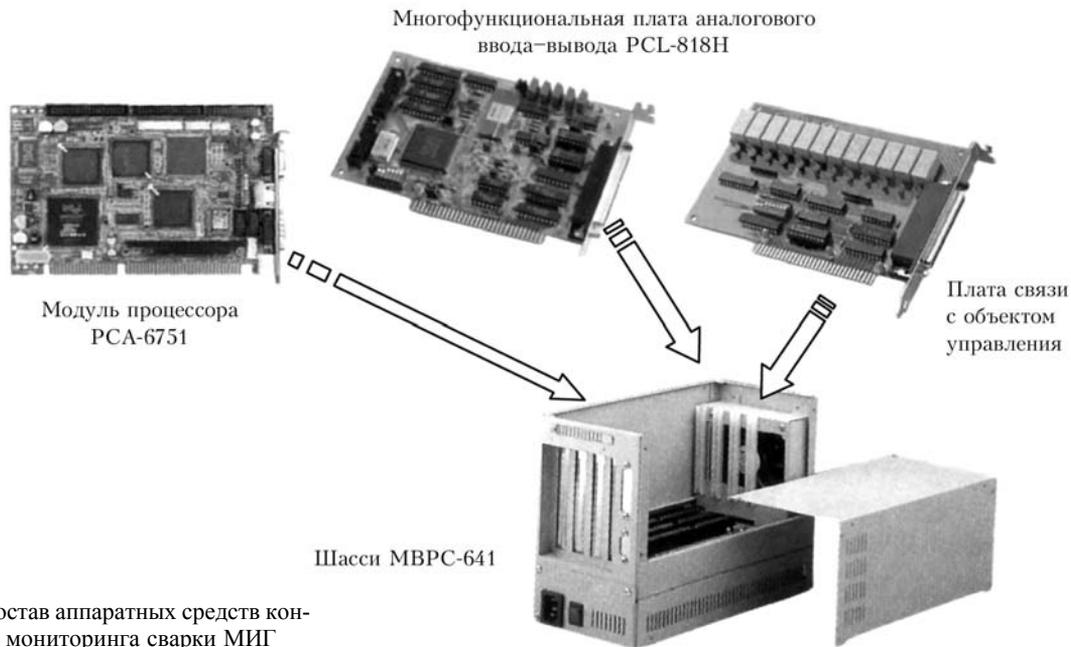


Рис. 8. Состав аппаратных средств контроллера мониторинга сварки МИГ

частоты дискретизации. На этой плате также расположены согласующие усилители-преобразователи для ввода-вывода дискретных сигналов.

Режим работы в жестком реальном времени достигается за счет использования операционной системы реального времени типа RTTarget-32 («On Time»). Такт работы управляющей программы составляет 1 мс (загрузка процессора при этом — около 15%). Управляющая программа вводится либо с гибкого диска, либо с flash-диска и в дальнейшем в работе использует только оперативную память. Отметим, что контроллер не имеет жесткого диска, что позволяет эксплуатировать его в условиях ударных нагрузок и вибрации.

Таким образом, предложен подход объектно-ориентированной разработки контроллеров мониторинга сварки МИГ, в котором применяется метод сквозного проектирования с использованием математического пакета xPC-Target Simulink/MATLAB.

The object-oriented model of a MIG welding monitoring controller, functioning in the Simulink/MATLAB software package environment, is described. Investigations were conducted to study the quality of operation of three monitoring algorithms. Realisation of the MIG welding controller using the object-oriented xPC-Target/Simulink/MATLAB package is suggested.

1. Буч Г. Объектно-ориентированный анализ и проектирование (с примерами приложений на C++) / Пер. с англ. — М.: Бином, 2001. — 558 с.
2. Долиненко В. В., Кисилевский Ф. Н. Объектно-ориентированное программирование систем управления технологическим процессом сварки // Автомат. сварка. — 2001. — № 6. — С. 43–49.
3. Дьяконов В. П. MATLAB 6/6.1/6.5 + Simulink 4/5. Основы применения: Полное руководство пользователя. — М.: СОЛОН-Пресс, 2004. — 491 с.
4. Лазарев Ю. И. Моделирование процессов и систем в MATLAB: Учеб. курс. — Киев: BHV, 2004. — 512 с.
5. Черных И. В. Simulink: среда создания инженерных приложений. — М.: Диалог-МИФИ, 2003. — 496 с.
6. Долиненко В. В., Кисилевский Ф. Н. Определение поперечного смещения горелки относительно стыка при сварке с колебаниями // Информ. материалы СЭВ. — 1988. — Вып. 1. — С. 37–41.
7. Долиненко В. В. Оценка и управление положением горелки с использованием электрических параметров сварочной дуги: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1989. — 16 с.
8. Quality monitoring in robotized spray GMA welding / S. Adolfsson, A. Bahrami, G. Bolmsjo, I. Claesson // Intern. J. for Jointing of Materials. — 1999. — 10, № 1. — P. 3–23.

Поступила в редакцию 09.06.2006



УДК 621.791:669.

МОДЕЛЬ ТРАНСПОРТИРОВКИ ВОДОРОДА ДИСЛОКАЦИЯМИ*

В. И. ШВАЧКО, д-р физ.-мат. наук, **А. В. ИГНАТЕНКО**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Предложена модель транспортировки атомов водорода краевыми дислокациями, учитывающая взаимодействие атома водорода с краевой дислокацией и кристаллической решеткой железа, а также взаимодействие атомов водорода между собой. Это позволяет вычислить количество транспортируемого водорода в зависимости от температуры металла, скорости движения краевой дислокации и концентрации свободного водорода. Численный расчет показал, что перенос водорода краевой дислокацией имеет максимум при температуре, близкой к нормальной.

Ключевые слова: обратимая водородная хрупкость, перенос водорода, краевые дислокации, пластическое течение, температурная зависимость, скорость деформации

За последние десятилетия проблеме взаимодействия водорода с металлами уделяется повышенное внимание. Ежегодно проводятся международные и национальные конференции, публикуются десятки статей, крупные обзоры и монографии, посвященные различным аспектам этой проблемы, ведутся теоретические разработки и экспериментальные исследования. Возрастающий интерес к проблеме взаимодействия водорода с металлами вызван практическим значением этой проблемы для контроля качества сварки, металлопродукции, нефтегазовой промышленности, ядерной и водородной энергетики.

Одним из препятствий при обеспечении надежности сварных металлических конструкций является охрупчивающее действие водорода, растворяющегося в металле шва в процессе сварки [1]. При этом среди различных видов водородной хрупкости конструкционных сталей особого внимания заслуживает обратимая водородная хрупкость (ОВХ) [2], связанная с влиянием малых концентраций водорода ($< 10 \text{ см}^3/100 \text{ г}$) на механические и служебные свойства сварного соединения и способствующая образованию холодных трещин.

Ключевым моментом в механизме ОВХ является поведение зародышевой субмикротрещины, взаимодействующей с водородом. Основную роль при этом играют дислокации [2], перемещение которых является элементарным актом пластической деформации, приводящей к возникновению субмикротрещины, и одновременно наиболее эффективным способом транспортировки водорода в ее объем. Экспериментальное исследование этого процесса достаточно сложно, что обусловли-

вает необходимость применения численных методов.

При описании транспортировки водорода краевыми дислокациями учитывают следующие составляющие данного процесса: взаимодействие водорода с дислокациями; взаимодействие движущихся с постоянной скоростью атомов водорода с кристаллической решеткой; взаимодействие атомов водорода между собой.

Поместим начало координат в центр равномерно движущейся краевой дислокации (рис. 1). На транспортируемый дислокацией атом водорода действуют сила взаимодействия с краевой дислокацией и сила сопротивления движению со стороны кристаллической решетки металла. Для определения потенциальной энергии взаимодействия водорода с краевой дислокацией u_d использовали уравнение Котрелла [3] в полярных (1) и декартовых (1а) координатах:

$$u_d = \frac{A \sin \alpha}{r}, \quad (1)$$

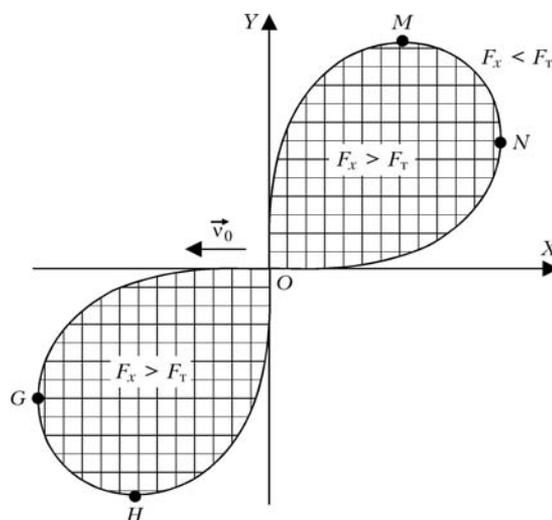


Рис. 1. Схема соотношения сил, действующих на атом водорода, транспортируемый дислокацией (обозначения см. в тексте)

*Работа выполнена под руководством академика И. К. Походни.



$$u_d = -\frac{Ay}{x^2 + y^2}, \quad (1a)$$

где A — константа, равная $A = Eb$; E — средняя энергия взаимодействия атома водорода с дислокацией, определяемая экспериментально; b — модуль вектора Бюргера; r — абсолютное значение радиуса вектора.

Пусть краевая дислокация движется вдоль оси X в отрицательном направлении со скоростью v_0 (рис. 1). На атом водорода, который движется вместе с ней, будет действовать сила сопротивления F_T со стороны кристаллической решетки. Значение силы F_T оценивали, используя соотношение Эйнштейна для броуновской частицы:

$$F_T = \frac{kTv_0}{D}, \quad (2)$$

где k — постоянная Больцмана; T — абсолютная температура; D — коэффициент диффузии.

Следовательно, потенциальная энергия транспортируемого атома водорода равна

$$U = u_d - F_T x + u_0 = -\frac{A \sin \alpha}{r} - F_T r \cos \alpha + u_0, \quad (3)$$

где u_0 — константа, устанавливаемая из краевых условий.

Уравнение (3) описывает взаимодействие атома водорода с дислокацией, которая его транспортирует, и кристаллической решеткой. Теперь задача о нахождении количества водорода, переносимого дислокацией, сводится к нахождению краевых условий: границы (геометрических размеров, формы) водородного облака; концентрации водорода на границе водородное облако — свободный водород.

Найдем точки, где сила сопротивления F_T равна составляющей F_x силы, с которой дислокация действует на атом водорода, вдоль оси X :

$$F_x = -\frac{\partial u_d}{\partial x} = -\frac{A \cdot 2xy}{(x^2 + y^2)^2} = -\frac{A \sin 2\alpha}{r^2}. \quad (4)$$

Приравняв F_x к F_T , получим

$$\frac{A \sin 2\alpha}{r^2} = F_T, \quad (5)$$

$$r = \sqrt{\frac{A}{F_T \sin 2\alpha}}. \quad (6)$$

Принципиальный вид кривой показан на рис. 1. В точках M ($\pi/3$) и H ($4\pi/3$) касательная к кривой (6) параллельна оси X , в точках N ($\pi/6$) и G ($7\pi/6$) — оси Y . Правее кривой ONM $F_x < F_T$ и дислокация не может увлекать водород из этой области. Внутри области $ONMO$ $F_x > F_T$. Возникает внешняя сила, которая уравновесится, только если кри-

вая $ONMO$ будет нести перед собой некоторое дополнительное количество водорода. Кривая $OGHO$ будет «подметать» водород: атомы, находящиеся ниже точки G , будут огибать дислокацию, а выше — попадать в облако водорода (вероятностью нахождения атома внутри кривой $OGHO$ пренебрегаем).

Если пренебречь влиянием, которое оказывает встречный поток водорода, то можно показать, что для того, чтобы водородное облако находилось в равновесии относительно внешних сил, граница этого облака должна лежать на замкнутой эквипотенциальной кривой. Следовательно, водородное облако будет касаться кривой ONM в некоторой точке K , в которой значение потенциальной энергии U будет минимальным. Подставляя (6) в (3) и взяв производную, находим, что $U_{\min} = -\sqrt{2AF_T}$ при угле $\alpha = \pi/4$. Тогда граница водородного облака описывается уравнением (рис. 2)

$$\frac{A \sin \alpha}{r} + F_T r \cos \alpha - \sqrt{2AF_T} = 0, \quad (7)$$

а уравнение (3) примет вид

$$U = \frac{A \sin \alpha}{r} - F_T r \cos \alpha + \sqrt{2AF_T}. \quad (8)$$

Уравнение (7) будет описывать форму водородного облака в том случае, если пренебречь встречным потоком водорода. Однако после того, как процесс установится, весь водород, принесенный в облако встречным потоком, должен выйти из него. Вследствие этого граница облака должна дважды пересекать кривую ONM в районе точки K . При определении максимального размера облака для каждой точки $(x_0; y_0) \in ONM$ найдем точку $(x_0; y_0)$ с тем же потенциалом:

$$\frac{Ay_0}{x^2 + y_0^2} + F_T x = \frac{Ay_0}{x_0^2 + y_0^2} + F_T x_0. \quad (9)$$

Решая уравнение (9), находим

$$x = -r \frac{\cos 2\alpha}{2 \cos \alpha} = -\sqrt{\frac{A}{F_T}} \sin 2\alpha \frac{\cos 2\alpha}{2 \cos \alpha}, \quad (10)$$

где $\alpha = \arctg(y_0/x_0)$ и $\alpha \in [0, \pi/3]$.

Используя полученное решение, построим кривую OLM (рис. 2). Область $ONMLO$ несколько больше области, ограниченной уравнением (4).

Так как значение потенциальной энергии U в точке K минимально, то окрестность этой точки — наиболее благоприятный участок оттока лишнего водорода, поэтому за дислокацией в этом месте возникнет водородный «хвост».

Характер взаимодействия атомов водорода между собой отображается применяемой для расчета статистикой. Если взаимодействием атомов

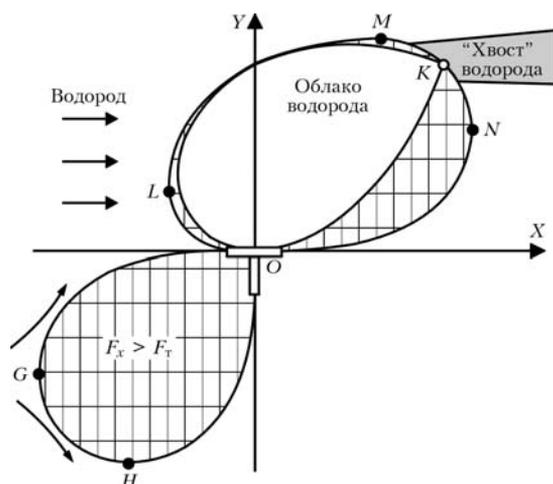


Рис. 2. Схема взаимодействия водорода с движущейся дислокацией (система отсчета связана с дислокацией)

в задаче можно пренебречь, то для расчета концентрации C применяют статистику Больцмана:

$$C = C_0 \exp(-U/kT), \quad (11)$$

где C_0 — атомная доля свободного водорода в точке, в которой $U = 0$.

Из уравнение (11) видно, что при $U \rightarrow -\infty$ концентрация $C \rightarrow +\infty$. Однако краевая дислокация не может переносить бесконечное количество водорода, поэтому статистика Больцмана (11) неприменима для данной задачи.

Примем, что в кристаллической решетке железа одно междоузлие может занимать только один атом водорода. Данное требование формально эквивалентно принципу Паули в квантовой механике, что обосновывает возможность использования статистики Ферми–Дирака для расчета концентрации водорода [3]. Следовательно, концентрацию атомов водорода внутри облака можно выразить уравнением [4]

$$C = \frac{C_0 f_u}{1 - C_0 + C_0 f_u}, \quad (12)$$

где $f_u = \exp(-U/kT)$.

Проинтегрировав уравнение (12), найдем количество водорода, переносимого единичным отрезком краевой дислокации, равным вектору Бюргерса

$$Q = \frac{2}{b^2} \iint_{\Omega} C dx dy, \quad (13)$$

где Ω — область, занимаемая облаком водорода.

Для расчета количества водорода, переносимого отрезком дислокации, равным модулю вектора Бюргерса, использовали следующие характеристики металла: $b = 2,56 \cdot 10^{-10}$ м, $E = 0,6$ эВ [5]. Относительную концентрацию свободного водорода

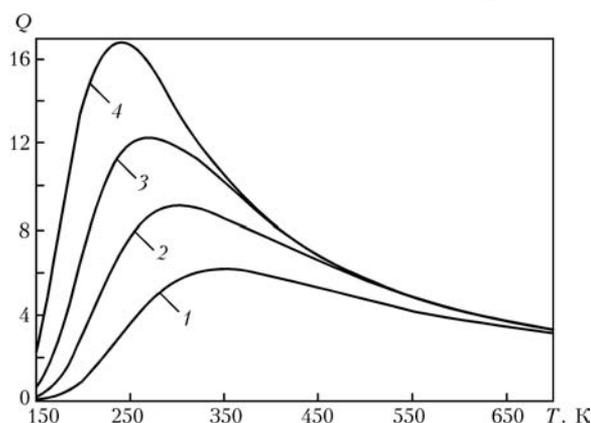


Рис. 3. Количество атомов водорода Q , транспортируемых единичным отрезком краевой дислокации, в зависимости от температуры образца T при разных скоростях ее движения: 1 — $v_0 = 0,1$; 2 — $0,02$; 3 — $0,005$; 4 — $0,001$ м/с

да принимали равной $C = 2,5 \cdot 10^{-4}$ (примерно $5 \text{ см}^3/100 \text{ г}$), концентрацию водорода на границе водородного облака оценивали из закона сохранения массы. Расстояние, на котором дислокация все еще действует на атом водорода, ограничивалось сорока векторами Бюргерса. Коэффициент диффузии водорода оценивали из уравнения [6]: $D = 1,6 \cdot 10^{-7} \exp\left(-\frac{19640}{RT}\right)$, м²/с.

На рис. 3 представлены результаты расчетов количества водорода Q , транспортируемого единичным отрезком краевой дислокации, в зависимости от температуры образца T для разных скоростей движения дислокаций v_0 . Полученные результаты расчета объясняются сложным характером взаимодействия водорода с краевой дислокацией. При низких температурах концентрация водорода вокруг покоящейся краевой дислокации увеличивается, но из-за малого коэффициента диффузии водорода сила сопротивления F_T , действующая на транспортируемый атом водорода, также возрастает. Вследствие этого во время движения практически все водородное облако под действием силы F_T отрывается от краевой дислокации и она оказывается способной транспортировать сравнительно небольшое количество водорода. С увеличением температуры сила сопротивления F_T уменьшается и при прочих равных условиях краевая дислокация переносит больше водорода. При температуре, близкой к нормальной, количество водорода, транспортируемого краевой дислокацией, достигает своего максимума (рис. 3, кривые 1, 2). С дальнейшим увеличением температуры концентрация водорода вокруг краевой дислокации падает вследствие теплового движения атомов водорода, поэтому количество транспортируемого водорода в области повышенных температур уменьшается. Согласно работе [2], ОВХ металла проявляется, если дислокации доставляют в субмикротрещину доста-



точное количество водорода. Наиболее благоприятной областью температур являются температуры, близкие к нормальной, что согласуется с расчетной температурной зависимостью для переноса водорода краевой дислокацией.

Кроме температуры, на количество переносимого водорода влияет скорость движения краевой дислокации. Согласно полученным результатам, при уменьшении скорости v_0 количество переносимого водорода увеличивается, а максимум зависимости сдвигается в область более низких температур (рис. 3, кривые 3, 4). Скорость движения краевой дислокации v_0 пропорциональна относительной скорости деформации металла $\dot{\epsilon}$ [3], поэтому из расчета следует, что уменьшение последней ведет к увеличению степени ОВХ и смещению пика водородной хрупкости в область более низких температур. Если же величина $\dot{\epsilon}$ становится достаточно большой, то количество транспортируемого водорода существенно снижается. В этом случае обратимая водородная хрупкость металла может вообще не проявляться. Полученные данные согласуются с экспериментальными [1, 3, 7].

В заключение можно отметить, что предложенная модель имеет хорошее соответствие с данными, полученными экспериментально. Применение этой модели облегчит прогнозирование хрупкого разрушения сварных соединений конструкционных сталей, обусловленного водородом.

1. Походня И. К., Швачко В. И. Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях конструкционных сталей // Автомат. сварка. — 1997. — № 5. — С. 3–12.
2. Походня И. К., Швачко В. И. Природа водневой хрупкости конструкционных сталей // Фіз.-хім. механіка матеріалів. — 2001. — № 2. — С. 87–96.
3. Колачев Б. А. Водородная хрупкость металлов. — М.: Металлургия, 1985. — 216 с.
4. Hirth J. P., Carnahan B. Hydrogen adsorption at dislocations and cracks in Fe // Acta Met. — 1978. — 26. — P. 1795–1803.
5. Мешков Ю. Я., Пахаренко Г. А. Структура металла и хрупкость стальных изделий. — Киев: Наук. думка, 1985. — 266 с.
6. Boellinghaus Th., Hoffmeister H., Middel C. Scatterbands for hydrogen diffusion coefficients in low and high alloyed steels with an austenite decomposition microstructure and high alloyed steels with an austenitic microstructure at room-temperature. — S. 1, [1995]. (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-1812).
7. Походня И. К., Степанюк С. Н., Швачко В. И. Роль температуры при индуцированном водородом растрескивании конструкционных сталей и сварных соединений // Автомат. сварка. — 2000. — № 2. — С. 3–8.

The model of transportation of hydrogen atoms with edge dislocations, accounting for interaction of a hydrogen atom with and edge dislocation crystalline lattice of iron, as well as interaction of hydrogen atoms between each other, is suggested. This allows the amount of transported hydrogen to be calculated depending upon the metal temperature, velocity of an edge dislocation and concentration of free hydrogen. As shown by the numerical calculation, the transportation of hydrogen with edge dislocations has maximum at a temperature close to the normal one.

Поступила в редакцию 10.02.2006



Научно-практический семинар «Технология и оборудование для термической обработки материалов концентрированными источниками энергии (лазер, плазма)»

20–22 февраля 2007 г.

г. Санкт-Петербург
ОАО «Институт сварки России»

Тематика семинара:

- опыт применения и перспективные направления развития лазерных и плазменных технологических систем в машиностроении
- волоконные лазеры, опыт использования и перспективы применения
- новое оборудование для лазерной маркировки
- новые решения в области координатных систем и систем ЧПУ для лазерного и плазменного оборудования
- новое поколение CO₂-лазеров, в том числе щелевых
- системы наводки и слежения луча за стыком
- современные источники питания для плазменной резки
- задачи и возможности подготовки специалистов по новым технологиям сварки концентрированными источниками энергии

Контакты: (812) 295-03-08, 596-33-20

E-mail: office@rusweld.spb.ru, science@rossvarka.ru



КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ AlCuFe, СОДЕРЖАЩИХ КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКУЮ ФАЗУ

Ю. С. БОРИСОВ, А. Л. БОРИСОВА, доктора техн. наук, **В. Ф. ГОЛЬНИК**, канд. хим. наук, З. Г. ИПАТОВА, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Потенциостатическим методом исследована коррозионная стойкость в 0,1 н. КОН, в 0,1 н. HCl и в синтетической морской воде детонационных и плазменных покрытий из порошков на основе сплава AlCuFe, легированных скандием, хромом и комплексом элементов Ti, Cr и Si. Установлена зависимость электрохимических свойств (потенциала и электрохимической скорости коррозии) покрытий от метода напыления, состава покрытия и содержания в нем квазикристаллической фазы.

Ключевые слова: газотермические покрытия, квазикристаллическая фаза, сплав системы Al–Cu–Fe, коррозионные свойства

После опубликования в 1984 г. первой работы, посвященной квазикристаллам, основное внимание исследователей было направлено на выяснение их природы (атомной структуры) и изучению магнитных, электрических, механических свойств, а также динамики решетки. Вопросы технического применения квазикристаллических материалов требуют более детального изучения такой характеристики, как коррозионная стойкость в различных агрессивных средах. В связи с высокой хрупкостью таких материалов их применяют в основном в виде тонких пленок или покрытий.

Сведения о коррозионной стойкости покрытий, содержащих квазикристаллическую фазу, весьма ограничены и относятся к сплавам системы Al–Cu–Fe и Al–Cu–Fe–Cr [1–6] (такие исследования проводили в связи с их использованием при изготовлении кухонной посуды). Так, в работе [1] установлена высокая коррозионная стойкость сплавов, содержащих квазикристаллическую фазу, в 0,1 н. растворе NaOH с pH 13. Сплавы $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ с 80 % икосаэдрической ψ -фазы, $Al_{70}Cu_9Fe_{10,5}Cr_{10,5}$ с орторомбическим аппроксимантом декагональной фазы и Al_7Cu_2Fe с кристаллической фазой превосходят по коррозионной стойкости алюминий. При этом наиболее высокую коррозионную стойкость имеет сплав, содержащий хром, скорость коррозии которого более, чем на три порядка ниже, чем у чистого алюминия.

С использованием электрохимических методов при постоянном и переменном токе исследовали коррозионную стойкость плазменных покрытий из сплава $Al_{71}Cu_8Fe_{10,5}Cr_{10,5}$ в 4%-м растворе уксусной кислоты с добавкой 0,5 М Na_2SO_4 при температуре 95 °C [2, 4]. Оказалось, что напы-

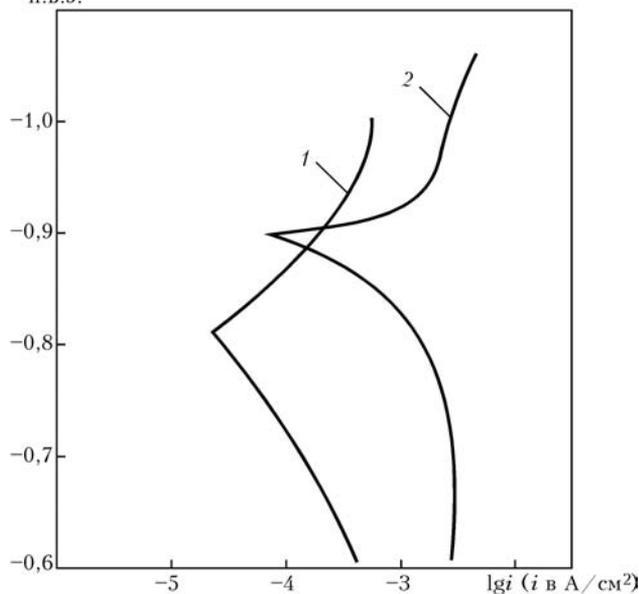
ленные покрытия несколько уступают по коррозионной стойкости литым сплавам того же состава, однако дополнительный отжиг напыленных покрытий при температуре 830 °C в течение 20 мин значительно повышает их коррозионную стойкость. Это, по мнению авторов, связано как с увеличением плотности покрытия, так и с формированием декагональной фазы, коррозионно более стойкой по сравнению с исходной икосаэдрической. С другой стороны, значительное различие β -, λ -фаз от кристаллической и аппроксимантной вызывает гальванические эффекты на межфазных границах и соответственно ухудшает сопротивление коррозии.

В работе [3] представлены результаты исследования поведения квазикристаллических сплавов $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ в щелочных и кислых растворах в диапазоне значений водородного показателя pH от 0 до 13 в сравнении с различными кристаллическими фазами AlCuFe. Результаты исследования питтинговой коррозии на поверхности сплавов системы Al–Cu–Fe с различным фазовым составом (β -, λ -, ψ -, ω -фазы) представлены в работе [5]. Данные о коррозионном поведении квазикристаллических аппроксимантных фаз в системах Al–Cu–Fe–Cr и Al–Cr–Fe по сравнению с нержавеющей сталью приведены в работе [6].

В настоящей работе исследована коррозионная стойкость в 0,1 н. растворах КОН, HCl и синтетической морской воде плазменных и детонационных покрытий из порошков нелегированного сплава системы Al–Cu–Fe ($Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$), из порошков сплава, легированного скандием (0,265 и 0,44 ат. % Sc) и хромом (8 ат. % Cr), а также многокомпонентных сплавов систем AlCuFe–TiCrSi с содержанием второго компонента 5, 15 и 25 ат. %.



Н.В.Э.



Потенциостатические кривые, характеризующие коррозию плазменных (1) и детонационных (2) покрытий $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ (36 % ψ -фазы) в 0,1 н. растворе КОН

Порошки для нанесения покрытий получали в ИЭС им. Е. О. Патона методом диспергирования расплава аргоном и в ИПМ НАН Украины диспергированием расплава водой высокого давления. Детонационные покрытия, полученные методом детонационного напыления (ДН), наносили на установке «Перун-С» при следующих технологических параметрах: расход рабочих газов, $m^3/ч$ — 0,35 (пропан-бутан), 0,95 (кислород), 0,4 (воздух); дистанция напыления 110 мм. Размер частиц порошка 40...63 мкм. Плазменные покры-

тия, полученные методом плазменного напыления (ПН), наносили на установке «Киев-7» при следующих технологических параметрах: сила тока 200 А, напряжение 330 В, дистанция напыления 200 мм, расход плазмообразующего газа (воздуха) $25 m^3/ч$. Размер частиц порошка 40...63 или 25...40 мкм. Покрытия наносили на основу при комнатной температуре и на подогретую до 270 °С. Толщину покрытия измеряли с помощью микрометра.

Электрохимическое поведение и коррозионную стойкость газотермических покрытий исследовали потенциостатическим методом с использованием специально сконструированной прижимной ячейки, обеспечивающей односторонний доступ электролита к покрытию и не требующей защиты нерабочих поверхностей, как в случае использования стандартной ячейки ЯСЭ-2, входящей в комплект потенциостата П-5827 М.

В качестве электрода сравнения применяли хлоросеребряный электрод, заполненный насыщенным раствором хлористого калия, а вспомогательным электродом служила платина.

Электрохимическую скорость и потенциал коррозии покрытий определяли графическим методом по поляризационным кривым (рисунок) путем экстраполяции тафелевских участков катодной и анодной кривых до $E = E_{кор}$.

Характеристика исследованных покрытий и коррозионные свойства приведены в табл. 1.

Исследованные покрытия отличаются по химическому и фазовому составу, в том числе по содержанию квазикристаллической фазы, содер-

Т а б л и ц а 1. Электрохимические характеристики газотермических покрытий, содержащих квазикристаллическую (ψ , O_1) или аппроксимантную (α) фазу

№ п/п	Состав напыляемого порошка, ат. %	Метод нанесения	$T_{осн}$, °С	Характеристика порошка		Содержание фаз, мас. %	
				Метод получения	Размер частиц, мкм	в порошке	в покрытии
1	$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$	ДН	20	АР	40...63	45 ψ	36 ψ
2	$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$	ДН	20	ВР	40...63	53 ψ	17 ψ
3	$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$	ПН	270	АР	25...40	50 ψ	36 ψ
4	$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$	ПН	20	АР	40...63	45 ψ	36 ψ
5	$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$	ПН	270	АР	40...63	45 ψ	45 ψ
6	$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$	ПН	20	АР	40...63	45 ψ	36 ψ
7	$Al_{62,735}Cu_{25}Fe_{12}Sc_{0,265}$	ДН	20	ВР	40...63	72 ψ	35 ψ
8	$Al_{62,56}Cu_{25}Fe_{12}Sc_{0,44}$	ДН	20	ВР	40...63	73 ψ	32 ψ
9	$Al_{66}Cu_{18}Fe_8Cr_8$	ДН	20	ВР	40...63	42 O_1	37 O_1
10	$Al_{62,735}Cu_{25}Fe_{12}Sc_{0,265}$	ПН	20	ВР	40...63	72 ψ	38 ψ
11	$95Al_{63}Cu_{25}Fe_{12} + 5TiCrSi$	ДН	20	ВР	40...63	21 ψ	—
12	$85Al_{63}Cu_{25}Fe_{12} + 15TiCrSi$	ДН	20	ВР	40...63	69 α	$\alpha + АФ$
13	$75Al_{63}Cu_{25}Fe_{12} + 25TiCrSi$	ДН	20	ВР	40...63	88 α	$\alpha + АФ$

Примечание. АР, ВР — соответственно аргоно- и водораспыленный порошок; АФ — аморфная фаза.



№ п/п	Состав напыляемого порошка, ат. %	Электролит					
		0,1 н. КОН		0,1 н. HCl		Морская вода	
		<i>E</i> , В	<i>i</i> ·10 ⁵ , А/см ²	<i>E</i> , В	<i>i</i> ·10 ⁵ , А/см ²	<i>E</i> , В	<i>i</i> ·10 ⁵ , А/см ²
1	Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂	-0,90	6,3	-0,38	3,0	-0,58	0,4
2	Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂	-0,93	7,6	-0,34	5,0	-0,69	0,58
3	Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂	-0,78	4,7	-0,44	2,3	-0,47	0,76
4	Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂	-0,81	2,3	-0,46	2,1	-0,58	0,83
5	Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂	-0,80	1,0	-0,40	0,63	-0,64	0,52
6	Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂	-0,84	2,5	-0,44	2,1	-0,51	0,63
7	Al _{62,73} Sc _{0,265} Cu ₂₅ Fe ₁₂	-0,90	4,0	-0,40	1,7	-0,59	1,4
8	Al _{62,56} Sc _{0,44} Cu ₂₅ Fe ₁₂	-0,93	7,6	-0,32	3,9	-0,60	1,6
9	Al ₆₆ Cu ₁₈ Fe ₈ Cr ₈	-0,88	1,3	-0,38	0,91	-0,50	0,76
10	Al _{62,73} Sc _{0,265} Cu ₂₅ Fe ₁₂	-0,89	3,8	-0,38	1,5	-0,58	1,2
11	95Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂ + 5TiCrSi	-0,54	0,60	-0,35	0,57	-0,48	0,50
12	85Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂ + 15TiCrSi	-0,57	0,57	-0,35	0,55	-0,40	0,45
13	75Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂ + 25TiCrSi	-0,50	0,48	-0,35	0,46	-0,51	0,39

жание которой, как правило, ниже по сравнению с исходным порошком. Так, легирование квазикристаллического сплава системы Al–Cu–Fe скандием повышает содержание ψ-фазы в исходном водораспыленном порошке (фракция от -63 до +40) с 53 до 72...73 мас. %, в детонационном покрытии с 17 до 32...35, а в плазменном с 36 до 38 мас. % (№ 2, 7, 8, 10 табл. 1).

При ПН покрытий из порошка одинакового фазового и фракционного состава более высокое содержание ψ-фазы в покрытии наблюдается при напылении на подогретую основу (№ 4 и 5 табл. 1).

Порошки и покрытия из сплава системы Al–Cu–Fe, легированные хромом, содержат небольшое количество ψ-фазы, основным компонентом с квазикристаллической структурой в данной системе является аппроксимант декагональной квазикристаллической фазы O₁ (№ 9 табл. 1).

В сплавах системы AlCuFe–TiCrSi, исследованных впервые, образуется кубический 1/1 аппроксимант икосаэдрической фазы α, максимальное содержание которого достигается в порошке с 25 ат. % второго компонента. В плазменных и детонационных покрытиях этого состава α-фаза является основной.

Анализ полученных результатов (табл. 1) свидетельствует о том, что для всех исследованных покрытий, независимо от их состава и метода нанесения, максимальная электрохимическая скорость коррозии имеет место в растворе щелочи, минимальная — в морской воде, т. е. скорость коррозии коррелирует с величиной pH раствора и уменьшается в области от слабокислых до нейтральных, затем остается неизменной в диапазоне pH 6...8 и увеличивается с дальнейшим повышением pH от 8 до 14. Поэтому скорость коррозии

в 0,1 н. растворе HCl (pH 1) выше, чем в нейтральной морской воде (pH 8,0), а в щелочном растворе (pH 13) выше, чем в обоих коррозионных средах.

Во всех исследованных электролитах скорость коррозии покрытий системы Al–Cu–Fe, Al–Cu–Fe–Sc и Al–Cu–Fe–Cr как детонационных, так и плазменных, зависит от содержания в них квазикристаллической фазы: чем ее больше, тем ниже скорость коррозии. Так, для детонационных покрытий с 36 % ψ-фазы по сравнению с 17 % (№ 1 и 2 табл. 1) она ниже в растворе КОН в 1,2, в растворе HCl — в 1,7, в морской воде — в 1,4 раза. Плазменные покрытия с 36 % ψ-фазы в растворе щелочи, соляной кислоты и в морской воде в среднем соответственно в 5, 3 и в 1,5 раза менее стойки, чем покрытия, содержащие 45 % ψ-фазы (№ 3, 4, 6 по сравнению с № 5 табл. 1).

Сравнение результатов исследования коррозионной стойкости покрытий из нелегированных и легированных порошков, полученных в одинаковых условиях, показывает, что легирование сплава системы Al–Cu–Fe 0,265 ат. % скандия повышает коррозионную стойкость детонационного покрытия в растворах щелочи и кислоты и несколько снижает в морской воде (№ 1 и 7 табл. 1), а легирование 0,44 ат. % скандия понижает коррозионную стойкость покрытий во всех коррозионных средах (№ 1 и 8 табл. 1).

Легирование хромом подобно легированию 0,265 ат. % скандия приводит к повышению коррозионной стойкости в растворах щелочи и кислоты и снижению в морской воде (№ 1 и 9), причем влияние хрома (8 ат. %) по сравнению со скандием (0,265 ат. %) проявляется более существенно. Так, покрытия, легированные хромом, превы-



Т а б л и ц а 2. Стандартный электродный потенциал E^0 и энтальпия образования оксидов при 25 °С ΔH [7]

Показатель	Al	Cu	Fe	Sc	Ti	Cr	Si
E^0 , В	-1,66	0,521	-0,44	-2,08	-1,628	-0,91	0,102
ΔH , кДж/моль	-1676	-173,2	-822,2	-1908,6	-1518	-1140,6	-910,9
Оксид	Al ₂ O ₃	Cu ₂ O	Fe ₂ O ₃	Sc ₂ O ₃	Ti ₂ O	Cr ₂ O ₃	SiO ₂

шают по стойкости покрытия, легированные скандием, в 3...6 раз в растворе КОН, в 2...4 — в растворе HCl и в 1,5...2 раза — в морской воде, при этом в морской воде они оба уступают по стойкости покрытиям из нелегированного Al–Cu–Fe-порошка.

Стандартные электродные потенциалы скандия и хрома в водных растворах одноименных солей при температуре 25 °С следующие: $Sc^{3+}/Sc = -2,077$ В, $Cr^{3+}/Cr = -0,744$ В, т. е. скандий в ряду напряжений находится гораздо левее хрома, т.е. менее коррозионно стоек.

Влияние метода напыления на коррозионную стойкость покрытий в разных средах неоднозначно. Так, в растворах щелочи и кислоты плазменные покрытия из нелегированных порошков по коррозионной стойкости превосходят детонационные при одинаковом содержании в них ψ -фазы (№ 3, 4, 6 по сравнению с № 1). В морской воде детонационные покрытия являются более коррозионностойкими по сравнению с плазменными. Сравнение коррозионной стойкости покрытий из порошков, легированных скандием (№ 7 и 10), показывает, что скорость коррозии плазменных покрытий по сравнению с детонационными ниже во всех коррозионных средах.

Наиболее высокую коррозионную стойкость во всех растворах имеют многокомпонентные детонационные покрытия системы Al–Cu–Fe–Ti–Cr–Si (№ 11–13), при этом электрохимические характеристики этих покрытий слабо зависят от их химического состава, хотя скорость коррозии немного снижается при увеличении содержания компонента TiCrSi.

Электрохимический процесс коррозии многокомпонентных покрытий в электролитах весьма сложный, он включает селективное растворение различных элементов и образование на поверхности новых фаз, например, оксидных, которые в зависимости от своей структуры могут образовывать прочную пассивирующую пленку. Электрохимические характеристики процесса коррозии зависят как от коррозионной среды, так и от характеристик самого покрытия (химического и фазового состава, дефектности структуры, пористости и др.).

Влияние различных элементов на параметры коррозии в определенной степени можно объяснить с учетом ряда их физико-химических характеристик, например стандартного электродного потенциала и сродства с кислородом (табл. 2).

Исходя из этого, в частности, следует, что скандий как сильный электроотрицательный элемент должен повышать скорость коррозии, что и наблюдается в эксперименте при введении в сплав 0,44 ат. % скандия. Вместе с тем, зависимость характеристик коррозии от содержания скандия в покрытии не совсем однозначна, так как скандий при определенных условиях может усиливать пассивацию алюминия [8], что, по-видимому, имеет место при введении небольшого количества скандия (0,265 ат. %).

Существенное снижение скорости коррозии покрытий, легированных хромом, можно связать с более высоким значением стандартного потенциала хрома, а также, как отмечают авторы работ [2, 4, 6], с повышенной коррозионной стойкостью декагональной кристаллической фазы по сравнению с икосаэдрической.

Данные табл. 1 показывают, что покрытия из порошков сплавов системы AlCuFe–TiCrSi по коррозионной стойкости в кислом и щелочном растворах существенно превосходят все остальные исследованные покрытия. Лишь в морской воде скорость коррозии этих покрытий и покрытий из нелегированного порошка практически одинакова. Как и во всех других случаях, наиболее агрессивной средой для покрытий из порошков сплавов системы AlCuFe–TiCrSi является раствор щелочи (хотя скорость коррозии в растворах кислоты и щелочи отличаются не очень значительно), наименее — морская вода. Электрохимические характеристики этих покрытий слабо зависят от их химического состава, хотя скорость коррозии несколько снижается с увеличением содержания компонента TiCrSi. Повышение коррозионной стойкости этих покрытий, по всей вероятности, связано с влиянием титана и хрома, благодаря их электрохимическим характеристикам, с одной стороны, и высокой прочности оксидов этих металлов и стойкости к питтинговой коррозии, с другой.

Необходимо учитывать и такие факторы, как шероховатость и степень пористости покрытия, размеры и распределение фаз различного химического состава, протяженность межфазных границ, наличие остаточных внутренних напряжений и т. п., что отмечается и в работе [4].

На основании полученных экспериментальных данных можно провести сравнительную оценку долговечности исследованных покрытий одинаковой толщины в рассматриваемых коррозионных


Таблица 3. Результаты расчета прогноза срока службы газотермических покрытий толщиной 500 мкм на основе сплавов системы Al-Cu-Fe в различных коррозионных средах

№ п/п	Состав напыляемого порошка, ат. %	Метод нанесения	Пикнометрическая плотность, г/см ³	Электролит	Электрохимическая скорость коррозии, $\times 10^2$ мА/см ²	Весовой показатель коррозии, $\times 10^2$ г/(м ² ·ч)	Глубинный показатель коррозии, $\times 10^2$ мм/год	Срок службы, лет
1	Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂	ДН	4,55	0,1 н. КОН	6,3	21,1	40,6	1,2
				0,1 н. НСl	3,0	10,1	19,4	2,6
				Морская вода	0,4	1,30	2,5	20,0
2	Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂	ДН	4,33	0,1 н. КОН	7,6	25,5	51,6	0,9
				0,1 н. НСl	5,0	16,8	34,0	1,5
				Морская вода	0,58	1,9	3,8	13,2
3	Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂	ПН	4,19	0,1 н. КОН	4,7	15,8	33,0	1,5
				0,1 н. НСl	2,3	7,7	16,1	3,1
				Морская вода	0,76	2,5	5,2	9,6
4	Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂	ПН	4,21	0,1 н. КОН	2,3	7,7	16,0	3,1
				0,1 н. р-р НСl	2,1	7,0	14,6	3,4
				Морская вода	0,83	2,8	5,8	8,6
5	Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂	ПН	4,24	0,1 н. КОН	1,0	3,3	6,8	7,3
				0,1 н. НСl	0,63	2,1	4,3	11,6
				Морская вода	0,52	1,7	3,5	14,3
6	Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂	ПН	4,30	0,1 н. КОН	2,5	8,4	17,1	2,9
				0,1 н. НСl	2,1	7,0	14,2	3,5
				Морская вода	0,63	2,1	4,3	11,6
7	Al _{62,735} Cu ₂₅ Fe ₁₂ Sc _{0,265}	ДН	4,17	0,1 н. КОН	4,0	13,4	28,1	1,8
				0,1 н. НСl	1,7	5,7	11,9	4,2
				Морская вода	1,4	4,7	9,9	5,0
8	Al _{62,56} Cu ₂₅ Fe ₁₂ Sc _{0,44}	ДН	4,12	0,1 н. КОН	7,6	25,5	54,2	0,9
				0,1 н. НСl	3,9	13,1	27,8	1,8
				Морская вода	1,6	5,4	11,5	4,3
9	Al ₆₆ Cu ₁₈ Fe ₈ Cr ₈	ДН	4,31	0,1 н. КОН	1,3	4,4	8,9	5,6
				0,1 н. НСl	0,91	3,0	6,1	8,2
				Морская вода	0,76	2,5	5,1	9,8
10	Al _{62,735} Cu ₂₅ Fe ₁₂ Sc _{0,265}	ПН	4,22	0,1 н. КОН	3,8	12,7	26,4	1,9
				0,1 н. НСl	1,5	5,0	10,4	4,8
				Морская вода	1,2	4,0	8,3	6,0
11	95Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂ + + 5TiCrSi	ДН	6,10*	0,1 н. КОН	0,60	2,0	2,9	17,3
				0,1 н. НСl	0,57	1,9	2,8	17,9
				Морская вода	0,50	1,7	2,5	20,2
12	85Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂ + + 15TiCrSi	ДН	6,01*	0,1 н. КОН	0,57	1,9	2,8	17,9
				0,1 н. НСl	0,55	1,8	2,7	18,7
				Морская вода	0,45	1,5	2,2	22,8
13	75Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂ + + 25TiCrSi	ДН	5,91*	0,1 н. КОН	0,48	1,6	2,4	21,0
				0,1 н. НСl	0,46	1,5	2,3	21,9
				Морская вода	0,39	1,3	1,9	26,0

* — теоретическая плотность.

средах. Такая оценка выполнена исходя из предположения, что при электрохимической коррозии покрытий на основе сплава AlCuFe в раствор переходит алюминий в виде иона Al³⁺.

Согласно работам [9, 10] для количественной оценки средней за время t скорости электрохимической коррозии может быть использован по-



казатель потери массы, который зависит от плотности тока коррозии:

$$w = \frac{Ai}{ZF}, \quad (1)$$

где w — скорость коррозии; A — атомная масса металла; i — плотность тока коррозии; Z — валентность металла в данном коррозионном процессе; F — постоянная Фарадея.

Если предположить, что покрытия в процессе коррозии растворяются равномерно по всей площади, подставив в формулу (1) значение $F = 96520$ А·с, получим следующее выражение для глубинного показателя коррозии Π (мм/год):

$$\Pi = \frac{8,76w}{\rho}, \quad (2)$$

где ρ — плотность покрытия, г/см³; 8,76 — переводной коэффициент.

Результаты расчета прогнозируемого срока службы исследованных покрытий при толщине 500 мкм приведены в табл. 3. Как следует из таблицы, минимальный срок службы покрытий наблюдается в растворе щелочи КОН, нижняя граница которого для детонационных покрытий Al₆₃Cu₂₅Fe₁₂ с 17 % ψ -фазы и AlCuFe, легированного 0,44 ат. % скандия, составляет 0,9 лет (№ 2 и 8 табл. 3). Верхняя граница (свыше 20 лет) относится к многокомпонентному покрытию 75Al₆₃Cu₂₅Fe₁₂ + 25 TiCrSi (№ 13 табл. 3).

Такая же картина наблюдается и для растворов HCl, для которой минимальный срок службы составляет 1,5 года для покрытия № 2, а максимальный около 21,9 лет для покрытия № 13.

В морской воде ресурс работы покрытий минимальный 4,3 года для покрытия № 8, максимальный — 26 лет для покрытия № 13.

Следует отметить, что исследованные покрытия надежно защищают Ст.3 электрохимически во всех изученных электролитах и этим покрытиям не нужна пропитка. Покрытие тем лучше будет защищать такую сталь электрохимически, чем выше будет разница между потенциалом кор-

розии покрытия и Ст.3. Так, диапазон потенциалов коррозии покрытий в растворе КОН составляет (–0,50)...(–0,93) В, а потенциал коррозии Ст.3 в этом электролите — (–0,08) В. Разница между потенциалами коррозии покрытий и Ст.3 составляет (–0,42)...(–0,85) В.

Для HCl диапазон потенциалов коррозии покрытий составляет (–0,32)...(–0,46) В, а Ст.3 в этом растворе имеет потенциал коррозии –0,32 В. Разница составляет –...(–0,14) В.

Для морской воды разница между потенциалами коррозии покрытия и Ст.3 составляет (–0,11)...(–0,33) В.

Таким образом, эффективность электрохимической защиты Ст.3 исследованными покрытиями на основе AlCuFe будет уменьшаться в ряду: КОН→морская вода→HCl.

Авторы выражают благодарность Научно-технологическому центру Украины за финансовую поддержку данной работы, которая проводилась в рамках проекта 1630.

1. Dubois J. M., Kanq S. S., Massiani Y. Application of quasicrystalline alloys to surface coating of soft metals // J. of Non-Crystalline Solids. — 1993. — **153, 154.** — P. 443–445.
2. Massiani Y., Ait-Yaazza S. Electrochemical corrosion behaviour of quasicrystalline coatings in dilute acetic acid // Proc. of the 5th Inter. conf. on quasicrystals, Avignon, 22-26 May, 1995. — P. 790–793.
3. Rudiger A., Koster U. Corrosion behavior of Al–Cu–Fe quasicrystals // Mater. Sci. Eng. — 2000. — **294–296.** — P. 890–893.
4. Quasicrystalline coatings with reduced adhesion for cookware / J. M. Dubois, A. Proner, B. Bucaille et al. // Ann. Chem. Fr. — 1994. — **19.** — P. 3–25.
5. Electrochemical pitting and repassivation on icosahedral Al–Cu–Fe, and a comparison with crystalline phases / A. N. Spurr, J. P. Pinhero, J. D. Sordelet et al. // Mat. Res. Soc. Symp. Proc. — 1999. — Vol. 553. — P. 275–280.
6. Electrochemical behavior of approximant phases in the Al–(Cu)–Fe–Cr system / D. Veys, C. Rapin, L. Aranda et al. // J. of Non-Crystalline Solids. — 2004. — № 11. — P. 1–10.
7. Рабинович В. А., Хавин З. Я. Краткий химический справочник. — Л.: Химия, 1977. — 376 с.
8. Вязовкина Н., Мильман Ю., Сирко А. Новые высокопрочные коррозионностойкие сплавы алюминия // Физ.-хим. механика материалов. — 2002. — С. 554–558.
9. Жук Н. П. Курс теории коррозии и защиты металлов. — М.: Металлургия, 1976. — 472 с.
10. Кеше Г. Коррозия металлов. — М.: Металлургия, 1984. — 400 с.

Corrosion resistance of detonation and plasma coatings of AlCuFe alloy-based powders alloyed with scandium, chromium and a set of elements (Ti, Cr and Si) in 0.1 n KOH solution, 0.1 n HCl solution and synthetic sea water was studied by the potentiostatic method. Dependence of electrochemical properties (corrosion potential and electrochemical rate) of the coatings upon the spraying method, coating composition and its quasi-crystalline phase content was determined.

Поступила в редакцию 29.07.2005

ОСОБЕННОСТИ ИСТЕЧЕНИЯ ДВУХ ГАЗОВЫХ ПОТОКОВ ИЗ СОПЕЛ СВАРОЧНЫХ ГОРЕЛОК ПРИ АВТОМАТИЧЕСКОЙ СВАРКЕ ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ

С. Т. РИМСКИЙ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Лазеринтерференционным и теневым методами изучена структура и характер истечения потоков аргона и углекислого газа, одновременно вытекающих на плоскую преграду из внутреннего и наружного сопел плоской формы с различной геометрией каналов. Найдены оптимальные сочетания расходов внутреннего и наружного потоков защитных газов, рациональные конструкции сопел горелок. Предложена конструкция горелки для сварки на форсированных режимах в двойном потоке защитных газов, обеспечивающая эффективную защиту зоны сварки от воздуха на токах до 900 А при небольших расходах аргона и углекислого газа.

Ключевые слова: дуговая сварка, плавящийся электрод, защитные газы, расход газа, двухслойная защита, эффективность газовой защиты, оптические методы, форсированные режимы, пористость швов, конструкции горелок

При сварке плавящимся электродом в защитных газах на форсированных режимах сложно обеспечить надежную защиту зоны дуги и жидкого металла от вредного воздействия воздуха. Со времени разработки этого способа сварки многие исследователи изучали истечение струи защитного газа из сопел сварочных горелок с целью выбора таких оптимальных параметров струи газа, которые обеспечивали бы наилучшие защитные свойства [1–5]. Рекомендации, выработанные в результате этих исследований, получены для одного потока газа, вытекающего из сопел сварочных горелок различных конструкций.

Кроме сварки в одном газовом потоке, получает распространение способ сварки в двойном потоке (известен на европейском рынке под названием MAGCI-процесс), состоящем из двух коаксиально расположенных струй газов [6]. В этом случае важно обеспечить минимальную смешиваемость, поскольку дуга должна гореть в центральной струе газа, имеющего определенные полезные технологические свойства. Параметры центральной струи газа (например, аргона или смеси газов Ar+He) выбираются такими, чтобы обеспечить их минимальный расход в связи с высокой стоимостью. Расход газа, подаваемого в наружное сопло, может быть в несколько раз больше, чем подаваемого в центральное сопло. Этот менее дорогой газ защищает центральную струю и обеспечивает дополнительную защиту сварочной ванны. Двухструйная газовая защита позволяет снизить расход аргона на 50...60 % [6].

В совершенствовании газовой защиты при сварке наметилось два основных направления:

обеспечение надежной газовой защиты при сварке на форсированных режимах при небольших расходах дорогостоящих газов; использование принципов организации газовой защиты, отличных от традиционных, с помощью создания совершенных конструкций сварочных горелок. Оба направления заслуживают серьезного внимания и требуют глубокого изучения применительно к различным условиям сварки.

Среди методов исследования неоднородностей газовых потоков, позволяющих изучать сложную двухслойную защиту, состоящую из окислительных и нейтральных газов, распространенными и основными являются два оптических метода, взаимно дополняющие друг друга — интерференционный и теневой. Интерференционный метод дает непосредственно распределение плотностей, а теневой — градиентов плотностей газовых струй. Основные преимущества оптических методов исследования перед другими физическими методами заключаются в следующем:

оптические методы не вводят посторонних возмущений в исследуемое пространство и не вызывают изменений физических и химических свойств среды;

имеют большую чувствительность, позволяют заметить и измерить местные изменения температуры воздуха или других газов до $0,1^\circ$, что затруднительно при других методах;

дают возможность одновременно исследовать все пространство, занятое данным явлением, незаменимы для определения поля температур и давлений потоков, пламени и т. д.;

возможность успешного применения для исследования нестационарных, быстропротекающих процессов (распространение ударных волн, фронта пламени) из-за отсутствия инерционности.

Влияние различных факторов на эффективность сложной (двухслойной) газовой защиты зоны сварки изучали на экспериментальной уста-

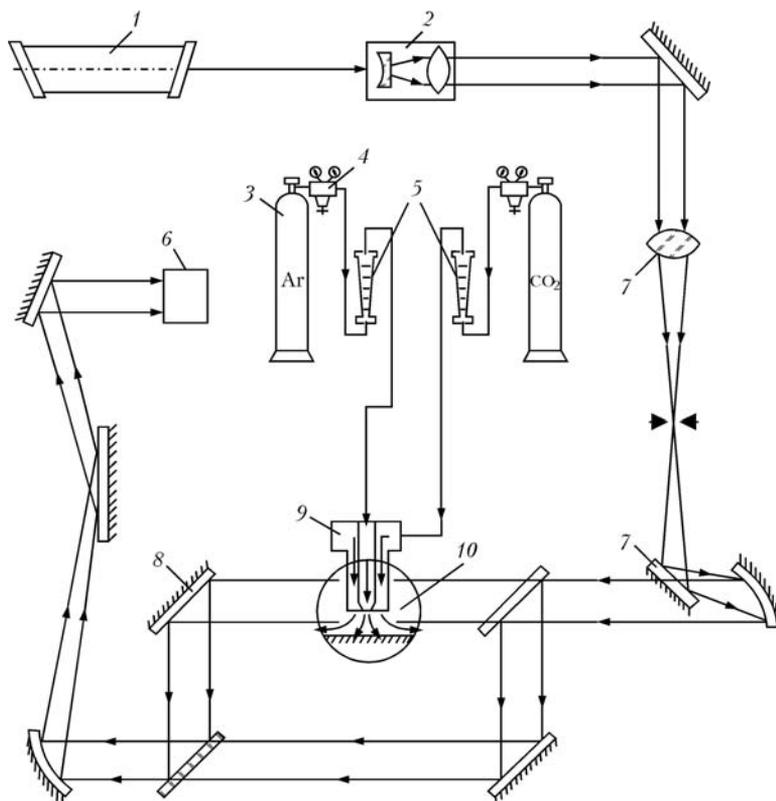


Рис. 1. Схема экспериментальной установки: 1 — лазер; 2 — оптическая приставка; 3 — баллоны с газом; 4 — газовые редукторы; 5 — ротаметры; 6 — приемное устройство; 7 — коллиматор; 8 — интерференционная часть прибора; 9 — сварочная горелка; 10 — оптическое окно

новке, схема которой представлена на рис. 1. Установка состоит из соединения четырехзеркального интерферометра (типа Цендера-Маха) и теневого прибора (типа Теплера), рабочего участка, баллонов с газами и измерительных приборов. Интерферометр ИТ-14 можно использовать в режиме двух настроек для получения интерферограмм и тенеграмм. В первом случае в качестве источника света использовали оптический квантовый генератор ЛГ-36А, во втором — ртутную кварцевую лампу сверхвысокого давления ДРШ-500.

В рабочем участке установки были размещены выполненные из оргстекла опытные насадки (газовые сопла), с различной конфигурацией каналов: два наружных для потока углекислого газа и внутренний — для аргона. Поверхности каналов опытных насадок имели плоскую форму. Насадки размещали перпендикулярно к направлению основного светового потока оптического прибора, что позволило избежать дополнительных искажений структуры потока на интерференционных и теневых картинах. В верхней части насадки имели распределительную головку, которая обеспечивала прием двух разных газов и направление их в соответствующие каналы. Аргон и углекислый газ имеют различные коэффициенты преломления, поэтому их можно хорошо различать в приемной части интерферометра. Внутри насадок был установлен специальный стержень, имитирующий токоподводящий наконечник и сварочный электрод. Расстояние от нижнего среза насадки до горизонтальной плоскости равнялось 20 мм. Расход газов определяли с помощью ротаметров РС-3.

Исследование эффективности газовой защиты проводили по комплексной методике в два этапа. На первом с помощью интерферометра ИТ-14 изучали характер истечения газовых потоков в зависимости от особенностей конструкции опытных насадок (рис. 2) и изменения расходов аргона и углекислого газа (всего опробовано 12 комбинаций расходов защитных газов (таблица). За определяющий фактор при исследовании данной конструкции насадки принимали аргон как наиболее полезный и относительно дорогой защитный газ при дуговой сварке. Отношение расходов CO_2/Ar , определяемое числом K , изменялось от 0,94 до 7,50 (таблица).

По результатам оптических опытов были изготовлены рабочие горелки с профилями насадок, имеющими лучшие газодинамические свойства.

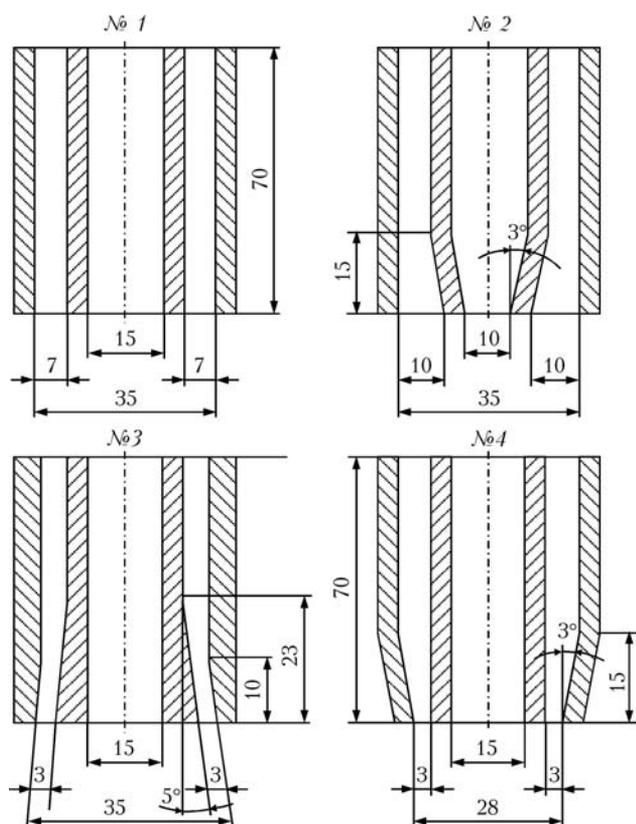


Рис. 2. Схема опытных насадок в разрезе шириной 20 мм; № 1–4 — номера насадок

Расход экспериментальных смесей защитных газов

Расход, л/ч		Отношение расходов CO ₂ /Ar (K)
CO ₂	Ar	
300	120	2,50
500		4,16
700		5,84
900		7,50
300	220	1,36
500		2,27
700		3,19
900		4,09
300	320	0,94
500		1,56
700		2,19
900		2,81

На втором этапе в реальных условиях сварки испытывали рабочие горелки различной конструкции по сравнению с широко применяемой на производстве горелкой с цилиндрическим соплом. Наплавку валиков на пластины из стали ВСтЗсп выполняли сварочной проволокой Св-08Г2С диаметром 2 мм. В опытах изменяли силу сварочного тока, расход газа и расстояние от сопла до свариваемого изделия. Эффективность газовой защиты оценивали по качеству сварных швов — наличию пористости и содержанию азота в металле шва. Для определения пористости все сварные швы подвергали рентгенографическому анализу. Содержание азота в металлической стружке определяли химическим анализом. Содержание азота в стали и сварочной проволоке составляет соответственно 0,007 и 0,012 мас. %. Такой комплексный метод оценки эффективности газовой защиты зоны сварки представляет практическую пользу и является наиболее точным.

Использование плоских моделей сварочных горелок (насадок) при исследовании качества газовой защиты зоны сварки с помощью интерферометра ИТ-14 дало возможность правильно представить динамическую картину взаимодействия двух газовых потоков.

Газовый поток, вытекая из насадки (рис. 3, 4), встречает на своем пути преграду в виде плоскости свариваемых металлов. Полученная картина резкого изменения направления движения газовых струй, растекание их по поверхности преграды, взаимное перемешивание аргона и углекислого газа, а также перемешивание с окружающей воздушной средой подтверждает тот факт, что данная сложная газодинамическая ситуация не поддается строгому математическому описанию. Наиболее правильным путем исследования подобных процессов является их визуализация с помощью оптических приборов для получения интерферог-

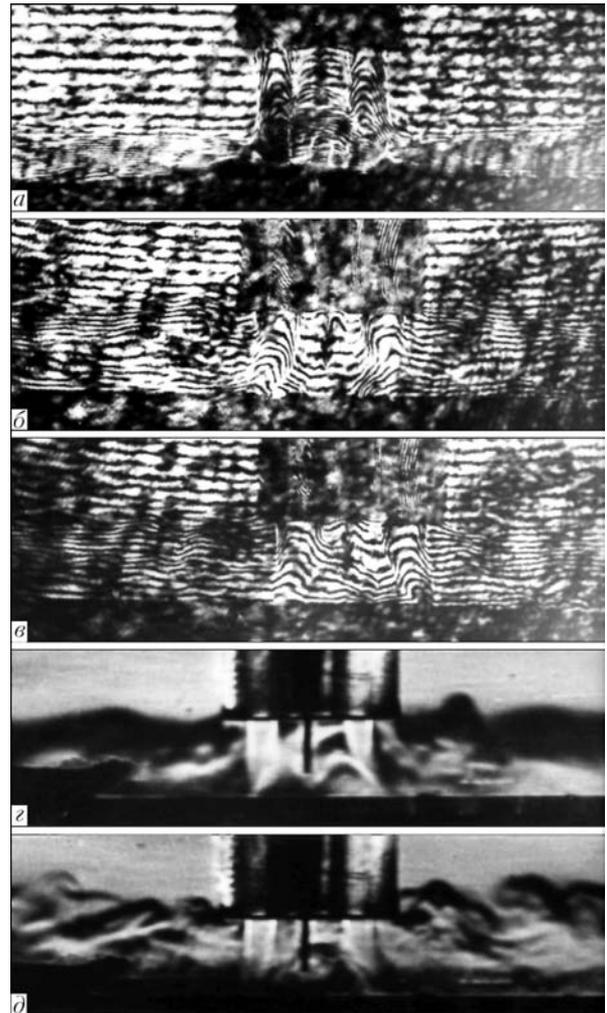


Рис. 3. Интерферограммы (а–в) и тенеграммы (z, d) истечения газовых потоков Ar и CO₂ из опытной насадки № 1 при разном отношении расхода газов: а, z — K = 2,19; б, d — 3,19; в — 5,84

рам и тенеграм с их последующим анализом и расшифровкой.

Структуру и характерные особенности зоны газовой защиты с применением опытной насадки № 1 (см. рис. 2) при различных расходах аргона и углекислого газа можно проследить на рис. 3. Из приведенных интерферограмм и тенеграм можно определить как изменяется структура зоны газовой защиты в зависимости от различных переменных факторов. Виден сложный характер взаимодействия двух сопутствующих параллельных газовых потоков, встречающих плоскую преграду. Границы газовых потоков четко видны при вытекании из опытной насадки. По мере удаления газовых струй от выходного сечения происходит заметная турбулизация и взаимное перемешивание потоков. При достижении плоской преграды газовые струи, перемешиваясь, растекаются по поверхности. При этом поток газов поворачивается на 90°, что приводит к дальнейшему развитию турбулентности и активному смешиванию с окружающей воздушной средой. При данной насад-

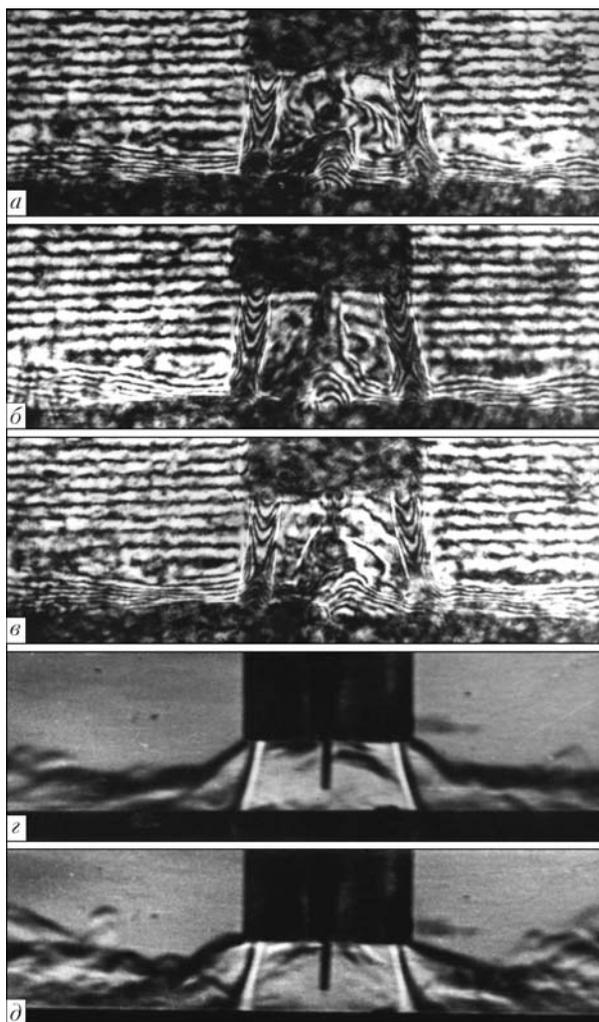


Рис. 4. Интерферограммы (а-в) и тенеграммы (з, д) истечения газовых потоков Ar и CO_2 из опытной насадки № 3 при разном отношении расхода газов: а, з — $K = 2,19$; б, д — $3,19$; в — $5,84$

ке с возрастанием расхода аргона (рис. 3, а) увеличивается зона пространства, занимаемая этим газом, а у поверхности преграды углекислый газ оттесняется на внешнюю сторону. С увеличением расхода углекислого газа происходит уменьшение зоны, заполненной аргоном (рис. 3, в). При этом происходит бурное перемешивание газов и трудно выделить их границы. С увеличением расхода углекислого газа и аргона газовые потоки становятся более «упругими», однако при взаимном бурном взаимодействии их границы на поверхности преграды сохраняются, образуя устойчивый поток смеси газов (рис. 3, а).

Определенный интерес представляет исследование характера истечения газовых потоков из опытной насадки № 3, имеющей внутренний профиль конфузторного типа (см. рис. 2). На интерферограммах и тенеграммах (рис. 4) с применением насадки № 3 четко видны границы расходящегося потока углекислого газа и растекающегося по поверхности преграды потока газовой смеси аргона и углекислого газа. При использовании

конфузорной насадки общая картина истечения газовых потоков сохраняется, как и при прямом профиле насадки № 1. Однако в этом случае имеются некоторые особенности структуры газовых потоков, которые заключаются в следующем. При конфузторном истечении газов поток становится более «упругим» и устойчивым на сравнительно большом расстоянии от выходного среза насадки. Расположение интерференционных полос вдоль потока углекислого газа показывает, что в непосредственной близости от среза насадки скорость потока, а значит и его плотность, изменяется по сечению струи незначительно. По мере продвижения потока вперед искривления интерференционных полос увеличивается (полосы вытягиваются), что свидетельствует о значительной деформации профиля скоростей потока, особенно в районе границы с окружающими средами (с одной стороны — с потоками аргона, с другой — воздушной средой). При этом необходимо отметить, что поток углекислого газа на своих границах имеет сопутствующий ламинарный пограничный слой. Ламинарная оболочка определенной толщины окружает основную турбулентную сердцевину газового потока и действует как защитный слой, в то время, как при насадке № 1 с увеличением отношения расходов газа K защитный ламинарный слой утончается и исчезает (см. рис. 3, а-в).

Приведенные на рис. 4 интерферограммы и тенеграммы свидетельствуют о том, что при сравнительно малых расходах аргона и небольших расходах углекислого газа можно четко проследить зону каждого истекающего газа. С увеличением расхода аргона (рис. 4, а, б) происходит оттеснение углекислого газа в наружную сторону, при этом непосредственно под насадкой общий перемешанный слой газов у горизонтальной поверхности увеличивается по толщине незначительно в отличие от использования насадки № 1 (см. рис. 3, а, б), когда этот слой газов утолщается, теряет скорость и интенсивно смешивается с воздухом. Хорошо выражены границы зон применяемых газов. По мере удаления от зоны сварки смешанный газовый поток имеет достаточную упругость.

Проведенные исследования физической картины зоны газовой защиты дали возможность высказать ряд рекомендаций, позволивших выбрать оптимальный режим расхода аргона и углекислого газа и обеспечить при этом эффективную защиту дуги от воздействия воздуха.

При расходах аргона, равных 120, 220 и 320 л/ч, необходимо выдерживать соотношение K в пределах заштрихованной области, показанной на рис. 5. С увеличением соотношения расхода газов K выше заштрихованной области происходит быстрое разрушение потока аргона углекис-

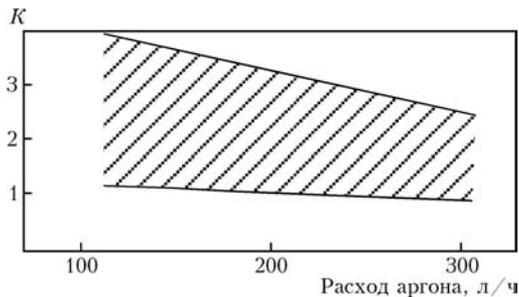


Рис. 5. Область эффективной двухслойной газовой защиты в зависимости от соотношения расходов K

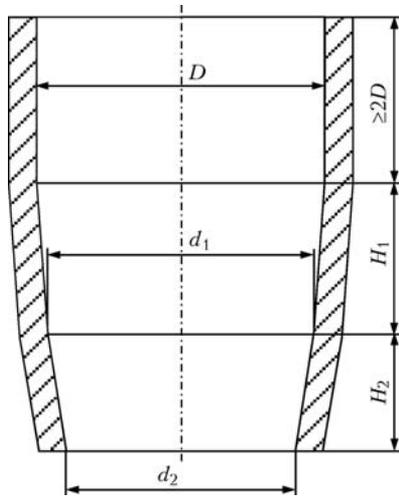


Рис. 6. Схема двухконусного сопла для сварки на форсированных режимах

лым газом, уменьшается зона, заполненная аргоном, изменяется состав смеси аргона и углекислого газа в зоне горения дуги. При сварке это может ухудшить стабильность горения дуги и привести к другим неблагоприятным явлениям металлургического и технологического характера.

При механизированной сварке стали проволокой диаметром 1,0...1,2 мм обычно применяют небольшие токи (≤ 350 А), что позволяет обеспечить хорошую защиту зоны сварки от воздуха. Применение форсированных режимов при автоматической сварке проволокой диаметром более 1,6 мм требует совершенной конструкции сопла и самой горелки, а также обеспечения качественной защиты зоны сварки при сварочном токе до 900 А и расстоянии от торца сопла до изделия 25...30 мм. Для этого струя газа должна иметь достаточную жесткость, не разрушаться от легких сквозняков и движений воздуха, вызываемых вентиляцией.

Конструктивной особенностью сварочной горелки, построенной по профилю насадки конфурзорного типа № 3, является то, что защитный поток углекислого газа отнесен от струи аргона на определенное расстояние и в момент выхода из сопла не соприкасается с ним. Наружный кольцевой поток углекислого газа, вытекающий из

сопла под небольшим углом к оси электрода, выполняет роль своеобразной газовой завесы вокруг потока аргона и одновременно защищает дугу и сварочную ванну от воздуха. Изменив расстояние от сопла до изделия и скорости истечения углекислого газа и аргона, можно в определенной степени регулировать необходимый состав газовой смеси в зоне сварки. Такое построение двухслойной газовой защиты позволяет устранить ряд недостатков, присущих процессу сварки в одном потоке газа, например, в углекислом газе или аргоне и создать иные условия для горения дуги и переноса электродного металла, добываясь необходимых сварочно-технологических характеристик процесса. Такая горелка обеспечивает надежную защиту зоны сварки на токах до 900 А с хорошим качеством сварных швов.

Известно, что сварочные горелки с конусным или цилиндрическим соплом имеют узкий диапазон расходов газа, при отклонении от которого защитная струя газа турбулизуется и интенсивно смешивается с воздухом [4]. При сварке поток защитного газа подвергается воздействию дугового разряда, особенно конвективных потоков от сварочной ванны. Кроме того, на процесс смешивания защитного газа с воздухом оказывает влияние интенсивность и масштаб турбулентности [4]. Эти характеристики потока резко увеличиваются на выходе из сопла и зависят от геометрии профиля сопла и расхода газа. Для выравнивания поля скоростей истечения газа и уменьшения степени и масштаба турбулентности применяются сопла, обеспечивающие поджатие газового потока [4, 7].

С помощью интерферометра ИТ-14 теневым методом был изучен характер истечения при различных расходах защитного газа из цилиндрического и двухконусного сопел. Исследования показали, что газовый поток с поджатием его в сопле наиболее устойчив при использовании двухконусного сопла [7]. Основные геометрические размеры двухконусного сопла (рис. 6) следующие: $d_1 = 0,75...0,95D$, $d_2 = 0,50...0,90D$, $H_1 = 0,65...0,80D$, $H_2 = 0,50...0,70D$, где d_1 — диаметр окружности сопряжения конусов; d_2 — диаметр выходного отверстия нижнего конуса; D — диаметр основания верхнего конуса; H_1 и H_2 — высоты верхнего и нижнего конусов.

Из сопоставления тенегрмм можно убедиться, что при увеличении расхода газа вытекающая из цилиндрического сопла (рис. 7, а, б) струя расширяется и турбулизуется, что приводит к заметному смешиванию ее с воздухом. При использовании двухконусного сопла увеличение расхода газа повышает жесткость струи (рис. 7, в, г) и обеспечивает значительно большую длину ламинарного участка на выходе из сопла [7]. При этом струя вытекающего газа не расширяется (рис. 7, в, г).

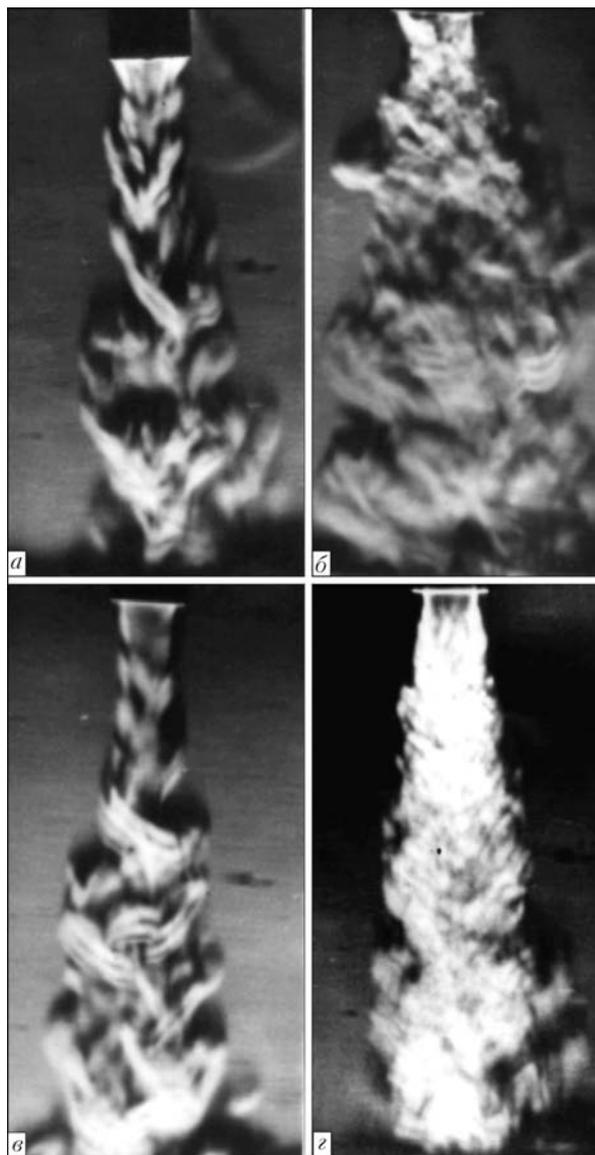


Рис. 7. Характер истечения защитного газа из цилиндрического (а, б) и двухконусного (в, г) сопел сварочной горелки в зависимости от расхода газа: а, в — 900; б, г — 1800 л/ч (диаметр сопла 22 мм)

Из технологических факторов наибольшее влияние на качество защиты зоны сварки от воздуха оказывает расход газа, расстояние от сопла горелки до свариваемого изделия, значение сварочного тока, а также конструкция горелки. Существует минимально необходимый расход газа, который при выбранных условиях сварки (конструкция горелки, параметры режима и др.) обеспечивает удовлетворительную защиту металла, переплавляемого дугой, от воздуха.

Влияние конструкции сопла и состава смеси $Ar + O_2 + CO_2$ на качество защиты металла от воздуха при сварке на форсированных режимах приведено на рис. 8. Существенное снижение пористости сварных швов обеспечивает двухконусное сопло, а также увеличение концентрации углекислого газа в тройной смеси. Последнее обусловлено действием термического расширения углекислого

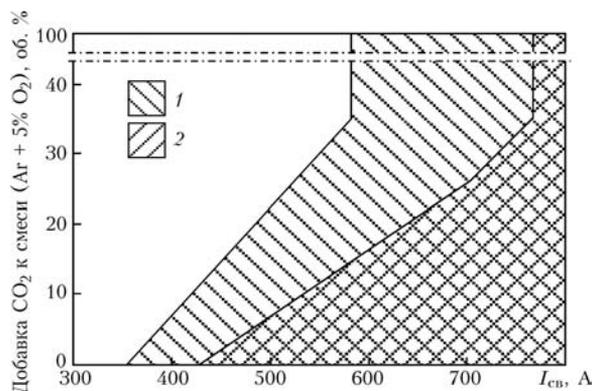


Рис. 8. Влияние конструкции сопла на стойкость металла шва против образования пористости в зависимости от состава защитного газа и силы сварочного тока: 1 — поры, цилиндрическое сопло; 2 — поры, двухконусное сопло (расход газа 1400 л/ч)

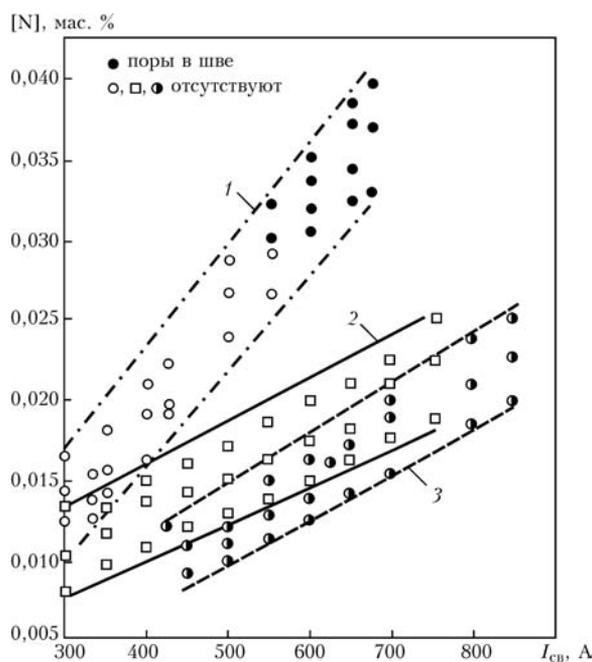


Рис. 9. Влияние одно- (1, 2) и двухслойной (3) газовой защиты на поглощение азота металлом шва: 1, 2 — соответственно цилиндрическое и двухконусное сопло с расходом газа ($Ar + 5\% O_2 + 25\% CO_2$) 1600 л/ч; 3 — горелка для двухслойной газовой защиты с профилем насадки № 3 (рис. 2) при отношении расхода газов $K = 2,81$

газа и его диссоциацией при температурах дуги [8], а также повышением окислительного потенциала газа [9]. При высокой температуре он диссоциирует с увеличением объема, что в определенных условиях позволяет оттеснить воздух от зоны сварки и тем самым улучшить качество защиты. Однако, как показывают экспериментальные данные (рис. 8), содержание в тройной смеси свыше 35 % CO_2 уже не дает эффекта от диссоциации углекислого газа. Главную роль на стойкость швов против образования пор, при прочих равных условиях, оказывает конструкция сопла и значение сварочного тока.

При сварке на форсированных режимах в двух потоках газа с использованием горелки, построенной по профилю насадки N3 (рис. 2), а также горелки с двухконусным соплом (рис. 6), обеспечивается значительно меньшее содержание азота в швах (рис. 9) по сравнению с широко применяемым на производстве цилиндрическим соплом. Это позволяет выполнять многопроходную автоматическую сварку толстыми проволоками углеродистых и низколегированных сталей на токах до 900 А с высоким качеством сварных швов [10].

Выводы

1. Теневым и интерференционным методами исследования на плоских моделях сварочных горелок установлена физическая картина структуры газовой защиты двух сопутствующих потоков аргона и углекислого газа, натекающих на плоскую поверхность.

2. Полученные теневые и интерференционные картины двухслойной газовой защиты выявили оптимальные режимные характеристики по расходу двухкомпонентного потока для создания наиболее благоприятных условий формирования зоны защиты.

3. На основании анализа газодинамических процессов истечения двух газовых потоков установлен вариант конструкции горелки и экономич-

ный расход газов для сварки на токах до 900А с высоким качеством сварных швов.

1. Ардентов В. В., Федоренко Г. А. О струйной защите при газозлектрической сварке // Свароч. пр-во. — 1973. — № 1. — С. 3–5.
2. Безбах Д. К. Исследование газовых струй при сварке в защитных газах // Автомат. сварка. — 1969. — № 6. — С. 30–32.
3. Петров А. В., Штрикман М. М. Исследование параметров струи защитного газа при дуговой сварке // Свароч. пр-во. — 1961. — № 5. — С. 5–8.
4. Старченко Е. Г., Любавский К. В. Влияние конструкции сопла горелки на эффективность газовой защиты зоны сварки // Там же. — 1968. — № 11. — С. 13–16.
5. Исследование защитных газовых потоков в сварочных горелках с применением голографической интерферометрии / Б. С. Касаткин, Л. М. Лобанов, О. Н. Иванова и др. // Автомат. сварка. — 1980. — № 2. — С. 15–18.
6. MAGCI a novel shielded arc welding process // Metal Construction. — 1982. — № 10. — P. 550–553.
7. А. с. 518299 СССР, МКИ² В 23 К 9/16. Конусное сопло к горелке для сварки / С. Т. Римский, В. Г. Свещинский, В. И. Ульянов. — Заявл. 16.05.72; Оpubл. 25.06.76, Бюл. № 23.
8. Новожилов Н. М. Основы металлургии дуговой сварки в газах. — М.: Машиностроение, 1979. — 231 с.
9. Підгаєцький В. В. Пори, включення і тріщини в зварних швах. — К.: Техніка, 1970. — 236 с.
10. Свещинский В. Г., Римский С. Т. Сварка кольцевых швов многослойных труб в защитной газовой смеси Ar + O₂ + CO₂ // Многослойные сварные конструкции и трубы: Материалы I Всесоюз. конф. — Киев: Наук. думка, 1984. — С. 177–182.

Laser-interferometry and shadow methods were used to study structure and character of the flows of argon and carbon dioxide that are simultaneously emitted onto a flat barrier from the internal and external nozzles of flat configuration with a different geometry of the channels. Optimal combinations of rates of the internal and external shielding gas flows and efficient designs of the torch nozzles were found. Suggested is a design of the torch for welding under forced conditions in a double flow of shielding gases, which provides an efficient shielding of the welding zone from air at currents of up to 900 A and low flow rates of argon and carbon dioxide.

Поступила в редакцию 20.06.2006

Вышел в свет очередной выпуск журнала фирмы «Fronius» Weld+Vision на русском языке

Содержание

От редактора	3-6
Единство противоположностей	
Научно-исследовательский и опытно-конструкторские работы	7-11
Контактная сварка и плазменная резка	
Vizor 1000 — защитная маска с полностью автоматизированными функциями	
Кратко и по существу	12-13
Новости от «Fronius»	
Практические примеры	14-19
Выигрыш во времени при строительстве резервуаров	
Сварка меди без подогрева	
30 метров совершенно свободных от брызг	
Компания	20-21
Добросовестность — основной принцип командной работы	
Информация для путешественников	22-23



По вопросам заказа просьба обращаться в редакцию журнала «Автоматическая сварка»
Тел./факс: (38044) 528-34-84, 529-26-23, 528-04-86; E-mail: journal@paton.kiev.ua



УЛУЧШЕНИЕ СТРУКТУРЫ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ШИРОКОПОЛОСНЫХ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ В ПРОЦЕССЕ СВАРКИ

Чл.-кор. НАН Украины **В. И. КИРЬЯН**, **А. А. КАЙДАЛОВ**, д-р техн. наук, **Д. П. НОВИКОВА**, канд. техн. наук,
И. Л. БОГАЙЧУК, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
М. КЕСНЕРС, инж. («Aplis», г. Рига, Латвия)

Рассмотрены вопросы воздействия ультразвуковых упругих колебаний на материалы. Предложена обработка свариваемого изделия ультразвуковыми колебаниями в широкой полосе частот. Установлена возможность формирования в результате такой обработки более мелкозернистой структуры как в металле сварного шва, так и в зоне термического влияния при дуговой сварке углеродистой стали обыкновенного качества СтЗсп.

Ключевые слова: дуговая сварка, воздействие ультразвуковых колебаний, кристаллизация, сварной шов, зона термического влияния, остаточные напряжения, структура металла

Сварные соединения обычно характеризуются крупнозернистой структурой металла шва, образующейся при сравнительно медленном остывании сварочной ванны, и наличием остаточных напряжений, создающих опасность коробления и трещинообразования. Цель работы состоит в исследовании структуры металла сварного соединения, подвергнувшегося воздействию широкополосных ультразвуковых колебаний в процессе образования шва. Известно, что чем больше образуется центров кристаллизации в расплаве и чем меньше линейная скорость роста кристаллов, тем более мелкозернистой будет структура металла. Процесс кристаллизации зависит от температурного поля, а также воздействия знакопеременного давления, обусловленного распространением в расплаве упругой акустической волны звукового и ультразвукового диапазона. Согласно традиционным представлениям, слабые поля ультразвукового воздействия не должны заметно влиять на вязкость и другие кинетические свойства жидкости. Если энергия поля в расчете на атом на несколько порядков меньше тепловой энергии kT (где k — постоянная Больцмана, T — абсолютная температура), то оно не окажет заметного воздействия на элементарные акты процессов переноса. Очевидно такие поля не влияют на вязкость газов и простых жидкостей, но в зернистых структурах они могут влиять на перемещения границ зерен. При ультразвуковой обработке расплава происходит измельчение или разрушение, а также деформация структурных образований жидкости. Кроме того, изменяются основные физико-химические свойства расплавов металлов: вязкость, по-

верхностное натяжение на границе расплав — твердая фаза, распределение температуры, диффузионные и дегазационные процессы, капиллярный эффект. Твердый металл получается более мелкозернистым, если расплав был «озвучен» перед кристаллизацией.

К настоящему времени в лабораториях проведено большое количество работ [1–4], в которых выявлены эффекты воздействия упругих колебаний на вещество, однако их практическое использование тормозится отсутствием высокоэффективного оборудования и методов контроля акустических параметров при введении колебаний в изделие. Пока неясен механизм разрушения ультразвуковыми волнами объектов структуры в расплаве или «квазимолекул» соединений типа $FeSi$, вследствие чего многие технологические процессы ультразвукового воздействия остаются еще недостаточно разработанными. В промышленном масштабе сейчас используют лишь ультразвуковую очистку, резку и сварку.

При обработке сварочной ванны мощными (плотность мощности более 1 Вт/см^2) упругими механическими колебаниями звукового и ультразвукового диапазона расплав обычно «озвучивается» на одной фиксированной частоте через присадочную проволоку специальным инструментом или с помощью вибрации изделия. Для снижения остаточных напряжений сварная конструкция после сварки может подвергаться обработке упругими колебаниями.

В отдельных случаях частоту упругих колебаний («озвучивания»), применяемых для обработки сварных конструкций, выбирают равной одной из резонансных частот этой конструкции, однако чаще применяют частоты, далекие от резонанса. В то же время резонанс обеспечивает большую амплитуду колебаний при малой затрате пот-

ребляемой энергии, что очень важно для крупногабаритных изделий. В зависимости от свойств «озвучиваемого» металла энергия, необходимая для возбуждения колебаний определенной величины при резонансе и вне его, может отличаться на несколько порядков. Эту разность характеризует добротность Q колебательной системы, которая показывает во сколько раз амплитуда вынужденных колебаний при резонансе превышает амплитуду вне резонанса при одинаковой возбуждающей мощности. Для разных металлов добротность имеет разные значения. Стали в среднем имеют $Q = 8000$, сплавы титана 21000, медь 6300, латунь 13000, сплавы алюминия 10000.

При повышенных температурах добротность существенно ниже, при остывании она повышается. Но даже при повышенных температурах значение Q составляет от нескольких сотен до нескольких тысяч в зависимости от свойств металла. При изменении температуры и кристаллической структуры меняется и резонансная частота. Чтобы добиться постоянной амплитуды обработки необходимо, чтобы частота обработки следовала изменению резонансной частоты. Конструкция (деталь) достаточно сложной формы имеет множество резонансов с разными частотами. Обычно детали состоят из ряда взаимно соединенных элементарных геометрических фигур, в которых возникают различные типы упругих колебаний (рис. 1). Кроме основных типов, возможны также крутильные колебания, колебания высших гармоник и др. В деталях сложной конфигурации эти колебания будут происходить одновременно, их параметры могут меняться в зависимости от состояния детали и внешних условий как по частоте, так и по амплитуде. При возбуждении упругих колебаний только на одной из этих частот (даже если четко следовать всем изменениям резонанса) колебания детали будут происходить только в одном направлении. Влияние на процессы, происходящие в детали, будет ограничено, не все ее части будут подвергаться обработке. Все процессы в этих частях будут происходить спонтанно и конечный результат ультразвуковой обработки не будет прогнозируем.

Таким образом, чтобы обработать все части свариваемой детали одинаково, необходимо возбуждать упругие колебания в широком частотном спектре. В идеале, по-видимому, надо создавать «белый шум» с бесконечным частотным спектром.

При широкополосной ультразвуковой обработке свариваемой детали во всех ее частях будут возбуждаться упругие резонансные колебания, которые каждая отдельная часть детали передает в сварочную ванну. В последней возникает колебательный процесс с широким частотным спектром. Параметры этого процесса все время будут меняться, так как в результате последовательной

сварки отдельных частей меняется конфигурация жесткой конструкции, что вызывает изменение резонансных частот. В ванне в таком случае не образуются застойные зоны высокого давления и разрежения, ведущие к неравномерности процесса кристаллизации. Будет происходить «перемешивание» частотного спектра в ванне, что создает условия для равномерной кристаллизации расплава и образования мелкокристаллической структуры металла сварного шва. В металле ЗТВ вокруг сварочной ванны происходят те же структурные преобразования, и в условиях «озвучивания» при остывании там также должно происходить образование мелкозернистой структуры металла.

Экспериментальные исследования проводили в условиях дуговой сварки пластин размером 125×298×6 мм из стали СтЗсп. Для сварки использовали электроды Oerlikon Special (тип E382B12H10 по EN499). Шов № 1 выполняли электродом диаметром 2,5 мм с силой сварочного тока 50...55 А, шов № 2 — электродом диаметром 3,25 мм с силой тока 75...80 А. Каждый шов длиной 50 мм сваривали в два прохода и потом, во избежание влияния последующих манипуляций, сваренный участок образца отрубали. Шов № 1 сваривали без ультразвуковой обработки и сваренный участок отрубили после полного остывания на воздухе. Швы № 2, 3 были получены с воздействием широкополосных ультразвуковых колебаний от специально разработанного генератора (рис. 2). Ультразвуковую обработку прерывали на время зачистки шва после первого прохода и продолжали затем до полного остывания сварного образца на воздухе. Потребляемая генератором колебаний мощность не

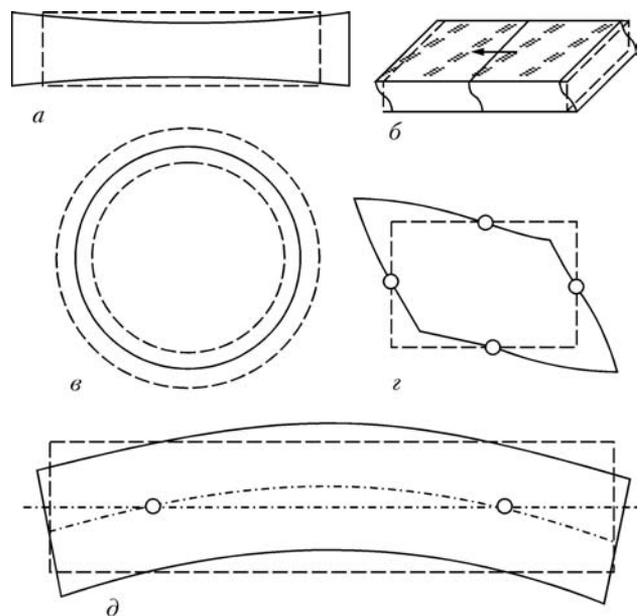


Рис. 1. Схемы основных типов резонансных упругих колебаний: а — продольные колебания стержня; б — колебания сдвига по толщине пластины; в — радиальные колебания диска; г — колебания сдвига по контуру; д — колебания изгиба по длине и ширине



Рис. 2. Внешний вид генератора широкополосных звуковых и ультразвуковых колебаний для обработки свариваемых изделий

превышала 300 Вт, диапазон возбуждаемых частот составлял 40 Гц...40 кГц. При обработке шва № 2 амплитуда колебаний в диапазоне 40 Гц...20 кГц была выше, чем в диапазоне 20...40 кГц. При обработке шва № 3, наоборот, амплитуда колебаний была выше в диапазоне 20...40 кГц. Колебания вводили путем контакта ультразвуковой головки с плоской лицевой поверхностью свариваемых пластин на расстоянии около 60 мм от плоскости симметрии сварного шва.

Было проведено металлографическое исследование влияния широкополосной звуковой и ультразвуковой обработки на структуру и свойства сварных соединений. Шлифы для исследований изготавливали по стандартной методике с применением алмазных паст. Структуру выявляли химическим травлением образцов в нитале, исследования проводили на оптическом микроскопе «Неофот-32». Замеры микротвердости осуществляли микротвердомером М-400 фирмы «LECO» при нагрузке 500 г. Балл зерна определяли путем визуального сравнения с эталонами шкал по ГОСТ 5639–82.

Макроструктурный анализ показал, что в сварных соединениях отсутствовали дефекты типа трещин, пор, непроваров и т. п. Выявлено, что в исходном после сварки состоянии (швы № 1) ширина литых кристаллитов в центральной части шва больше, чем в обработанных ультразвуком в процессе сварки соединениях (швы № 2 и 3) и составляет соответственно 220, 150 и 100 мкм (рис. 3). В корневой части литого металла шва также отмечено измельчение зеренной структуры при воздействии ультразвуковых колебаний.

В микроструктуре металла швов (центральная часть) присутствуют бейнит, перлит и полигональный феррит, располагающийся по границам литых аустенитных зерен. При воздействии ультразвуковых колебаний на кристаллизующийся металл ширина пластин феррита существенно уменьшается — от 20...30 (исходное состояние после сварки) до 10...20 и 6...10 мкм. Микротвердость на этом участке соединения в исходном состоянии равна HV 1580...1650 МПа. Микротвердость металла швов № 2 и 3 возрастает до значений 1650...1810 и 1720...1980 МПа соответственно, что можно объяснить уменьшением доли

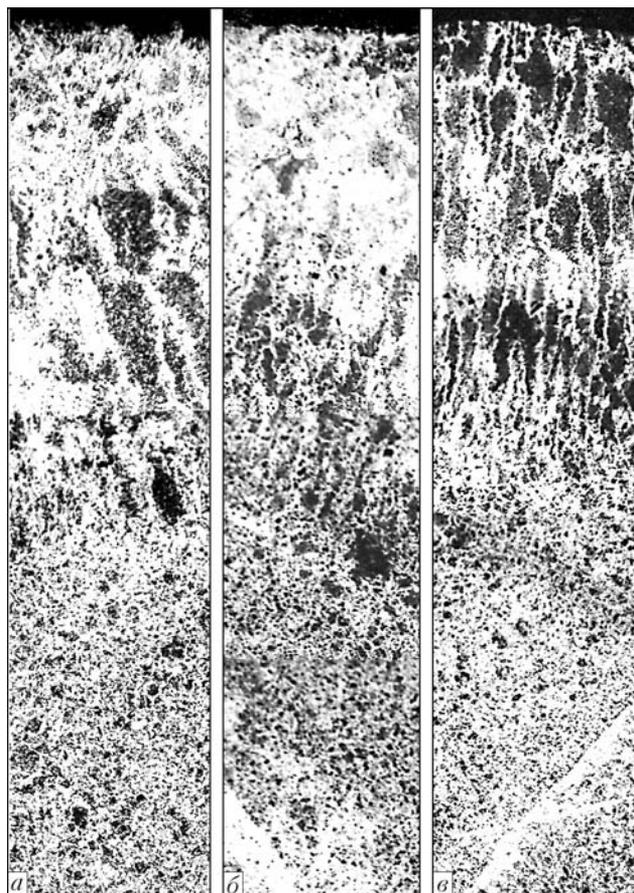


Рис. 3. Микроструктура металла центральной части соответственно сварного шва № 1–3 (а–в), $\times 32$

полигонального феррита и увеличением количества бейнитной составляющей структуры.

Зеренная структура феррита, перлита и бейнита корневой части швов измельчается от исходного 6 до 7 и 8 баллов в швах № 2 и 3 соответственно (рис. 4). Микротвердость смеси зеренных структур в исходном состоянии равна 1720...1770 МПа. При воздействии ультразвука в корневой части металла шва микротвердость возрастает до 1790 у шва № 2 и 1840...1980 МПа у шва № 3, что также связано с уменьшением доли ферритной, перлитной составляющих структуры и увеличением выделения бейнита.

В металле ЗТВ соединений на участке перегрева присутствует структура смеси перлита, бейнита, выделений феррита по типу структуры Видманштетта и в виде тонких прожилок по границам зерен перлита и бейнита. Под воздействием ультразвуковых колебаний наблюдается измельчение

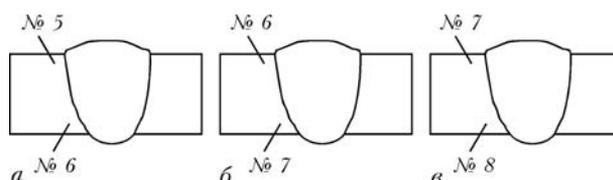


Рис. 4. Схема поперечного разреза сварных соединений и балл зерна в металле ЗТВ соответственно сварного шва № 1–3 (а–в)

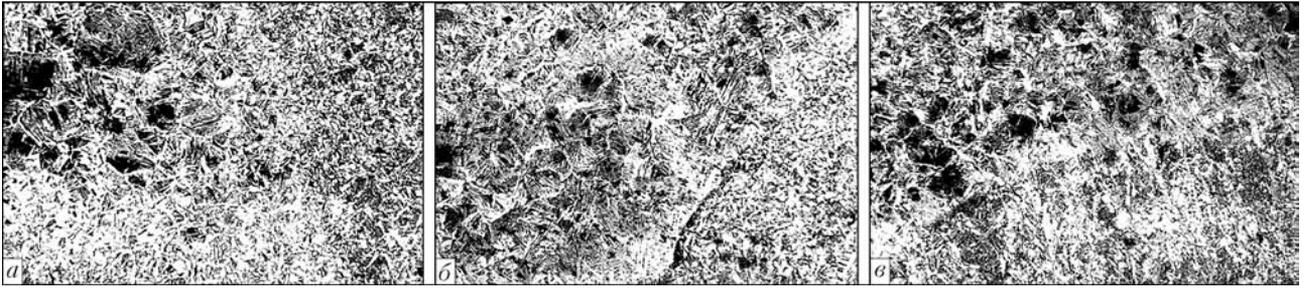


Рис. 5. Микроструктура металла ЗТВ центральной части сварных швов № 1–3 (а–в), $\times 100$

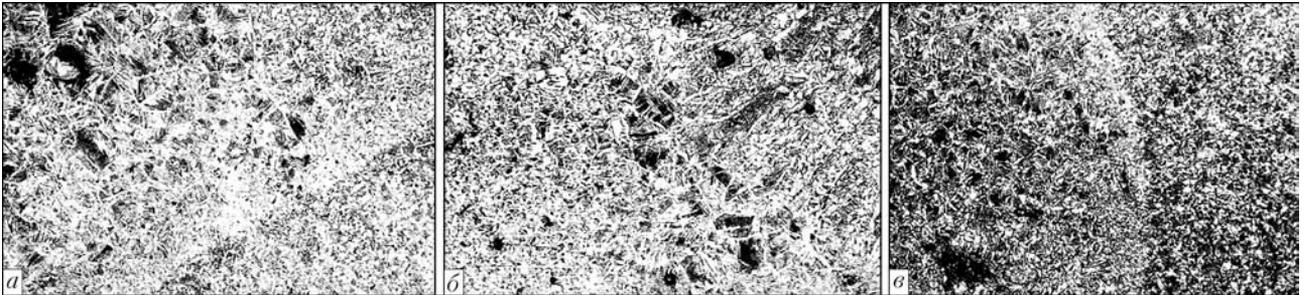


Рис. 6. Микроструктура металла ЗТВ корневой части сварных швов № 1–3 (а–в), $\times 100$

структуры металла ЗТВ как на уровне центральной части шва по толщине сечения, так и на уровне корневой части шва (рис. 5 и 6).

Микротвердость металла ЗТВ для швов № 1–3 соответственно равна 1230...1450, 1250...1510 и 1610 МПа на уровне центральной и 1510...1650, 1510...1650 и 1790...1820 МПа на уровне корневой части швов.

Таким образом, широкополосная ультразвуковая обработка стали во время сварки плавлением приводит к улучшению структуры металла шва и ЗТВ. В металле шва уменьшается ширина литых кристаллов в центральной части, измельчаются равноосные зерна в корневой части и снижается толщина прослоек феррита. В металле ЗТВ структура металла также измельчается.

Разработанный способ широкополосной ультразвуковой обработки, возможно, может быть

применен не только при большинстве способах сварки плавлением, но и создании мелкокристаллической структуры металлических изделий при других видах металлообработки, при которых происходят фазовые превращения кристаллической структуры металла, например, при литье, закалке, наплавке, упрочнении поверхности, нанесении покрытий и др.

1. *Нерубай М. С.* Применение ультразвука при обработке жаропрочных и титановых сплавов // *Машиностроение*. — 1978. — № 8. — С. 21–23.
2. *Кравченко В. А., Нерубай М. С., Штриков Б. Л.* Суперфиниширование деталей подшипников с применением ультразвука // *Вестн. машиностроения*. — 1978. — № 10. — С. 67–70.
3. *Марков А. И.* Ультразвуковая обработка металлов. — М.: *Машиностроение*, 1980. — 236 с.
4. *Азизбеян Л. А., Нерсиян Э. Ц., Оганесян Д. Г.* Повышение качества сварного шва методом ультразвуковой волновой обработки // *Науч. тр. АрмСХА. Сер. Технические науки*. — 1996. — Вып. 1. — С. 180–184.

Problems of ultrasonic elastic vibration influence on materials are discussed. Processing of a welded item by ultrasonic vibrations in a wide frequency band is proposed. Formation of a more fine-grain structure as a result of such processing is shown in the weld and HAZ in arc welding of ordinary carbon steel St3sp.

Поступила в редакцию 25.07.2006



ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СТЫКОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТОНКОЛИСТОВОГО СПЛАВА АМГ6 ПРИ ЛАЗЕРНО-ДУГОВОЙ СВАРКЕ

В. А. ШОНИН, канд. техн. наук, Т. Н. НЕДЕЙ, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Представлены результаты исследования механических свойств при поперечном растяжении стыковых соединений алюминиевого сплава АМГ6 толщиной 1,9 мм, полученных гибридной лазерно-дуговой сваркой и сваркой плавящимся электродом в аргоне по традиционной технологии. Рассмотрено влияние на механические свойства соединений таких послесварочных обработок, как снятие выпуклостей шва и высокочастотная механическая проковка поверхностных слоев металла на границах шва.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, тонкостенные конструкции, гибридная лазерно-дуговая сварка, сварка плавящимся электродом, стыковое соединение, механические свойства, растяжение, выпуклость шва, высокочастотная механическая проковка

Важным показателем, определяющим эффективность применения гибридных способов сварки алюминиевых сплавов, является высокая производительность этого процесса при значительном уменьшении тепловложения [1] в сравнении с обычными процессами дуговой сварки. Из гибридных способов сварки наиболее перспективным является сочетание лазерного пучка (ЛП) со сваркой плавящимся электродом в инертных газах (МИГ) [2, 3].

Вместе с тем, данных о прочностных свойствах соединений, полученных лазерно-дуговой сваркой МИГ+ЛП, имеется недостаточно, чтобы рекомендовать этот процесс для изготовления ответственных алюминиевых тонкостенных конструкций. В большинстве случаев такие конструкции эксплуатируются в условиях воздействия переменных нагрузок и подвержены накоплению усталостных повреждений в соединениях. Учитывая низкое по сравнению с основным металлом сопротивление усталости сварных соединений, полученных дуговыми способами сварки, их долговечность повышают путем послесварочных обработок таких, как снятие выпуклостей, локальная проковка поверхностей на

границах шва [4, 5]. Поэтому наряду с данными о комплексе механических свойств соединений, выполненных гибридным способом, в состоянии после сварки, важно иметь также данные об их состоянии после обработок, обеспечивающих повышение долговечности соединений.

Цель настоящей работы — установить влияние способа сварки МИГ+ЛП на механические свойства при растяжении стыковых соединений тонколистового алюминиевого сплава АМГ6 в исходном состоянии и после дополнительных обработок, а также сравнить их со свойствами однотипных соединений, полученных сваркой МИГ.

Для сварки образцов использовали листы сплава АМГ6 толщиной 1,9 мм, сварочную проволоку СвАМГ6 диаметром 1,2 мм (ГОСТ 7871–75) и защитный газ — аргон (ГОСТ 10157–79). Сварку МИГ выполняли с применением типового оборудования «Fronius TPS-2700» на следующем режиме: сварочный ток $I_{св} = 90$ А; напряжение на дуге $U_{д} = 17,8$ В; скорость сварки $v_{св} = 50$ м/ч; скорость подачи проволоки $v_{п.пр} = 5,9$ м/мин. Гибридную сварку МИГ+ЛП осуществляли с использованием промышленного CO₂-лазера ЛП-104 с полезной мощностью 2,5 кВт на режиме сварки МИГ: $I_{св} = 185$ А; $U_{д} = 23,3$ В; $v_{св} = 300$ м/ч; $v_{п.пр} = 11,8$ м/мин [6]. Химический состав основного металла и металла шва сварных соединений был установлен с помощью спектрального анализа (таблица). Основной металл отличался следующими

Химический состав металла сварного шва (мас. %)

Зона вырезки темплета	Si	Mg	Mn	Cu	Zn	Ni	Ti	Fe
Основной металл	0,14...0,15	6,2...6,3	0,62...0,64	0,06...0,07	0,20...0,22	0,03	0,03	0,28
Сварной шов:								
МИГ	0,14	6,0	0,63	0,05	0,10	0,02	0,03	0,16
МИГ+ЛП	0,15	6,1	0,64	0,05	0,18	0,02	0,03	0,19

механическими свойствами: $\sigma_B = 35,7...365,4$ МПа; $\sigma_{0,2} = 191,8...209,2$ МПа; $\sigma_{0,01} = 151,4...157,2$ МПа; $E = 70,95...71,31$ ГПа; $\delta_5 = 18,6...20,4$ %.

Механические свойства сварных соединений определяли на плоских стандартных образцах в соответствии с ГОСТ 6996–66 и ГОСТ 1497–84. Образцы для испытаний вырезали из крупногабаритных сварных заготовок. Шов в образцах был расположен перпендикулярно к волокнам проката и действию нагрузки при испытаниях. В соединениях, полученных сваркой МИГ+ЛП, толщина шва составляла $(1,4...1,8)a_{o.m}$ (где $a_{o.m}$ — толщина основного металла), а в полученных сваркой МИГ — $(2,1...2,3)a_{o.m}$. Длину пропорционального или рабочего участка образца принимали равной 50 мм, а ширину — 20 мм.

Исследовали три варианта образцов: 1 — после сварки; 2 — с удаленными выпуклостями; 3 — с прокованными поверхностями на границах шва без удаления выпуклостей. Для каждого варианта подготавливали не менее трех однотипных образцов.

Локальную высокочастотную механическую проковку в образцах, полученных по варианту 3, осуществляли ультразвуковым пьезокерамическим портативным инструментом [5]. Наконечники инструмента имели однорядную группу игольчатых бойков диаметром 3 мм. Скорость проковки составляла 4...5 мм/с. Снятие выпуклостей шва в образцах варианта 2 выполняли путем шлифования до уровня поверхности основного металла вдоль оси образца.

Испытания на растяжение проводили с использованием модернизированной машины УМЭ-10тм. Диаграммы деформирования записывали с по-

мощью двухкоординатного самописца типа НЗ07/1. Для определения условных значений предела текучести $\sigma_{0,2}$ и предела упругости $\sigma_{0,01}$ использовали тензометр с базой $l_e = 25$ мм. При этом скорость перемещения захватов испытательной машины составляла 0,5 мм/мин, а при дальнейшем испытании до разрушения образца — 5 мм/мин. Относительное удлинение δ_5 после разрыва исследуемых образцов определяли исходя из начальной расчетной длины $l_0 = 5,65\sqrt{ba} = 35$ мм (здесь b, a — соответственно ширина и толщина образца). Характер накопления остаточных деформаций в различных зонах сварного соединения устанавливали по значениям локального относительного удлинения δ_1 . Для этого применяли поперечную разметку с шагом 1 мм вдоль оси образца. Нанесение рисок до испытаний и измерение удлинения образца между рисками после испытаний осуществляли с помощью инструментального микроскопа БМИ-1.

Результаты испытаний на растяжение представлены средними значениями показателей механических свойств соединений трех образцов (рис. 1 и 2). Значения относительного сужения ψ (рис. 1, в) определяли только для гладких образцов со снятыми выпуклостями шва. Типичное распределение локального относительного удлинения δ_1 в соединении после разрушения показано на рис. 3.

Данные о механических свойствах соединений, полученных гибридной сваркой МИГ+ЛП, заметно отличаются от таковых у соединений, сваренных МИГ. Образцы стыковых соединений, полученных гибридной сваркой, при всех вариантах изготовления характеризуются в среднем более

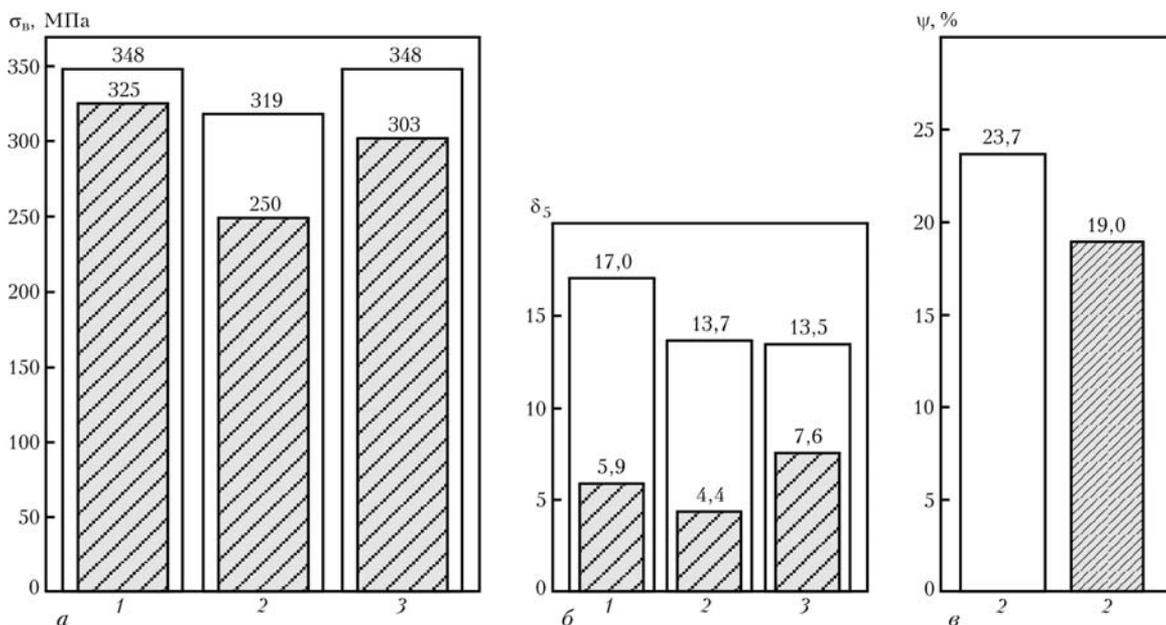


Рис. 1. Механические свойства при кратковременных испытаниях на растяжение стыковых соединений, полученных сваркой МИГ+ЛП (заштрихованные области) и МИГ (светлые), после сварки (1), проковки (2) и снятия выпуклостей шва (3): а — кратковременная прочность σ_B ; б — относительное удлинение δ_5 ; в — относительное сужение ψ

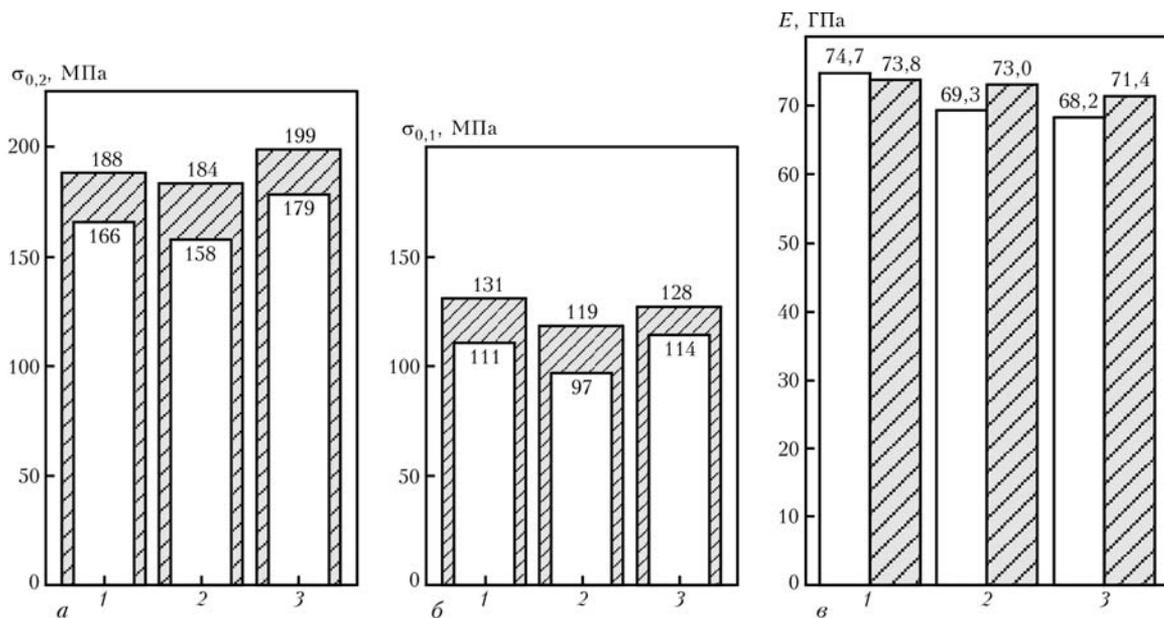


Рис. 2. Уругопластические (а) и уругие (б, в) свойства при растяжении соединений, полученных сваркой МИГ+ЛП (заштрихованные области) и МИГ (светлые): 1–3 — см. рис. 1

высокими значениями предела уругости $\sigma_{0,01}$ и текучести $\sigma_{0,2}$ по сравнению с таковыми у соединений, выполненных сваркой МИГ. При этом значения кратковременной прочности σ_b и относительного удлинения δ_5 ниже, чем значения σ_b и δ_5 соединений, полученных сваркой МИГ (рис. 1, 2).

Испытания геометрически однородных соединений (гладкие пропорциональные образцы, изготовленные по варианту 2) показали, что гибридный способ сварки по сравнению со сваркой МИГ способствует повышению значений $\sigma_{0,2}$ на 16 %, $\sigma_{0,01}$ на 23 %, модуля уругости E на 5 %, при этом снижаются значения σ_b на 28 %, δ_5 — в 3,1 раза, ψ — в 1,3 раза. В этом случае разрушение происходит в металле шва, которому в значительной мере соответствуют механические характеристики соединений, представленные на рис. 1 и 2. Различие в термических условиях указанных выше процессов сварки влияет на неоднородность механических свойств металла шва, околошовной зоны и зоны сплавления, о чем свидетельствует характер неравномерного распределения локального относительного удлинения δ_1 . У соединений, полученных сваркой МИГ+ЛП, максимальные остаточные деформации при деформировании до разрушения накапливаются в металле шва (рис. 3, в). Металл околошовной зоны, который мало подвержен термическому влиянию, деформируется практически равномерно. В соединениях, полученных сваркой МИГ, максимальные остаточные деформации накапливаются как в металле шва, так и околошовной зоне вследствие значительного термического влияния этого способа сварки (рис. 3, г).

Визуальный осмотр изломов гладких образцов показал, что соединения, полученные сваркой МИГ+ЛП, разрушаются по шву с хрупким отрывом. Поверхность разрушения имеет серый цвет и шероховатость, характерную для зернистого излома. В зонах сплавления трещиноподобных образований не обнаружено. Соединения, полученные сваркой МИГ, разрушались по шву. Характер разрушения вязкий, поверхность излома ориентирована под углом 45° к оси нагружения. Изломы имели гладкую блестящую поверхность и надрывы по зоне сплавления.

Выпуклости создают непропорциональное нагружение вдоль оси образца и способствуют увеличению предельного разрушающего усилия для сварного шва. При этом в соединениях, полученных сваркой МИГ+ЛП, ответственной за разрушение является зона сплавления. Кратковременная прочность такого соединения (вариант 1) на 30 % выше, чем σ_b соединений со снятыми выпуклостями шва (вариант 2). Для соединений, полученных сваркой МИГ+ЛП, характерны минимальная наружная выпуклость без натеков на зону сплавления и наличие неглубоких подрезов. Остаточные деформации в соединениях при разрушении распределяются равномерно в околошовной зоне до внешних границ зоны сплавления, а максимальные значения δ_1 имеют место преимущественно в зонах сплавления и частично в прилегающих к ней участках шва и основного металла (рис. 3, а). Кратковременная прочность зоны сплавления оказалась несколько (на 2 %) выше, чем у металла шва, выполненного сваркой МИГ (см. рис. 1).

При сварке МИГ значительная высота выпуклостей с натеками на основной металл в зоне

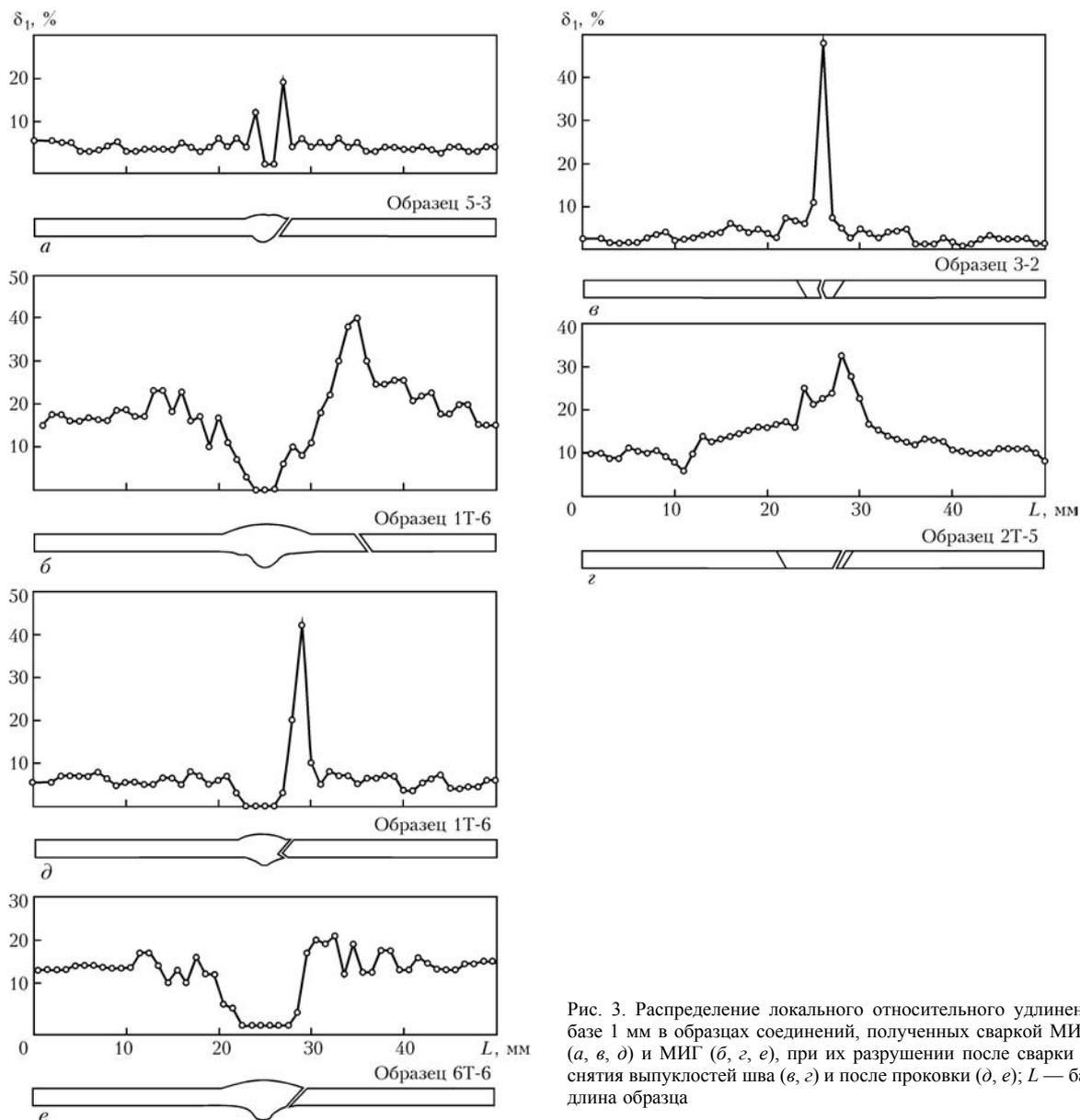


Рис. 3. Распределение локального относительного удлинения на базе 1 мм в образцах соединений, полученных сваркой МИГ+ЛП (*а, в, д*) и МИГ (*б, г, е*), при их разрушении после сварки (*а, б*), снятия выпуклостей шва (*в, г*) и после проковки (*д, е*); *L* — базовая длина образца

сплавления, образовавшимися при формировании шва, стала причиной разрушения соединений вдали от шва по зоне термического влияния на расстоянии около 10 мм от внешней границы шва (рис. 3, б). Кратковременная прочность соединений (вариант 1) оказалась в среднем на 9 % выше, чем у соединений со снятыми выпуклостями (вариант 2). В шве с исходными выпуклостями остаточное удлинение не наблюдалось. На изломах образцов имелись отслоения натека металла шва от поверхностей основного металла и надрывы по зоне сплавления под натеком.

У соединений с исходными выпуклостями шва (вариант 1), полученных сваркой МИГ+ЛП, значения $\sigma_{0,01}$ и $\sigma_{0,2}$ выше соответственно на 10 и 2 %, а при сварке МИГ — соответственно на 14 и 5 % по сравнению с аналогичными показателями соединений со снятыми выпуклостями шва. Зна-

чения относительного удлинения δ_5 в соединениях, полученных сваркой МИГ+ЛП, увеличились в 1,34 раза, а при сварке МИГ — в 1,24 раза. Выпуклость шва в соединениях, полученных сваркой МИГ+ЛП, мало влияет на значение E , а в случае сварки МИГ способствует повышению значений E на 8 %.

Локальная проковка поверхностного слоя металла на границах шва в соединениях, полученных сваркой МИГ+ЛП (вариант 3), вызвала повышение значений $\sigma_{0,2}$ до 6 % и снижение значений $\sigma_{0,01}$ на 2 % по сравнению с аналогичными показателями соединений в исходном состоянии (вариант 1). После проковки соединений, полученных сваркой МИГ, значения $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{0,01}$ повысились соответственно до 8 и на 3 %. При этом у соединений, полученных сваркой МИГ+ЛП, значения модуля упругости E уменьшились на 3 %,



а у полученных сваркой МИГ — до 9 % (см. рис. 2). Очевидно, прокованные слои металла сдерживают начальную стадию пластических деформаций в сварных соединениях, но приводят к снижению модуля упругости. При этом σ_v прокованных соединений в среднем на 13 % ниже, чем исходных соединений, полученных сваркой МИГ+ЛП, и остается практически неизменной у соединений, полученных сваркой МИГ (см. рис. 1). Разрушение соединения после проковки происходило преимущественно по зонам сплавления и имело вязкий характер. На изломах разрушенных образцов заметны участки отслоения прокованного металла. Причем в зонах проковки снижается уровень накопленного остаточного удлинения (см. рис. 3, *д*, *е*).

Таким образом, стыковые соединения тонколистового алюминиевого сплава АМг6, полученные сваркой МИГ+ЛП с использованием электродной проволоки СвАМг6, отличаются повышенными значениями пределов упругости и текучести, что может положительно сказаться на повышении сопротивления усталости этих соединений при многоцикловом нагружении. Кратковременная прочность и пластичность металла шва при гибридной сварке не достигают значений, характерных для соединений, полученных сваркой МИГ. Поэтому снимать выпуклости шва для повышения долговечности соединений, полученных сваркой МИГ+ЛП, нецелесообразно. Эффект локальной проковки соединений с неснятыми выпуклостями проявляется в повышении предела текучести. При этом кратковременная прочность соединений не повышается.

Механические свойства соединений, полученных гибридной сваркой МИГ+ЛП, по-видимому, обусловлены металлургическим фактором, а именно влиянием скорости кристаллизации шва на его структурное состояние, при этом влияние механического фактора (поперечная усадка металла шва) ослабевает и образование кристаллизационных трещин при высокоскоростном выполнении шва не происходит [7].

Results of investigation into transverse tension properties of 1.9 mm thick welded joints in aluminium alloy АМg6, made by hybrid laser-arc and MIG welding in argon atmosphere by the traditional technology, are presented. Effect of such postweld treatments as removal of weld reinforcement and high-frequency peening of metal surface layers at the weld boundaries is considered.

Выводы

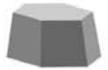
1. Применение гибридной высокоскоростной сварки МИГ+ЛП тонколистового алюминиевого сплава АМг6 обеспечивает повышение значений пределов упругости на 18 % и кратковременной прочности на 13 % стыковых соединений с выпуклостями шва по сравнению с аналогичными показателями соединений, полученных сваркой МИГ.

2. Равные усилия для разрушения шва и прилегающих к нему зон в соединениях, полученных сваркой МИГ+ЛП, обеспечиваются только при наличии выпуклостей вследствие того, что прочность и пластичность металла шва, выполненного с использованием электродной проволоки СвАМг6, не достигают значений кратковременной прочности основного металла.

3. Применение послесварочной высокочастотной механической проковки поверхностного слоя на границах металла шва с выпуклостями способствует возрастанию предела текучести сварного соединения, при этом значение кратковременной прочности не повышается.

1. Штайфер Х., Хакль Х. Лазерно-дуговая сварка в автомобильной промышленности // Автомат. сварка. — 2001. — № 12. — С. 29–32.
2. Dilthey U., Lueder F., Wieschemann A. Erweiterte Möglichkeiten beim Schweißen von Aluminiumlegierungen durch den Laser-MIG-Hybridprozeß // Aluminium. — 1999. — 75, № 1/2. — S. 64–75.
3. Shida T., Hirokawa M., Sato S. CO₂-laser welding of aluminum alloys (Welding of aluminum alloys using CO₂-laser beam in combination with MIG arc) // Quarterly J. Jap. Weld. Soc. — 1997. — 15, № 1. — P. 18–23.
4. Повышение сопротивления усталости тавровых сварных соединений тонколистового алюминиевого сплава АМг6 / В. А. Шонин, В. С. Машин, О. В. Войтенко, В. В. Новожилов // Автомат. сварка. — 2003. — № 7. — С. 9–13.
5. Применение высокочастотной механической проковки для повышения сопротивления усталости стыковых соединений алюминиевых сплавов / В. И. Труфяков, В. А. Шонин, В. С. Машин, Д. С. Романовский // Там же. — 2001. — № 7. — С. 7–11.
6. Остаточные напряжения в соединениях тонколистового сплава АМг6, вызванные дуговой и лазерно-дуговой сваркой / В. А. Шонин, В. С. Машин, В. Ю. Хаскин, Т. Н. Недей // Там же. — 2006. — № 9. — С. 26–36.
7. Рабкин Д. М. Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов. — Киев: Наук. думка, 1986. — 256 с.

Поступила в редакцию 11.09.2005



УДК 621.791.927.5

ОСОБЕННОСТИ ПЛАВЛЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ ЛЕНТ С ЭКЗОТЕРМИЧЕСКИМИ СМЕСЯМИ В НАПОЛНИТЕЛЕ

В. В. ЧИГАРЕВ, д-р техн. наук, **Д. А. ЗАРЕЧЕНСКИЙ**, **А. Г. БЕЛИК**, инженеры (Приазов. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь)

Представлены результаты анализа влияния экзотермических смесей различного состава в наполнителе порошковых лент на характер плавления электрода и распределение температур на его вылете.

Ключевые слова: износостойкий сплав, наплавленный металл, порошковая лента, наполнитель, экзотермическая смесь, характер плавления, шунтирование тока, тепловой эффект

Порошковые ленты широко применяют при наплавке износостойких сплавов. Однако их технологические возможности в ряде случаев ограничены различными скоростями плавления оболочки и наполнителя, приводящими к снижению качества наплавленного металла.

Результаты исследований [1–4] процессов плавления порошковых лент показали, что температура на их торце недостаточна для полного расплавления сердечника, обеспечивающего переход электродного материала через стадию капли.

При плавлении порошковых электродных материалов наблюдается отставание скорости плавления сердечника от скорости плавления оболочки, что приводит к самопроизвольному поступлению компонентов сердечника в сварочную ванну, причем этот переход не регулируется. Такому процессу перехода компонентов при плавлении порошковых лент способствует тугоплавкость шихтовых компонентов, недостаточная степень совместного обжата оболочки и сердечника и дефицит эффективного тепла для плавления.

В технической литературе причины такого характера плавления порошковых лент изучены недостаточно, что не дает возможности в полной мере реализовать их преимущества.

Целью настоящей работы являлось изучение влияния добавок экзотермических смесей в наполнителе порошковых лент на распределение тепловой энергии при их плавлении.

Проведены исследования по оценке нагрева оболочки и наполнителя порошковой ленты при наплавке, которую выполняли, используя автомат АД-231 с источником питания КИУ-1201. Температуру фиксировали с помощью хромель-алюмелевых термопар диаметром 0,2 мм самопишущими приборами Н-340 и осциллографом К-12-22. Схема крепления термопар показана на рис. 1. Спаи термопары приваривали к оболочке ленты

с помощью конденсаторной точечной сварки. Термопару в шихте в месте спая изолировали. В экспериментах использовали отрезки опытных порошковых лент длиной 1000 мм. Состав наполнителей приведен в таблице. В составе наполнителей выдерживали стехиометрическое соотношение оксидов железа и восстановителей. При этом принималось во внимание, что для начала экзотермических реакций необходима температура не менее 1473...1573 К [5], что имеет место только на торце плавящегося электрода. Наплавку опытными лентами выполняли на постоянном токе обратной полярности $I_d = 700...750$ А при напряжении на дуге $U_d = 30...32$ В и вылете 50 мм.

На рис. 2 показано распределение температуры нагрева в оболочке и наполнителе порошковой ленты при наплавке. Спаи термопар фиксировали на расстоянии 4...6 мм от границы торца элект-

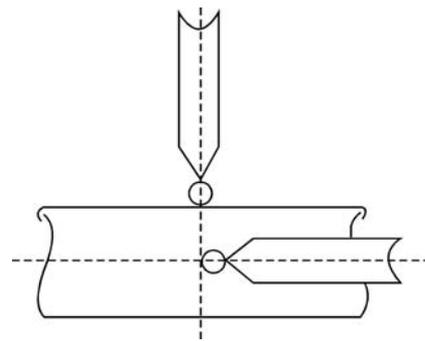


Рис. 1. Схема крепления термопар на порошковой ленте

Состав наполнителей (мас. %) опытных порошковых лент

№ порошковой ленты	Железный порошок	Окалина (гематит)	Алюминиевый порошок
1	—	100,00	—
2	100	—	—
3	75	18,75	6,25
4	50	37,50	12,50
5	25	56,25	18,75
6*	26	44,00	—

* Содержит 30 мас. % ферросплавов.

© В. В. Чигарев, Д. А. Зареченский, А. Г. Белик, 2007

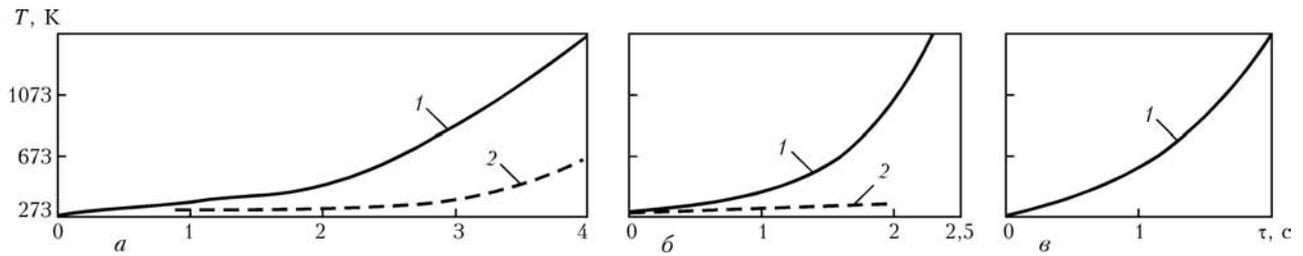


Рис. 2. Распределение температуры нагрева в оболочке (1) и наполнителе (2) порошковой ленты № 1 (а), № 2 (б) и без наполнителя (в)

рода, оплаваемого дугой, с целью предупреждения воздействия ее излучения на термопары.

Установлено, что нагрев оболочки на вылете возможен до температуры 473 К, на расстоянии 8...10 мм от ее торца температура возрастает. После отключения дуги нагрев в торце электрода распространяется до спая термопар и температура в среднем составляет 1473 К. Вместе с оболочкой нагревается и наполнитель.

На вылете температура наполнителя незначительная и только вблизи торца электрода повышается до 373 К. Установлено, что температурные условия для начала экзотермической реакции на вылете отсутствуют.

Из рис. 2 видно, что по мере приближения спаев термопар к дуге градиент температур между оболочкой и наполнителем порошковой ленты увеличивается. Время достижения максимальных температур оболочки сердечника на вылете для порошковой ленты без наполнителя (рис. 2, в) и ленты с окалиной (рис. 2, а) в наполнителе меньше в 2 раза, чем в случае наполнителя из железного порошка (рис. 2, б). Последний нагревается больше, чем наполнитель из гематита, что объясняется шунтированием тока наполнителем, а также его теплопроводностью.

Шунтирование тока наполнителем подтверждается экспериментальными данными [6], свидетельствующими о том, что с увеличением температуры нагрева сопротивление порошковых лент без наполнителя и с наполнителем из гематита увеличивается одинаково, а у лент с наполнителем из железного порошка, отличающихся большей электропроводностью, чем гематит, часть тока протекает через наполнитель, что снижает нагрев оболочки на вылете.

На рис. 3 показано влияние состава порошковых лент, содержащих экзотермические смеси на основе алюминия и ферросплавов, на нагрев оболочки и наполнителя. Определено, что до обрыва дуги наполнитель нагревается мало, а после обрыва (точка А на рис. 3) его температура заметно повышается. Спустя 0,5...1,0 с после обрыва дуги вместо резкого снижения температуры оболочки электрода и наполнителя наблюдается постепенное снижение температуры в оболочке и резкое повышение температуры в наполнителе, что обусловлено протеканием в нем экзореакции.

Характер кривых, полученных при плавлении ленты с экзотермической смесью на основе алюминия в различном количественном соотношении, показал, что с увеличением содержания смеси в наполнителе его температура возрастает за счет большего выделения тепла в результате экзотермических реакций (рис. 3, а-в). Увеличение температуры и скорости нагрева оболочки обуслов-

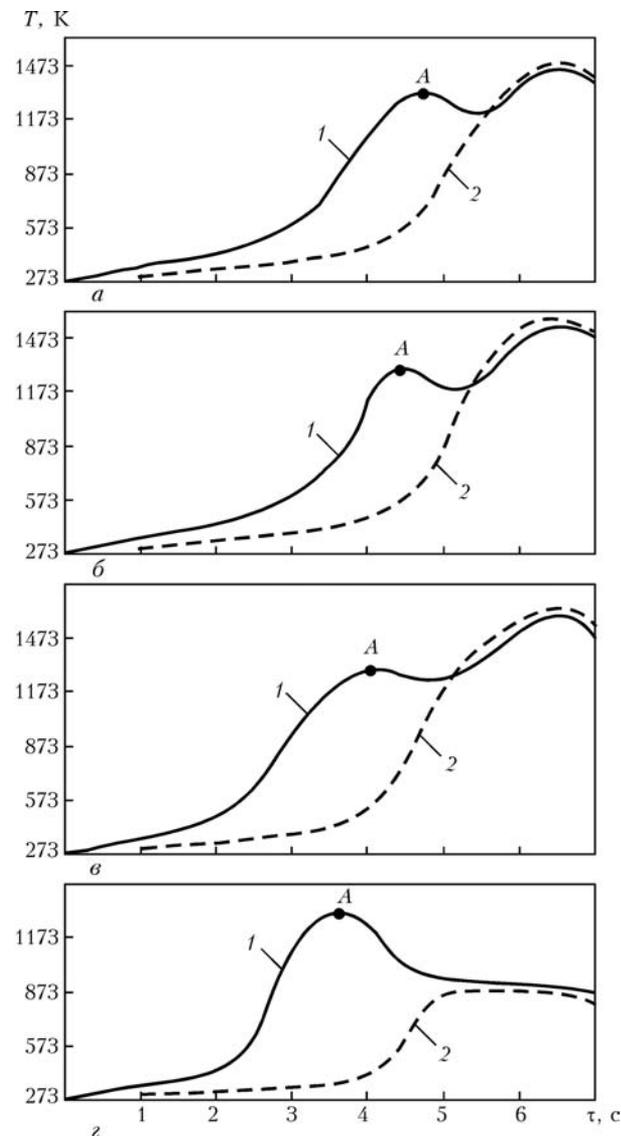
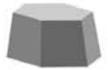


Рис. 3. Влияние состава экзотермических смесей порошковой ленты на распределение температур в ее оболочке (1) и наполнителе (2) соответственно у образцов № 3-6 (а-г)



лено снижением тока шунтирования за счет наличия в наполнителе окислы.

Закономерности нагрева оболочки и наполнителя сохраняются и в случае использования экзотермической смеси с восстановителем из ферросплавов (лента № 6, таблица). При этом характер нагрева наполнителя отличается. Из рис. 3, з видно, что температурный скачок при нагреве наполнителя меньше, чем в случае использования алюминотермитных смесей (ленты № 3...5, таблица). Наполнитель нагревается вблизи плавящегося торца менее чем на 300 К, а после обрыва дуги — до 700 К за счет тепловой энергии реакций.

Полученные данные свидетельствуют о том, что для порошковых лент рассмотренных составов существует градиент температур между оболочкой и наполнителем. Характер нагрева последних при всех составах порошковых лент с экзотермическими смесями примерно одинаков, хотя температура нагрева различная. Результаты исследований показали, что экзотермические смеси на основе оксидов железа с восстановителями алюминием и ферросплавами влияют на нагрев и плавление порошковых лент по-разному. Так, за 3 с плавления электрода оболочка ленты с ферросплавами нагревается до 1000 К. За это же время оболочка ленты с алюминием нагревается до 550 К с шунтированием тока наполнителем. Более высокий температурный скачок в нагреве наполнителя гематит–алюминий свидетельствует о большем выделении тепла в результате экзотермических реакций.

Применение экзотермических смесей на основе гематита и ферросплавов позволит свести к минимуму передачу тепловой энергии от оболочки к наполнителю и повысить показатели плавления порошковых лент.

Тепловой эффект экзореакций можно регулировать за счет содержания экзотермической сос-

тавляющей в наполнителе, а установив оптимальный состав и содержание этой составляющей в наполнителе, регулировать скорость плавления оболочки и наполнителя, обеспечивая их равномерность.

Выводы

1. При введении в состав наполнителя порошковых лент экзотермических смесей на основе оксидов железа обеспечивается протекание реакции на торце электрода, что позволяет предотвратить просыпание частиц наполнителя и повысить качество наплавленного металла.

2. Железная окалина (гематит) в наполнителе порошковых лент снижает шунтирование тока наполнителем и повышает скорость нагрева оболочки лент, что способствует плавлению электрода.

3. Экзотермические смеси в наполнителе различного состава практически не меняют характер нагрева оболочки и наполнителя порошковых лент, но изменяют температуру нагрева и его скорость.

1. Азизова С. А., Лялин К. В. Исследование процесса плавления и переноса электродного металла при сварке порошковой проволокой // Свароч. пр-во. — 1969. — № 8. — С. 8–10.
2. Ерохин А. А., Зеленова В. И., Иоффе И. С. Зависимость реакций между металлом и шихтой сердечника от характеристик порошковой проволоки и режима сварки // Автомат. сварка. — 1978. — № 7. — С. 18–21.
3. Котов Г. Н., Ерохин А. А. Влияние толщины покрытия и металлических присадок в нем на скорость плавления электрода // Там же. — 1968. — № 8. — С. 16–17.
4. Иоффе И. С., Ерохин А. А. Коэффициент расплавления проволоки с железным порошком в шихте // Там же. — 1970. — № 9. — С. 64–65.
5. Раскисление и легирование стали экзотермическими ферросплавами / В. И. Баптизмандский, Е. И. Исаев, В. И. Жигунин, Я. П. Янкелевич. — Киев: Техника, 1970. — 178 с.
6. Зареченский А. В., Лецинский Л. К., Чигарев В. В. Особенности плавления порошковых лент с термитными смесями // Свароч. пр-во. — 1985. — № 8. — С. 39–41.

Results of analysis of the effect exerted by exothermic mixtures of different compositions contained in a flux-cored wire core on the character of melting of electrode and distribution of temperature at its extension are given.

Поступила в редакцию 07.06.2006



ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ И КРИСТАЛЛИЗАЦИЮ ШВОВ

Р. Н. РЫЖОВ, канд. техн. наук (НТУУ «Киевский политехнический ин-т»)

На основе экспериментальных исследований проведена оценка эффективности управления процессами формирования и кристаллизации швов с помощью внешних электромагнитных воздействий, основанных на применении импульсных магнитных полей.

Ключевые слова: электромагнитные воздействия, горячие трещины, формирование и кристаллизация швов

В дуговой сварке внешние электромагнитные воздействия (ЭМВ) на расплав ванны и процесс массопереноса электродной проволоки осуществляются кондукционным и индукционным способами. В первом силовое воздействие на указанные объекты управления создается при векторном взаимодействии в их элементарных объемах сварочного тока с постоянным либо низкочастотным управляющим магнитным полем (УМП). Второй основан на индуцировании с помощью аксиальных импульсных магнитных полей вихревых токов в ванне или каплях электродного металла. Их взаимодействие с радиальной составляющей УМП создает объемную силу, действующую в направлении от электромагнита.

Установлено, что для улучшения параметров качества швов чаще применяют ЭМВ с постоянными и низкочастотными УМП. С их помощью управляют гидродинамикой расплава ванны, в результате чего улучшаются процессы кристаллизации и дегазации швов [1]. Радиальные УМП применяют для компенсации действующих на ванну гравитационных сил при сварке на весу [2], отклонений либо колебаний дуги [3]. ЭМВ с импульсными УМП применяют только для управления процессом массопереноса электродной проволоки [4] и увеличения плотности тока в ванне, что повышает эффективность указанных технологий сварки на весу. Более узкое применение таких ЭМВ может быть связано с недостаточной степенью изученности их технологических возможностей.

Известно [5], что для максимального измельчения первичной структуры швов, снижения пористости и химической неоднородности швов частота ЭМВ должна соответствовать собственной частоте кристаллизации свариваемого материала, зависящей от его химической композиции. При

электромагнитном перемешивании, являющимся наиболее распространенным видом ЭМВ, из-за инерционности расплава частота реверсирования его потоков, перемещающихся под действием силы Лоренца из головной в хвостовую часть ванны, не превышает 25...30 Гц. Исходя из того, что частота кристаллизации многих свариваемых материалов практически на порядок выше указанной, достигаемое с помощью такого ЭМВ улучшение показателей качества швов нельзя считать максимально возможным.

Эффективно влиять на процессы кристаллизации можно путем возбуждения в объеме ванны высокочастотных колебаний расплава, что подтверждается результатами многих исследований (например, сварки с ультразвуковой обработкой расплава, модулированным током и т. д.). Для реализации таких воздействий можно применять и импульсные ЭМВ, осуществляемые индукционным способом, однако опубликованных данных об их эффективности обнаружить не удалось. Вызывают интерес также возможные сопутствующие изменения параметров формирования швов.

Исходя из приведенного выше, целью данной работы является оценка эффективности ЭМВ на основе импульсных УМП для управления процессами формирования и кристаллизации швов.

В процессе экспериментальных исследований высокочастотные импульсы УМП в зоне сварки генерировали путем поочередного разряда высоковольтных конденсаторов емкостью 100 мкФ через водоохлаждаемую катушку индуктора, размещенную на внешней поверхности ферромагнитного сопла. Ток заряда конденсаторов регулировали реостатами, а частоту разряда $f_{\text{имп}}$ включенным в цепь питания индуктора — тиристорным контактором, управляемым от специализированного генератора.

Влияние ЭМВ на процессы кристаллизации швов оценивали по стойкости швов к образованию горячих трещин. Их возникновение моделировали на технологических пробах «рыбий скелет», из-

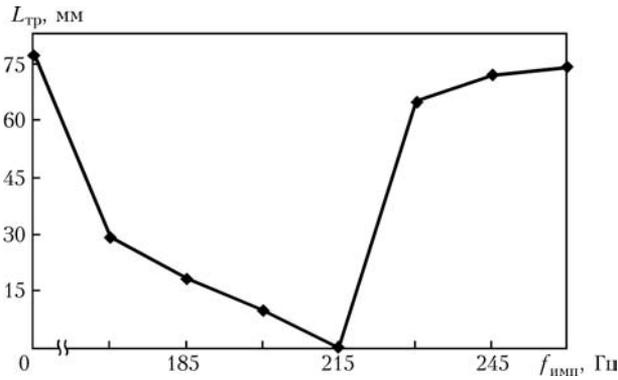
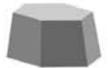


Рис. 1. Изменение длины горячих трещин $L_{тр}$ в технологических пробах «рыбий скелет» при разной частоте импульсов $f_{имп}$ УМП

готовленных из алюминиевого сплава АМг6. Параметры режима сварки были подобраны таким образом, чтобы в исходных условиях длина трещины была максимальной: $I_{св} = 110$ А, $U_{д} = 10$ В, $v_{св} = 19$ м/ч. Частоту импульсов УМП изменяли в диапазоне 0...260 Гц, расстояние от торца ферромагнитного сопла до плоскости зеркала ванны было равным 3 мм.

В ходе экспериментов существенное укорочение в пробах горячих трещин фиксировали в случаях, когда частота импульсов УМП соответствовала 170...220 Гц (рис. 1). При $f_{имп} = 215$ Гц хрупкое разрушение образцов полностью отсутствовало. Макроструктурный анализ, проведенный для объяснения указанного эффекта, показал, что на режимах ЭМВ, близких к оптимальным, измельчение кристаллитов происходило во всем сечении швов (рис. 2). В остальных случаях в центральной области швов изменения структуры были менее заметными, чем вблизи линии сплавления. Исходя из этого можно предположить, что существует зависимость между частотой импульсов УМП и расстоянием, на которое распространяются в направлении фронта кристаллизации создаваемые с его помощью вертикальные колебания расплава. Наличие на рис. 1 экстремума можно объяснить возникновением резонансных явлений при оптимальной в объеме ванны частоте разряда. Следует ожидать, что при изменении параметров режима сварки и теплофизических свойств свариваемых материалов максимальный эффект от таких ЭМВ будет достигаться на других частотах УМП.

Установлено, что, кроме процессов кристаллизации, исследуемые ЭМВ на расплав ванны приводят к изменениям параметров формирования швов (рис. 3). Объясняется это тем, что в ходе экспериментов индуктор располагали над швом, благодаря чему генерируемое им аксиальное УМП создавало импульсное силовое воздействие на расплав, направленное в сторону дна ванны. В хвостовой части горизонтальная составляющая направлена противоположно силам, перемещающим

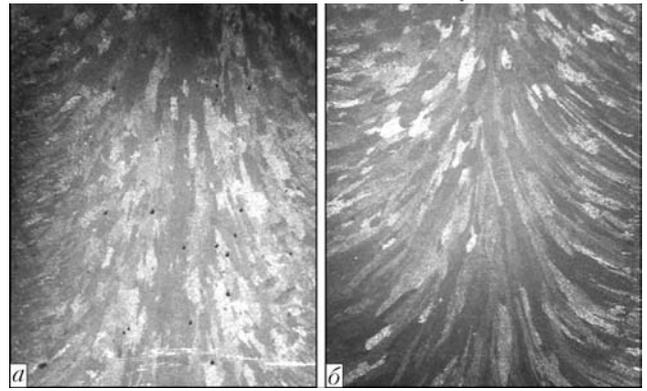


Рис. 2. Макроструктура швов при дуговой сварке в обычных условиях (а) и с импульсным ЭМВ (б) ($f_{имп} = 200$ Гц)

расплав из головной части ванны к фронту кристаллизации. В результате во время импульсов магнитного поля, повторяющихся с частотой до 200 Гц, происходит либо торможение либо приостановка указанных потоков, сопровождающихся накоплением объема расплава под дугой и на передней стенке ванны. Следствием этого является уменьшение проплавляющей способности дуги и подплавление боковых стенок ванны, что объясняет уменьшение глубины проплавления H и увеличение ширины швов B при $f_{имп}$ до 200 Гц. Дальнейшее увеличение частоты импульсов магнитного поля, а значит и интенсивности ЭМВ, приводит к периодическому формированию потоков расплава в сторону головной части ванны. При этом ширина швов продолжает возрастать, а глубина проплавления вследствие уменьшения толщины жидкой прослойки под дугой увеличиваться (этим объясняется наличие экстремума в зависимости коэффициента формы шва B/H от $f_{имп}$ (рис. 3). В ходе экспериментов интенсивность ЭМВ регулировали и путем изменения расстояния между торцом ферромагнитного сопла и плоскостью зеркала ванны. Установлено, что во всех случаях его уменьшению соответствует некоторое увеличение B и H , однако при практической ре-

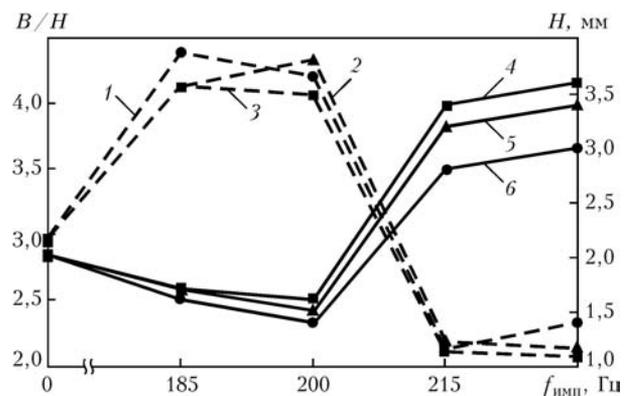


Рис. 3. Зависимость глубины проплавления H (сплошные кривые) и коэффициента формы швов B/H (штриховые) от частоты импульсов УМП; 1, 6 — расстояния от торца ферромагнитного сопла до плоскости зеркала ванны, равные 5 мм; 2, 5 — 4; 3, 4 — 3 мм



ализации импульсных ЭМВ решающее значение имеют не амплитудные, а динамические характеристики УМП.

Таким образом, при дуговой сварке для управления процессами формирования и кристаллизации швов эффективны ЭМВ, реализуемые не только с помощью низкочастотных знакопеременных, но и импульсных УМП. Оптимизацию их характеристик необходимо осуществлять с учетом теплофизических свойств свариваемых материалов и энергетических параметров режима сварки.

1. Рыжов Р. Н., Кузнецов В. Д. Электромагнитные воздействия в процессах дуговой сварки и наплавки // Автомат. сварка. — 2006. — № 10. — С. 36–44.
2. Бродягина И. В., Чернышов Г. Г. Дуговая сварка алюминиевых сплавов с использованием магнитных полей // Свароч. пр-во. — 1998. — № 9. — С. 48–51.
3. Рыжов Р. Н., Семенюк В. С., Титов А. А. Особенности формирования и кристаллизации швов при TIG сварке с отклонениями дуги магнитным полем // Автомат. сварка. — 2004. — № 4. — С. 17–20.
4. Тарасов Н. М., Капустин С. С. Применение высокочастотного электромагнитного поля для дозированного переноса капель электродного металла // Там же. — 1982. — № 8. — С. 10–12.
5. Рыжов Р. Н., Кузнецов В. Д. Выбор оптимальных параметров внешнего электромагнитного воздействия при дуговых способах сварки // Там же. — 2005. — № 6. — С. 27–31.

Experimental investigations were the basis to perform evaluation of the effectiveness of controlling weld solidification and formation processes using external electromagnetic actions based on application of pulsed magnetic fields.

Поступила в редакцию 04.09.2006

НОВОСТИ



НКМЗ ОТПРАВЛЯЕТ ЭКСКАВАТОРЫ в БЕЛАРУСЬ и РОССИЮ

Новокраматорский машиностроительный завод (г. Краматорск Донецкой обл.) отправил два экскаватора новых возможностей — ЭШ-11/70 и ЭШ-10/50 (модификация ЭШ-11/70) в Беларусь и Россию. Новые машины, оснащенные современными системами управления, надежнее, экономичнее, комфортнее своих старших братьев и проще в эксплуатации. Оригинальные технические решения, заложенные в новую систему управления экскаваторов, дали возможность значительно упростить управление их главными приводами, обеспечить плавные пуски синхронных электродвигателей, применить виброзащиту шкафов управления.

Эффективная система управления на землеройной технике с маркой НКМЗ заменила ранее используемую систему управления. Освоение выпуска машин современного класса открывает перед заводом новые перспективы на промышленном рынке.



НАПЛАВКА КЛАПАННЫХ БЛОКОВ

FMC Technologies — дочерняя компания, расположенная в шотландском городе Данфермлин, изготавливает сложные детали и компоненты для применения в офшорной зоне. Харак-

терными чертами этих компонентов являются их большие размеры и высокая точность изготовления. Одним из основных изделий компании являются клапанные блоки, которые работают в условиях воздействия агрессивной среды. Типичными признаками этих блоков является наличие в них большого числа отверстий в разных местах, использование при изготовлении высокопрочных материалов и повышенная износостойкость вследствие дополнительного плакирования. Для повышения продуктивности специалисты FMC Technologies решили использовать принцип непрерывного вращения горелки (НВГ) и горячую присадочную проволоку при TIG-процессе в технологии наплавки от компании Fronius. В результате время изготовления каждого клапанного блока уменьшилось на 40%. В то же время объем выполняемой работы снизился, а общее качество повысилось.

Клапанный блок может весить до 10 т и иметь до 12 отверстий в соответствующих плоскостях резания. Их необходимо плакировать трехслойной наплавкой с общей толщиной слоя от 5 до 12 мм. Провести выравнивание блока по центральной точке соответствующего внутреннего отверстия клапана на вращающемся столе часто очень трудно и выполняется не всегда точно. Необходима дополнительная обработка между каждым отдельным слоем плакирования, что забирает еще больше времени.

Вместо того чтобы периодически переставлять и перемещать тяжелое и сложное изделие после каждой операции плакирования, сварочные эксперты сейчас возложили выполнение этих опера-



Технология наплавки НВГ с использованием горячей проволоки при ТИГ-процессе от компании «Fronius» обеспечивает 40 % экономии времени для компании FMC при производстве сложных клапанных блоков

ций на направляющее устройство инструмента — горелку. Инновационная система НВГ от компании «Fronius» центрируется с использованием колонны, стрелы и поперечных суппортов (рисунок). Точное выравнивание выполняется с помощью функции автоматического центрирования в регуляторе FPA 9000. Поскольку система

НВГ и горелка более мобильны, чем тяжелое изделие, весь процесс проходит более точно и намного непосредственное. Перемещение и выключение горелки перед просверленными или прорезанными участками изделия контролируется посредством управляющей программы станка с ЧПУ, как и последующий автоматический запуск. Ручная остановка сварочного процесса и последующее повторное зажигание сейчас уже дело прошлого.

Центральным звеном системы НВГ является переходной отсек. Он направляет все необходимые среды (газы), сварочный ток и электрические сигналы управления на горелку, которая вместе с устройством подачи проволоки вращается по оси отверстия. Система, таким образом, выполняет две дополнительные функции: во-первых, она определяет диаметр отверстия и, во-вторых, она выполняет автоматическую корректировку длины дуги во время сварки.

Центральный регулятор системы FPA 9000 гарантирует оптимальный контроль сварочных процессов и геометрических передвижений. В компании FMC она использует специальное программное обеспечение «Отверстие к отверстию». Это программное обеспечение сосредоточено на полностью автоматическом контроле сварочных процессов в просверленных сквозных отверстиях клапана. Это те виды решения, которые могут реализовать только профессионалы, так резюмирует удачное завершение проекта директор предприятия Айан Робертсон.

ДИССЕРТАЦИЯ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ



Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины

А. Г. Брызгалин (ИЭС) защитил 24 января 2007 г. кандидатскую диссертацию на тему «Снижение остаточных сварочных напряжений в кольцевых швах трубопроводов обработкой взрывом».

В работе показано, что остаточные сварочные напряжения являются энергетической основой зарождения и развития трещиноподобных дефектов, их снятие в кольцевых швах труб можно отнести к основным мероприятиям по обеспечению долговечности трубопроводов различного назначения, в том числе работающих в контакте с агрессивной средой. Разработанная в ИЭС им. Е. О. Патона технология обработки взрывом (ОВз) по экономичности и

оперативности значительно превосходит другие существующие технологии снижения остаточных напряжений (ОН) в кольцевых швах труб, что позволяет рассматривать ее как наиболее перспективную.

Существующие подходы к расчетному определению параметров ОВз предполагают привлечение специалистов-разработчиков. Проблема создания инженерных методов определения параметров ОВз и оперативных способов контроля результатов обработки, которые могли бы применяться при широком промышленном использовании ОВз специалистами различных отраслей промышленности без привлечения разработчиков технологии, является достаточно актуальной. Ее решение позволит представить технологию ОВз как продукт, готовый для реализации сторонним организациям.

Цель работы состояла в создании инженерного метода определения эффективных режимов обра-



ботки взрывом кольцевых швов трубопроводов без проведения экспериментальных исследований, совершенствовании технологического процесса снижения остаточных сварочных напряжений обработкой взрывом, совершенствовании способов оперативного неразрушающего контроля напряженного состояния металлоконструкций, в том числе после обработки взрывом.

Разработаны оригинальный метод расчета параметров обработки взрывом кольцевых швов труб для обеспечения снижения остаточных сварочных напряжений, основанный на использовании достаточно точных результатов анализа поведения упругой оболочки при статическом нагружении к решению динамической задачи деформирования стенки оболочки. На базе этого метода разработана методика определения режимов обработки. Установлено наличие приближенной линейной зависимости между уровнем ОН в кольцевом сварном шве и величиной их изменения в результате обработки взрывом по режимам, определенным в соответствии с разработанной методикой. Наличие такой зависимости дает возможность прогнозировать результаты обработки и корректировать параметры обработки при необходимости. Впервые разработана схема предва-

рительной досварочной обработки взрывом краев труб с целью снижения ОН в кольцевых швах. Усовершенствован способ неразрушающей магнитоупругой тензометрии, что позволило существенно повысить точность и упростить методику проводимых измерений. Экспериментально показано, что стойкость к сероводородному поражению кольцевых швов труб после обработки взрывом превосходит таковую необработанных швов или подвергнутых испытанию повышенным давлением и не ниже термообработанных. Обработка взрывом не ухудшает стойкость основного металла труб, испытывающего воздействие импульсной нагрузки при подрыве заряда ВВ, к сульфидному растрескиванию.

Результаты выполненных в настоящей работе исследований и разработанные инженерно-технические решения положены в основу создания и промышленного применения технологических процессов обработки взрывом кольцевых швов газопровода Таас–Тумус–Якутск, водоводов Ташлыкской гидроаккумулирующей станции, использовались при оценке напряженного состояния стенки резервуара нефтехранилища ОАО «Эксимнефтепродукт», стенок резервуаров никелевого завода Пунта Горда (Куба).

УДК 621.79(088.8)

ПАТЕНТЫ В ОБЛАСТИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА*

Термостойкое покрытие и способ его получения, отличающееся тем, что оно выполнено двухслойным, при этом переходной слой, кроме материала поверхности, содержит углерод и кремний, а внешний слой представляет собой карбид кремния или легированный карбид кремния. Патент Украины 65027. А. В. Семенов, В. М. Пузиков, В. В. Дмитрик (НИО «Оптические и конструкционные кристаллы») [4].

Регулируемый трехфазный трансформатор с клиновым магнитным шунтом, отличающийся тем, что в него дополнительно введена другая планка, которая имеет твердогобкую связь с блоком внешних клиньев, а связь блока внутренних клиньев с первой планкой выполнена твердогобкой, причем ходовая гайка выполнена с возможностью продольного перемещения и имеет в средней части внешний выступ, к которому с помощью пружинных элементов привинчены обе планки, причем пружинные элементы зафиксированы на ходовой гайке. Патент Украины 13508. Г. В. Павленко, Г. Л. Павленко, Д. В. Положенко, В. Л. Сорока (ОАО «Электромашиностроительный завод «Фирма СЭЛМА») [4].

Устройство для сборки под сварку деталей, отличающееся тем, что оно оснащено дополнительным опорным башмаком и двумя ветвями цепей, охватывающих в параллельных поперечных площадях опорные башмаки, при этом одни концы

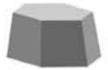
ветвей закреплены на корпусе с помощью удлиненной оси, а другие концы ветвей взаимодействуют с зубчатыми секторами, жестко связанными с верхней частью корпуса. Патент Украины 13728. Г. М. Атаманов, Н. Г. Дяченко, В. И. Кухаренко и др. [4].

Способ изготовления порошковых электродных материалов, отличающийся тем, что изготовленную порошковую проволоку измельчают, засыпают в контейнер, дополняют шихтой, подогревают до температуры, которая выше температуры рекристаллизации материала оболочки, и методом прессования продавливают через формирующую втулку до указанного диаметра. Патент Украины 13541. А. Г. Гринь, К. П. Шаповалов, А. В. Свиридов, С. В. Швороб (Донбасская государственная машиностроительная академия) [4].

Состав стали для наплавки, отличающийся тем, что он содержит фосфор и молибден при следующем соотношении компонентов, мас. %: 0,15...0,30 углерода; 0,6...1,0 кремния; 0,7...1,5 марганца; 0,5...2,0 хрома; 0,2...1,0 молибдена; 0,5...1,2 фосфора, остальное железо. Патент Украины 75682. И. И. Рябцев, Ю. М. Кусков, И. А. Рябцев [5].

Электроподдержатель, отличающийся тем, что на корпусе между наконечником и рукояткой расположен холодильник испарительного охлаждения, а рукоятка выполнена в виде гайки, соединенной со штоком с помощью штифта. Патент Украины 14189. В. Н. Крымов (Донецкий НТУ) [5].

* Приведены сведения о патентах Украины, опубликованных в официальных бюллетенях «Промислова власність» 2006 г. (в квадратных скобках указан номер бюллетеня).



Способ изготовления порошковой проволоки, отличающийся тем, что изготовленную порошковую проволоку измельчают, засыпают в контейнер и методом прессования продавливают через формирующие втулки до заданного диаметра. Патент Украины 14131. А. Г. Гринь, В. М. Карпенко, А. В. Свиридов (Донбасская государственная машиностроительная академия) [5].

Способ наплавки двумя ленточными электродами, отличающийся тем, что второй по ходу наплавления электрод устанавливают с вылетом, который в 1,5...6 раз превышает вылет первого электрода. Патент Украины 76019. С. В. Гулаков, В. В. Матвиенко, Я. В. Матвиенко (Приазовский ГТУ) [6].

Кантователь для складирования и сварки изделий, отличающийся тем, что каждый механизм подъема траверсы, выполненный в виде каретки, установленной своими катками в направляющих неподвижного корпуса, в котором размещен грузовой винт с гайкой на осевой опоре. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 76020. А. С. Самогорский, В. И. Приходько, Ю. Н. Масловец и др. (ОАО «Крюковский вагоностроительный завод») [6].

Стенд для автоматической сварки содержит раму и установленную с возможностью перемещения флюсовую подушку, оснащенную желобом и механизмом подавливания. Приведены отличительные признаки стенда. Патент Украины 15141. Е. Н. Барчан, П. В. Коросташевский, А. А. Марченко и др. (ОАО Главный специализированный конструкторско-технологический институт) [6].

Ролик-электрод для электроконтактной наплавки, отличающийся тем, что в его середине размещена диафрагма с круглыми отверстиями, которая разделяет внутреннюю пустоту ролика на две части. Патент Украины 14945. Д. А. Волков, В. Т. Катренко, В. А. Пресняков (Донбасская государственная машиностроительная академия) [6].

Способ электрошлаковой сварки, отличающийся тем, что подачу в зазор плавящегося электрода выполняют с постоянной скоростью, наведение шлаковой ванны выполняют в течение 0,5...0,7 мин при сварочном токе 630...650 А, наведение металлической ванны выполняют в два этапа — в течение времени, обусловленного выражением $t = 0,22...0,27 \times 10^{-2} S$, при сварочном токе 530...560 А и в течение 0,5...0,7 мин при сварочном токе 510...540 А, где t — время наведения металлической ванны, мин; S — площадь поперечного сечения заготовок, мм². Патент Украины 15327. В. Н. Щербак, А. В. Якимчук (ЗАО «Завод коксоремонт») [6].

Способ ремонта дефектных участков действующего газопровода, отличающийся тем, что сначала на дефектный участок вставляют части дополнительной муфты, которые прижимают к трубопроводу и сваривают одна с другой удлиненными швами, после чего с двух сторон дополнительной муфты на трубопровод устанавливают технологические кольца, обеспечивая зазор между торцами дополнительной муфты и внутренними торцами технологических колец, после чего торцы дополнительной муфты и внутренние торцы технологических колец приваривают к трубопроводу. Патент Украины 76390. В. С. Бут, М. В. Беккер, М. Н. Драгомерецкий и др. (Дочерняя компания «Укртрансгаз» НАК «Нафтогаз України») [7].

Способ ремонта дефектного участка действующего трубопровода, отличающийся тем, что с двух сторон дефектного

участка устанавливают по три технологических кольца, размещенных в два слоя, первый из которых складывается из двух колец, которые привариваются к трубопроводу швом в зазор между ними, третье кольцо приваривается к образованному первому слою колец угловыми швами, а разрезную муфту устанавливают на верхний слой технологических колец и сваривают угловыми швами, при этом самотвердеющую массу подают в полость, образованную дефектным участком трубопровода и муфтой. Патент Украины 76391. М. П. Андрейшин, В. С. Бут, Г. П. Горностаев и др. (То же) [7].

Устройство для очистки сыпучим абразивным материалом поверхности проволоки от загрязнений, отличающееся тем, что камера выполнена закрытой из упругого материала и ее устанавливают как минимум с одной степенью свободы, в том числе с возможностью вращения вокруг очищаемой проволоки. Патент Украины 76225. В. А. Залевский [7].

Мундштук газокислородного резака, отличающийся тем, что каждое сопло внутреннего контура размещено в корпусе вертикально, центральный канал режущего кислорода с помощью переходных каналов разделен на два отдельных и размещенных параллельно один к другому режущих сопла. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 15693. В. И. Скрипченко, Л. В. Скрипченко (ОАО «Главный специализированный конструкторско-технологический институт») [7].

Установка для термической резки труб, отличающаяся тем, что она дополнительно содержит подвижную траверсу, размещенную между вертикальными стойками, последние в верхней части жестко соединены между собой неподвижной траверсой, а барабан размещен в середине подвижной траверсы и дополнительно оснащен по крайней мере одним резаком. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 16253. А. Н. Моторин, В. А. Омельченко, Н. В. Вьюнник (ООО «НПФ «Техвагонмаш») [7].

Установка для автоматической сварки секций обшивки кровли вагона, отличающаяся тем, что она дополнительно содержит систему управления и устройство для слежения за сварным швом, сборочный стенд дополнительно включает элементы для фиксации секций обшивки, при этом устройство для слежения за сварным швом размещено на приводной тележке, элементы для фиксации листов и секций обшивки оснащены приводами. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 16252. А. Н. Моторин, В. А. Омельченко, Н. В. Вьюнник, О. В. Волков (То же) [7].

Головка для дуговой широкослойной наплавки, отличающаяся тем, что узел токоподвода выполнен в виде неплавящегося электрода и медной рамки, обеспечивающей жесткую фиксацию электрода в головке относительно электромагнитной системы, подвода тока к центру электрода и его охлаждения. Патент Украины 15855. А. Л. Зимовченко, Р. Н. Рыжов (НТУУ «Киевский политехнический институт») [7].

Электросварочная система с дистанционным управлением, отличающаяся тем, что дополнительно содержит блок исполнения команд с последовательно соединенными узлом приемника команд, дешифратором команд, программно-цифровым процессором, узлом управления скорости подачи проволоки и клапаном подачи инертного газа и узлом защиты электросварочного трансформатора от проявления паразитного эффекта остаточного магнетизма. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 76515. А. А. Зайцев [8].



По
зарубежным
журналам*

WELDING and CUTTING (Германия) 2006. — № 1 (англ. яз.)

Права на интеллектуальную собственность в Китае, с. 2–3.

Современное защитное снаряжение сварщиков, с. 6.

16-я Международная сварочная ярмарка «Сварка и резка» — статут и тенденции развития, с. 14–30.

Knopp N., Killing R. Высокотемпературная пайка оцинкованных листовых материалов, с. 31–35.

Hawley D. Перспективный новый инструмент для термического напыления, с. 38–42.

Jasnau U. Области применения мобильных лазеров в судостроении — от ручной резки до гибридной сварки с помощью трактора, с. 42–43.

Dilthey U., Willms K. Variowire — новый вариант дуговой сварки алюминия плавящимся электродом в среде защитного газа с использованием тонких проволочных электродов, с. 44–48.

Jenicsek A. et al. Испытания по сквозной приварке шпилек к стальным листам с разными покрытиями, с. 54–58.

Block B. et al. Влияние карбидных порошков как модификаторов и термомеханической правки сварных швов на структуру и механические свойства швов, выполненных на титане, с. 64–67.

WELDING and CUTTING (Германия) 2006. — № 2 (англ. яз.)

Восстановление мирового рынка промышленных роботов продолжается, с. 76.

Официальное открытие Центра по неразрушающим испытаниям в Уэльсе, с. 78.

Применение лазера в микротехническом производстве, с. 82.

Клеевое соединение без клея, с. 83.

Системный интегратор для трубопроводов, выбранный для цифровой технологии сварки, с. 86.

Smulczynski U. Ремонт треснувшей поворотной детали гибочного пресса, с. 92–93.

Wesling V., Schram A., Rekersdrees T. Высокочастотная сварка мартенситной горячекатаной ленты, с. 96–99.

Spiegel-Cioabanu V.-E. Болезнь Паркинсона и воздействие марганца в процессе сварки, с. 106–111.

Ralph B., Yeo G. Усовершенствованное планирование при выполнении полуавтоматических и автоматических сварных соединений, с. 112.

Bach F.-W. et al. Ультразвуковая пайка с нагревом пламенем алюминиевых сплавов, с. 124–127.

*WELDING JOURNAL (США) 2006. — Vol. 85,
№ 2 (англ. яз.)*

Morrett B., Giese B. Устранение неисправностей при дуговой сварке плавящимся электродом в среде защитного газа, с. 26–27.

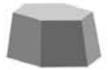
Cullison A. et al. Выставка FABTECH International & AWS Welding Show, с. 28–35.

Woodward H. M. Памятники в металле — олимпийская сказка, с. 36–39.

Chang Y. H. Усовершенствование процессов дуговой сварки плавящимся и вольфрамовым электродом с подачей разных защитных газов, с. 41–43.

Woodward H. M. Молодой сварщик из Техаса получил известность благодаря своим художественным изделиям из металла, с. 44–46.

* 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).



Rowe M. D. Систематизация стойкости деформируемых суперсплавов к образованию трещин при деформационном старении, с. 27–34.

Wahab M. A. et al. Экспериментальное и численное моделирование допустимых сил в сварных соединениях, выполненных дуговой сваркой металлическим электродом в среде защитного газа, с. 35–43.

WELDING JOURNAL (CША) 2006. — Vol. 85, № 3 (англ. яз.)

Arbeggast W. J. Сварка трением с перемешиванием после десятилетнего развития, с. 28–35.

Hou Z. et al. Анализ контактной точечной сварки, с. 36–40.

Defalco J. Сварка трением с перемешиванием по сравнению со сваркой плавлением, с. 42–44.

Gould J. E., Chuko W. Обзор разработок оборудования для точечной сварки качающихся рычагов, с. 46–53.

Ding J. et al. Сварка трением с перемешиванием была выбрана в NASA для соединения многочисленных компонентов, с. 54–59.

Dally J. Установки для точечной сварки качающихся рычагов, с. 60–61.

Abson D. J. et al. Обзор исключения из норм для термообработки после сварки, с. 63–69.

Cho Y. et al. Расчет экспериментального анализа и оценка лепестков швов, выполненных контактной точечной сваркой, с. 45–51.

Harwig D. D. et al. Характеристики дуги и скорость плавления в процессе дуговой сварки металлическим электродом в защитном газе переменной полярности, с. 52–62.

Chang J. et al. Моделирование методом конечных элементов для прогнозирования влияния раковин на теплостойкость силового устройства, с. 63–70.

WELDING JOURNAL (CША) 2006. — Vol. 85, № 4 (англ. яз.)

Stol I. et al. Возврат к старому — применение сварки плавящимся электродом в защитном газе погруженной дугой при выполнении роликовых швов в нахлесточных соединениях, с. 28–33.

Johnsen M. R. et al. Устройства подачи проволоки с микропроцессорным управлением, с. 34–36.

Okamoto K. et al. Сварка трением с перемешиванием для соединения разнородных алюминиевых сплавов, с. 38–41.

Wildorf R. et al. Сварка алюминиевых труб малого и большого диаметра на переменном токе, с. 42–43.

Borchert N. Повышение квалификации специалистов-сварщиков, которые будут привлечены к строительству крупной установки по переработке ядерных отходов, с. 77–80.

Starkey E. Краткий исторический обзор по алюминию, с. 81–83.

Sudha C. et al. Микроструктура и микронеоднородность твердой зоны в разнородных соединениях из хромомолибденовой стали, с. 71–80.

Chang S. Y. et al. Исследование пайки покрытий из оксидов индия и олова на медные подложки, с. 81–83.

Wang G., Barkey M. E. Рентгенографическое исследование процесса роста усталостных трещин точечных швов, с. 84–87.

ZVARANIE-SVAROVANI (Словакия) 2005. — Roc. 54, № 10 (слов. яз.)

Bosansky J. et al. Основные физико-металлургические механизмы ухудшения свойств ЗТВ стальных сварных соединений, с. 269–279.

Pilous V. Промежуточные слои, плакированные высокопрочной сталью, с. 274–279.

Mucha M. Производительность дуговой сварки под флюсом и ее влияние на некоторые аспекты качества швов, с. 280–284.

Eckhart E., Zatko M. Определение твердости с помощью портативного оборудования, с. 285–289.

ZVARANIE-SVAROVANI (Словакия) 2005. — Roc. 54, № 11–12 (слов. яз.)

Janota M. Плотность сварочного тока и рекомендуемые параметры точечной контактной сварки низкоуглеродистых стальных листовых материалов, с. 301–304.

Kalna K. Проектирование стальных конструкций с точки зрения предельного состояния усталостного разрушения — недостатки стандартов EN 1993-1-9 и EN 1993-1-10, с. 304–311.

Bartos M. Применение сварки ТИГ в энергетике, с. 312–314.

Vrbensky J. et al. Ремонтная сварка компонентов оборудования давления без термообработки после сварки. Ч. 2. Ухудшение свойств основного металла в ЗТВ и средства их восстановления, с. 315–319.

ZVARANIE-SVAROVANI (Словакия) 2006. — Roc. 55, № 1 (слов. яз.)

Declercq F. Испытания по сварке с целью сравнения обычного пневмопривода с электромеханическим сервоприводом с датчиком регулирования усилий, с. 3–7.

Janota M. Анализ применения сварочных роботов в промышленности Словакии, с. 8–10.

Vitasek M., Vrbensky J. Ремонтная сварка компонентов оборудования давления без термообработки после сварки. Ч. 3. Ремонт сварных соединений, с. 11–15.

**НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!**

Коллектив Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, редколлегия и редакция журнала «Автоматическая сварка» сердечно поздравляют ведущих сотрудников Института **Олега Кузьмича НАЗАРЕНКО**, **Владимира Михайловича НЕСТЕРЕНКОВА**, **Василия Валентиновича ГУМОВСКОГО**, **Виктора Васильевича ГАЛУШКУ**, **Владимира Александровича ТРОИЦКОГО**, **Анатолия Яковлевича НЕДОСЕКУ**, **Вячеслава Автономовича ПИВТОРАКА** с присуждением им Государственных премий Украины в области науки и техники за 2006 года.



Слева на право: В. М. Нестеренков, О. К. Назаренко, В. В. Гумовский, В. В. Галушка



Слева на право: В. А. Пивторак, В. А. Троицкий, А. Я. Недосека, Л. Н. Девин

**УКАЗ
ПРЕЗИДЕНТА УКРАЇНИ**

Про присудження Державних премій України
в галузі науки і техніки 2006 року

На підставі подання Комітету з Державних премій України в галузі науки і техніки

ПОСТАНОВЛЯЮ:

1. Присудити Державні премії України в галузі науки і техніки 2006 року:

— за розробку новітніх електронно-променевиx зварювальних установок на основі модельно-орієнтованого управління:

НАЗАРЕНКУ Олегу Кузьмовичу — члену-кореспонденту Національної академії наук України, завідувачу відділу Інституту електрозварювання імені Є. О. Патона НАН України

НЕСТЕРЕНКОВУ Володимирі Михайловичу — докторові технічних наук, заступникові завідувача відділу Інституту електрозварювання імені Є. О. Патона НАН України

ГУМОВСЬКОМУ Василю Валентиновичу — провідному інженерові Інституту електрозварювання імені Є. О. Патона НАН України

ГАЛУШЦІ Віктору Васильовичу — провідному інженерові-електроніку Інституту електрозварювання імені Є. О. Патона НАН України

— за розробку і впровадження засобів неруйнівного контролю і технологій технічної діагностики машинобудівного і нафтогазового обладнання тривалої експлуатації:

ТРОЙЦЬКОМУ Володимирі Олександровичу — докторові технічних наук, завідувачу відділу Інституту електрозварювання імені Є. О. Патона НАН України

НЕДОСЄЦІ Анатолію Яковичу — докторові технічних наук, завідувачу відділу Інституту електрозварювання імені Є. О. Патона НАН України

ПИВТОРАКУ Вячеславу Автономовичу — кандидату фізико-математичних наук, провідному науковому співробітнику Інституту електрозварювання імені Є. О. Патона НАН України

Президент України
м. Київ, 20 грудня 2006 року
№ 1103/2006

В. ЮЩЕНКО

ЮБИЛЕЙНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ДНИ СВАРКИ 2006» В ГЕРМАНИИ

22–23 ноября 2006 г. в Гестханте (Германия) на базе Исследовательского центра GRSS была проведена Международная конференция «Дни сварки 2006», посвященная 50-летию GRSS. В конференции приняли участие более 80 ученых и специалистов из Германии, Польши, Румынии, Бразилии, Китая, Литвы, Украины и других стран. Конференция проводилась при поддержке Немецкого сварочного общества (DVS), GDA и журнала «Aluminium».

Тематика большинства докладов была посвящена способам сварки и соединения в твердой фазе и включала следующие темы:

- ✓ сварка трением (традиционным способом и трением с перемешиванием);
- ✓ ультразвуковая сварка металлических материалов и пластмасс;
- ✓ диффузионная сварка различных материалов;
- ✓ магнитно-импульсная сварка и обработка;
- ✓ наплавка и модифицирование поверхности;
- ✓ точечная сварка и клепка металлических материалов и пластмасс с помощью трения.

К участникам конференции с приветствием от имени Института исследования материалов (подразделение GRSS) обратился его директор N. Huber. Он кратко представил структуру GRSS и основные направления деятельности института. Число работающих в GRSS составляет 741 человек, при этом

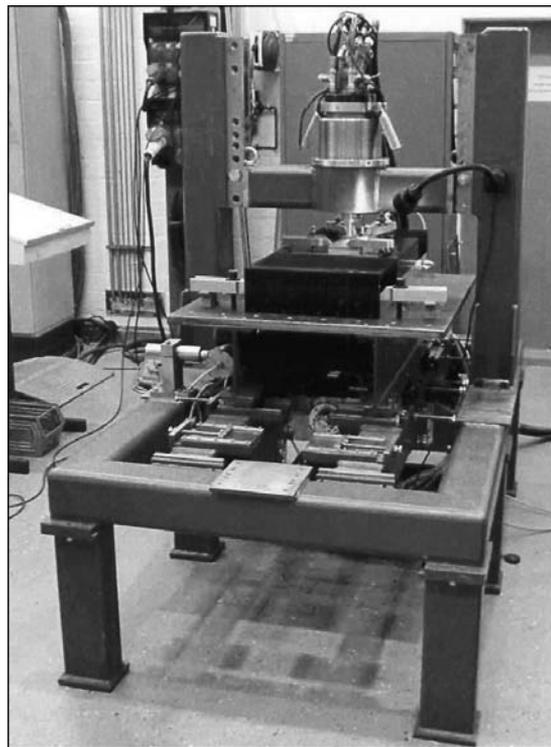
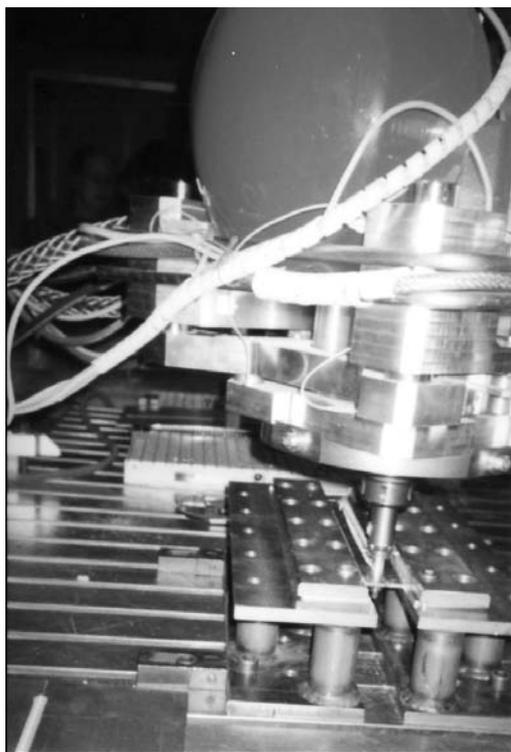
финансирование фирмы, осуществляемое главным образом за счет федерального бюджета, составляет 72,4 млн евро в год.

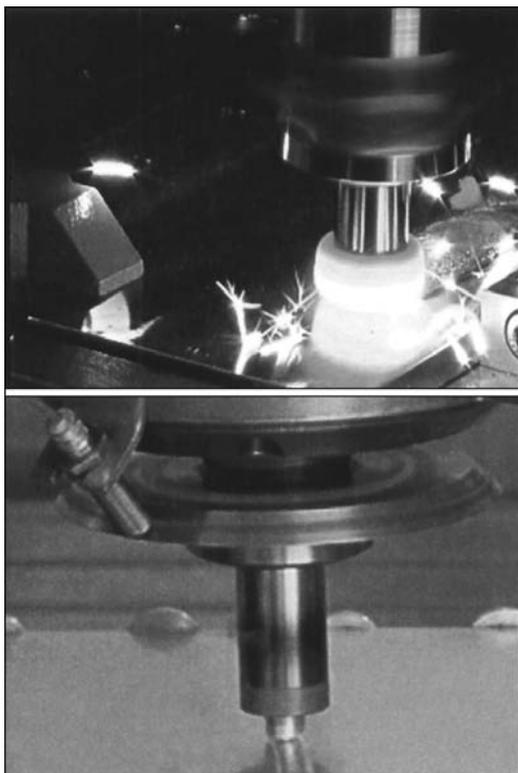
Деятельность института направлена на изучение таких материалов, как магний, алюминий и титан, разработку новых конструкций, процессов покрытия и модифицирования поверхности, получение неразъемных соединений методами сварки в твердой фазе и лазерным лучом, а также создание с их помощью новых материалов, которые могут оказаться конкурентоспособными в авиа- и автомобилестроении.

От DVS выступил профессор, доктор W. Scheveigert, который высоко оценил достижения GRSS в области исследования материалов, создания технологий и обеспечения плодотворной работы участникам проводимой научной конференции.

Доктор J. F. dos Santos от имени организаторов конференции передал приглашение всем присутствующим принять участие в двух семинарах, которые планируется провести в следующем году: в апреле 2007 г. по точечной сварке трением и точечной сварке трением с перемешиванием, а также в ноябре — по сварке трением с перемешиванием.

За два дня работы было заслушано 23 доклада, а также продемонстрированы последние достижения в области сварки, модифицирования поверхнос-





ти и других смежных процессах с использованием нагрева трением.

Наибольший интерес вызвала демонстрация сварки трением с перемешиванием тонколистовых заготовок из алюминиевого сплава 2024 с использованием робота TricertTR805 и рабочего инструмента (bubbintool), процесса поверхностной обработки и наплавки трением, а также использования в ремонтных целях Friction Hydro Pillar Processing, позволяющего заполнять металлом дефектные участки без расплавления металла заготовки. Продемонстрирована также новая технология соединения полимерных материалов с использованием трения, так называемая клепка трением (Friction riveting).

Среди представленных на конференции докладов наиболее интересными были следующие: «Новые виды соединения с использованием размерных эффектов» (И. Вилден и др.), «Сварка трением с перемешиванием алюминиевого литья под давлением»

(С. Шейки и др.), «Высокодинамичный процесс столкновения при магнитно-импульсной сварке» (Е. Ульман и др.), «Прецизионная сварка трением и новые области ее применения» (Г. Гольдау, К. Беренд), «Высокоскоростная сварка трением металлических соединений» (Ф. Луидхардт), «Наплавка трением металлических материалов — процесс и применение» (М. Байер, И. дос Сантос), «Сварка трением чугуна со сферическим графитом» (В. Гауке), «Точечная сварка трением алюминиевых сплавов» (К. Кноль и др.), «Вклад в развитие нового способа соединения пластмасс и легких сплавов» (С. Аманцио и др.), «Стратегия повышения функциональности деталей с помощью диффузионной сварки» (И. Вилден и др.).

Более детально ознакомиться с материалами конференции «Дни сварки 2006» можно в библиотеке ИЭС им. Е. О. Патона.

Н. Г. Третьяк, канд. техн. наук

УДК 621.791.009(100)



ВСЕРОССИЙСКАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «БЫСТРОЗАКАЛЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ»

12–13 декабря 2006 г. в «МАТИ» — РГТУ им. К. Э. Циолковского (г. Москва) прошла 5-я Всероссийская с международным участием научно-техническая конференция «Быстрозакаленные материалы и покрытия», организованная Федеральным агентством по образова-

нию, ОАО «Московский комитет по науке и технологиям», «МАТИ» — Российский государственный технологический университет им. К. Э. Циолковского.

В рамках конференции состоялся юбилейный научно-технический семинар «Диффузионная сварка и

ее роль в современной технике», посвященный 100-летию со дня рождения известного русского изобретателя и ученого, лауреата Ленинской премии, заслуженного изобретателя СССР, заслуженного деятеля науки и техники РСФСР, основателя диффузионной сварки, д-ра техн. наук, профессора Николая Федотовича Казакова.

В работе конференции приняли участие около 70 специалистов из Российской Федерации и Украины. На ней было заслушано более 40 докладов по следующим направлениям: диффузионная сварка, быстрозакаленные материалы, методы нанесения и исследования покрытий, лучевые и ионно-плазменные методы модифицирования поверхности. К началу работы конференции был опубликован сборник трудов (Москва, МАТИ, 423 с.), в котором представлены материалы 75 докладов специалистов по направлениям исследований, рассмотренным на конференции.

На пленарном заседании были заслушаны доклады д-ра техн. наук, проф. Г. В. Конюшкова (СГТУ, г. Саратов) и В. В. Пешкова (ВГТУ, г. Воронеж) о роли диффузионной сварки в современной технике. На пленарном заседании также выступили д-р техн. наук, проф. В. В. Слепцов (МАТИ, г. Москва) и В. В. Кудинов, которые рассказали об ионно-плазменных технологиях наноструктурирования поверхности и упрочнении композиционных материалов, обработанных низкотемпературной плазмой. По окончании пленарного заседания участники семинара посетили кладбище и возложили цветы к памятнику Н. Ф. Казакова.

На последующих заседаниях семинара были заслушаны доклады и сообщения д-ра техн. наук, проф. В. В. Квасницкого (НУК, г. Николаев), М. В. Большакова (НУ «Львівська політехніка», г. Львов), д-ра техн. наук, проф. О. А. Барабановой (МАТИ, г. Москва), д-ра техн. наук, проф. Г. К. Харченко (ИЭС им. Е. О. Патона, г. Киев), д-ра техн. наук, проф. С. Д. Шлепина (МАТИ, г. Москва) и других специалистов по сварке и родственным технологиям. В работе семинара, кроме устных докладов, были представлены и стендовые.

Особо следует отметить два доклада, которые показали эффективность и целесообразность применения диффузионной сварки. В докладе С. Д. Шлепина и



К. С. Сенкевича (МАТИ, г. Москва) «Получение пористых изделий медицинского назначения с использованием диффузионной сварки» шла речь о получении пористых эндопротезов позвонков человека из проволоки титана марки ВТ-1-0. Показана возможность использования диффузионной сварки для получения пористого эндопротеза, представляющего собой конструкцию в виде навитой из единого куска проволоки титана спирали, сваренной послойно.

В докладе Г. А. Меньшикова (МАТИ, г. Москва) «Диффузионная сварка и ее роль в повышении эффективности контактной сварки» показана эффективность применения диффузионной сварки при изготовлении специальных электродов для контактной сварки изделий ракетно-космической техники. Показано, что при сварке деталей неравных толщин из легких сплавов повышение рабочей части электродов на износ достигается применением диффузионной сварки при армировании поверхности электрода сеткой из молибдена или нитями усов Al_2O_3 . Использование таких сварных электродов точечной контактной сварки увеличивает производительность в несколько раз.

Интересные работы были доложены на секции «Методы нанесения и исследования покрытий». Рассмотрены технологические процессы микродугового оксидирования, плазменного нанесения, воздушной ионно-плазменной и дуговой обработки, химико-термической и электромеханической обработки поверхностей различных материалов.

Г. К. Харченко, д-р техн. наук

В. И. СТОЛБОВУ — 75



В феврале 2007 г. исполнилось 75 лет со дня рождения ректора Тольяттинского политехнического института (1979–2001), президента негосударственного Волжского университета им. Татищева (1995–2000), доктора технических наук, профессора кафедры оборудования и технологии сварочного производства Владимира Ивановича Столбова.

В 1954 г. он окончил Уральский политехнический институт по специальности «Технология и оборудование сварочного производства».

В. И. Столбов, будучи студентом, заявил о себе как о специалисте-сварщике, разработав и внедрив в 1953–1954 гг. на строительстве Волжской ГЭС ванный способ сварки стержней арматуры, основанный на электрошлаковом переплаве. После окончания УПИ он направляется на один из авиационных заводов г. Куйбышева, где, работая мастером, старшим мастером, начальником участка, зам. начальника цеха, многое сделал для успешного изготовления сложных по конструкции, технологии и материалам изделий ракетно-космического назначения. Наряду с освоением новых способов сварки, В. И. Столбов предложил и применил импульсную сварку под флюсом закаленных сталей типа хромансиль, многоимпульсную точечную сварку марганцевистых сталей, сварку трехфазной дугой в аргоне неплавящимися электродами алюминиевых сплавов, решившую проблему изготовления тяжелых ракет всех типов и ставшую темой кандидатской, а затем и докторской диссертаций.

В период учебы в аспирантуре Научного института авиационной технологии (НИАТ) в 1958–1961 гг. под научным руководством академика Г. А. Николаева и дальнейшей работы с 1961 г. в качестве начальника лаборатории сварки и пайки Куйбышевского филиала НИАТ были разработаны новые способы сварки, пайки и специального оборудования. Сварка в обитаемых камерах, парофазная технология, сварка импульсной трехфазной дугой, высокоскоростная сварка по расплавляемой нахлестке, источники питания трехфазной дуги, стенды и установки, обеспечивающие высокую точность сварных конструкций, и многое другое сопровождалось глубокими исследованиями теплофизических, металлургических и деформационных процессов при сварке. В период 1979–2001 гг. В. И. Столбов был

бесменным ректором Тольяттинского политехнического университета. Именно в эти годы ярко проявился его талант организатора вузовской науки и подготовки инженерных кадров.

Еще в 1969 г. В. И. Столбов выдвигает идею подготовки специалистов по трехступенчатой (многоуровневой) непрерывной системе «рабочий–техник–инженер», обеспечивающей более высокий профессионализм и социальную защиту молодежи за счет получаемого на каждой ступени квалификационного документа (диплома). Для реализации этой идеи в Тольятти создается объединение «вуз–техникум–ПТУ–школа–производство», где разрабатываются методологические основы нового учебного процесса с параллельным постижением специальных и общетеоретических дисциплин вместо традиционного последовательного, формулируется концептуальное определение специалиста среднего уровня (техника) как технического руководителя уже действующего производства, а инженера как проектанта будущего, создателя (изобретателя) новых процессов, технологий и оборудования, способного определять тенденции в развитии специальности. Поскольку многоуровневая система потребовала существенной переработки учебных планов и программ с разработкой новых курсов типа патентоведения, маркетинга, экологии и других, в ТолПИ создается кафедра педагогики и психологии, а также Совет по присуждению ученых степеней в области профессиональной педагогики, где уже около двухсот преподавателей вузов, школ, ПТУ, техникумов защитили кандидатские и докторские диссертации.

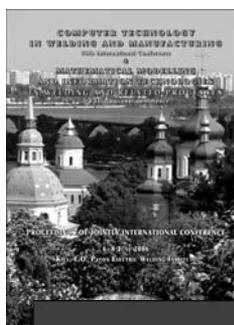
Многие годы В. И. Столбов возглавлял секцию подготовки кадров сварочного производства научного и координационного советов Академии наук СССР, в настоящее время Межгосударственного Совета по сварке и родственным технологиям. Будучи членом редколлегии журнала «Сварочное производство», он курировал раздел «Подготовка кадров».

В настоящее время Владимир Иванович возглавляет докторантуру и руководит Тольяттинским отделением Российской академии естественных наук, где на основе ноосферных знаний и технологий разрабатываются конструкции изделий, обеспечивающих высокую экологичность при их эксплуатации.

Желаем В. И. Столбову успехов в творческой деятельности крепкого здоровья.

Институт электросварки им. Е. О. Патона, редколлегия и редакция журнала «Автоматическая сварка»

❖ СБОРНИКИ ❖ МОНОГРАФИИ ❖ ТРУДЫ КОНФЕРЕНЦИЙ



Компьютерные технологии в сварке и промышленности» & Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах (англ. яз.): Сб. докл. Объединенной Шестнадцатой и Третьей междунар. конф. (6–8 июня 2006 г., Киев, ИЭС им. Е. О. Патона) / Под ред. проф. Б. Лукаса и проф. В. И. Махненко. — Киев: ИЭС, 2006. — 328 с., формат 200×290 мм, ISBN 966-95847-8-7, 100 грн./660 руб./50\$.

В сборнике представлены доклады Объединенной Шестнадцатой международной конференции «Компьютерные технологии в сварке и промышленности», проводимой Британским институтом сварки, и Третьей международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», проводимой Институтом электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. Авторами докладов являются известные специалисты из различных стран мира. Для научных и инженерно-технических работников.

ПРОБЛЕМИ РЕСУРСУ
І БЕЗПЕКИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ
КОНСТРУКЦІЙ, СПОРУД
ТА МАШИН

Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин: Зб. ст. — Київ: ІЕЗ, 2006. — 604 с., формат 200×290 мм, тверда обкладинка, ISBN 966-8872-04-5.

До збірника ввійшли статті, які підготовлені за результатами цільової комплексної програми НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин», отриманими впродовж 2004–2006 рр., до реалізації якої було залучено 22 інститути НАН України. Мета програми — розробка методологічних основ прогнозування залишкового ресурсу конструкцій, створення методів, технічних засобів і технологій для оцінки технічного стану та подовження термінів експлуатації техногенно та екологічно небезпечних об'єктів. Для наукових співробітників, інженерів, студентів старших курсів, зайнятих розробкою та експлуатацією конструкцій, споруд та машин.

ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНИЙ
ТРАНСПОРТ

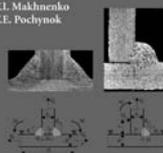


Железнодорожный транспорт: Сб. ст. — 2006. — 178 с., мягкий переплет, формат 200×297 мм. — 60грн./660 руб./38\$.

В сборнике представлены статьи и рекламные материалы, опубликованные в журналах «Автоматическая сварка» и «Техническая диагностика и неразрушающий контроль» за 2001–2005 гг., по проблемам железнодорожного транспорта, посвященные различным аспектам исследований, разработке и применению ряда технологий сварки и наплавки, выбору оборудования и материалов применительно к изготовлению и ремонту конструкций и узлов железнодорожного подвижного состава и путевого хозяйства.

Strength Calculation
of Welded Joints
with Crack-Like
Imperfections

V.I. Makhnenko
V.E. Pochinok



Махненко В. И., Починок В. Е. Расчет напряжений в сварных соединениях с трещиноподобными несовершенствами (англ. яз.). — Киев: ИЭС, 2006. — 266 с., формат 165×235 мм, мягкий переплет, ISBN 966-8072-02-9, 60 грн./660 руб./38\$.

Конonenko В. Я. Технологии подводной мокрой сварки и резки (англ. яз.). — Киев: ИЭС, 2006. — 140 с., формат 140×200 мм, мягкий переплет, ISBN 966-88-72-03-7, 60 грн./660 руб./38\$.

TECHNOLOGIES OF UNDERWATER WET
WELDING AND CUTTING

V.Ya. Kononenko



Laser Technologies in Welding
and Materials Processing

ITWIP

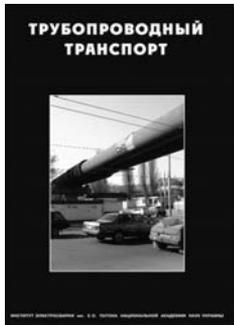
Proceedings of the Second International Conference



Лазерные технологии в сварке и обработке материалов (англ. яз.): Сб. докл. Второй междунар. конф. (23–27 мая 2005 г., пос. Кацивели, Крым) / Под ред. проф. В. С. Коваленко. — Киев: ИЭС, 2005. — 256 с., формат 200×290 мм, ISBN 966-8872-01-0, 100 грн./660 руб./50\$.



КАТАЛОГ. Технологии. Материалы. Оборудование (рус., англ. яз.). — Киев: ИЭС, 2005. — 260 с., мягкий переплет, формат 200×297 мм, 100 грн./660 руб./50\$. Каталог содержит информацию о новых, разработанных в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, технологиях, материалах и оборудовании для сварки, резки, наплавки, пайки, нанесения защитных покрытий и других родственных процессов, предлагаемых для коммерческой реализации. Может быть полезен широкому кругу инженерно-технических работников, технологов, конструкторов, предпринимателей, занятых в машиностроении, энергетике, строительстве, судостроении, металлургии и других отраслях промышленного производства.



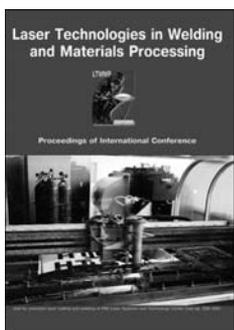
Трубопроводный транспорт: Сб. ст. — Киев: ИЭС, 2005. — 178 с., мягкий переплет, формат 200×297 мм, 60 грн./660 руб./38\$.

Представлены статьи, опубликованные в журналах «Автоматическая сварка» и «Техническая диагностика и неразрушающий контроль» за 2001–2005 гг., по проблемам трубопроводного транспорта, проблемам использования новых сталей в сварных конструкциях, оценке качества трубных сталей и их сварных соединений, разработке оборудования и технологий сварки трубопроводов, вопросам повышения прочности и улучшения структуры и свойств нефте- и газопроводных труб, оценке остаточного ресурса сварных соединений конструкций, сварочным материалам, деформационному старению труб, контролю и диагностике трубопроводов и другим вопросам, касающимся проблемы обеспечения эксплуатационной надежности систем трубопроводного транспорта.



Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. трудов. Второй междунар. конф. (13–17 сент. 2004 г., пос. Кацивели, Крым) / Под ред. проф. В. И. Махненко. — Киев: ИЭС, 2004. — 256 с., формат 200×290 мм, ISBN 966-95847-8-7, 100 грн./660 руб./50\$.

В сборнике представлены доклады Второй международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», в которых отражены достижения за последние годы в области математического моделирования физических явлений, протекающих при сварке, наплавке и других родственных процессах. Авторами докладов являются известные специалисты из различных стран мира. Для научных и инженерно-технических работников, занятых в области сварки, резки, наплавки, пайки, нанесения защитных покрытий и других родственных процессов.



Лазерные технологии в сварке и обработке материалов (англ. яз.): Сб. докл. междунар. конф. (19–23 мая 2003 г., пос. Кацивели, Крым) / Под ред. проф. В. С. Коваленко. — Киев: ИЭС, 2003. — 256 с., формат 200×290 мм, 100 грн./660 руб./50\$.

Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. докл. междунар. конф. (16–20 сент. 2002 г., пос. Кацивели, Крым) / Под ред. проф. В. И. Махненко. — Киев: ИЭС, 2002. — 266 с., формат 200×290 мм, мягкий переплет, ISBN 966-95847-2-8. 100 грн./660 руб./50\$.

В сборнике представлены доклады, в которых отражены достижения за последние годы в области математического моделирования физических явлений, протекающих при сварке, наплавке и других родственных процессах. Рассмотрены также перспективы развития информационных технологий. Одной из характерных особенностей представленных докладов является стремление их авторов получить не только новые научные результаты, но и создать инструмент для практического применения при поиске рациональных технологических решений. В основу таких разработок положено комплексное математическое моделирование связанных друг с другом характерных физических явлений, определяющих качество технологического процесса.





Гарашук В. П. Основы физики лазеров. Лазеры для термических технологий. — Киев: ИЭС, 2005. — 244 с., формат 140×200 мм, м'яка обкладинка, ISBN 966-95847-9-5, 60 грн./660 руб./38\$.

У книзі викладено основні вимоги до світлопроменевих установок для термічних технологій — зварювання, різання тощо. Показано, що найкраще цим вимогам відповідає устаткування з використанням лазера як джерела світла. Розглянуто властивості вимушених переходів в атомах (молекулах) і на їх основі пояснено механізм лазерної генерації електромагнітного випромінювання. Викладено теорію потужності випромінювання, генерованого лазером, з використанням балансних рівнянь заселення і розселення атомних рівнів під час генерації. Розглянуто властивості лазерних пучків, сформованих у стійкому і нестійкому резонаторах, особливості їх фокусування. Порівняно мінімальні перерізи сфокусованих лазерних пучків, сформованих у цих резонаторах; показано, за яких умов доцільно використовувати стійкі чи нестійкі резонатори. Викладено основні поняття про передачу лазерного випромінювання по світловолокну і його фокусування на оброблювану деталь. Подано основні поняття про фізичні процеси у високопотужних лазерах, які використовуються в термічних технологіях — зварюванні, різанні, термообробці, наплавці тощо (CO₂-лазер, рубіновий, неодимовий, напівпровідниковий і ексимерний лазери).



Письменный А. С. Индукционный нагрев для сварки и родственных технологий. — Киев: ИЭС, 2005. — 140 с., формат 140×200 мм, мягкий переплет, ISBN 966-8872-00-2, 60 грн./660 руб./38\$.

В книге изложена теория процессов, происходящих при индукционном нагреве металлов и в системе индуктор–нагреваемое тело, освещены вопросы, возникающие при технической реализации систем этого класса. Получила развитие теория обратных задач электромагнитного поля и индуктора в приложении к проблемам сварки и родственных технологий путем применения импедансных граничных условий, определенных через удельную мощность или температуру на поверхности нагреваемых тел. Это позволяет непосредственно проектировать технологическое оборудование исходя из показателей технологического процесса. Изложены некоторые новые методы построения электрических схем замещения сложных многообмоточных индукционных устройств технологического назначения и расчета их параметров.



ТИТАН: технологии, оборудование, производство (англ., рус. яз.): Сб. ст. — Киев: ИЭС, 2005. — 196 с., мягкий переплет, формат 200×297 мм, 100 грн./660 руб./50\$.

В сборнике представлены статьи, опубликованные в журналах «Advances in Electrometallurgy» и «The Paton Welding Journal», за период 2001–2005 гг. по электрометаллургии и сварке титана и его сплавов. Авторами статей являются известные в Украине и за рубежом ученые и специалисты в области титана и его производства. Сборник предназначен для широкого круга читателей, занимающихся проблемами производства, обработки и потребления титана.

По вопросам заказа просьба обращаться
в редакцию журнала «Автоматическая сварка»

Тел./факс: (38044) 528-34-84, 529-26-23, 528-04-86; E-mail: journal@paton.kiev.ua

Информацию о содержании изданий можно найти на сайте www.iaw.com.ua

Цены указаны с НДС соответственно для Украины, России и дальнего зарубежья с учетом доставки заказной бандеролью.

С 1992 г. на рынке сварочного оборудования Украины



предприятие
«Триада-Сварка»
г. Запорожье

- Электрогазосварочное оборудование
- Горелки к полуавтоматам
- Электрододержатели
- Пусконаладочные работы
- Ремонт сварочного оборудования, в том числе сложного
- Технологическое обеспечение сварочных процессов
- Автоматизированные сварочные линии и комплексы



т/ф (0612) 331058, 343623
(061) 2200079, 2132269

e-mail: weld@triada.zp.ua
www.triada-weld.com.ua

Электромашинно-строительный завод
«ФИРМА СЭЛМА»



**ПРОИЗВОДСТВО
ЭЛЕКТРОСВАРОЧНОГО
ОБОРУДОВАНИЯ**



60 лет
в мире сварки



95000, г. Симферополь, Украина
ул. Генерала Васильева, 32А
Тел.: (0652) 48-65-37, 48-18-62
E-mail: sales@selma.crimea.ua

www.selma.ua

			маски катоды флюсы горелки редуктора проволоки
			электроды выпрямители плазмотроны
			клемы массы трансформаторы сварочные трактора керамические сопла
			держатели электрода сварочные полуавтоматы установки для автоматизи- рованной плазменной резки
			оборудование для газоплазмен- ной резки, наплавки, напыления установки для контактной сварки установки для микроплазменной сварки
			гарантийное и сервисное обслуживание установки очистки и фильтрации воздуха установки для автоматической сварки в среде защитных газов всех видов металла
			оборудование для антикоррозионной защиты установки для автоматической сварки под флюсом композиционные металлополимерные материалы

ТОРГОВИЙ ДІМ ЗВАРЮВАННЯ 03680, г. Киев, Украина, пр-т Глушкова, 1, пав.№21, тел./факс: (+380 44) 526-93-70, 526-93-75, 331-56-39, 526-92-20, e-mail: house@welding.kiev.ua, eduardch@ukr.net

**Разработка, производство, внедрение
Порошковые проволоки
для сварки, наплавки и напыления**

- Производство порошковых проволок ПП-АН, ПП-Нп;
- оборудование для наплавки; Welding Alloys;
- наплавочные установки Welding Alloys;
- порошковые проволоки Welding Alloys;
- проволоки сварочные Hyundai Welding;
- внедрение новых технологий;
- техническое сопровождение;
- разработка новых проволок;



ООО НПФ "Элна"
ул. Горького, 69, г. Киев, 03680
тел. (044) 200-80-25, 200-85-17
факс (044) 200-85-17
e-mail: info@elna.com.ua

**ЭЛЕКТРОДЫ
ПОРОШКОВЫЕ ПРОВОЛОКИ
ФЛЮСЫ**

Электроды для сварки углеродистых, низколегированных сталей и чугуна (АНО-21, АНО-6у, МР-3, УОНИ-13/55, АНО-4, УОНИ-13/45, АНО-27, АНО-ТМ, АНО-ТМ/СХ, АНО-ТМ/60, ЦУ-5, ЦЧ-4)

Порошковые проволоки для сварки, наплавки, резки (в том числе под водой) ПП-АН1, ПП-АН3, ПП-АН8, ПП-АН29, ПП-АН59, ПП-АН61, ПП-АН63, ПП-АН69, ПП-АН19Н, ПП-АНВ2у, ППС-ЭК1, ПП-ЭК2, ПП-Нп-30Х20Мн, ПП-НП-12Х14Н13, ПП-Нп-200Х15С1ГРТ, ПП-НП-30Х12СМТ, ПП-Нп-60Х9С3ГТ, ПП-Нп-200ХГР, ПП-Нп-Х25Г14Н3Т, ПП-Нп-80Г15Н4, ППР-ЭК3, ППР-ЭК4

Флюсы плавные и керамические, для сварки и наплавки (АН-72, АН-М13, АНК-40, АНК-565, АНК-57, АНК-47А. По отдельным заказам изготавливаем флюсы других марок)

**Опытный завод сварочных материалов
ИЭС им. Е.О. Патона
04112, г. Киев, ул. Е. Телиги, 2
Тел.: (044) 456 63 69
Факс: (044) 456 50 01**



ДОНМЕТ

Завод автогенного оборудования



012



Запоріжжя	(061) 224-11-56
Київ	(044) 200-80-67
Дніпропетровськ	(056) 370-54-45
Донецьк	(062) 381-88-93
Харків	(0572) 50-16-89
Луганськ	(0642) 595-165
Львів	(0322) 45-00-68
Полтава	(0532) 50-89-67
Вінниця	(0432) 53-16-38
Сімферополь	(0652) 54-32-11
Черкаси	(0472) 64-35-28

(06264) 5-77-13, 4-26-85

svarka@donmet.com.ua www.donmet.com.ua

Лидер производства порошковых проволок в Украине



ООО "ТМ.ВЕЛТЕК"

Порошковые проволоки для наплавки по ГОСТ 26101-84

-80Х20 РЗТ,35В9Х3СФ,25Х5ФМС,18Х1Г1М и др.

Порошковые проволоки ВЕЛТЕК

-ВЕЛТЕК Н200 - Н620

Порошковые проволоки для сварки

-АН1,АН8,АН39,АНЧ-2 и др.

Порошковые проволоки ТМВ

-ТМВ3,ТМВ6,ТМВ7,ТМВ11,ТМВ14,ТМВ29 и др

**Диаметрами от 1,0 до 6,0 мм., производство до 5000 т/год
разработка, адаптация к условиям заказчика.**

ул. Полевая, 24, офис 504

03056, Киев, Украина

тел. / факс: (38044) 456-0209, 458-3485

e-mail: weldtec@iptelecom.net.ua www.weldtec.com.ua



г. Киев, 03150,
ул. Боженко, 11
www.gefest-sv.com.ua
gefest-sv@kievweb.com.ua

тел./факс: (38044) 200-88-33

Производство высококачественных электродов для:

- Сварки высоколегированных сталей
 - ОЗЛ-6
 - АНЖР-1
 - ЦА-11
 - АНЖР-2
 - ЭА-48М/22
 - ЦТ-15

- Сварки теплоустойчивых сталей
 - ЦУ-5
 - ТМА-1У
 - ЦА-39
 - ТМА-3У
 - ТМУ-21У

- Наплавки слоев со специальными свойствами
 - ЦН-12М
 - Т-590
 - Гефест-6 (ОЗН-6)
 - ЦН-6А
 - НР-70
 - НИИ-48Г
 - ЦЧ-4
 - ЦНИИ-4

А также множество других марок на заказ

ГОРЕТЬ, ЧТОБЫ СОЗДАВАТЬ!

Вся продукция СЕРТИФИЦИРОВАНА

СпецСплав

www.spetsstplav.dp.ua



- Порошковые проволоки**
- Ферросплавы**
- Лигатуры**
- Хром металлический**
- Флюсы сварочные**
- Электроды для резки**
- Комплексные раскислители**
- Электроды наплавочные**

ул. Курсантская, 1д,
г.Днепропетровск,
49051, Украина

тел.: (380562) 32-26-22
т/ф: (380562) 32-37-99
sp@spetsstplav.dp.ua

**ПРОИЗВОДСТВО
ПРОДАЖА
СЕРВИСНОЕ
ОБСЛУЖИВАНИЕ**



▶ Малогабаритное, высокоэффективное энергосберегающее сварочное оборудование на токи 110–300 А с ограничением холостого хода до 12 В



▶ Автономные мобильные сварочные комплексы на базе резонансных преобразователей



Сварочные инверторы для ММА и TIG сварки на токи 80–300А

Украина, 03150, г. Киев, ул. Горького, 94-96, к. 14,
тел./факс: (38044) 271 20 36, 271 21 02

Специализированный магазин: "ИНПАТ-СЕРВИС",
тел.: (044) 220 92 89

"ИЭС - ЭЛС"

АКЦИЯ!

При размещении в 2007 г. полноцветной рекламы (200x230 мм) на обложке или внутри журнала рекламодатель получает в подарок

КАТАЛОГ

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ

**«Технологии.
Материалы.
Оборудование»**



MEGAFIL®
СТАБИЛЬНОСТЬ ФОРМЫ

MEGAFIL® — обеспечение точности благодаря совершенной форме: полностью бесшовная порошковая проволока с уникальными сварочными свойствами для получения неразъемных соединений; благодаря своим стабильным размерам, отсутствию деформаций кручения она пригодна при решении широкого круга задач; гарантированная внутренняя защита от влаги позволяет использовать ее без повторной прокалки; важными преимуществами являются сверхвысокая электрическая проводимость и стабильное горение дуги. Поддержите свою форму с помощью MEGAFIL®.

MEGAFIL®: Продукция компании Дратцуг Штайн — наша серия бесшовных изделий, включая также высококачественные порошковые проволоки TOPCORE® и MECUFIL®.

DRAHTZUG STEIN
wire & welding

Drahtzug Stein
D-67317 Altleiningen
Tel: +49(0) 6356 966-0
Fax: +49(0) 6356 966-114
E-mail: postmaster@drahtzug.de; www.drahtzug.de

Официальный представитель в Украине
АРКСЭЛ
83017, г. Донецк, пер. Вятский, 2а
Тел.: (062) 332-2650(52)
Тел./факс: 382-9449, 332-2651
E-mail: info@arcsel.dn.ua; www.arcsel.dn.ua



**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 – 2007 на журнал «Автоматическая сварка»

Стоимость подписки через редакцию*	Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
	на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
	180 грн.	360 грн.	1980 руб.	3960 руб.	78 дол. США	156 дол. США

*В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

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

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»

Обложка наружная, полноцветная

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 \$

Внутренняя вставка

Полноцветная (200×290 мм) — 300 \$

Полноцветная (разворот А3) (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 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.

Технические требования к рекламным материалам

• Размер журнала после обрезки 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, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi.

• К файлам должна прилагаться распечатка (макеты в формате Word не принимаются).

Подписано к печати 18.01.2007. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
Усл. печ. л. 9,14. Усл. кр.-отт. 9,99. Уч.-изд. л. 10,44 + 2 цв. вклейки.
Цена договорная.

Печать ООО «Фирма «Эссе». 03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.