



РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор
Б. Е. ПАТОН

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

МЕЖДУНАРОДНЫЙ

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Н. П. Алешин (Россия)
Гуань Цяо (Китай)
А. С. Зубченко (Россия)
М. Зиниград (Израиль)
В. И. Лысак (Россия)
У. Рейсген (Германия)
Б. Е. Патон (Украина)
Я. Пиларчик (Польша)
О. И. Стеклов (Россия)
Г. А. Туричин (Россия)

УЧРЕДИТЕЛИ:

Национальная академия наук Украины,
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ,
МА «Сварка» (издатель)

Адрес редакции:

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ
03680, Украина, Киев-150,
ул. Боженко, 11
Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277
Факс: (38044) 200 5484, 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com
URL: www.rucont.ru

Редакторы:

Т. В. Юштина, И. Ф. Соколова
Электронная верстка:
И. Р. Наумова, А. И. Сулима,
Д. И. Серета

Свидетельство о государственной
регистрации KB 4788 от 09.01.2001
ISSN 0005-111X

Журнал входит в перечень
утвержденных Министерством
образования и науки Украины
изданий для публикации трудов
соискателей ученых степеней

Журнал переиздается

на английском языке
ИЭС им. Е. О. Патона под названием
«The Paton Welding Journal»
ISSN 0957-798X

The Paton
WELDING JOURNAL

За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет
Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

- Кучук-Яценко С. И., Четвертко П. Н., Семёнов Л. А., Гуцин К. В., Самотрясов С. М.* Контактная стыковая сварка изделий из высокопрочных сплавов на основе алюминия 3
- Лобанов Л. М., Позняков В. Д., Махненко О. В.* Образование холодных трещин в сварных соединениях высокопрочных сталей с пределом текучести 350...850 МПа 8
- Кривцун И. В., Крикент И. В., Демченко В. Ф.* Моделирование динамических характеристик импульсной дуги с тугоплавким катодом 14
- Борисов Ю. С., Кузнецов М. В., Волос А. В., Задоя В. Г., Капитанчук Л. М., Стрельчук В. В., Кладко В. П., Горбань В. Ф.* Магнетронные нанокompозитные покрытия nc-TiC/a-C 26

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- Патон Б. Е., Лычко И. И., Ющенко К. А., Супрун С. А., Козулин С. М., Клименко А. А.* Плавление электрода и основного металла при электрошлаковой сварке 33
- Рейсген У., Врис Я. де.* Определение нестабильности процесса МАГ сварки по искажению акустических параметров дуги 41
- Хорунов В. Ф., Максимова С. В., Воронов В. В.* Припои системы Ti-Zr-(Fe, Mn, Co) для пайки титановых сплавов 46
- Брунс К., Мюллер Т., Вибе Й., Германн Й., Кранц Б., Розерт Р.* Влияние сварочного нагрева на усталостную прочность полых конструкций из высокопрочных мелкозернистых сталей 52
- Денисов И. В., Первухин Л. Б.* Особенности сварки взрывом стали с чугуном 60
- Шолохов М. А., Бузорина Д. С.* Расчет параметров режима наплавки пристеночного валика при многопроходной сварке в защитных газах 63

ХРОНИКА

- VII Научно-техническая конференция молодых ученых и специалистов «Сварка и родственные технологии» 68
- Международная конференция «ТИТАН-2013 в СНГ» 70
- Международная конференция по лазерным технологиям в Украине 71
- Памяти А. И. Четвертко 73
- Памяти А. Я. Ищенко 74
- Памяти В. И. Степахно 75

Журнал «Автоматическая сварка» реферируется и индексируется в базах данных «Джерело» (Украина), ВИНТИ РЖ «Сварка» (Россия), INSPEC, «Welding Abstracts», ProQuest (Великобритания), EBSCO Research Database, CSA Materials Research Database with METADEX (США), Questel Orbit Inc. Weldasearch Select (Франция); представлен в РИНЦ (Российский индекс научного цитирования), «Google Scholar» (США); реферируется в журналах «Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach» (Польша) и «Rivista Italiana della Saldatura» (Италия); освещается в обзорах японских журналов «Journal of Light Metal Welding», «Journal of the Japan Welding Society», «Quarterly Journal of the Japan Welding Society», «Journal of Japan Institute of Metals», «Welding Technology».

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B. E. PATON

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

THE INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL:

N. P. Alyoshin (Russia)
Guan Qiao (China)
A. S. Zubchenko (Russia)
M. Zinigrad (Israel)
V. I. Lysak (Russia)
B. E. Paton (Ukraine)
Ya. Pilarczyk (Poland)
U. Reisgen (Germany)
O. I. Steklov (Russia)
G. A. Turichin (Russia)

FOUNDERS:

National Academy
of Sciences of Ukraine,
Paton Welding Institute,
IA «Welding» (publisher)

Address of Editorial Board:

11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 200 63 02, 200 82 77
Fax: (38044) 200 54 84, 200 82 77
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com
URL: www.rucont.ru

Editors:

T. V. Yushlina, I. F. Sokolova
Electron galley:
I. R. Naumova, A. I. Sulima,
D. I. Sereda

State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001
ISSN 0005-111X

All rights reserved

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

The journal is republished in English
by the E. O. Paton Electric Welding Institute
under title «The Paton Welding Journal»
ISSN 0957-798X

The Paton
WELDING JOURNAL

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

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Kuchuk-Yatsenko S. I., Chvertko P. N., Semyonov L. A., Gushchin K. V., Samotryasov S. M.* Flash-butt welding of products of high-strength alloys on aluminium base 3
- Lobanov L. M., Poznyakov V. D., Makhnenko O. V.* Formation of cold cracks in welded joints of high-strength steels with 350-850 MPa yield strength 8
- Krivtsun I. V., Krikent I. V., Demchenko V. F.* Modeling of dynamic characteristics of pulsed arc with refractory cathode 14
- Borisov Yu. S., Kuznetsov M. V., Volos A. V., Zadoya V. G., Kapitanchuk L. M., Strelchuk V. V., Kladko V. P., Gorban V. F.* Magnetron nc-TiC/a-C nanocomposite coatings 26

INDUSTRIAL

- Paton B. E., Lychko I. I., Yushchenko K. A., Suprun S. A., Kozulin S. M., Klimenko A. A.* Melting of electrode and base metal in electroslag welding 33
- Reisgen U., J. de Vries.* Acquisition of process irregularities by means of acoustic distortion parameters during GMA welding processes 41
- Khorunov V. F., Maksimova S. V., Voronov V. V.* Brazing alloys of Ti-Zr-(Fe, Mn, Co) system for brazing of titanium alloys 46
- Bruns C., Muller T., Wiebe J., Herrmann J., Kranz B., Rosert R.* Effect of welding heating on fatigue strength of hollow structures of high-strength fine-grain steels 52
- Denisov I. V., Pervukhin L. B.* Peculiarities of explosion welding of steel with cast iron 60
- Sholokhov M. A., Buzorina D. S.* Calculation of condition parameters of surfacing of near-wall bead in multi-pass shielded-gas welding 63

NEWS

- VII Scientific-Technical Conference of young scientists and specialists «Welding and Related Technologies» 68
- International Conference «TITAN-2013 in CIS» 70
- International Conference on laser technologies in Ukraine 71
- In memory of A. I. Chvertko 73
- In memory of A. Ya. Ishchenko 74
- In memory of V. I. Stepankho 75

«Avtomaticheskaya Svarka» journal abstracted & indexed in Ukrainian refereed journal «Source», RJ VINITI «Welding» (Russia), «Welding Abstracts», ProQuest (UK), EBSCO Research Database, CSA Materials Research Database with METADEX (USA), Questel Orbit Inc. Weldasearch Select (France); Presented in Russian Science Citation Index & «Google Scholar»; Abstracted in «Welding Institute Bulletin» (Poland) & «Rivista Italiana della Saldatura» (Italy); Covered in the review of the Japanese journals «Journal of Light Metal Welding», «Journal of the Japan Welding Society», «Quarterly Journal of the Japan Welding Society», «Journal of Japan Institute of Metals», «Welding Technology».



КОНТАКТНАЯ СТЫКОВАЯ СВАРКА ИЗДЕЛИЙ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО, П. Н. ЧВЕРТКО, Л. А. СЕМЁНОВ, К. В. ГУЩИН, С. М. САМОТРСЯСОВ
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Приведены обобщенные данные разработанных в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины технологий и оборудования для контактной стыковой сварки изделий из алюминиевых сплавов, а также типы изделий, которые свариваются контактной стыковой сваркой в ракетостроении. Рассмотрены основные направления исследований для усовершенствования технологий сварки высокопрочных алюминиевых сплавов: технология контактной стыковой сварки пульсирующим оплавлением как метод интенсификации нагрева, а также влияние степени деформации при осадке на структуру и свойства сварных соединений. Определена оптимальная степень деформации формирующих устройств, которая позволяет увеличить относительное удлинение сварного изделия в полтора раза при одновременном сохранении высоких показателей прочности. При сварке толстостенных термически упрочняемых алюминиевых сплавов послесварочная термомеханическая обработка позволяет получить соединения, равнопрочные с основным металлом. Создана технология сварки тонкостенных тавровых профилей из высокопрочных трудносвариваемых сплавов. Механические характеристики сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов находятся на уровне не ниже 90 % прочности основного металла. Библиогр. 10, табл. 3, рис. 10.

Ключевые слова: контактная стыковая сварка, оплавление, алюминиевые сплавы, сварное соединение, термомеханическая обработка, механические свойства, прочность, пластичность

Широкое применение алюминиевых сплавов для изготовления ответственных конструкций в авиационном и ракетостроении обусловило необходимость создания надежных и высокоэффективных технологий их соединения [1]. Для производства этих конструкций применяют различные способы сварки: дуговую, электронно-лучевую, контактную, трением и др. [2–4]. При изготовлении ответственных конструкций из трудносвариваемых сплавов получают неразъемные соединения клепкой. Эксплуатационные характеристики изделий существенно зависят от выбранного способа их соединения [5].

Контактная стыковая сварка оплавлением (КССО) успешно используется на предприятиях Украины и России для соединения различных деталей из высокопрочных алюминиевых сплавов. Многолетний опыт применения КССО свидетельствует о высоком и стабильном качестве соединений. Технологический процесс КССО объединяет сборочные и сварочные операции, не требует вспомогательных расходных материалов (электродов, проволоки, флюсов, защитных газов) и легко поддается автоматизации, роботизации. При сварке оплавлением не требуется прецизионная подготовка торцов деталей [6–8].

В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины разработаны технологии и оборудование для КССО различных изделий из сплавов на основе алюминия с площадью поперечного сечения до 90000 мм² (табл. 1). Технологии и специализи-

рованное оборудование внедрены на заводах ракетной отрасли Украины и России.

Технология КССО применяется для соединения:

– изделий замкнутой формы (шпангоутов) из пресованных профилей со сложным и разнотолщинным поперечным сечением площадью до 60000 мм² (примеры свариваемых профилей приведены на рис. 1);

– продольных швов обечаек корпусов топливных емкостей сечением до 2000×32 мм² из спла-

Таблица 1. Оборудование для КССО деталей из алюминиевых сплавов

Машины для КССО	Максимальные свариваемые сечения, мм ²	Минимальный внутренний диаметр кольцевых заготовок, мм	Номинальная мощность при ПВ = 50%, кВт·А	Производительность, сварок/ч
K617	600	320	150	20
K724	600	250	100	36
K607	5000	500	350	8
K393	6000	1300	150	10
K756	15000	900	860	6
K566	26000	1400	930	4
K831	40000	1700	6000	2
K754	60000	5000	4800	4
K767	64000	1800	4800	2
K825	90000	1800	6000	2



Рис. 1. Примеры профилей из алюминиевых сплавов, свариваемых КССО

вов АМг6НПП, 1201 и 2000×45 мм² из сплава АМг6М;

– продольного силового набора (стрингеры, фитинги) толщиной от 2 мм из алюминиевых сплавов различных систем легирования (В95, Д16, АК6) в одно- и разнородном сочетаниях.

КССО шпангоутов с площадью сечения 2500 мм² на машине К393 и обечайки с площадью сечения 64000 мм² на машине К767 показана на рис. 2.

В связи с широким применением в сварных конструкциях высокопрочных алюминиевых сплавов, относящихся к категории трудносвариваемых, возникает необходимость совершенствования технологии КССО. Установлено, что для получения высоких показателей механических

свойств сварных соединений прежде всего необходимо оптимизировать энергозатраты при сварке и контролировать распределение температуры в металле ЗТВ. При сварке термоупрочненных сплавов особенно важно оптимизировать температуру и время нагрева [9]. Наряду с этим существенное влияние на механические свойства соединений оказывают условия деформации при контактных слоях металла, претерпевающих интенсивную деформацию.

В результате многолетних исследований в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины разработаны методы интенсификации нагрева (программное снижение напряжения, импульсное и пульсирующее оплавление) [6]. В настоящее время в ИЭС им. Е. О. Патона разрабатываются технологии нагрева пульсирующим оплавлением алюминиевых сплавов с применением современных мощных гидравлических приводов и компьютерных систем управления. Суть способа нагрева пульсирующим оплавлением заключается в поддержании сварочного тока в диапазоне, при котором генерируется максимальная полезная мощность в контакте между деталями. Данный режим обеспечивается путем регулирования скорости сварки в зависимости от значения сварочного тока. Применение пульсирующего оплавления вместо подгрева сопротивлением позволяет получать равномерный высококонцентрированный нагрев по

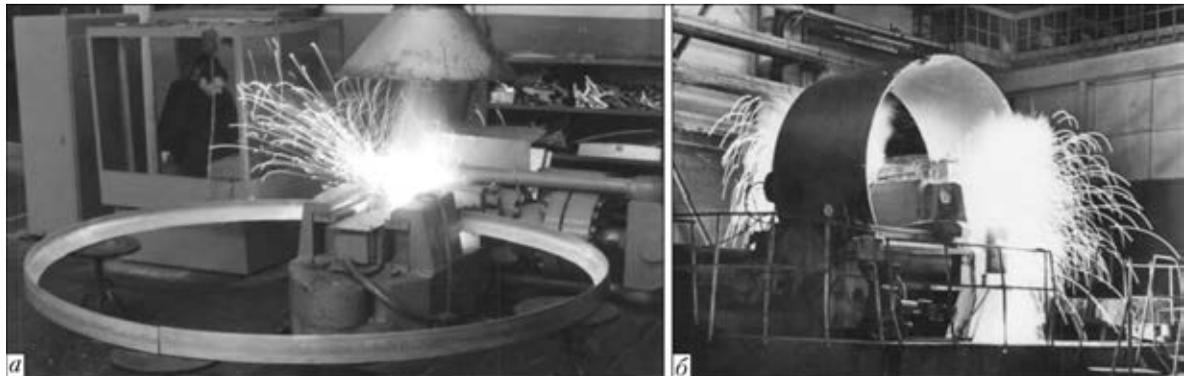


Рис. 2. КССО шпангоутов на машине К393 (а) и обечайек на машине К767 (б)

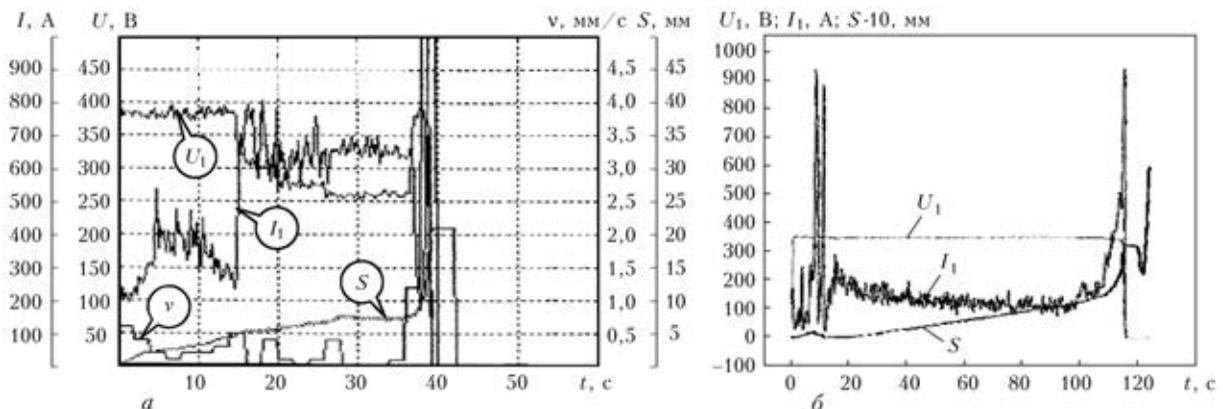


Рис. 3. Программы изменения основных параметров процесса при сварке деталей из алюминиевого сплава площадью сечения 30×140 мм² пульсирующим (а) и непрерывным (б) оплавлением

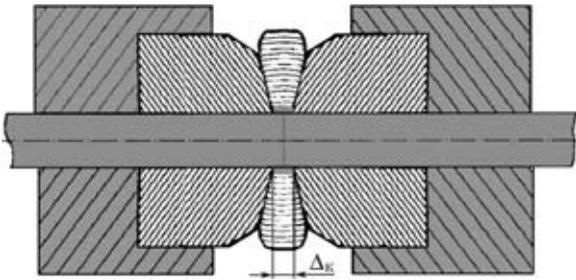


Рис. 4. Схема формирования сварного соединения с конечным зазором Δ_k

Для повышения пластических характеристик сварных соединений исследовано влияние степени деформации при формировании сварного соединения на механические свойства сварных швов.

При сварке с формирующими устройствами (рис. 4) металл толщиной δ при осадке экструдируется в зазор Δ_3 , значение которого изменяется во времени, при этом степень деформации ϵ также меняется во времени [10]:

$$\Delta_3(t) = \Delta_k + \Delta_{oc} - v_{oc} t, \quad \epsilon(t) = \frac{\delta - \Delta_3(t)}{\delta} \cdot 100 \%$$

где Δ_{oc} — припуск на осадку; v_{oc} — скорость осадки.

При увеличении конечного зазора между формирующими устройствами пропорционально уменьшается степень деформации и угол изгиба волокон под кромками ножей. Установлено, что при сварке оплавлением уменьшение степени деформации в сварном соединении за счет увеличения конечного зазора позволяет повысить относительное удлинение δ_5 с 7 до 10...11 % при одновременном сохранении высоких показателей прочности (рис. 5). Макроструктуры зоны сварного соединения с разной конечной степенью деформации приведены на рис. 6. Результаты механических испытаний сварных соединений, полученных при КССО, образцов из сплава 1201 толщиной 30 мм с разными условиями экструзии приведены в табл. 2. Применение термомеханической обработки после сварки позволяет получать сварные соединения, близкие к прочности основного металла (табл. 3).

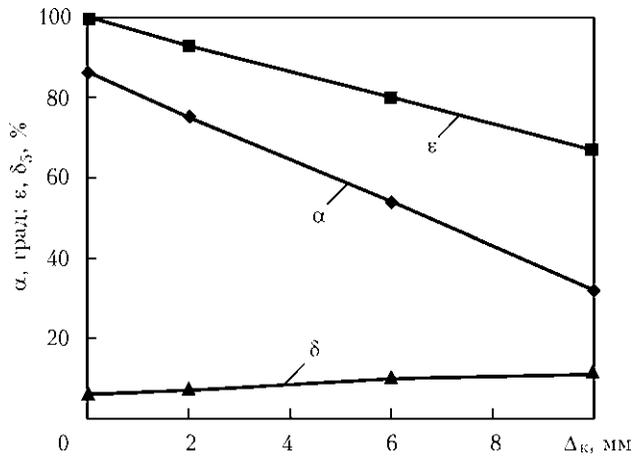


Рис. 5. Зависимость степени деформации, угла изгиба волокна и относительного удлинения от конечного зазора

свариваемому сечению, уменьшить припуски на оплавнение и длительность нагрева.

Проведенные исследования показали, что возможность плавного регулирования сварочного напряжения при нагреве пульсирующим оплавлением позволяет задавать режим нагрева с наиболее оптимальными параметрами сварки (см. рис. 3).

Таблица 2. Механические свойства основного металла и сварных соединений из сплава 1201 толщиной 30 мм

Материал	ϵ , %	σ_B , МПа	δ_5 , %	$K_{II} = \sigma_{B\text{св}} / \sigma_{B\text{ом}}$
Основной металл	—	433	15	—
Сварное соединение	93	411	7	0,95
	80	427	10	0,98
	67	430	11	0,99

Разработка технологии сварки сопровождалась совершенствованием конструкции оборудования для КССО. Разработаны системы быстродействующих гидроприводов машин на базе современных комплексов, компьютеризированные системы управления параметрами процесса оплавления. Они позволяют воспроизводить с высокой точностью заданные режимы сварки (см. рис. 3, а), обеспечивающие устойчивое оплавление при более высоких плотностях тока, чем при непрерывном оплавлении (см. рис. 3, б).

Таблица 3. Механические свойства основного металла и сварных соединений без и с термомеханической обработкой после сварки

Сплав (аналог)	Без термической обработки			Термомеханическая обработка после сварки			K_{II}
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	
1201 (2219)	176/177	86/100	23/23	441/432	325/345	25/8	0,98
B95 (7075)	217/219	103/128	21/13	487/479	419/406	12/9	0,98
АД33 (6061)	132/131	67/73	32/27	281/301	276/297	19/15	1

Примечание. В числителе приведены значения основного металла, в знаменателе — сварного соединения.

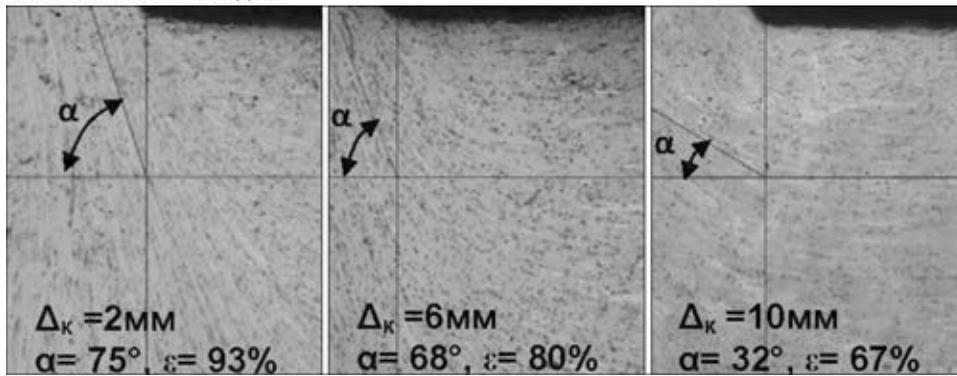


Рис. 6. Макроструктуры зоны сварного соединения (*а-в*) при сварке сплава 1201 толщиной 30 мм с разной конечной степенью деформации

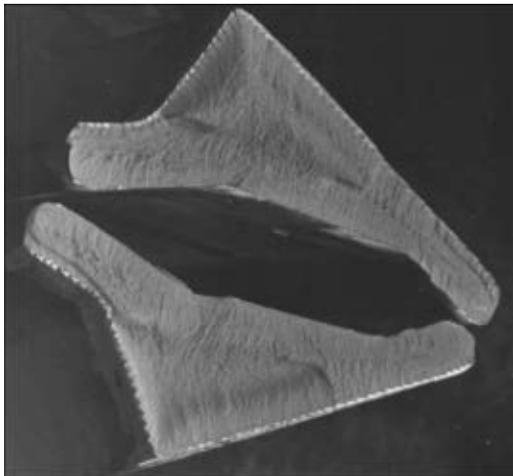


Рис. 7. Изломы сварных соединений

В процессе отработки режимов сварки критерием оценки качества в производственных условиях является испытание сварных соединений, предварительно надрезанных по сварному шву на изгиб до разрушения (экспресс-анализ качества). Данный метод позволяет визуально обнаружить дефекты непосредственно в шве. Пример излома приведен на рис. 7.

В структуре сварных соединений различают:
 — основной металл с большими вытянутыми вдоль линии проката зернами и большими скоплениями интерметаллидов по их границам;
 — зону термического влияния, которая состоит из участков с различной степенью рекристаллизованного и деформированного металла, что приводит к резкому уменьшению размера зе-

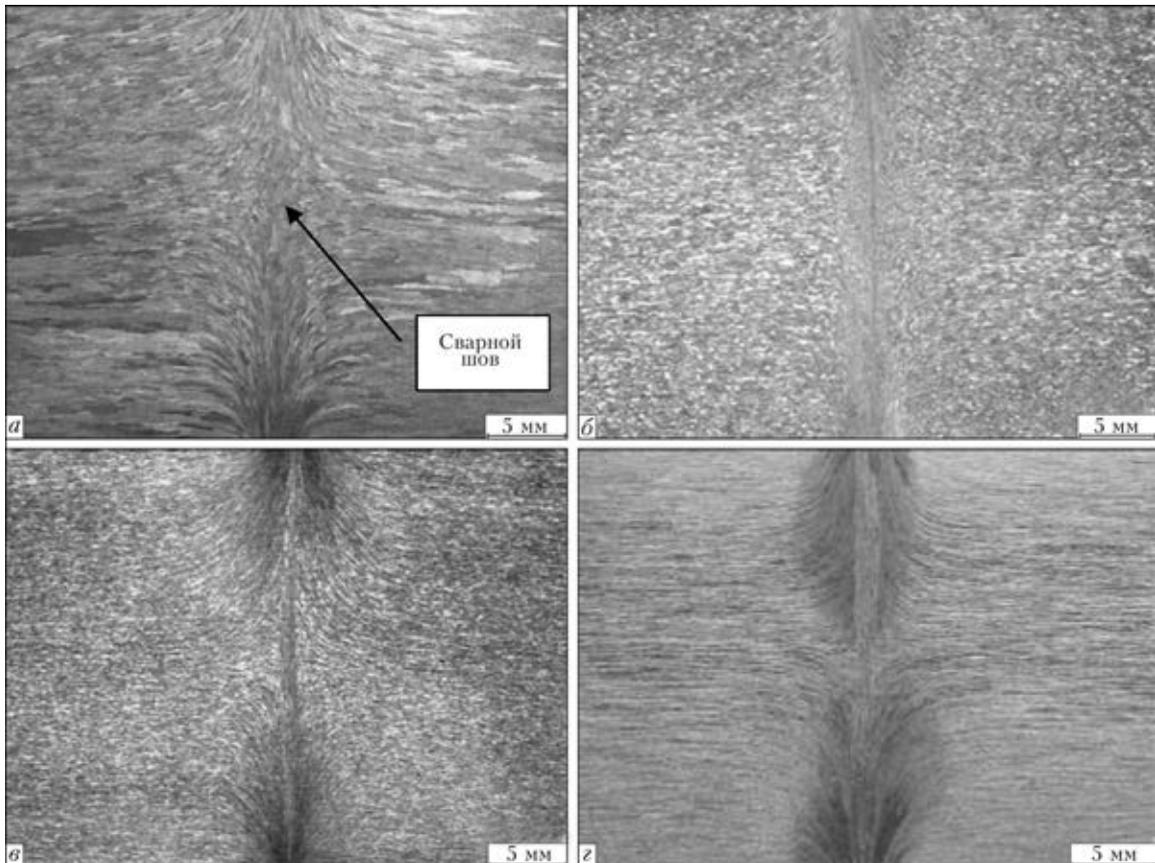


Рис. 8. Макроструктуры сварных соединений, полученных методом КССО сплава 1201 (*а*), АД33 (*б*), 1570 (*в*) и В95 (*г*)

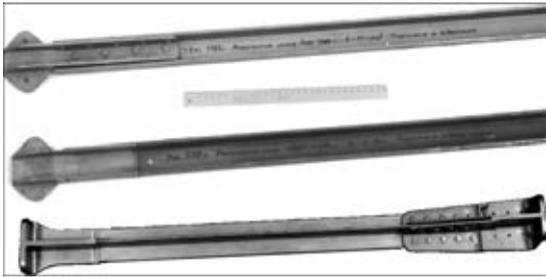


Рис. 9. Клепаное и сварное соединения разнородных сплавов на основе алюминия элементов фитинг–стрингер, применяемых в аэрокосмической промышленности

рен и их ориентации по отношению к направлению зерен основного металла вплоть до 90°;

— металл шва, имеющий плотную мелкозернистую структуру.

Примеры микроструктуры сварных соединений, полученных методом КССО образцов толщиной 30 мм из сплавов 1570, АД33, 1201, В95, приведены на рис. 8.

Применение сварки вместо клепки является одним из эффективных способов решения проблемы снижения массы летательных аппаратов (рис. 9).

В результате проведенных исследований разработана технология КССО тонкостенных термически упрочненных тавровых профилей из сплава В95Т1, применяемая при изготовлении узлов продольного силового набора последней ступени с полезной нагрузкой ракет-носителей (фитинг–стрингер и стрингер–стрингер). Данная технология обеспечивает коэффициент прочности сварных соединений $K_{\text{п}} \geq 0,9$. Средние значения механических свойств основного металла (числитель) и сварных соединений (знаменатель) профиля толщиной 2,5 мм из сплава В95Т1 приведены ниже: $\sigma_{\text{в}}$ (МПа) = 580/536; $\sigma_{0,2}$ (МПа) = 505/426; δ_5 (%) = 15/6 ($K_{\text{п}} = 0,92$).

На основе технологии КССО тонкостенных профилей из высокопрочных алюминиевых сплавов создана новая машина для сварки элементов стрингер – фитинг, стрингер – стрингер (рис. 10), которая обеспечивает КССО профилей из высокопрочных алюминиевых сплавов площадью поперечного сечения до 300 мм².

Применение данной технологии в производстве для сварки соединений фитинг – стрингер, вместо используемых на данный момент клепанных, позволит существенно увеличить массу полезного груза, выводимого на орбиту отечественными ракетносителями.

Выводы

1. Использование технологии контактной стыковой сварки оплавлением для соединения деталей из высокопрочных сплавов на основе алюминия



Рис. 10. Машина для КССО тонкостенных профилей из высокопрочных алюминиевых сплавов

обеспечивает механические свойства сварных соединений на уровне не ниже 90% прочности основного металла.

2. Определена оптимальная степень деформации при осадке с использованием формирующих устройств, которая позволяет увеличить относительное удлинение сварного изделия в полтора раза при одновременном сохранении высоких показателей прочности.

3. При сварке толстостенных термически упрочняемых алюминиевых сплавов послесварочная термомеханическая обработка позволяет получить соединения, равнопрочные с основным металлом.

4. Разработана технология и оборудование для КССО тонкостенных тавровых профилей из высокопрочных термически упрочненных сплавов на основе алюминия.

1. Николаев Г. А., Фридляндер И. Н., Арбузов Ю. П. Свариваемые алюминиевые сплавы. — М.: Металлургия, 1990. — 296 с.
2. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов (Обзор) / А. Я. Ищенко, С. В. Подбельников, А. Г. Покляцкий // Автомат. сварка. — 2007. — № 11. — С. 32–38.
3. Ищенко А. Я. Сварка алюминиевых сплавов (направление исследований, проводимых в ИЭС им. Е. О. Патона) // Там же. — 2007. — № 11. — С. 10–13.
4. Ищенко А. Я. Особенности применения алюминиевых высокопрочных сплавов для сварных конструкций // Там же. — 2004. — № 9. — С. 16–26.
5. Ищенко А. Я., Чапор В. О. Свариваемость высокопрочных сплавов системы Al–Zn–Mg–(Cu) (Обзор) // Там же. — 2000. — № 4. — С. 6–12.
6. Кучук-Яценко С. И. Контактная стыковая сварка оплавлением. — Киев: Наук. думка, 1992. — 236 с.
7. Контактная стыковая сварка изделий из высокопрочных алюминиевых сплавов / С. И. Кучук-Яценко, Г. П. Сахацкий, Л. А. Семенов, О. П. Поповский // Автомат. сварка. — 1967. — № 7. — С. 13–18.
8. Гельман А. С. Основы сварки давлением. — М.: Машиностроение, 1970. — 312 с.
9. Особенности контактной стыковой сварки высокопрочного алюминиевого сплава 2219 / С. И. Кучук-Яценко, П. Н. Чвертко, Л. А. Семенов и др. // Автомат. сварка. — 2010. — № 3. — С. 9–12.
10. Полухин П. И. Технология металлов и сварка. — М.: Высш. шк., 1977. — 464 с.

Поступила в редакцию 10.06.2013



ОБРАЗОВАНИЕ ХОЛОДНЫХ ТРЕЩИН В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ С ПРЕДЕЛОМ ТЕКУЧЕСТИ 350...850 МПа

Л. М. ЛОБАНОВ, В. Д. ПОЗНЯКОВ, О. В. МАХНЕНКО

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Главные проблемы при сварке высокопрочных сталей связаны с тем, что они склонны к образованию холодных трещин. Чаще всего такие трещины зарождаются в зоне термического влияния сварных соединений под воздействием растягивающих напряжений. Диффузионный водород и наличие в металле закалочных структур ускоряют этот процесс. В данной работе сделан сравнительный анализ влияния структуры, диффузионного водорода и остаточных напряжений на сопротивляемость образованию холодных трещин сварных соединений высокопрочных конструкционных сталей, которые отличаются между собой по химическому составу и уровню статической прочности. Микроструктурные изменения и формирование напряженно-деформированного состояния в жесткозакрепленных сварных соединениях изучали с использованием расчетно-экспериментальных методов исследований. Сопротивляемость сварных соединений образованию холодных трещин оценивали по результатам испытаний технологических проб и образцов по методу Implant. В результате выполненных исследований установлено, что вероятность образования продольных холодных трещин в жесткозакрепленных сварных соединениях высокопрочных сталей меняется в широких пределах. Однако имеются определенные закономерности, связанные с влиянием на этот процесс остаточных сварочных напряжений. С увеличением содержания диффузионного водорода в наплавленном металле, углеродного эквивалента стали, скорости охлаждения и напряженно-деформированного состояния сварных соединений их стойкость к образованию холодных трещин снижается. Результаты выполненных исследований могут быть использованы при разработке технологических процессов сварки высокопрочных сталей с пределом текучести от 350 до 850 МПа и углеродным эквивалентом от 0,35 до 0,70 %. Библиогр. 11, табл. 4, рис. 6.

Ключевые слова: низколегированные высокопрочные стали, сварные соединения, холодные трещины, остаточные сварочные напряжения, диффузионный водород, структура металла, предварительный подогрев, зона термического влияния

Главные проблемы при сварке высокопрочных сталей связаны с тем, что они склонны к образованию холодных трещин [1–5]. Известно, что необходимыми условиями для зарождения и развития холодных трещин в сварных соединениях таких сталей является наличие в зоне потенциального их образования закалочных структур, диффузионного водорода $[H]_{\text{диф}}$ и растягивающих напряжений [1, 3, 6, 7].

Чаще всего влияние указанных факторов на сопротивляемость сварных соединений образованию холодных трещин оценивается по результатам косвенных исследований. Для этого изучается связь между технологическими параметрами сварки и структурой металла швов и зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений, условиями насыщения наплавленного металла $[H]_{\text{диф}}$ способностью металла сопротивляться без разрушения постоянно действующей внешней растягивающей нагрузке. Однако насколько полно условия таких испытаний соответствуют процессам, которые происходят в сварных соединениях, остается малоизученным вопросом. Между тем, развитие методов как экспериментальных, так и рас-

четных для вычисления распределения параметров указанных характеристик при сварке различных соединений конструкционных сталей, позволяет более точно подходить к выбору технологических мероприятий, направленных на предупреждение рисков образования холодных трещин в сварных соединениях.

В связи с этим цель настоящей работы заключалась в том, чтобы, используя современные расчетно-экспериментальные методы исследований, а также результаты испытаний образцов по методу Implant, оценить влияние закалочных структур, $[H]_{\text{диф}}$ и остаточных напряжений на сопротивляемость сварных соединений высокопрочных конструкционных сталей образованию холодных трещин.

В основу расчетно-экспериментального метода исследований положено математическое моделирование процессов, микроструктурных изменений и формирования напряженно-деформированного состояния в жесткозакрепленных сварных соединениях.

Для математического описания микроструктурных изменений, приращения свободных деформаций и изменения предела текучести металла в зависимости от расчетных данных относительно

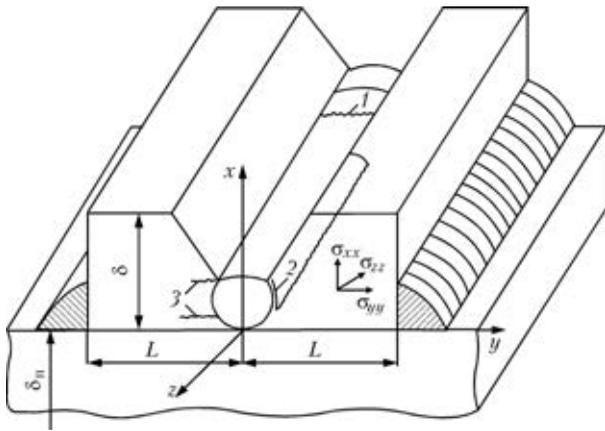


Рис. 1. Схема технологической пробы толщиной δ и шириной $2L$, закрепленной фланговыми швами к плите толщиной $\delta_n \gg \delta$ с поперечными (1) и продольными (2, 3) трещинами в корневом шве

температур в произвольной точке (x, y, z) в момент времени t , использовали хорошо апробированный алгоритм [8], согласно которому массовая доля аустенита V_a , бейнита V_b и мартенсита V_m , в сумме всегда равна единице.

Остаточное содержание мартенсита, бейнита и аустенита определяли по времени пребывания точки (x, y, z) в температурном интервале $800 \dots 500 \text{ }^\circ\text{C}$ ($\Delta t_{8/5}$) в соответствии с зависимостями, приведенными в работе [9].

Уровень остаточных напряжений в дискретных точках сварного соединения определяли методом конечных элементов на основе соответствующих математических моделей, разработан-

ных В. И. Махненко в ИЭС им. Е. О. Патона [10].

Вероятность зарождения трещин в сварных соединениях стали в зависимости от содержания $[H]_{\text{диф}}$ в наплавленном металле (регулировалось условиями проковки электродов), остаточных напряжений (регулировались изменением базы закрепления образцов) и структурного состояния металла ЗТВ (регулировалось скоростью охлаждения образцов за счет изменения исходной температуры пластин $T_0 = 11, 60$ и $80 \text{ }^\circ\text{C}$) оценивали по результатам испытаний технологических проб (рис. 1). При конкретных условиях сварки испытывали по 10 однотипных проб.

Испытания по методу Implant выполняли в соответствии с методикой, изложенной в работе [1]. Использовали цилиндрические образцы-вставки диаметром 6,0 мм с надрезом в виде винтовой канавки (шаг 1,25 мм, радиус у вершины 0,1 мм).

С учетом изложенных общих положений рассмотрим условия образования холодных трещин при ручной дуговой сварке (РДС) корневого прохода шва жесткозакрепленных стыковых соединений технологических проб с базой закрепления $L = 50, 70$ и 100 мм стали 14ХГ2САФД толщиной $\delta = 18$ мм. РДС проб осуществляли электродами АНП-10 диаметром 4,0 мм. Параметры режима сварки: постоянный ток $I_{\text{св}} = 140 \dots 150$ А; напряжение дуги $U_d = 24$ В; $v_{\text{св}} = 7,2 \dots 7,5$ м/ч. Химический состав основного и присадочного материалов приведен в табл. 1.

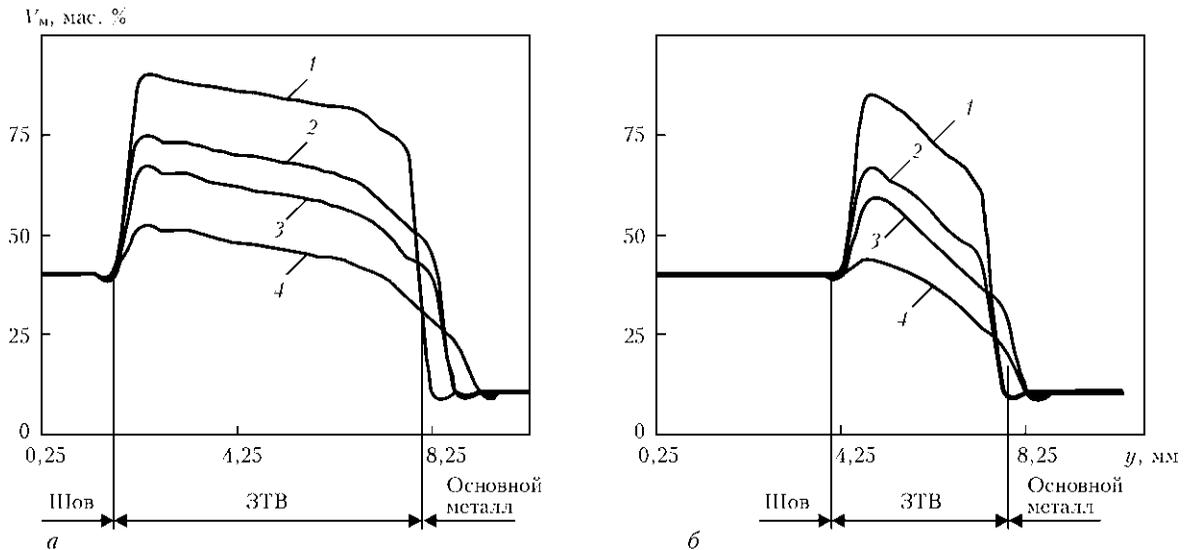
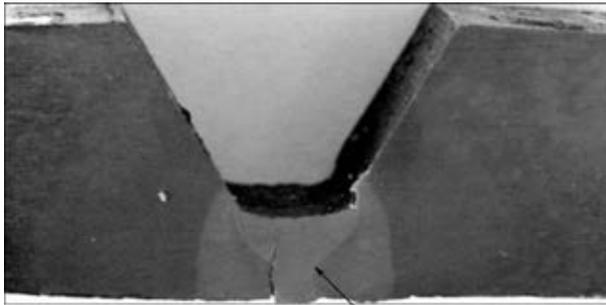


Рис. 2. Расчетные значения V_m в поперечном сечении корневого шва исследуемой пробы на высоте $x = 0,25$ и $5,0$ мм (а и б соответственно) при $L = 50$ мм и T_0 : 1 — 11; 2 — 70; 3 — 90; 4 — 120 $^\circ\text{C}$

Таблица 1. Химический состав основного и присадочного материалов, мас. %

Материал	C	Si	Mn	Cr	Cu	V	Ab	P	S	$P_{\text{см}}$
Сталь 14ХГ2САФД	0,13	0,57	1,42	0,44	0,39	0,08	0,08	0,019	0,015	0,27
Электрод АНП-10	0,09	0,43	1,9	—	—	0,01	—	0,02	0,02	0,20



Участок перегрева металла ЗТВ

Рис. 3. Микрошлиф поперечного сечения корневого шва в исследуемой пробе при $L = 50$ мм, $T_0 = 11$ °С и $[H]_{\text{диф}} > 7$ мл/100 г

Зависимости, характеризующие изменение V_M в сечениях сварного соединения, расположенных на высоте $x = 0,25$ и $5,0$ мм от корневой поверхности шва, при различных исходных температурах металла, приведены на рис. 2.

Как следует из рис. 2, при $T_0 = 11$ °С, скорость охлаждения сварного соединения $w_{6/5} \approx 25...30$ °С/с. Количество мартенсита в зоне потенциального образования трещины (участок перегрева металла ЗТВ (рис. 3) или точка с координатами $x = 0,25$ мм; $y = 2,5$ мм (рис. 2, а)) составляет около 90 %. При подогреве до 70, 90 и 120 °С, за счет уменьшения $w_{6/5}$ до 10 °С/с, V_M снижается соответственно до 72, 65 и 50 %. Таким образом, при наличии определенного количества водорода в металле и напряжений в данной точке сварного соединения создаются все условия для образования холодных трещин.

Данные о распределении продольных σ_{zz} и поперечных σ_{yy} напряжений в зоне образования холодных трещин рассматриваемых сварных соединений в зависимости от базы закрепления образцов приведены на рис. 4. Они свидетельствуют о том, что с увеличением L от 50 до 100 мм,

уровень остаточных напряжений в сварных соединениях технологических проб изменяется в широких пределах, примерно от 400 до 120 МПа в металле шва и от 590 до 390 МПа — ЗТВ.

Результаты испытаний технологических проб стали 14ХГ2САФД представлены в табл. 2. Они свидетельствуют о том, что продольные холодные трещины при сварке корневого шва технологических проб с $L = 50$ мм и при $T_0 = 11$ °С будут образовываться с вероятностью P около 1,0 в том случае, когда содержание $[H]_{\text{диф}}$ в наплавленном металле находится на уровне 7,0 мл/100 г и выше. Уменьшение $[H]_{\text{диф}}$ до 5,5 мл/100 г снижает P до 0,7, а при $[H]_{\text{диф}} = 40$ мл/100 г — до $P = 0$. С увеличением L сварных соединений вероятность образования трещин в рассматриваемых пробах также уменьшается: при $L = 70$ мм до $P = 0,5$, а при $L = 100$ мм до $P = 0$.

Как видно из рис. 2, вблизи зоны сплавления на участке перегрева металла ЗТВ с увеличением T_0 содержание мартенсита в металле снижается от $V_M = 90$ % при $T_0 = 11$ °С до $V_M = 50$ % при $T_0 = 120$ °С. Но только на основании этих данных трудно оценить реальное влияние T_0 на вероятность возникновения холодных трещин в корневом слое сварных соединений стали 14ХГ2САФД. Для этого необходимо проанализировать еще и данные относительно главных напряжений σ_{zz} и поперечных напряжений σ_{yy} .

Расчеты показывают, что при $L = 50$ мм на участке ЗТВ с ростом T_0 максимальные величины σ_{zz} и σ_{yy} снижаются примерно с 590 МПа при $T_0 = 11$ °С до 500 МПа при $T_0 = 120$ °С. Характерно также, что наблюдаемое явление, которое частично обусловлено снижением максимальных значений напряжений и частично уменьшением количества точек (объема) с высокими зна-

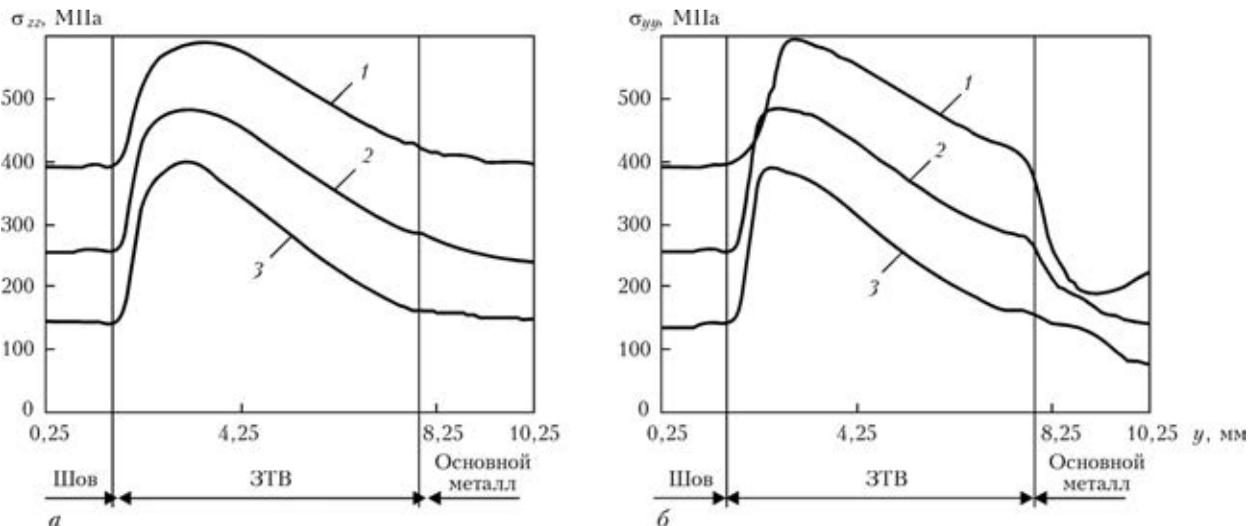


Рис. 4. Расчетные значения σ_{zz} (а) и σ_{yy} (б) в поперечном сечении корневого шва при $T_0 = 11$ °С, $x = 0,25$ мм и L : 1 — 50; 2 — 70; 3 — 100 мм



Т а б л и ц а 2. Результаты испытаний технологических проб стали 14ХГ2САФД толщиной 18 мм, выполненных РДС электродами АНП-10

Содержание [Н] _{диф} в наплавленном металле, мл/100 г	T ₀ , °C	L, мм												
		50	70	100	50	70	100	50	70	100	50	70	100	
			Количество образцов с трещинами, длина которых соответствует длине образцов, шт.			Количество частично разрушенных образцов, шт.			Количество образцов без трещин, шт.			Вероятность образования трещин P		
4,0	11	0	0	0	0	0	0	10	10	10	0	0	0	
5,5		3	0	0	4*	0	0	3	10	10	0,7	0	0	
7,0		10	0	0	0	0	0	0	10	10	1	0	0	
8,6		10	4	0	0	2**	0	0	4	10	1	0,6	0	
8,6	60	5	0	0	1***	0	0	4	10	10	0,6	0	0	
8,6	80	0	0	0	0	0	0	10	10	10	0	0	0	

* — протяженность трещин по отношению к длине образца составляла: 80; 55; 40; 35%; ** — то же, но 30 и 70%; *** — то же, но 60 %.

чениями σ_{zz} и σ_{yy} , определяет снижение вероятности образования холодных трещин с ростом T_0 .

Обобщенные данные относительно влияния содержания [Н]_{диф} в наплавленном металле и уровня остаточных напряжений σ_{yy} на сопротивляемость стыковых соединений технологических проб стали 14ХГ2САФД образованию холодных трещин при $V_m \approx 90\%$, приведены на рис. 5, кривая 1. На этом же рисунке для сравнения представлены результаты испытания образцов по методу Implant (кривая 2), сварка которых выполнялась на тех же режимах, что и корневой шов технологической пробы. За счет этого скорость охлаждения образца-вставки была сопоставима со скоростью охлаждения металла ЗТВ сварного соединения ($w_{6/5} = 25\text{ °C/c}$) и в нем под воздействием термического цикла сварки сформировалась структура, состоящая из мартенсита и бейнита (90 и 10 % соответственно).

Таким образом, исследования, выполненные применительно к РДС корневого шва жесткозакрепленных сварных соединений стали 14ХГ2САФД толщиной 18 мм, показали, что при выбранном режиме сварки и изменении T_0 от 11 до 120 °C, содержания [Н]_{диф} от 4,0 до 8,6 мл/100 г и L от 50 до 100 мм вероятность образования в них продольных холодных трещин меняется в широких пределах. Однако имеются определенные закономерности, связанные с влиянием на этот процесс остаточных сварочных напряжений. Аналогичные закономерности были выявлены и при испытании образцов по методу Implant.

Принимая во внимание, что результаты испытаний жестких технологических проб и образцов, исследованных по методу Implant, показали хорошую сопоставимость результатов, дальнейшие исследования, цель которых заключалась в сравнении склонности к образованию холодных тре-

щин ряда отечественных высокопрочных сталей с разным химическим составом и показателями статической прочности, выполняли тем же методом.

Химический состав исследованных сталей приведен в табл. 3.

Учитывая то, что прочностные показатели у исследуемых сталей существенно отличаются между собой, в качестве критерия, допускающего более корректное сравнение склонности к образованию холодных трещин указанных сталей, была принята относительная величина $\sigma_{кр}/\sigma_{0,2}$. Показатель $\sigma_{кр}$ определяли по результатам испытаний образцов по методу Implant, а значения $\sigma_{0,2}$ (условный предел текучести металла ЗТВ) получили при испытании на статическое растяжение образцов типа II по ГОСТ 6996, изготовленных из заготовок металла, обработанных по заданному термическому циклу сварки на установке МСР-75 [6]. Результаты этих исследований приведены в табл. 4.

Приведенные результаты подтверждают, что стали различного химического состава по-разно-

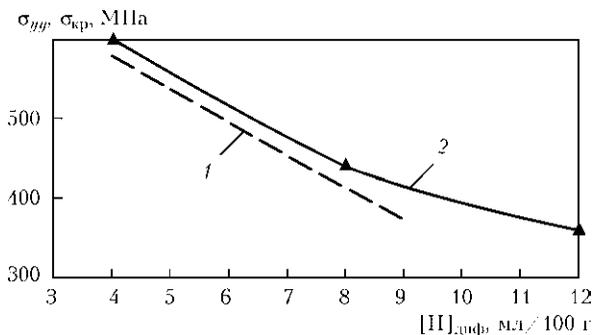


Рис. 5. Сопротивляемость металла ЗТВ сварных соединений стали 14ХГ2САФД образованию холодных трещин по результатам испытаний технологических проб (1) и образцов по методу Implant (2)



Таблица 3. Химический состав (мас. %) и углеродистый эквивалент $C_{\text{ЭКВ}}$ исследуемых сталей

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Al	S	P	$C_{\text{ЭКВ}}$, %
10ХСНД	0,09	0,98	0,70	0,77	0,8	—	0,37	—	—	—	0,018	0,020	0,46
09Г2СЮч	0,01	0,36	1,90	—	—	—	0,39	—	—	0,06	0,010	0,015	0,44
06Г2Б	0,08	0,27	1,50	—	—	0,19	0,23	—	0,05	0,04	0,006	0,011	0,37
14Г2ГМР	0,15	0,28	1,10	1,30	—	0,43	0,20	—	0,02	0,05	0,023	0,024	0,63
12ГН2МФАЮ	0,15	0,41	1,14	0,38	1,56	0,22	0,19	0,07	—	0,06	0,032	0,014	0,50
14ХГН2МДАФБ	0,14	0,25	1,30	1,15	1,94	0,24	0,42	0,14	0,04	0,05	0,008	0,014	0,70
12ГН3МФАЮДР	0,13	0,23	1,36	—	3,08	0,33	0,40	0,05	—	0,02	0,004	0,020	0,48

Таблица 4. Механические свойства металла имитированной ЗТВ исследуемых сталей

Сталь	$w_{6/5}$, °C/c								
	5			10			25		
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %
06Г2Б (465, 530, 30)	440	620	28	445	640	28	490	645	26
09Г2СЮч (460, 590, 31)	420	630	30	430	640	28	470	650	26
10ХСНД (470, 610, 31)	480	720	26	510	740	24	560	790	22
12ГН2МФАЮ (625, 720, 20)	780	890	18	810	950	16	890	1050	16
14Х2ГМР (680, 780, 18)	900	1040	17	1000	1180	16	1050	1180	14
14ХГН2МДАФБ (860, 920, 17)	1100	1150	12	1050	1300	12	1100	1350	12
12ГН3МФАЮДР (821, 887, 19)	800	960	16	920	1050	14	1050	1210	13

Примечание. В скобках указаны значения $\sigma_{0,2}$, σ_B (МПа) и δ_5 (%) соответственно для исследуемых сталей в исходном состоянии.

му реагируют на воздействие термического цикла. Наименьшей склонностью к закалке обладают низколегированные стали марок 06Г2Б, 09Г2СЮч и 10ХСНД. При малых скоростях охлаждения ($w_{6/5} \leq 10$ °C/c) в металле ЗТВ таких сталей может наблюдаться незначительное разупрочнение. Что

касается легированных высокопрочных сталей, то для них характерно увеличение прочностных показателей в металле ЗТВ даже при малых скоростях охлаждения. В особенности это касается сталей, содержащих хром (10ХСНД, 14Х2ГМР и 14ХГН2МДАФБ), который, как известно, повышает склонность сталей к закалке.

Зависимости, характеризующие склонность высокопрочных сталей различных классов прочности к образованию холодных трещин, приведены на рис. 6.

Установлено, что независимо от условий охлаждения, наиболее высокой сопротивляемостью замедленному разрушению обладают сварные соединения стали 06Г2Б. Даже при предельных концентрациях водорода металл ЗТВ такой стали не проявляет склонности к образованию холодных трещин. Столь высокая стойкость данной стали к образованию холодных трещин можно объяснить весьма низкими значениями $C_{\text{ЭКВ}}$, около 0,37 %.

Высокой сопротивляемостью образованию холодных трещин обладают и низколегированные стали 09Г2СЮч и 10ХСНД ($C_{\text{ЭКВ}} \approx 0,44$ и 0,46 % соответственно). Однако в отличие от стали 06Г2Б, они более чувствительны к охрупчиванию водородом и требуют либо жестких ограничений

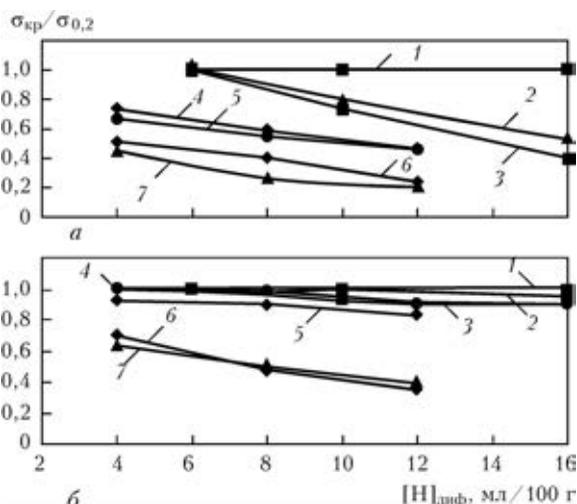


Рис. 6. Склонность сталей 06Г2Б (1), 09Г2СЮч (2), 10ХСНД (3), 12ГН2МФАЮ (4), 12ГН3МФАЮДР (5), 14Х2ГМР (6), 14ХГН2МДАФБ (7) к образованию холодных трещин в зависимости от насыщенности швов водородом и условий охлаждения сварных соединений при $w_{6/5}$: а — 25; б — 10 °C/c



по насыщенности швов $[H]_{\text{диф}}$, либо замедления $w_{6/5}$ за счет использования предварительного подогрева.

При ограниченном содержании $[H]_{\text{диф}}$ и замедленном охлаждении металл ЗТВ сварных соединений высокопрочных сталей типа 12ГН2МФАЮ и 12ГН3МФАЮДР имеет сопротивляемость образованию холодных трещин, сопоставимую с низколегированными сталями 09Г2СЮч и 10ХСНД. Но поскольку углеродистый эквивалент у них выше ($C_{\text{экв}} \approx 0,50 \%$), то увеличение интенсивности охлаждения металла приводит к возрастанию в нем доли мартенситной составляющей и существенному повышению его склонности к образованию холодных трещин.

Дополнительное легирование высокопрочных сталей, например, таких как 14Х2ГМР и 14ХГН2МДАФБ, хромом способствует повышению в них $C_{\text{экв}}$ до 0,70 %, что отрицательно сказывается на замедленном разрушении металла ЗТВ. В связи с этим при их сварке требуется одновременно снижать уровень насыщенности швов $[H]_{\text{диф}}$ и замедлять $w_{6/5}$.

Выводы

1. Вероятность образования продольных холодных трещин в жесткозакрепленных сварных соединениях высокопрочных сталей меняется в широких пределах, однако имеются определенные закономерности, связанные с влиянием на этот процесс остаточных сварочных напряжений.

2. Вероятность образования холодных трещин в сварных соединениях высокопрочных сталей будет сведена к минимуму при ограничении скорости их охлаждения до $w_{6/5} \leq 10 \text{ }^\circ\text{C/с}$, содержания диффузионного водорода в наплавленном металле до 4 мл/100 г, уровня остаточных напряжений для сталей с углеродным эквивалентом

$C_{\text{экв}} = 0,35 \dots 0,45 \%$ до $0,9\sigma_{0,2}$, а при $C_{\text{экв}} = 0,45 \dots 0,55 \%$ и $C_{\text{экв}} = 0,60 \dots 0,70 \%$ — до $0,7\sigma_{0,2}$ и $0,5\sigma_{0,2}$ соответственно.

3. Повышение скорости охлаждения сварных соединений до $25 \text{ }^\circ\text{C/с}$, а содержания диффузионного водорода в наплавленном металле до 16 мл/100 г, вызывает необходимость снижения допустимых остаточных напряжений в 1,7...1,9 раза при $C_{\text{экв}} = 0,35 \dots 0,55 \%$ и в 2,5 раза при $C_{\text{экв}} = 0,60 \dots 0,70 \%$.

1. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
2. Мусияченко В. Ф. Свариваемость и технология сварки высокопрочных сталей. — Киев: Наук. думка, 1983. — 68 с.
3. Гривняк И. Свариваемость стали. — М.: Машиностроение, 1984. — 215 с.
4. *Welding handbook*. Vol. 4: Materials and applications, pt. 2. — Miami: AWS, 1998. 620 p.
5. Magudeeswaran G., Balasubramanian V., Madhusudhan Raddy G. Cold cracking of flux cored arc welded high strength steel weldments // *J. Mat. Sci. and Technol.* — 2009. — 25, № 4. — P. 516–526.
6. Походня И. К., Швачко В. И. Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях конструкционных сталей // *Автомат. сварка*. — 1997. — № 5. — С. 3–10.
7. Cwiek J. Hydrogen degradation of high strength weldable steels // *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. — 2007. — 20. — P. 223–226.
8. Махненко В. И. Компьютерное моделирование сварочных процессов // *Сучасне матеріалознавство ХХІ сторіччя*. — К.: Наук. думка, 1998. — С. 108–124.
9. Sayffarth P., Kasatkin O. G. Calculation of structural transformations in the welding processes. — (*Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-1288–82*).
10. Махненко В. И. Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. — Киев: Наук. думка, 2006. — 617 с.
11. Особенности протекания термометформационных процессов при дуговой сварке высокопрочных сталей / Л. М. Лобанов, Л. И. Миходуй, В. Г. Васильев и др. // *Автомат. сварка*. — 1999. — № 3. — С. 3–11.

Поступила в редакцию 30.05.2013

Вниманию читателей!

12 июня 2013 г. в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины в рамках международного проекта «Marie Curie» состоялся научный семинар на тему «Новые искусственные материалы для замещения костной ткани».

На нем с докладом выступил ведущий исследователь Рижского технического университета, доктор инженерных наук Латвии Виктор Филипенков. В работе семинара приняли участие около 30 специалистов из Латвии, Румынии и Украины.

Более подробную информацию можно получить по тел. (38044) 205-21-44, П. С. Юхимец.



МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ИМПУЛЬСНОЙ ДУГИ С ТУГОПЛАВКИМ КАТОДОМ

И. В. КРИВЦУН, И. В. КРИКЕНТ, В. Ф. ДЕМЧЕНКО

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

На основе самосогласованной математической модели нестационарных процессов переноса энергии, импульса, массы и заряда в столбе и анодной области электрической дуги с тугоплавким катодом проведен детальный численный анализ динамических характеристик аргоновой дуги атмосферного давления с вольфрамовым катодом и медным водоохлаждаемым анодом при импульсном изменении электрического тока. Показано существенное различие динамического поведения локальных и интегральных характеристик дуговой плазмы, а также отличие динамики тепловых и электромагнитных процессов, протекающих в столбе и в анодной области импульсной дуги. Установлено, что скорости переходных процессов в дуговой плазме на переднем и заднем фронтах импульса также могут существенно различаться. Библиогр. 28, рис. 14.

Ключевые слова: импульсная электрическая дуга, тугоплавкий катод, водоохлаждаемый анод, столб дуги, анодная область, импульс тока, динамические характеристики, математическое моделирование

В современном сварочном производстве сварка неплавящимся электродом с импульсной модуляцией тока дуги находит все более широкое применение благодаря дополнительным возможностям управления глубиной и формой проплавления металла, термическим циклом сварки и, как следствие, свойствами получаемого сварного соединения. Эти возможности могут быть реализованы за счет надлежащего выбора формы импульсов сварочного тока, длительности и частоты их следования, величины базового тока и максимального значения тока в импульсе. Важная задача, которую необходимо решить для теоретического обоснования оптимальных режимов сварки неплавящимся электродом с импульсной модуляцией сварочного тока, заключается в численном исследовании нестационарных процессов в плазме столба и приэлектродных областей дуги с тугоплавким катодом (в первую очередь анодных процессов, определяющих взаимодействие дуговой плазмы со свариваемым металлом) при импульсном изменении электрического тока.

Существует большое количество публикаций, посвященных теоретическому исследованию и математическому моделированию процессов энерго-, массо- и электропереноса в столбе, приэлектродных областях и в электродах дуги с тугоплавким катодом, в том числе в свариваемом металле при сварке неплавящимся электродом в инертных газах [1–14]. Однако представленные в большинстве из этих работ результаты относятся к стационарным дугам, горящим на постоянном токе, за исключением работ [12–14], специально посвященных моделированию процессов про-

лавления металла при импульсной сварке неплавящимся электродом. Что касается динамических характеристик самой импульсной дуги с тугоплавким катодом, то здесь следует отметить, например, работы [15, 16], первая из которых посвящена экспериментальному исследованию указанных характеристик, тогда как в работе [16] приведены результаты численного исследования динамического поведения как электрической дуги, так и сварочной ванны при точечной сварке импульсной дугой с неплавящимся электродом. Однако представленные в данной работе расчетные данные не позволяют проанализировать динамические характеристики импульсной дуги при различных скоростях изменения сварочного тока на переднем и заднем фронтах импульса.

При горении дуги в импульсном режиме *a priori* можно выделить два характерных случая. Если скорость изменения тока сравнительно невелика, то нестационарные процессы переноса энергии, импульса, массы и заряда в дуговой плазме протекают в режиме последовательной смены стационарных состояний, каждое из которых соответствует состоянию стационарной дуги для текущего значения тока. Такой квазистационарный режим горения дуги реализуется, если скорость переходных процессов в дуге существенно превосходит скорость изменения тока. Во втором случае, т.е. при высоких скоростях изменения тока дуги, доминирующим фактором являются динамические характеристики дуговой плазмы. Численное исследование этих характеристик, а также получение количественных оценок скоростей изменения тока, разграничивающих квазистационарный и нестационарный режимы горения импульсной аргоновой дуги с тугоплавким (воль-

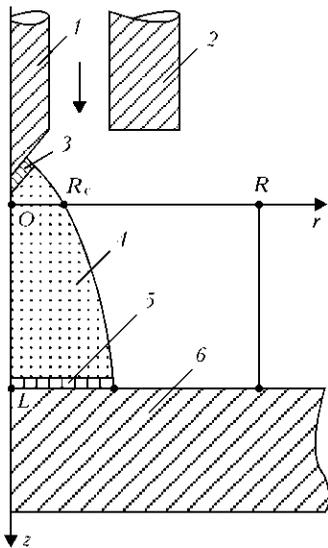


Рис. 1. Схема расчетной области для численного моделирования импульсной дуги с тугоплавким катодом: 1 — вольфрамовый катод; 2 — сопло для подачи защитного газа; 3 — катодная область; 4 — столб дуги; 5 — анодная область; 6 — медный водоохлаждаемый анод

фравовым) катодом и медным водоохлаждаемым анодом (рис. 1), и является целью настоящей работы.

Влияние импульсного изменения тока дуги на тепловые, газодинамические и электромагнитные характеристики ее столба, а также на характеристики ее теплового и электрического взаимодействия с поверхностью анода будем исследовать отдельно для переднего и заднего фронтов импульса (рис. 2). При этом будем предполагать, что как на переднем, так и на заднем фронте ток дуги изменяется линейно при следующих значениях длительности фронтов: $b = 5; 20; 100$ и 200 мкс. Будем также считать, что, достигнув своего максимального (минимального) значения, ток остается постоянным в течение времени, достаточного для установления соответствующего стационарного состояния дуги.

Для численного моделирования электрической дуги при рассматриваемом изменении тока необходимо привлекать нестационарную математическую модель процессов энерго-, массо- и электропереноса в дуговой плазме, которая должна включать следующие взаимосвязанные модели: модель тепловых, электромагнитных и газодинамических процессов в плазме столба дуги и мо-

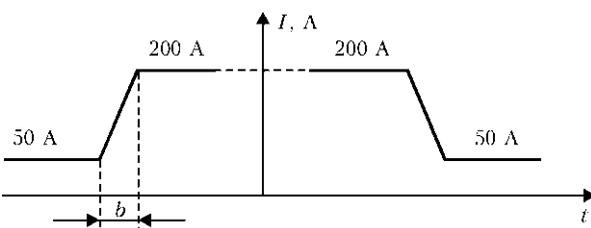


Рис. 2. Диаграмма изменения тока дуги на переднем и заднем фронтах импульса

дели приэлектродных процессов (см., например, [9, 16]). Модель анодных процессов необходима для замыкания модели столба нестационарной дуги самосогласованными граничными условиями на аноде, а также для определения характеристик теплового и электрического взаимодействия такой дуги с поверхностью анода [17]. Что касается модели катодных процессов, то, поскольку теория катодных явлений, а также процессов в прикатодной плазме электрической дуги с тугоплавким катодом разработана достаточно подробно [10, 18–21], в качестве граничных условий вблизи катода можно воспользоваться, например, результатами работы [21].

При описании процессов в плазме столба импульсной аргоновой дуги с вольфрамовым катодом и медным водоохлаждаемым анодом будем использовать модель изотермической ионизационно-равновесной плазмы [9, 22], а для описания процессов в прианодной плазме и на поверхности анода — модель анодной области, предложенную в работе [17], с учетом того, что в рассматриваемом здесь случае неиспаряющихся электродов дуговую плазму можно считать однокомпонентной, т. е. содержащей только частицы защитного газа (аргона). Для определения термодинамических характеристик, коэффициентов переноса и радиационных потерь такой плазмы в зависимости от ее температуры и давления воспользуемся данными работы [23]. Будем также предполагать, что рассматриваемая система (см. рис. 1) имеет осевую симметрию.

Соответствующая принятым допущениям система дифференциальных уравнений, описывающих нестационарные тепловые, газодинамические и электромагнитные процессы в плазме столба дуги, а также зависимости теплового потока в анод q_a и анодного падения потенциала $U_a = -\Delta\phi$, где $\Delta\phi$ — разность потенциалов между внешней границей анодной области и поверхностью анода, от температуры прианодной плазмы и плотности электрического тока на аноде приведены в работе [22]. Здесь необходимо отметить, что при рассматриваемых в настоящей работе частотах изменения электромагнитных характеристик дуги $\omega \leq 1,26 \cdot 10^6 \text{ c}^{-1}$, определяемых по длительности переднего и заднего фронтов импульса тока, толщина скин-слоя [24] для дуговой плазмы (аргоновая плазма атмосферного давления при температуре 15000 К) оказывается более 3,3 см, т. е. существенно превышает характерные размеры дуги. Поэтому использование при описании нестационарных процессов электропереноса в дуговой плазме закона Ома и уравнения для скалярного потенциала электрического поля [22], т. е. пренебрежение токами смещения, является вполне оправданным.



Расчетную область, в которой будем вычислять распределенные характеристики нестационарной дуговой плазмы, определим как $\Omega = \{0 < r < R; 0 < z < L\}$, где L — длина расчетной области, фактически равная длине дуги; R — радиус расчетной области, заведомо превышающий поперечные размеры дуги (см. рис. 1). В качестве граничных условий для указанных выше уравнений используем условия на границах расчетной области, подробно описанные в работе [22], с учетом того, что граничные условия для электромагнитных характеристик будем понимать как соответствующие текущему значению изменяющегося во времени тока дуги $I(t)$. Что касается начальных условий, то будем полагать, что распределенные характеристики дуговой плазмы в момент времени $t = 0$ соответствуют характеристикам стационарной дуги при токе, равном начальному значению тока.

Данная краевая задача решалась численно, методом конечных разностей. Для решения уравнений газодинамики и конвективного теплопереноса использовался совместный лагранжево-эйлеровый метод [25, 26], адаптированный для условий сжимаемой среды. При проведении расчетов параметры модели были выбраны следующим образом. Размеры расчетной области: $L = 3$ мм, $R = 8$ мм; сеточные параметры: шаг по времени $\tau = 0,5$ мкс; шаги сетки по пространственным координатам: $h_r = 0,125$ мм, $h_z = 0,06$ мм. Температура окружающей среды была задана равной 500 К, температура поверхности медного водоохлаждаемого анода $T_s = 720$ К [22]. Значение радиуса области катодной привязки дуги R_c (см. рис. 1) определялось на основе рекомендаций работы [21] так, чтобы максимальное значение плотности электрического тока в этой области было постоянно $j_{c0} = 10^8$ А/м² во всем исследуемом диапазоне изменения тока дуги (50...200 А). Максимальную температуру плазмы вблизи катода также выбирали постоянной $T_{c0} = 20500$ К [21].

Динамика изменения температурного поля и картины течения дуговой плазмы при быстром изменении тока дуги ($b = 5$ мкс) показана на рис. 3, 4 (время на этих рисунках отсчитывается от момента начала изменения тока). На рис. 3, 4 изотермы соответствуют температурам 1; 2; 4; 6; 8; 10; 12; 14; 16; 18 кК от периферии дуги к ее оси. Результаты расчета являются вполне ожидаемыми, а именно: на переднем фронте импульса (при увеличении тока с 50 до 200 А) колоколообразные изотермические линии в столбе дуги расширяются; напротив, на заднем фронте (при уменьшении тока с 200 до 50 А) высокотемпературная токопроводящая область дуговой плазмы сжимается. В обоих случаях требуется некоторое время (около 100 мкс при увеличении тока дуги и около 120 мкс при его уменьшении) для

того, чтобы температурное поле и картина течения дуговой плазмы вышли на соответствующие стационарные состояния.

В отличие от приведенной выше общей картины динамики горения дуги изменение во времени отдельных локальных и интегральных характеристик столба и анодной области дуги с тугоплавким катодом при импульсном изменении электрического тока имеет ряд специфических особенностей. В качестве таких характеристик столба дуги, динамику изменения которых будем в дальнейшем анализировать, выберем следующие: T_{col} и j_{col} — температура плазмы и плотность электрического тока на оси столба, вычисляемые в его среднем сечении (при $z = 1,5$ мм); R_{col} — характерный радиус токопроводящей области плазмы в этом же сечении, определяемый как радиус окружности, в пределах которого сосредоточено 95 % текущего значения тока дуги.

На рис. 5–7 представлено изменение во времени (время исчисляется с момента начала изменения тока) указанных характеристик для переднего и заднего фронтов импульса при $b = 20, 100$ и 200 мкс (сплошные, штриховые и пунктирные линии соответственно).

Как следует из представленных на этих рисунках расчетных зависимостей, температура плазмы в центре столба дуги является наименее инерционной его характеристикой. Это объясняется практически мгновенным, пропорциональным изменению тока (по крайней мере, при $b \geq 20$ мкс), изменением производительности джоулевых источников тепла, приводящим к соответствующему росту или снижению T_{col} (см. рис. 5). Наблюдающийся на переднем фронте импульса тока при $b = 20$ мкс небольшой максимум температуры дуговой плазмы связан с ее нагревом возрастающим током (см. сплошную кривую на рис. 6, а) до температур, превышающих значение T_{col} для стационарной 200-амперной дуги и последующим остыванием за счет более медленного конвективного охлаждения (характерное время релаксации температуры плазмы столба дуги в рассматриваемых условиях составляет около 30 мкс). С увеличением длительности переднего фронта до 100 мкс и выше этот максимум практически исчезает, поскольку скорость конвективного охлаждения, определяемая инерционностью газодинамических процессов в дуговой плазме, становится соизмеримой со скоростью возрастания тока дуги, а следовательно и джоулева нагрева плазмы, при увеличении b (см. штриховую и пунктирную кривые на рис. 5, а). Следует отметить, что подобный эффект практически не проявляется при уменьшении тока на заднем фронте импульса (см. рис. 5, б).

Что касается плотности тока в центре столба дуги, то, поскольку j_{col} является произведением

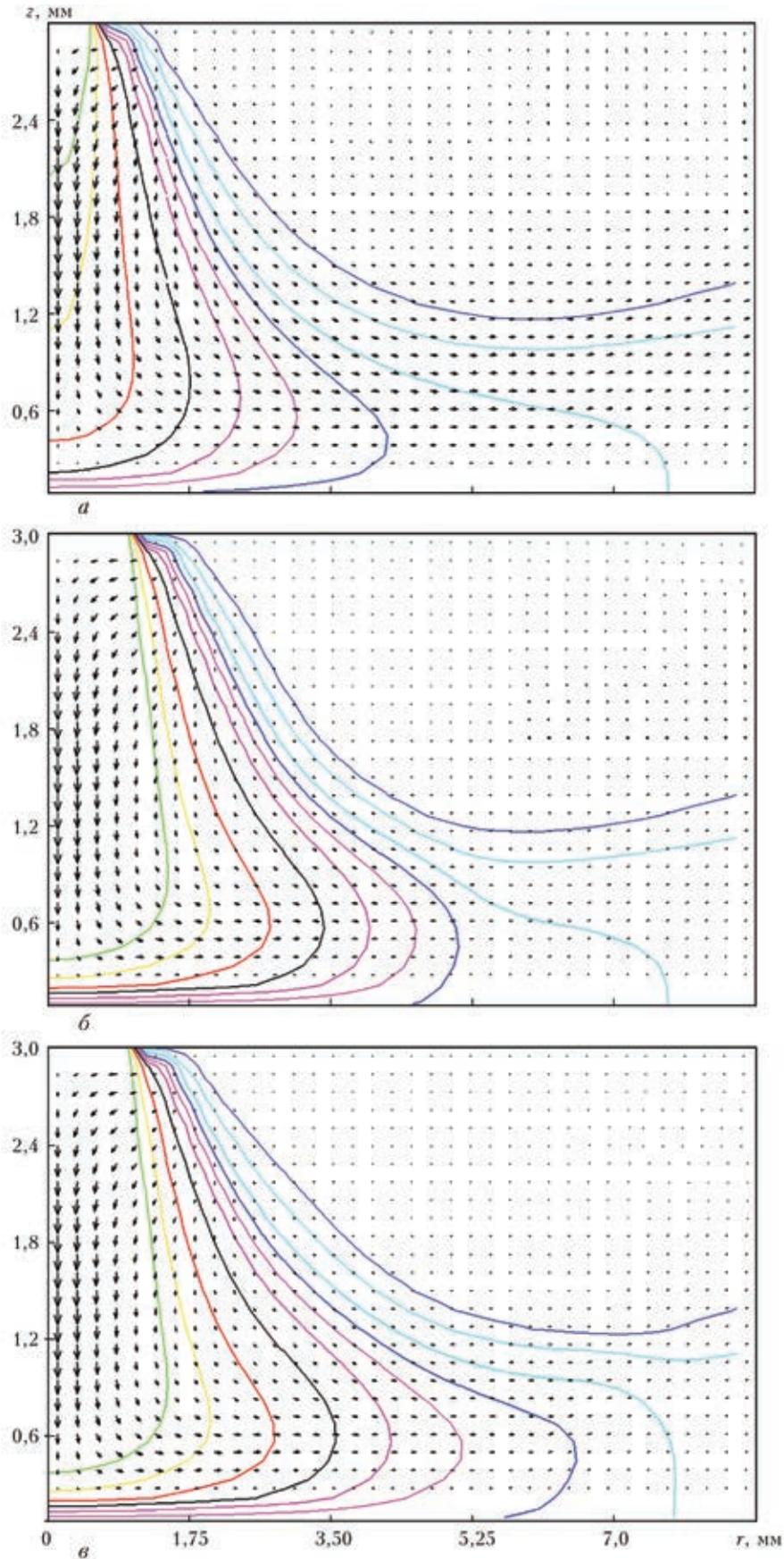


Рис. 3. Динамика полей температуры и скорости плазмы в столбе импульсной дуги при увеличении тока с 50 до 200 А ($b = 5$ мкс): a — $t = 0$ ($V_{\max} = 120,1$ м/с); $б$ — $t = 50$ мкс ($V_{\max} = 328,7$ м/с); $в$ — $t = 100$ мкс ($V_{\max} = 329,2$ м/с)

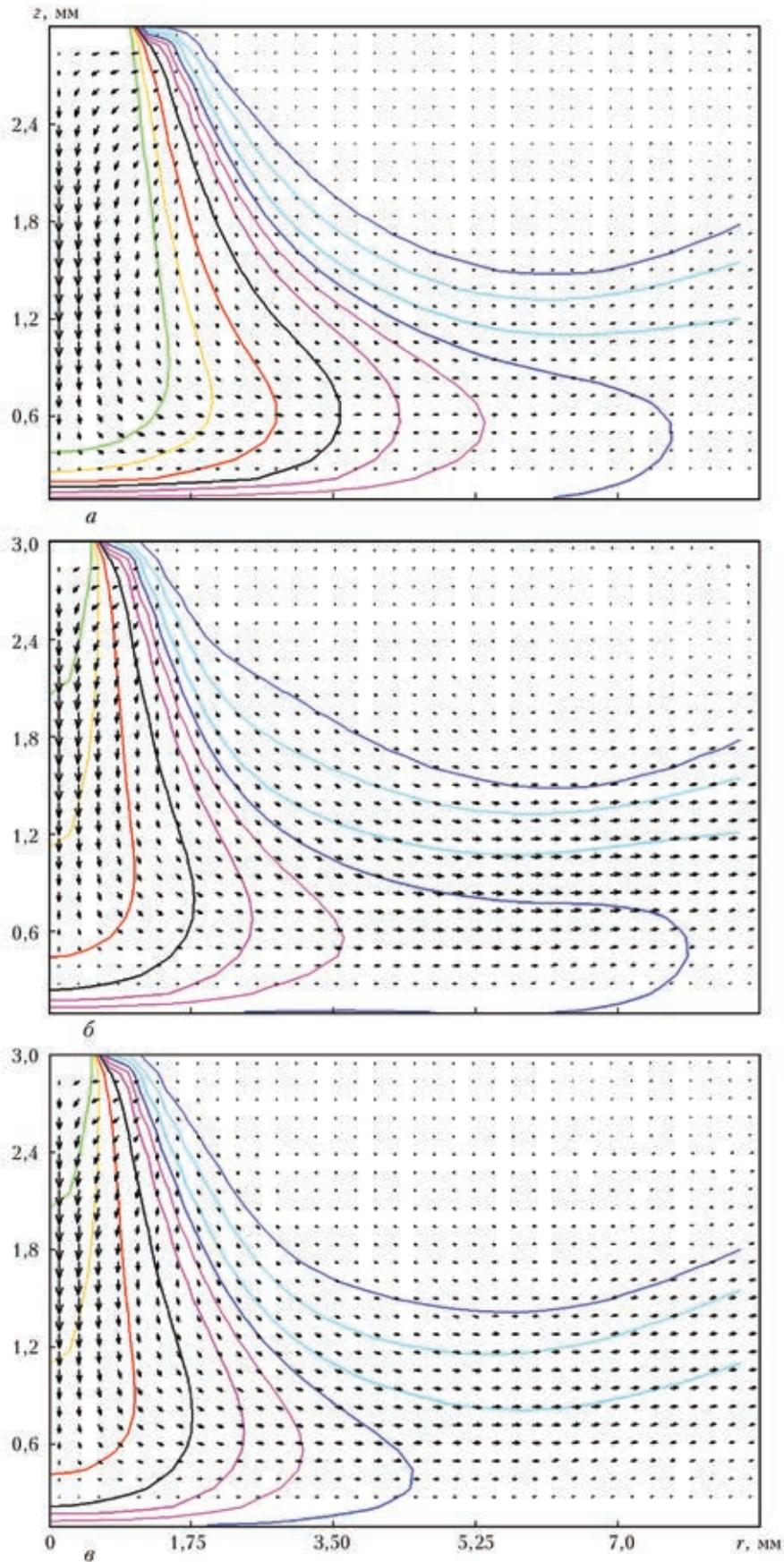


Рис. 4. Динамика полей температуры и скорости плазмы в столбе импульсной дуги при уменьшении тока с 200 до 50 А ($b = 5$ мкс): a — $t = 0$ ($V_{\max} = 329,4$ м/с); $б$ — $t = 60$ мкс ($V_{\max} = 120,0$ м/с); $в$ — $t = 120$ мкс ($V_{\max} = 120,7$ м/с)

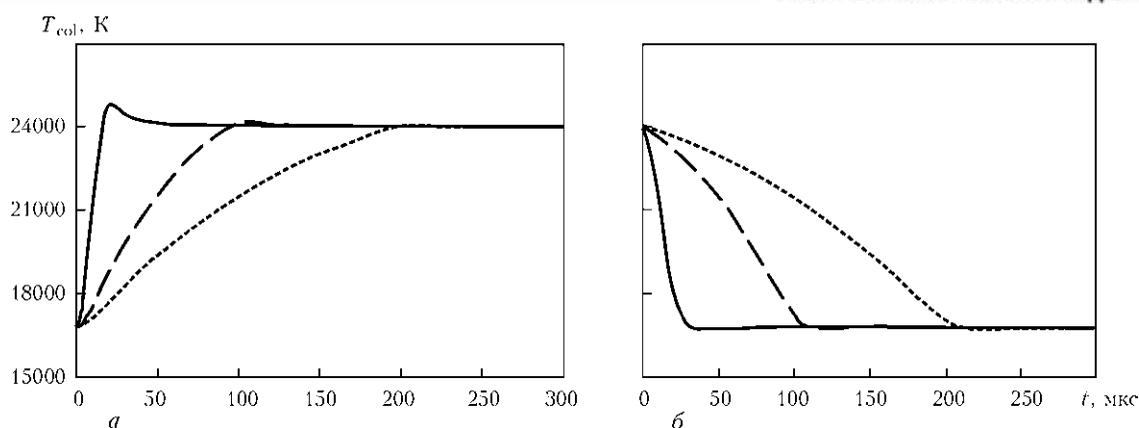


Рис. 5. Изменение температуры плазмы в центре столба дуги на переднем (а) и заднем (б) фронтах импульса тока

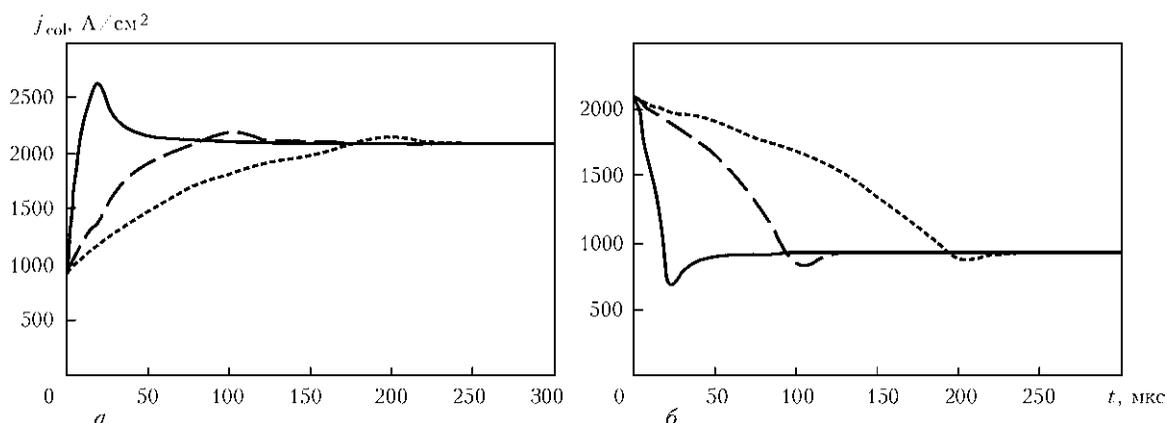


Рис. 6. Изменение плотности электрического тока в центре столба дуги на переднем (а) и заднем (б) фронтах импульса

электропроводности плазмы, определяемой значением ее температуры в этой же точке, на напряженность электрического поля, определяемого распределением температуры (электропроводности) по всему сечению столба, указанная характеристика является несколько более инерционной чем T_{col} . Наблюдающийся на переднем фронте импульса тока при $b = 20$ мкс локальный максимум j_{col} оказывается более заметным (плотность тока в центре столба импульсной дуги в момент, когда ее ток достигает 200 А, почти на 25 % превышает соответствующее значение для стационарной 200-амперной дуги), а последующее снижение величины j_{col} и установление ее стационарного значения происходит за время порядка 50 мкс (см. сплошную кривую на рис. 6, а). При уменьшении скорости нарастания тока в импульсе ($b = 100$; 200 мкс) этот максимум, также как и максимум температуры, становится все менее заметным (см. штриховую и пунктирную кривые на рис. 6, а). В отличие от поведения T_{col} на заднем фронте импульса, плотность электрического тока в столбе дуги при снижении полного тока имеет локальный минимум, абсолютная величина которого снижается при увеличении b (см. рис. 6, б). Отмеченные здесь особенности изменения плотности электрического тока в дуговой плазме во многом харак-

терны и для изменения во времени напряжения на столбе импульсной дуги. В частности, различие во времени переходных процессов в дуге на переднем и на заднем фронтах импульса при малых значениях их длительности является одной из причин возникновения гистерезисной петли на вольт-амперной характеристике импульсной дуги [15, 27].

Наиболее инерционной характеристикой столба дуги является радиус его токопроводящей области, что объясняется необходимой для изменения R_{col} перестройкой температурного поля по всему сечению столба. Характерное время установления стационарного значения данного радиуса после достижения током дуги своего стационарного (максимального) значения в случае $b = 20$ мкс составляет приблизительно 100 мкс (см. сплошную кривую на рис. 7, а). Здесь следует отметить, что характерное время изменения R_{col} при уменьшении тока дуги существенно меньше и составляет при $b = 20$ мкс около 60 мкс (см. сплошную кривую на рис. 7, б). Наконец, время установления стационарного значения радиуса токопроводящей области столба дуги при увеличении b существенно снижается за счет того, что изменение R_{col} частично происходит еще во время

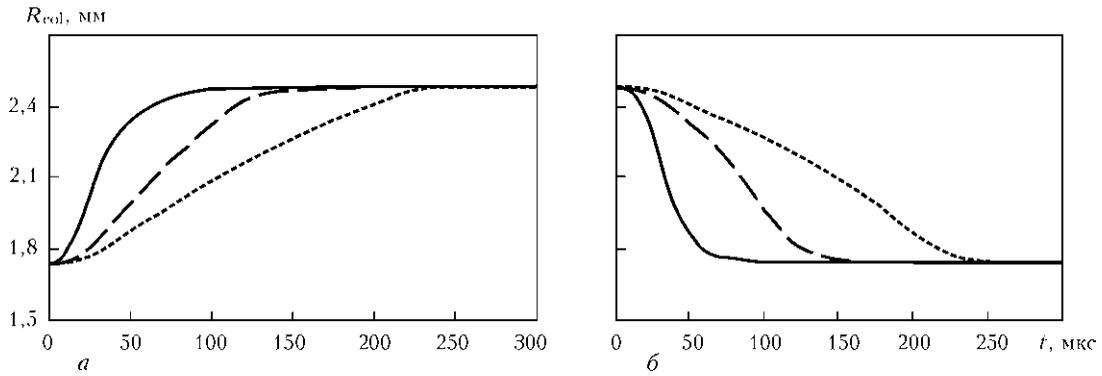


Рис. 7. Изменение радиуса токопроводящей области столба дуги на переднем (а) и заднем (б) фронтах импульса

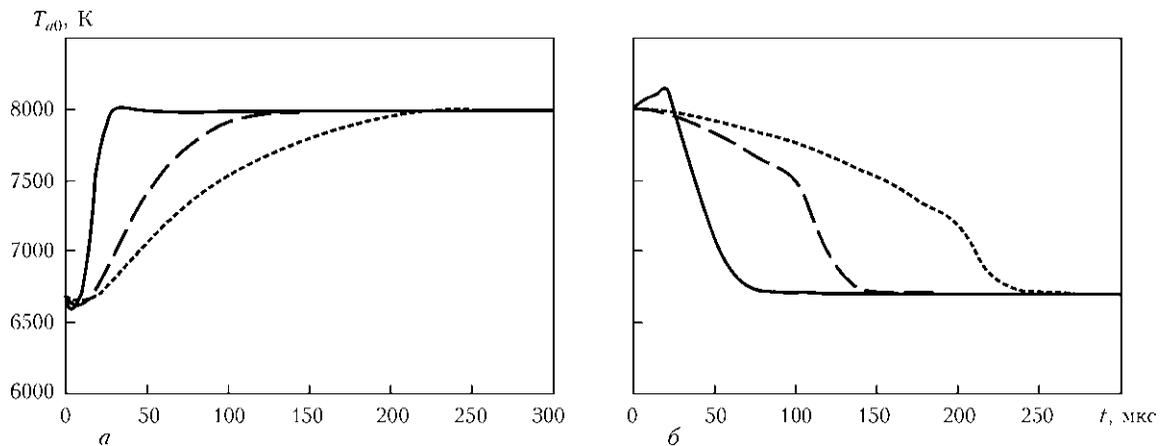


Рис. 8. Изменение осевого значения температуры прианодной плазмы на переднем (а) и заднем (б) фронтах импульса тока

нарастания или спада тока (см. штриховые и пунктирные линии на рис. 7).

Нестационарные процессы, происходящие в анодной области дуги, проиллюстрированы графиками (рис. 8–13) изменения во времени как локальных характеристик анодных процессов: T_{a0} — осевое значение температуры плазмы вблизи поверхности анода (при $z = 3$ мм), j_{a0} и q_{a0} — плотность электрического тока на аноде и плотность теплового потока в анод, определяемые в центре области анодной привязки дуги, так и интегральных характеристик указанных процессов:

P_a — полный тепловой поток в анод; R_a и R_h — радиусы токового канала и области теплового воздействия дуги на поверхности анода (под R_a и R_h понимаются радиусы окружностей на поверхности анода, в пределах которых сосредоточено 95 % текущих значений полного тока дуги $I(t)$ и полного теплового потока в анод $P_a(t)$ соответственно). Сплошные, штриховые и пунктирные кривые на указанных рисунках соответствуют $b = 20, 100$ и 200 мкс.

Закономерности динамического изменения локальных и интегральных характеристик анодной

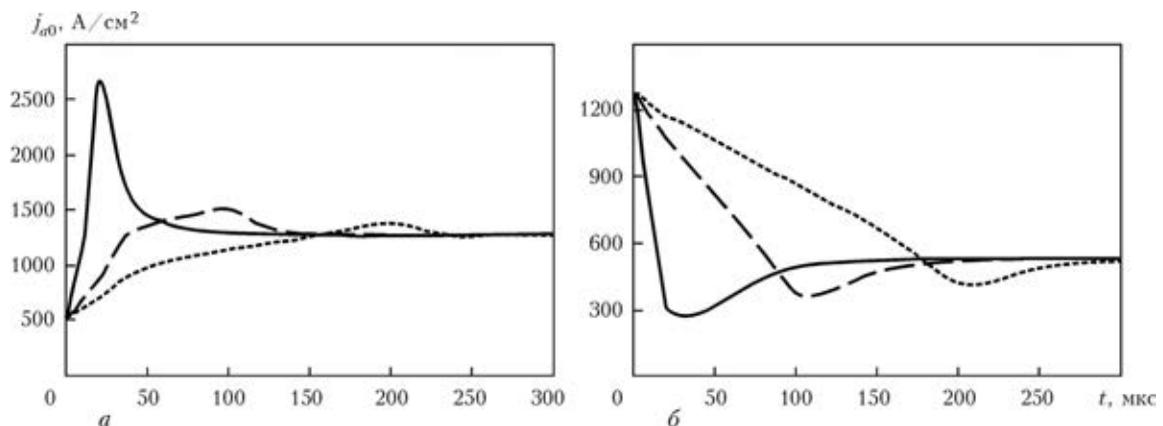


Рис. 9. Изменение осевого значения плотности электрического тока в анодной области на переднем (а) и заднем (б) фронтах импульса

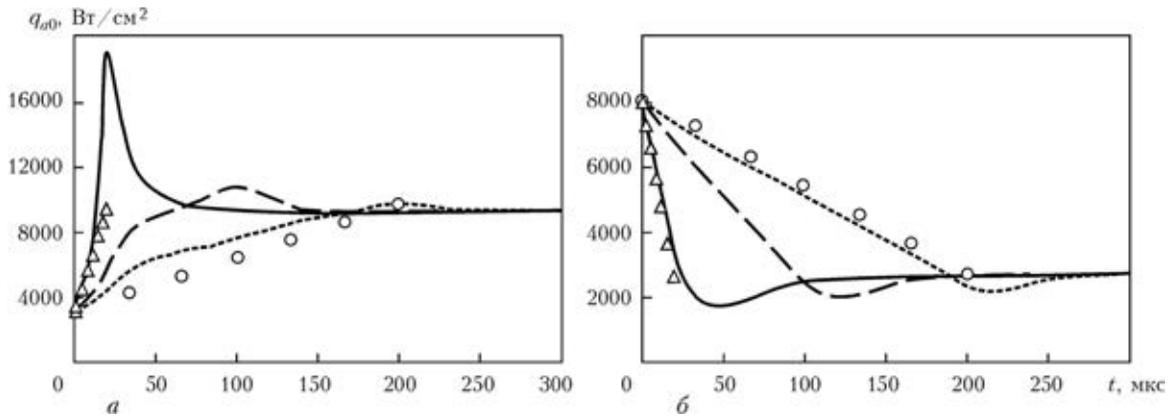


Рис. 10. Изменение осевого значения плотности теплового потока в анод на переднем (а) и заднем (б) фронтах импульса (маркерами показаны значения q_{a0} для стационарной дуги при соответствующих значениях тока: Δ — $b = 20$; $\circ = 200$ мкс)

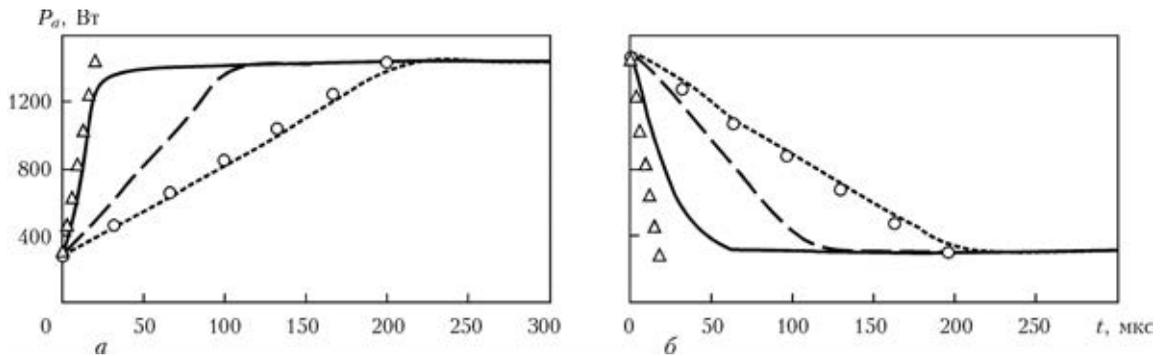


Рис. 11. Изменение полного теплового потока в анод на переднем (а) и заднем (б) фронтах импульса (маркерами показаны значения P_a для стационарной дуги при соответствующих значениях тока: Δ — $b = 20$; $\circ = 200$ мкс)

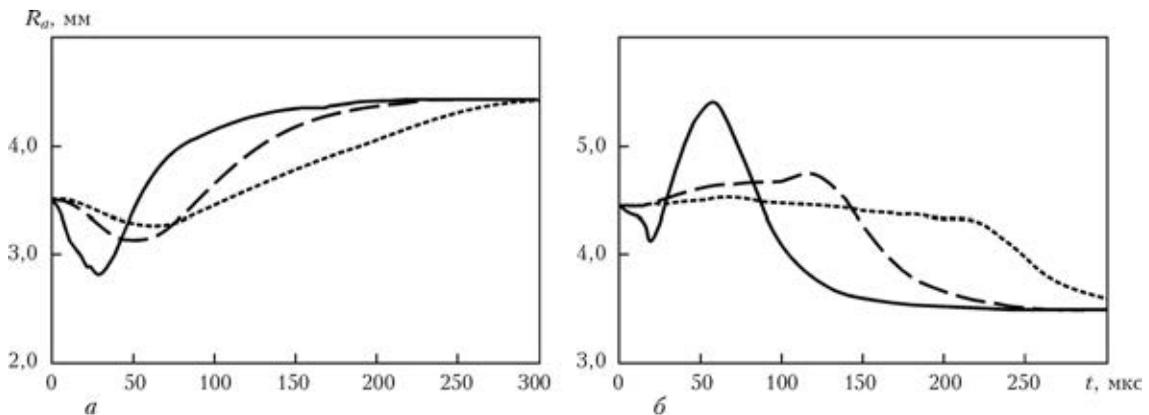


Рис. 12. Изменение радиуса токового канала дуги на аноде на переднем (а) и заднем (б) фронтах импульса

области дуги с тугоплавким катодом и медным водоохлаждаемым анодом при подаче импульса электрического тока не являются тривиальными и требуют детальной физической интерпретации. Так, например, при высокой скорости изменения тока дуги ($b = 20$ мкс), вместо ожидаемого увеличения осевого значения температуры прианодной плазмы на переднем фронте импульса и, соответственно, ее уменьшения на заднем фронте, вначале наблюдается некоторое уменьшение T_{a0} на переднем фронте и более заметное ее увеличение на заднем фронте импульса (см. сплошные кривые на рис. 8). Этот эффект во многом связан с особенностями динамики теплового состояния

и картины течения плазмы в столбе дуги при импульсном изменении тока. Для анализа данного эффекта рассмотрим условие локального теплового баланса анодной области [22]:

$$q_{\chi} + q_j = \Delta \phi j_a + q_a \quad (1)$$

Здесь $q_{\chi} = -\chi \frac{\partial T}{\partial z} |_{z=L}$ — тепловой поток из плазмы столба дуги, где χ — коэффициент теплопроводности дуговой плазмы; $q_j = j_a \frac{k}{e} \left(\frac{5}{2} - \delta \right) T |_{z=L}$ — поток энергии, приносимой в анодную область электронами плазмы стол-

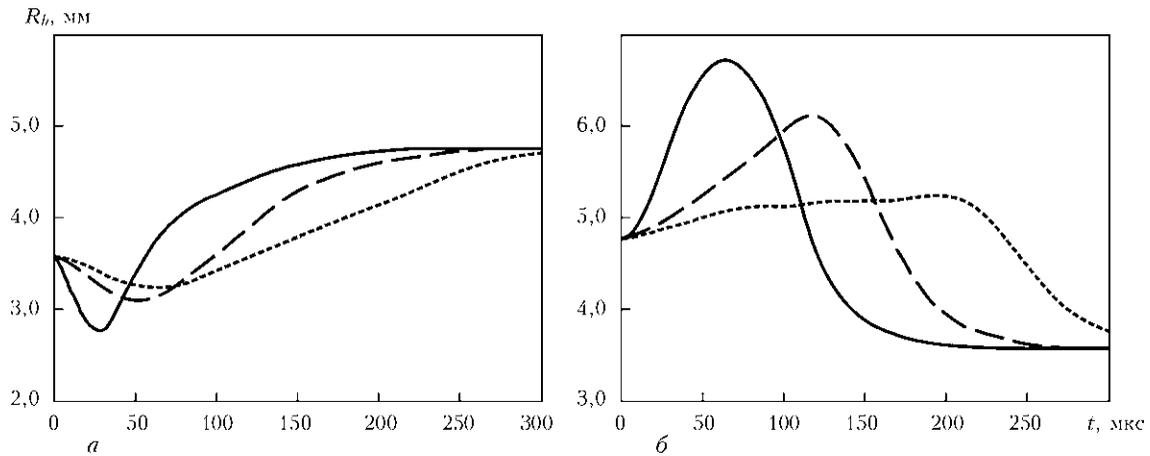


Рис. 13. Изменение радиуса области теплового воздействия дуги на анод на переднем (а) и заднем (б) фронтах импульса

ба, где $j_a = -j_z|_{z=L}$ — плотность электрического тока в прианодной плазме; k — постоянная Больцмана; e — заряд электрона; δ — постоянная термодиффузии электронов; $\Delta\varphi j_a$ — затраты энергии на поддержание анодного слоя, а величины $\Delta\varphi$ и q_a определяются на основе модели анодных процессов [17] в зависимости от температуры прианодной плазмы $T_a = T|_{z=L}$, температуры поверхности анода T_s и плотности тока в анодной области j_a .

Как уже было отмечено, наиболее инерционными процессами в столбе дуги являются газодинамические процессы. В начале заднего фронта импульса тока максимальная скорость движения плазмы на оси столба дуги составляет почти 330 м/с (см. рис. 4). Несмотря на быстрое уменьшение тока при $b = 20$ мкс и соответствующее снижение объемной плотности электромагнитной силы, плазма, двигаясь по инерции, продолжает в течение определенного времени транспортировать конвективными потоками тепловую энергию из столба дуги в сторону анода, обеспечивая тем самым высокие значения q_χ . В то же время при снижении плотности тока в анодной области (см. сплошную кривую на рис. 9, б) уменьшается плотность теплового потока за счет переноса энергии заряженными частицами, т. е. величина q_j . Слагаемые в правой части баланса энергии (1) также уменьшаются при снижении полного тока дуги ввиду уменьшения плотности тока и плотности теплового потока на аноде (см. сплошные кривые на рис. 9, б, 10, б). При такой тенденции изменения составляющих теплового баланса доминирующую роль в начальный период изменения тока играет тепловой поток за счет теплопроводности, что и приводит к локальному повышению T_{a0} . Впоследствии, когда интенсивность газодинамических потоков падает, температура прианодной плазмы в центре области анодной привязки дуги начинает монотонно убывать до значений, соот-

ветствующих стационарной дуге при токе 50 А (характерное значение времени релаксации на заднем фронте импульса составляет величину порядка 50 мкс). На переднем фронте импульса наблюдается обратная картина, при этом характерное время релаксации температуры оказывается существенно меньше и составляет величину порядка 20 мкс. Описанный эффект не наблюдается при $b \geq 100$ мкс (см. штриховые и пунктирные кривые на рис. 8), поскольку при таких длительностях фронтов импульса картина движения плазмы столба дуги успевает перестраиваться в ходе изменения тока.

В наибольшей степени эффекты нестационарности проявляются в динамике изменения во времени плотности электрического тока и плотности теплового потока на аноде в центре области анодной привязки дуги (см. рис. 9, 10). Основной особенностью этих зависимостей является их немонотонный характер с образованием локальных максимумов (на переднем фронте импульса) и минимумов (на заднем фронте), которые достигаются к моменту времени, соответствующему завершению возрастания или снижения тока дуги. В частности, при высокой скорости увеличения полного тока с 50 до 200 А ($b = 20$ мкс) максимальная плотность тока в осевой зоне анодной области более чем вдвое превосходит соответствующее значение для стационарной дуги при $I = 200$ А, а характерное время релаксации j_{a0} составляет около 80 мкс (см. сплошную кривую на рис. 9, а). На заднем фронте в точке минимума осевое значение плотности тока на аноде оказывается почти в полтора раза ниже, чем для стационарной 50-амперной дуги при несколько большем времени релаксации, составляющем величину порядка 100 мкс (см. сплошную кривую на рис. 9, б).

Рассмотрим причину такого экстремального изменения плотности тока на переднем фронте импульса при $b = 20$ мкс, когда этот эффект про-



является в наибольшей степени. Примем во внимание, что в данном случае скорость изменения тока дуги существенно превышает скорости релаксации газодинамических и тепловых процессов в дуговой плазме. Более того, как показывают расчеты, радиус токопроводящей области на аноде при увеличении полного тока вначале заметно снижается и только потом начинает возрастать, выходя на свое стационарное, соответствующее 200-амперной дуге, значение за время порядка 100 мкс (см. сплошную кривую на рис. 12, *a*). Все это приводит к тому, что при нарастающем токе дуги его плотность в центре области анодной привязки вначале резко возрастает, а затем плавно снижается, как показано на рис. 9, *a*.

На заднем фронте импульса тока при $b = 20$ мкс радиус токопроводящей области на аноде ведет себя еще более нетривиально, а именно: величина R_a в процессе уменьшения тока дуги несколько снижается, затем возрастает и только потом опять снижается до значений, характерных для стационарной дуги при токе 50 А (см. сплошную кривую на рис. 12, *b*). Результатом такого поведения радиуса токопроводящей области на аноде является тот факт, что минимум j_{a0} оказывается менее выраженным (см. сплошную кривую на рис. 9, *b*). Экстремальный характер изменения $j_{a0}(t)$ проявляется, хотя и в меньшей степени, и при более низких скоростях изменения тока, т. е. при $b = 100; 200$ мкс (см. штриховые и пунктирные кривые на рис. 9).

Поскольку плотность теплового потока в анод при прочих равных условиях практически пропорциональна плотности тока на аноде, динамика изменения q_{a0} в целом аналогична динамике изменения осевого значения плотности электрического тока в анодной области (см. рис. 9, 10). Приведенные на рис. 10 осевые значения плотности теплового потока в анод для стационарной дуги при соответствующих значениях полного тока свидетельствуют о том, что в случае $b = 20$ мкс локальные характеристики анодной области дуги являются существенно нестационарными, тогда как в случае $b = 200$ мкс изменение указанных характеристик при изменении тока практически происходит в квазистационарном режиме, т. е. горение импульсной дуги при $b = 200$ мкс представляет собой последовательную смену состояний стационарной дуги, горящей при соответствующих значениях тока. Таким образом, в качестве характерного значения времени изменения тока импульсной дуги (длительности переднего и заднего фронтов импульсов), разделяющего нестационарный и квазистационарный режимы ее горения с точки зрения локальных характеристик электрического и теплового воздействия на анод можно выбрать величину порядка 100 мкс. Здесь следует отметить, что отмеченный экстремальный

характер изменения локальных электрических и тепловых характеристик анодной области импульсной дуги с тугоплавким катодом может приводить к важному технологическому результату импульсно-дуговой сварки неплавящимся электродом — существенному увеличению проплавляющей способности дуги за счет контракции ее электрического и теплового воздействия на поверхность сварочной ванны и обусловленной этим интенсификации процессов теплопереноса в ее объеме.

Характеристикой анодной области дуги, наименее чувствительной к скорости изменения электрического тока, является такая ее интегральная характеристика, как полная тепловая мощность, вкладываемая в анод (см. рис. 11). Несмотря на то, что при малых значениях b удельный тепловой поток в анод является существенно нестационарным (см. сплошные кривые и соответствующие маркеры на рис. 10), величина P_a изменяется почти квазистационарно (см. сплошные кривые и соответствующие маркеры на рис. 11). При больших значениях длительности фронтов импульсов ($b = 200$ мкс) значения мощности, вводимой в анод стационарной дугой при соответствующих значениях тока практически совпадают со значениями, определяемыми зависимостью $P_a(t)$ для импульсной дуги (см. пунктирные кривые и соответствующие маркеры на рис. 11).

Результаты численного моделирования динамических характеристик импульсной дуги с тугоплавким катодом и медным водоохлаждаемым анодом свидетельствуют о том, что в исследуемом диапазоне длительностей фронтов импульсов тока дуги характерные времена изменения теплового состояния дуговой плазмы могут составлять $10^{-5} \dots 10^{-4}$ с. Поскольку эти значения соизмеримы с характерными временами процессов ионизации-рекомбинации в аргоновой плазме атмосферного давления [28], необходимо оценить правомерность использования модели ионизационно-равновесной плазмы и рассчитанных на ее основе температурных зависимостей термодинамических характеристик, коэффициентов переноса и радиационных потерь такой плазмы. С этой целью введем параметр $\gamma = |\alpha - \alpha_e|/\alpha_e$, характеризующий ионизационную неравновесность плазмы столба дуги, где α — степень ионизации плазмы, вычисляемая с учетом конечных скоростей процессов ионизации-рекомбинации, α_e — ее равновесное значение, вычисляемое с использованием уравнений Саха. На рис. 14 показаны изменения во времени параметра γ для плазмы столба импульсной дуги при изменении T_{col} согласно зависимостям, представленным на рис. 5, *a*. Как следует из приведенных на рис. 14 расчетных данных, степень ионизационной неравновесности плазмы столба дуги в рас-

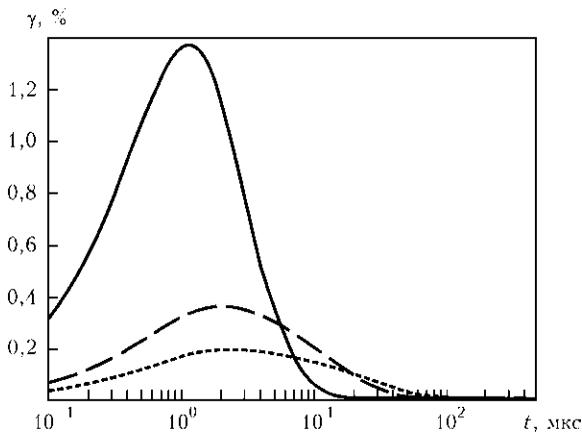


Рис. 14. Изменение степени ионизационной неравновесности дуговой плазмы в центре столба дуги на переднем фронте импульса тока при $b = 20, 100$ и 200 мкс (сплошная, штриховая и пунктирная кривые соответственно)

сма триваемых условиях не превышает 1,5 %, что позволяет считать использование модели ионизационно-равновесной плазмы вполне оправданным.

В целом, рассмотренные в настоящей работе закономерности динамического поведения локальных и интегральных характеристик столба и анодной области импульсной дуги с вольфрамовым катодом и медным водоохлаждаемым анодом позволяют сделать следующие выводы.

1. Горение дуги с тугоплавким катодом в импульсно-периодическом режиме сопровождается существенным изменением электромагнитных, тепловых и газодинамических характеристик дуговой плазмы, а также характеристик ее электрического и теплового воздействия на поверхность анода. Динамическое поведение указанных характеристик во многом зависит от скорости изменения тока дуги на фронтах импульсов и различается для переднего и заднего фронтов. Наиболее инерционным звеном в процессе перестройки электромагнитных полей, теплового состояния и картины течения дуговой плазмы при изменении тока дуги являются газодинамические процессы.

2. При высокой крутизне фронтов импульсов (скорость изменения тока более $5 \cdot 10^6$ А/с) изменение характеристик столба и анодной области импульсной дуги происходит в две стадии: стадия изменения тока дуги и стадия переходных процессов. При возрастании (снижении) тока плотность теплового потока и плотность тока на аноде могут быть в 2 раза больше (в 1,5 раза меньше) соответствующих значений для дуги постоянного тока, равного току дуги в импульсе (в паузе). На стадии переходных процессов происходит релаксация теплового и газодинамического состояния дуговой плазмы к значениям, характерным для стационарной дуги при соответствующих зна-

чении тока. Длительности процессов релаксации зависят от значения базового тока и тока в импульсе и могут существенно различаться для локальных и интегральных характеристик плазмы столба и анодной области дуги.

3. При изменении тока на фронтах импульса со скоростью, меньшей 10^6 А/с (длительность фронтов более 100 мкс), процессы, связанные с изменением тока и процессы релаксации происходят одновременно, вследствие чего нестационарный процесс горения импульсной дуги реализуется в виде последовательной смены состояний, характерных для стационарной дуги при соответствующих значениях тока (квазистационарный режим).

- Hsu K.C., Etemadi K., Pfender E. Study of the free-burning high-intensity argon arc // J. of Appl. Phys. — 1983. — **54**, № 3. — P. 1293–1301.
- Hsu K. C., Pfender E. Two-temperature modeling of the free-burning high-intensity arc // Ibid. — 1983. — **54**, № 8. — P. 4359–4366.
- Низкотемпературная плазма / В. С. Энгельшт, В. П. Гурович, Г. А. Десятков и др. — Новосибирск: Наука, 1990. — Т. 1. Теория столба электрической дуги. — 376 с.
- Prediction of anode temperatures of free burning arcs / P. Zhu, J. J. Lowke, R. Morrow et al. // J. Phys. D: Appl. Phys. — 1995. — **28**. — P. 1369–1376.
- Jenista J., Heberlein J. V. R., Pfender E. Numerical model of the anode region of high-current electric arcs // IEEE Trans. on Plasma Science. — 1997. — **25**, № 5. — P. 883–890.
- Lowke J. J., Morrow R., Haidar J. A simplified unified theory of arcs and their electrodes // J. Phys. D: Appl. Phys. — 1997. — **30**. — P. 2033–2042.
- Haidar J. Non-equilibrium modeling of transferred arcs // Ibid. — 1999. — **32**. — P. 263–272.
- Sansonnets L., Haidar J., Lowke J. J. Prediction of properties of free burning arcs including effects of ambipolar diffusion // Ibid. — 2000. — **33**. — P. 148–157.
- Computational simulation of arc melting process with complex interactions / H. Nishiyama, T. Sawada, H. Takana et al. // ISIJ International. — 2006. — **46**, № 5. — P. 705–711.
- Li He-Ping, Benilov M.S. Effect of a near-cathode sheath on heat transfer in high-pressure arc plasmas // J. Phys. D: Appl. Phys. — 2007. — **40**. — P. 2010–2017.
- Metal vapour behaviour in gas tungsten arc thermal plasma during welding / M. Tanaka, K. Yamamoto, S. Tashiro et al. // Welding in the World. — 2008. — **52**, № 11/12. — P. 82–88.
- Kim W.-H., Na S.-J. Heat and fluid flow in pulsed current GTA weld pool // Int. J. of Heat and Mass Transfer. — 1998. — **41**, Issue 21. — P. 3213–3227.
- Wu C. S., Zheng W., Wu L. Modelling the transient behaviour of pulsed current tungsten-inert-gas weld pools // Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. — 1999. — **7**, № 1. — P. 15–23.
- Traidia A., Roger F., Guyot E. Optimal parameters for pulsed gas tungsten arc welding in partially and fully penetrated weld pools // Int. J. of Thermal Sciences. — 2012. — **49**, Issue 7. — P. 1197–1208.
- Kolasa A., Matsunawa A., Arata Y. Dynamic characteristics of variable frequency pulsed TIG arc // Transaction of JWRI. — 1986. — **15**, № 2. — P. 173–177.
- Traidia A., Roger F. Numerical and experimental study of arc and weld pool behaviour for pulsed current GTA welding // Int. J. of Heat and Mass Transfer. — 2011. — **54**, Issues 9–10. — P. 2163–2179.
- Кривцун И. В., Демченко В. Ф., Крикент И. В. Модель процессов тепло-, массо- и электропереноса в анодной



- области и столбе сварочной дуги с тугоплавким катодом // Автомат. сварка. — 2010. — № 6. — С. 3–11.
18. *Мойжес Б. Я., Немчинский В. А.* К теории дуги высокого давления на тугоплавком катоде // Ж. техн. физики. — 1972. — **42**, № 5. — С. 1001–1009.
 19. *Мойжес Б. Я., Немчинский В. А.* К теории дуги высокого давления на тугоплавком катоде. II // Там же. — 1973. — **43**, № 11. — С. 2309–2317.
 20. *Приэлектродные процессы в дуговых разрядах / М. Ф. Жуков, Н. П. Козлов, А. В. Пустогаров и др.* — Новосибирск: Наука, 1982. — 157 с.
 21. *Investigation of cathode spot behaviour of atmospheric argon arcs by mathematical modeling / J. Wendelstorf, G. Simon, I. Decker et al.* // Proc. Of the 12th Intern. conf. on Gas Discharges and their Applications, Germany, Greifswald, 1997. — Vol. 1. — P. 62–65.
 22. *Крикент И. В., Кривцун И. В., Демченко В. Ф.* Моделирование процессов тепло-, массо- и электропереноса в столбе и анодной области дуги с тугоплавким катодом // Автомат. сварка. — 2012. — № 3. — С. 7–11.
 23. *Boulos M. I., Fauchais P., Pfender E.* Thermal plasmas: Fundamentals and applications. — New York and London: Plenum Press, 1997. — Vol. 1. — 454 p.
 24. *Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М.* Теоретическая физика. — М.: Наука, 1982. — Т. VIII. Электродинамика сплошных сред. — 620 с.
 25. *Ляшко И. И., Демченко В. Ф., Вакуленко С. А.* Вариант метода расщепления уравнений динамики вязкой несжимаемой жидкости на лагранжево-эйлеровых сетках // Доклады АН УССР. Сер. А. — 1981. — С. 43–47.
 26. *Демченко В. Ф., Лесной А. Б.* Лагранжево-эйлеровый метод численного решения многомерных задач конвективной диффузии // Доповіді НАНУ. — 2000. — № 11. — С. 71–75.
 27. *Трофимов Н. М., Синицкий Р. В.* Динамические характеристики импульсной дуги при сварке в аргоне // Свароч. пр-во. — 1967. — № 8. — С. 17–19.
 28. *Almeida R. M. S., Benilov M. S., Naidis G. V.* Simulation of the layer of non-equilibrium ionization in a high-pressure argon plasma with multiply-charged ions // J. of Physics D: Applied Physics. — 2000. — **33**, Issue 8. — С. 960–967.

Поступила в редакцию 18.06.2013

XII МЕЖДУНАРОДНАЯ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННАЯ ВЫСТАВКА-КОНФЕРЕНЦИЯ С МЕЖДУНАРОДНЫМ УЧАСТИЕМ

СВАРКА

26–28 ноября 2013

Екатеринбург, РФ, ЭКСПО

Основные направления выставки:

- Оборудование и технологии для дуговой сварки металлов
- Оборудование и технологии для наплавки и напыления
- Оборудование и технологии для плазменной, газопламенной сварки и резки
- Оборудование и технологии для сварки пластмасс
- Оборудование и технологии для производства сварочных электродов и проволок
- вспомогательное сварочное оборудование
- Сварка в стройиндустрии
- Спецодежда, средства индивидуальной защиты
- Материалы для сварки, наплавки, напыления, резки
- Средства и методы защиты от вредных производственных факторов сварочном производстве
- Инструменты для сварки и механической обработки
- Промышленная вентиляция
- Методы обучения и повышения квалификации персонала

Организатор: Уральские выставки (Выставочное общество)

Контакты: Менеджер выставки: Рушенцева Галина
т./ф. +7(343) 385-35-35
E-mail: ruchentseva@uv66.ru



МАГНЕТРОННЫЕ НАНОКОМПОЗИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ nc-TiC/a-C

Ю. С. БОРИСОВ¹, М. В. КУЗНЕЦОВ¹, А. В. ВОЛОС¹, В. Г. ЗАДОЯ¹, Л. М. КАПИТАНЧУК¹,
В. В. СТРЕЛЬЧУК², В. П. КЛАДКО², В. Ф. ГОРБАНЬ³

¹ ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

² Ин-т физики полупроводников им. В. В. Лошкарева НАНУ.

03028, г. Киев, Просп. Науки, 41. E-mail: info@isp.kiev.ua

³ Ин-т проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАНУ.

03142, г. Киев, ул. Кржижановского, 3. E-mail: root@ipms.kiev.ua

Одним из основных направлений в современном развитии инженерии поверхности является создание нанокompозитной структуры, где среди ее компонентов находится хотя бы одна фаза с размером структурного элемента менее 100 нм. Наличие многофазности структуры с разнородными границами зерен создает препятствие росту их размера, что обеспечивает стабильность сформированной структуры покрытий. Настоящая работа посвящена исследованию процесса формирования нанокompозитного nc-TiC/a-C покрытия на подложках из стали 08X18H10T, X12M и титана ВТ1-0 методом магнетронного распыления мишеней из графита и титана. Для управления составом покрытия была разработана расчетная методика, предусматривающая изменения мощности магнетронного разряда с титановой мишенью при постоянной мощности разряда с графитовой мишенью, что обеспечило возможность получения покрытий в диапазоне составов 42,5...70 ат. % С и 57,5...30 ат. % Ti. Покрытия исследовались методами рентгеновской дифракции, рамановской спектроскопии, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, микроиндентирования. Установлено, что 80% в структуре покрытия занимает фаза нанокристаллического TiC и 20 % матрица аморфного углерода. Определено, что степень упорядоченности углерода зависит от состава покрытий. Показано, что размер зерна TiC и твердость покрытия зависят от отношения Ti/C. Минимальный размер зерна TiC (2,9...4,3 нм) и максимальная твердость (до 30...38 ГПа) достигаются при соотношении Ti/C (в ат. %) 46/54. Максимальная нормированная твердость $H/E^* = 0,134$, являющаяся показателем сопротивления материала покрытия пластической деформации, достигнута на подложке из стали 08X18H10T.

Ключевые слова: нанокompозитное покрытие, магнетронное распыление, карбид титана, аморфный углерод, размер зерна, структура, твердость

Одним из основных направлений в современном развитии материаловедения и инженерии поверхности является использование наноструктурного состояния консолидированных материалов и покрытий. Причиной этого является возможность реализации размерных эффектов, возникающих при уменьшении размера зерна структуры до 100 нм и менее, и сопровождающихся существенным изменением механических, термических, кинетических, электрических, магнитных и оптических характеристик материалов [1–4].

Однако использование на практике материалов и покрытий, имеющих целиком наноразмерную структуру, сталкивается с проблемой стабильности такой структуры, ростом зерна, вызванным как естественным старением, так и воздействием внешних факторов — механических, термических, радиационных и т. п. Это ведет к потере материалом специфических свойств, присущих нанокристаллическому структурному состоянию.

Поэтому другим направлением использования преимуществ наноструктурного состояния материалов и покрытий, активно развивающимся в настоящее время, является создание нанокompозитной структуры, где среди ее компонентов на-

ходится хотя бы одна фаза с размером структурного элемента менее 100 нм [4]. Наличие многофазности структуры с разнородными границами зерен создает препятствие росту их размера, что обеспечивает стабильность сформированной структуры покрытий. Установлено, что нанокompозиты за счет специфики своей структуры характеризуются улучшенными физико-механическими и каталитическими свойствами [4].

Среди нанокompозитных покрытий, наносимых методом осаждения в вакууме, выделяется группа покрытий, получаемых методом магнетронного распыления, структура которых состоит из практически невзаимодействующих фаз со средним размером структурных элементов менее 100 нм [5–8]. В качестве таких структурных элементов выступают аморфная матрица и включения нанокристаллической фазы. Схема строения такой нанокompозитной структуры, которая синтезируется путем осаждения на подложку потоков от нескольких мишеней в атмосфере реакционных газов, показана на рис. 1.

Наиболее изученными являются такие системы нанокompозитных структур, как Me-C, Me-Si-N, где аморфной матрицей является углерод

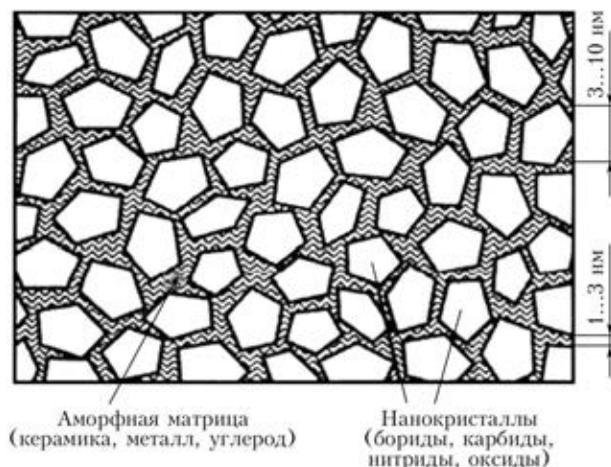


Рис. 1. Схема строения нанокompозитной структуры

или Si_3N_4 с твердыми включениями, главным образом карбидов и нитридов титана, циркония, хрома [9–11].

Ряд исследовательских работ был посвящен изучению влияния состава магнетронных покрытий nc-TiC/a-C на наноразмерность их структуры, механические и триботехнические свойства [11–14]. Так, в работе [13] при получении nc-TiC/a-C покрытия путем магнетронного распыления мишеней из спрессованных смесей TiC и C в соотношении 70/30, 50/50 и 30/70 TiC/C (в мол. %), покрытие, нанесенное при распылении мишени 50/50, является нанокompозитным при размере зерна TiC в пределах 6...11 нм и имеет твердость HV 0,05–4190. При использовании мишени 30/70 структура покрытия полностью рентгеноаморфна и авторы работы классифицировали его как металлсодержащее покрытие из аморфного углерода. Измерение триботехнических свойств показало, что наилучшие характеристики имеет покрытие TiC/C , полученное из мишени 30/70 TiC/C . Коэффициент трения в условиях сухого трения по стали 100Ст6 составил 0,08...0,14 (при 0,4...0,5 для других составов покрытий).

Оценка влияния содержания аморфной фазы a-C в пределах 0...100 % на структуру и механические свойства покрытий TiC/C , полученных при магнетронном распылении титановой и графитовой мишени, показала наличие возрастания твердости покрытия с 17 до 22 ГПа при изменении от 0 до 45 % ее количества. При дальнейшем увеличении содержания a-C -фазы наблюдается снижение твердости, но происходит повышение триботехнических свойств покрытия. Наилучший результат был достигнут при содержании 65 %, когда коэффициент трения составил менее 0,2, скорость изнашивания около 10^{-7} $\text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$ при твердости покрытия 10...15 ГПа [14].

В работе [15] было исследовано влияние состава магнетронных нанокompозитных покрытий TiC/a-C , WC/a-C и TiBC/a-C на их структуру и

триботехнические свойства. В случае TiC/a-C состав менялся в пределах содержания углерода (в ат. %): 43,6...85,5; при WC/a-C — 33,9...72,5; при TiBC/a-C — 31,2...71,3. В карбидсодержащих системах при этом наблюдалось уменьшение размера зерна твердых включений (для TiC — с 30 до 2...3 нм, для WC — с 9 до 2...3 нм). Зерно TiBC в случае 49,2...71,3 ат. % C имело размер 2...3 нм. Нанокompозитные покрытия TiC/a-C и WC/a-C улучшают свои трибомеханические свойства при увеличении содержания углерода с понижением величины коэффициента трения (от 0,31 до 0,04 для TiC/a-C и с 0,84 до 0,19 для WC/a-C) и степени износа, с уменьшением твердости покрытия (от 22,3 до 8 ГПа для TiC/a-C и от 35,7 до 15,8 ГПа для WC/a-C).

Подобные результаты были представлены в работах [16] и [17]. Так, в работе [16] подтверждено формирование рентгеноаморфной фазы при содержании титана в покрытии менее 8 ат. % и нанокompозитной структуры при 16 ат. % Ti . Отмечено увеличение размера зерна TiC с 5 до 16 нм в диапазоне содержания TiC 16...48 ат. % и достижение максимальной твердости 31 ГПа при 30 ат. % TiC .

В работе [17] исследовано влияние содержания углерода на механические характеристики покрытия nc-TiC/a-C в пределах 55...95 ат. % C . Показано, что при содержании углерода в пределах 70...95 ат. %, показатель нормированной твердости H/E^* (E^* — контактный модуль упругости) составил 0,1...0,15, возрастая с увеличением углерода (%).

Настоящая работа была посвящена исследованию процесса формирования нанокompозитного TiC/C покрытия в условиях магнетронного распыления отдельных мишеней из графита и титана, изучению влияния состава покрытия на его структуру и механические свойства.

Методики эксперимента и исследований. Покрытие осаждалось на модернизированной вакуумной установке ВУ-1БС, которая была оснащена модулем магнетронного распыления на постоянном токе, состоящем из двух магнетронов: Магнетрон 1 с дисковой мишенью (диаметр 88 мм, толщина 4 мм) из графита МПГ-7 чистотой 99,98 % и Магнетрон 2 с прямоугольной мишенью (90×58×4 мм) из титана ВТ-1-0 (рис. 2). Магнетроны установлены на одном фланце таким образом, чтобы угол между поверхностями мишеней был равен 150°. В результате обеспечивалась возможность одновременного или поочередного осаждения покрытий на неподвижную подложку с двух магнетронов при одинаковом расстоянии между подложкой и мишенями, равном 110 мм.

В качестве подложек использовали образцы из стали 08Х18Н10Т и титана ВТ1-0 размером



65×30×0,5 мм и образцы из стали Х12М диаметром 25 мм и толщиной 6 мм.

Перед помещением в вакуумную камеру образец очищался в ультразвуковой ванне, последовательно наполняемой ацетоном и этиловым спиртом. В вакууме при давлении $5 \cdot 10^{-4}$ Па образец прогревался при 150 °С в течение 20 мин, затем без выключения нагревателя проводили очистку поверхности образца бомбардировкой ионами аргона в тлеющем разряде постоянного тока при 1,3 Па, 1100 В в течение 20 мин. Покрытие осаждалось в аргоне при рабочем давлении 0,4 Па.

Процесс формирования покрытия TiC/C на поверхности образцов (с шероховатостью $R_a = 0,045$ мкм) состоял из двух этапов: осаждение подслоя титана толщиной 0,26...0,13 мкм с помощью Магнетрона 2 в режиме с отрицательным смещением напряжения на подложке при потенциале смещения $U_{см} = -100$ В и осаждение покрытия TiC/C ($\delta = 1,5...3$ мкм) с помощью двух магнетронов при $U_{см} = 0$ В. При этом углерод осаждался при постоянных значениях удельной мощности магнетронного разряда $\Delta P_1 = 8,5$ Вт/см² и скорости осаждения углерода $V_c = 0,6$ мкм/ч. На Магнетроне 2 устанавливали величину мощности разряда P_2 , необходимую для получения заданного процентного содержания титана в покрытии.

Для оценки величины мощности Магнетрона 2, необходимой для получения заданного содержания титана в покрытии TiC/C, разработали расчетную методику, состоящую из следующих этапов.

1. Содержание титана в покрытии (ат. %) $C_{Ti}^{ат}$, исходя из известных скоростей осаждения обоих компонентов покрытий (титана и углерода) составит:

$$C_{Ti}^{ат} = \frac{V_{Ti}}{V_{Ti} + V_c} \cdot 100; \quad (1)$$

2. Экспериментальное определение скорости осаждения атомов углеродного покрытия (ат. С/ч) V_c с помощью Магнетрона 1 на поверхность контрольного образца по толщине покрытия, измеренной с помощью профилометра:

$$V_c = \frac{Q_c N}{A_c}, \text{ ат. С/ч}, \quad (2)$$

где Q_c — скорость осаждения углерода, г/ч, $Q_c = \delta_c \rho_c s$ (δ_c — толщина покрытия, $0,6 \cdot 10^{-4}$ см/ч; ρ_c — плотность углерода, $2,2$ г/см³; s — площадь образца, $14,5$ см²); N — число Авогадро ($6,02 \cdot 10^{23}$ ат/моль); A_c — атомный вес углерода (12,01).

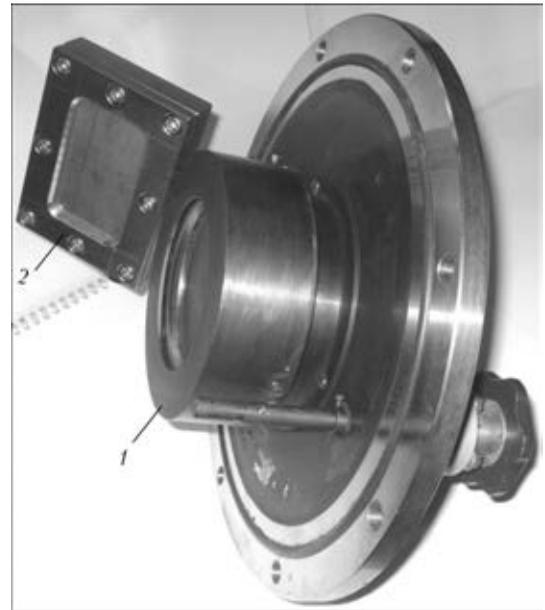


Рис. 2. Модуль магнетронного распыления, состоящий из Магнетрона 1 (1) и Магнетрона 2 (2)

$$V_c = \frac{\delta_c \rho_c N s}{A_c} = 0,94 \cdot 10^{20}, \text{ ат. С/ч}. \quad (3)$$

3. Экспериментальное определение скорости осаждения титана при номинальной мощности Магнетрона 2, равной 325 Вт. Аналогично предыдущей процедуре расчета

$$V_{Ti}^{НОМ} = \frac{\delta_{Ti} \rho_{Ti} N s}{A_{Ti}} = 1,27 \cdot 10^{20}, \text{ ат. Ti/ч}. \quad (4)$$

где $\delta_{Ti} = 1,56 \cdot 10^{-4}$ см; $\rho_{Ti} = 4,5$ г/см³, $A_{Ti} = 47,9$.

4. Поскольку при магнетронном распылении скорость осаждения покрытия прямо пропорциональна мощности магнетронного разряда, то при постоянном V_c необходимая V_{Ti}^p зависит от рабочей мощности Магнетрона 2 — P_2^p , соотношенной к значению номинальной мощности 325 Вт, где $V_{Ti}^{НОМ}$ известна, т. е. $V_{Ti}^p / V_{Ti}^{НОМ} = P_2^p / P_2^{НОМ}$.

$$P_2^p = P_2^{НОМ} \frac{V_{Ti}^p}{V_{Ti}^{НОМ}} = V_{Ti}^p \frac{P_2^{НОМ}}{V_{Ti}^{НОМ}}, \text{ Вт}. \quad (5)$$

Исходя из выражений (1) и (5)

$$V_{Ti}^p = \frac{C_{Ti}^{ат} V_c}{100 - C_{Ti}^{ат}}, \quad P_2^p = \frac{P_2^{НОМ}}{V_{Ti}^{НОМ}} \frac{C_{Ti}^{ат} V_c}{100 - C_{Ti}^{ат}}. \quad (6)$$

Используя имеющиеся данные по V_c и $V_{Ti}^{НОМ}$, получаем

$$P_2^p = 240,5 \frac{C_{Ti}^{ат}}{100 - C_{Ti}^{ат}}, \text{ Вт}. \quad (7)$$

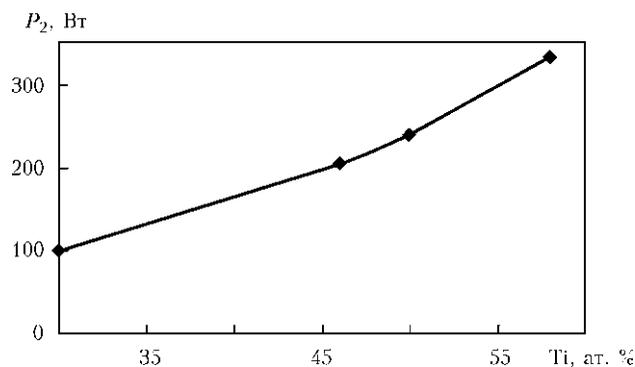


Рис. 3. Зависимость необходимой мощности Магнетрона 2 от требуемого содержания титана (ат. %) в покрытии TiC/C

На рис. 3 приведено графическое изображение полученной связи содержания титана в покрытии с рабочей мощностью Магнетрона 2.

Фазовый анализ покрытий проводили методом рентгеновской дифракции с помощью рентгеновского дифрактометра Philips X'Pert — MPD с CuK_α рентгеновским источником (длина волны $\lambda = 0,15418$ нм). Рентгеновские дифрактограммы (РД) снимали в скользящей геометрии (2 θ -сканирование): угол падающего пучка не менялся и составлял 4 град. Относительно поверхности образца; полный угловой диапазон регистрации дифракционного спектра по $2\theta = 20...80$ угл. град., минимальный шаг 0,02 град. На основе анализа РД спектров определяли: фазовый состав покрытий; средний размер зерен фазы TiC (D); величину средней деформации в слое TiC (ϵ).

Метод рамановской спектроскопии использовали для определения конфигураций химических связей углерода в покрытии. Измерения спектров комбинационного рамановского рассеяния (КРС) проводили в геометрии на отражение при комнатной температуре с помощью тройного рамановского спектрометра T-64000 Horiba Jobin-Yvon, оснащенного охлаждаемым CCD детектором. Для возбуждения применяли линию Ar-Kr ионного лазера с длиной волны 488 нм. Излучение фокусировали на образце в пятно размером 1 мкм, мощность падающего на образец излучения составляла около 1 мВт.

Соотношения фаз углерода и TiC в покрытии TiC/C определяли методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии с помощью электронного спектрометра высокого разрешения LAS 2000, RIBER.

Определение механических характеристик покрытий проводили методом микроиндентирования с помощью индентора «Микрон-Гамма» [18]. Значения характеристик вычислялись автоматически по стандарту ISO 14577-1:2002.

Результаты и их обсуждение. Основные характеристики покрытий nc-TiC/a-C различного

Таблица 1. Параметры процесса магнетронного нанесения и характеристики нанокompозитных покрытий nc-TiC/a-C

Образец	Расчетный состав покрытия, ат. %	Скорость осаждения титана, мкм/ч	Скорость осаждения TiC, мкм/ч	Толщина покрытия δ , мкм	Твердость H , ГПа
8TiC	42,5 C 57,5 Ti	1,56	2,16	2,4	7,7
14TiC	50 C 50 Ti	1,05	1,65	1,9	8,0
19TiC	54 C 46 Ti	0,81	1,4	1,8	17,5
26TiC	70 C 30 Ti	0,5	1,1	1,2	15,7

состава, осажденных на подложки из стали 08X18H10T, а также параметры процесса их получения приведены в табл. 1.

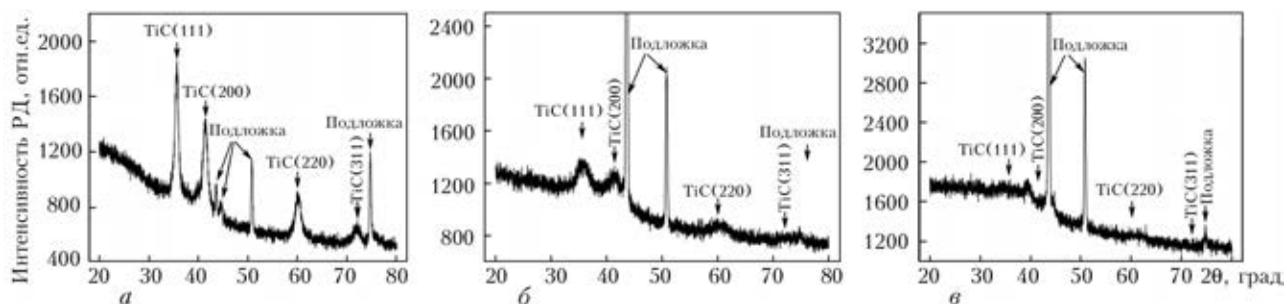
Как видно из табл. 1, для увеличения содержания углерода в покрытии TiC с 42,5 до 70 ат. % скорость осаждения титана уменьшали в три раза (при $V_c = 0,6$ мкм/ч). С увеличением содержания углерода в покрытии до 54 ат. % его твердость возрастает. Например, у образцов 8TiC (42,5 ат. % C) и 19 TiC (54 ат. % C) твердость соответственно равна 7,7 и 17,5 ГПа. При большем содержании углерода происходит снижение твердости покрытия. Таким образом, изменением скорости распыления титановой мишени при сохранении оптимальной скорости осаждения углерода V_c , можно управлять составом и величиной твердости формируемого покрытия TiC/C.

На рис. 4 приведены РД от образцов 8TiC, 19TiC и 26TiC с соответствующими таблицами, в которых указаны параметры решеток, межплоскостные расстояния, а также размер кристаллов для каждого рефлекса.

Анализ спектров РД показывает, что в случае образцов 8TiC и 19TiC в покрытиях TiC/C формируется поликристаллическая наноструктура с размерами кристаллов TiC: 10,2...5,3 и 4,3...2,9 нм соответственно. С увеличением содержания углерода в покрытии размеры нанокристаллов уменьшаются, а на образце 26TiC (70 ат. % C) фаза TiC вообще не наблюдается. Так как на спектрах видны рефлексы (111), (200), (220) и (311), это свидетельствует об отсутствии привилегированного направления роста кристаллов.

Нанокристаллическая структура покрытия TiC/C ($\delta = 3$ мкм), исследованная с помощью СЭМ при увеличении $\times 10000$ и $\times 100000$, представлена на рис. 5, где наблюдаются зерна TiC размером 10...30 нм.

О строении покрытий nc-TiC/a-C свидетельствует спектр фотоэлектронов, возникающих при



8TiC			
Рефлексы	Межплоскостное расстояние d , нм	Постоянная решетки, нм	Размер кристаллита, нм
(111)	0,2518	0,436	10,2
(200)	0,2180	0,436	8,1
(220)	0,1539	0,435	6,2
(311)	0,1312	0,435	5,3

19TiC			
Рефлексы	Межплоскостное расстояние d , нм	Постоянная решетки, нм	Размер кристаллита, нм
(111)	0,2519	0,436	3,4
(200)	0,2183	0,436	4,3
(220)	0,1535	0,434	2,9

Рис. 4. Рентгеновские дифрактограммы покрытий TiC/C различного состава, ат. %: *a* — 8TiC (42,5 C; 57,5 Ti); *б* — 19TiC (54 C; 46 Ti); *в* — 26TiC (70 C; 30 Ti)

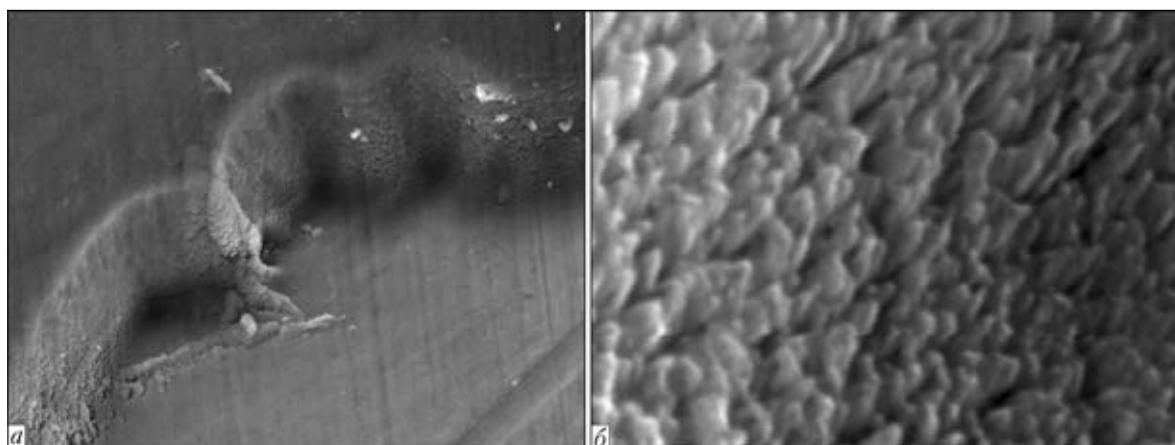


Рис. 5. Микроструктура покрытия ps-TiC/a-C: *a* — $\times 10000$; *б* — $\times 100000$

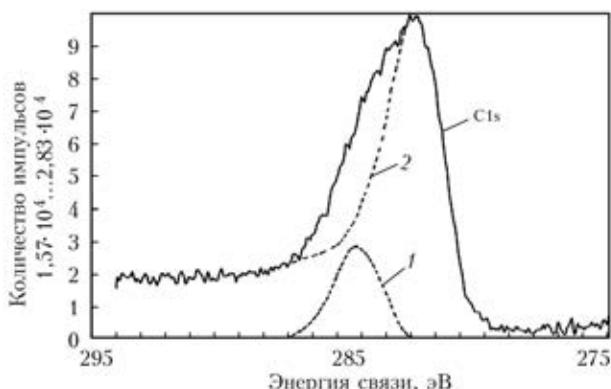


Рис. 6. Спектр фотоэлектронов покрытия ps-TiC/a-C (обозначения см. в тексте)

воздействию монохроматического рентгеновского излучения на поверхность покрытия (рис. 6).

На спектре присутствует уширенный пик углерода C1s, который разложен на два пика электронов с энергиями связи 284,4 (1) и 281,2 эВ

(2), соответствующими наличию в покрытии фаз углерода и TiC. Соотношение между величинами пиков (1) и (2) показывает, что в покрытии 80 % занимает фаза нанокристаллического карбида титана TiC и 20 % — матрица аморфного углерода.

Состояние аморфного углерода в покрытии ps-TiC/a-C оценено по спектрам комбинационно-го рамановского рассеяния (рис. 7).

На спектрах всех образцов наблюдаются две полосы комбинационного рассеяния, характерные для состояния углерода с sp^2 - и sp^3 -гибридизацией электронных орбиталей (связей) углерода. Полоса G рамановского спектра с sp^3 связью обусловлена наличием упорядоченной графитовой фазы. Полоса D спектра с sp^2 связью характеризуется структурно разупорядоченным графитом. С помощью аппроксимирующих функций Гаусса проводили разложение форм полос G и D на компоненты, определялось отношение интенсивности полос I_D/I_G . Это отношение характеризует соот-



Таблица 2. Частотные положения (ω), длительность импульса на уровне половины амплитуды (FWHM), соотношение интенсивностей для D и G полос I_D/I_G , оцененные по спектрам КРС исследованных структур (рис. 7)

Образец (состав покрытия, ат. %)	D -полоса (sp^2)			G -полоса (sp^3)			I_D/I_G
	ω , cm^{-1}	FWHM, cm^{-1}	I , импульс	ω , cm^{-1}	FWHM, cm^{-1}	I , импульс	
8 TiC (42,5 C, 57,5 Ti)	1392,3	322,5	538,5	1577,7	113,1	403,4	1,33
19 TiC (54 C, 46 Ti)	1397,0	346,7	396,9	1566,1	114,2	219,7	1,68
26 TiC (70C, 30 Ti)	1386,9	296,8	165,4	1565,4	132,6	134,5	1,23

Таблица 3. Механические свойства покрытий nc -TiC/a-C ($\delta = 3,2$ мкм) на подложках из сталей 08X18H10T и X12M

Образец, подложка	Твердость H , ГПа	Контактный модуль упругости E^* , ГПа	Нормированная твердость H/E^* , ГПа	Модуль упругости E , ГПа	Напряжение внеконтактной упругой деформации σ_{es} , ГПа	Состав покрытия, ат. %	Размер зерна D , нм
29 TiC, 08X18H10T	38	291	0,134	375	11,89	54 C, 46 Ti	2,9...4,3
30 TiC, X12M	30,5	266	0,114	333	22,6	54 C, 46 Ti	2,9...4,3

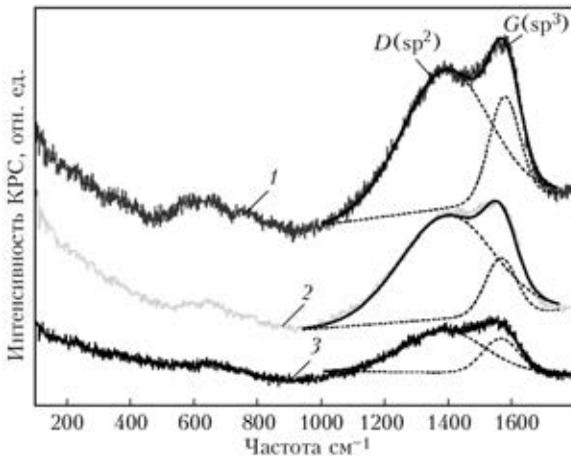


Рис. 7. Спектры комбинационного рамановского рассеяния на покрытиях nc -TiC/a-C различного состава: 1 — 8TiC; 2 — 19TiC; 3 — 26TiC

ношение фаз графита и обратно пропорционально величине части sp^3 -фазы в покрытии [19]. Следовательно, наиболее упорядоченный аморфный углерод с большим содержанием sp^3 -фазы имеется в покрытиях nc -TiC/a-C на образцах 8TiC и 26TiC, у которых наименьшие величины отношения I_D/I_G равны 1,33 и 1,23 (табл. 2).

С помощью метода микроиндентирования [18] измерили механические свойства покрытий на подложках из сталей 08X18H10T и X12M (табл. 3).

Высокая твердость покрытия (30,5...38,0 ГПа) согласно данным других исследователей [14] связана с малым содержанием в нем аморфной фазы (a-C = 20 ат. %). Значения нормированной твердости H/E^* позволяют оценить уровень сопротивления покрытия пластической деформации, который возрастает с увеличением H/E^* , являющимся показателем износостойкости материала покрытия.

Выводы

1. Методом совместного магнетронного распыления на постоянном токе мишеней из графита и титана на подложках из сталей 08X18H10T, X12M и титана VT1-0 получено при скоростях осаждения 1,4...2,2 мкм/ч нанокompозитное покрытие nc -TiC/a-C толщиной 2...3 мкм с включениями TiC размером 3...10 нм в матрице аморфного углерода.

2. Разработана методика управления составом покрытия nc -TiC/a-C путем изменения мощности магнетронного разряда с титановой мишенью при постоянной мощности разряда с графитовой мишенью, что обеспечило возможность получения покрытий в диапазоне составов 42,5...70 ат. % C и 57,5...30 ат. % Ti.

3. Показано, что размер зерна TiC и твердость покрытия зависят от отношения Ti/C. Минимальный размер зерна TiC (2,9...4,3 нм) и максимальная твердость (до 30...38 ГПа) достигаются при соотношении Ti/C (в ат. %) 46/54.

4. Методами рамановской и фотоэлектронной спектроскопии исследована тонкая структура покрытий nc -TiC/a-C. Установлено, что 80 % в структуре покрытия занимает TiC и 20 % матрица аморфного углерода. Показано, что степень упорядоченности аморфного углерода по содержанию sp^3 -фазы зависит от состава покрытий.

5. Методом микроиндентирования определены механические свойства nc -TiC/a-C покрытий, полученных на различных подложках. Показано, что максимальная нормированная твердость 0,134, являющаяся показателем сопротивления материала покрытия пластической деформации, достигнута на подложке из стали 08X18H10T.

1. Андриевский Р. А. Наноструктурные материалы — состояние, разработка и перспективы // Порошковая металлургия. — 2001. — № 6. — С. 5–11.
2. Андриевский Р. А., Глезер А. М. Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. I. Особенности структур. Термодинамика. Фазовые равновесия. Кинетичес-



- кие явления // Физ. металлов и металловедение. — 1999. — 88, № 1. — С. 50–73.
3. Андриевский Р. А., Глезер А. М. Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. II Механические и физические свойства // Там же. — 2000. — 89, № 1. — С. 91–112.
 4. Рагуля А. В., Скороход В. В. Консолидированные наноструктурные материалы. — Киев: Наук. думка, 2007. — 375 с.
 5. Решетняк Е. Н., Стрельницкий В. Е. Синтез упрочненных наноструктурных покрытий // Вопр. атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. — 2008. — № 2 (92). — С. 119–130.
 6. Штанский Д. В., Леваиов Е. А. Многокомпонентные наноструктурные тонкие пленки: проблемы и решения (Обзор) // Изв. вузов. Цветная металлургия. — 2009. — № 9. — С. 12–15.
 7. Superhard nanocomposites: Origin of hardness enhancement properties and applications / S. Veprek, R. F. Zhang, M. J. G. Veprek et al. // Surf. and Coat. Technol. — 2010. — 204. — P. 1898–1906.
 8. Recent advances of superhard nanocomposite coatings: a review / S. Zhang, D. Sun, Y. Fu, H. De. // Ibid. — 2003. — V. 167. — P. 113–119.
 9. Zehnder T., Patscheider J. Nanocomposite TiC/a-C:H hard coatings deposited by reactive PVD // Ibid. — 2000. — V. 133–134. — P. 138–144.
 10. Voevodin A. A., Zabinski J. S. Supertough wear-resistant coating with «chameleon» adaptation // Thin Solid Films. — 2000. — V. 370. — P. 223–231.
 11. Galvan D., Pei Y. T., J. Th De Hosson. Influence of deposition parameters on the structure and mechanical properties of nanocomposite coatings // Surf. and Coat. Technol. — 2006. — V. 201. — P. 590–598.
 12. Patscheider J., Zehnder T., Dieseren M. Structure-performance relations in nanocomposite coatings // Ibid. — 2001. — V. 146–147. — P. 201–208.
 13. Stuber M., Leiste H., Ulrich S. Microstructure and properties of low friction TiC - C nanocomposite coatings deposited by magnetron sputtering // Ibid. — 2002. — V. 150. — P. 218–226.
 14. Martinez D., Lopez-Cortes C., Fernandez A. Influence of microstructure on the mechanical and tribological behavior of TiC/a-C nanocomposite coatings // Thin Solid Films. — 2009. — V. 517. — P. 1662–1671.
 15. Metal carbide/amorphous C-based nanocomposite coatings for tribological application / J. C. Sanchez-Lopez, D. Martinez-Martinez, M. D. Abad, A. Fernandez // Surf. and Coat. Technol. — 2009. — V. 204. — P. 947–953.
 16. Microstructure and tribological properties of magnetron sputtered nc-TiC/a-C nanocomposite / S. Zhang, X. Lamb Bui, J. Jiang, X. Li // Ibid. — 2005. — V. 198. — P. 206–211.
 17. Nanostructured TiC/a-C coatings for friction and wear resistant applications / Y. T. Pei, D. Galvan, J. Th. De Hosson, A. Cavaleiro // Ibid. — 2005. — V. 198. — P. 44–50.
 18. Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Печковский Э. П. Новая методология обработки и анализа результатов автоматического индентирования материалов. — Киев: Логос, 2009. — 82 с.
 19. Ferrari A., Robertson J. Interpretation of Raman spectra of disordered and amorphous carbon // Phys. Rev. — 2000. — 61, № 20. — P. 14095–14107.

Поступила в редакцию 28.05.2013

ІНСТИТУТ ЕЛЕКТРОЗВАРЮВАННЯ ім. Є. О. ПАТОНА НАН УКРАЇНИ

Оголошує щорічний набір в

ДОКТОРАНТУРУ за спеціальностями:

- Зварювання та споріднені процеси і технології
- Матеріалознавство
- Металургія чорних і кольорових металів та спеціальних сплавів
- Діагностика матеріалів і конструкцій

АСПІРАНТУРУ за спеціальностями:

- Зварювання та споріднені процеси і технології
- Матеріалознавство
- Металургія чорних і кольорових металів та спеціальних сплавів
- Діагностика матеріалів і конструкцій

Прийом документів до аспірантури проводиться до 10 вересня.

Контактні телефони: 200-84-11.

Документи направляти за адресою: 03680, Україна, Київ-150, МСП, ул. Боженка, 11
Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, ученому секретареві

ПЛАВЛЕНИЕ ЭЛЕКТРОДА И ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА ПРИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ СВАРКЕ

Б. Е. ПАТОН¹, И. И. ЛЫЧКО¹, К. А. ЮЩЕНКО¹, С. А. СУПРУН¹,
С. М. КОЗУЛИН¹, А. А. КЛИМЕНКО²

¹ ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

² ПАО «Сумское НПО им. М. В. Фрунзе». 40004, г. Сумы, ул. Горького, 58. E-mail: klimenko_@frunze.com.ua

Настоящая статья посвящена вопросам изучения физической природы электрошлаковой сварки путем разработки новых и использования существующих методов исследований процессов сварки плавлением. Изложены результаты изучения процесса электрошлаковой сварки проволочным электродом методом прямых визуальных наблюдений через оптически прозрачную среду явлений, протекающих в свариваемом пространстве, и дальнейшей покадровой обработки материалов скоростной киносъемки. Дан анализ и приведены описания некоторых явлений, наблюдаемых в выбранной базовой ячейке свариваемого пространства: плавление шлака и электрода, образование центрального ядра межэлектродного промежутка в виде шлакометаллогазового разряда плазменного типа, выделение тепловой мощности и ее распространение в свариваемом пространстве, а также численные размеры ее основных геометрических параметров. Полученные уточненные представления о физической природе электрошлакового процесса позволяют более эффективно использовать его преимущества при создании новых технологий и оборудования для производства толстолистовых массивных сварных металлоконструкций. Библиогр. 28, табл. 1, рис. 7.

Ключевые слова: электрошлаковая сварка, свариваемое пространство, шлаковая ванна, межэлектродный промежуток, зона наивысших температур, активная зона, ядро межэлектродного промежутка, шлакометаллогазовый разряд плазменного типа, плавление и перенос жидкого металла, образование шва, скоростная кино-, фотосъемка

С момента изобретения и успешного применения электрошлаковой сварки (ЭШС), которая всегда была объектом пристального внимания ученых, прошло более пятидесяти лет. На начальном этапе технические и экономические преимущества этого способа зачастую предопределяли первоочередность разработки и внедрение аппаратных и технологических модификаций ЭШС.

Однако первые исследования, выполненные на заре создания ЭШС сотрудниками ИЭС им. Е. О. Патона [1–18] и других научных, производственных предприятиях СССР [19–23], а также зарубежными специалистами [24, 25], позволили теоретически обосновать применение технологических приемов и температурно-временных условий для сварки применительно к различным промышленным конструкциям. В первую очередь следует отметить работы по стабилизации и управлению сварочным процессом [6], автоматическому регулированию уровня металлической ванны [10, 12, 15]. Не менее важными были исследования влияния режимов сварки на качество металла сварного соединения [2], изучение температурного поля и термического цикла, а также теплового баланса процесса сварки [14, 17, 19, 20 и др.].

Сегодня ЭШС востребована в тяжелом машиностроении, особенно при производстве сварных металлоконструкций больших толщин [25–28],

поэтому по-прежнему актуальны вопросы повышения эффективности использования тепловой энергии при плавлении присадочного и основного металла, оптимизации методов контроля и управления ЭШС, а также активизации исследований этого процесса.

Теоретические и практические представления о явлениях, имеющих место при ЭШС (протекающей практически в закрытом, изолированном пространстве), которые были получены ранее, преимущественно базировались на применении приемов косвенного наблюдения [2, 5, 6, 11]. Заглянуть (в прямом смысле этого слова) вовнутрь свариваемого пространства удалось с помощью скоростной кино-, фотосъемки через термостойкую оптически прозрачную среду [18], которая установлена вместо медного формирующего устройства, охлаждаемого водой (рис. 1). Поскольку сварочный ток, проходя через шлаковую ванну, делает ее непрозрачной, увидеть реальную картину плавления электрода и переноса расплавленного металла в металлическую ванну стало возможным лишь при максимальном приближении проволочного электрода непосредственно к поверхности кварцевого стекла. Таким образом, через поверхность прозрачной среды видно плоское изображение (проекцию поперечного сечения) свариваемого пространства, которое расположено



в плоскости движущего электрода, приближенно к стеклу, т. е. наблюдаются процессы плавления и переноса электродного металла в шлаковой ванне. Можно предположить, что подобные процессы будут осуществляться и в зоне плавления второго электрода, закрытого от наблюдения шлаковой ванной. Дальнейшие исследования электрошлакового сварочного процесса проволочным электродом были проведены на основе этой методики, включающей:

1) прямую скоростную кино-, фотосъемку электрошлакового сварочного процесса через оптически прозрачную среду образцов из низколегированной стали марки 09Г2С толщиной 60 мм двумя проволочными электродами диаметром 3 мм при глубине шлаковой ванны 45 мм, сварочном зазоре, равном 27 мм, сухом вылете электродов 70 мм, под флюсом АН-8 (рис. 1). Питание осуществлялось от источника переменного тока типа ТШС-3000/3 с жесткой внешней характеристикой. Сварочный процесс протекал на скоростях подачи проволочных электродов, равных соответственно 3,11 и 4,39 см/с;

2) изучение динамики изменения геометрических размеров основных параметров свариваемого пространства путем компьютерной обработки кадров киносъемки электрошлакового процесса;

3) анализ основных электрических параметров сварочного процесса ($I_{св}$, $U_{св}$, $v_{п.п}$) и температурного режима в свариваемом пространстве. Для этого с сохранением всех условий выполнения ЭШС, зафиксированных ранее при кино-, фотосъемке, провели сварку образца с компьютерной высокочастотной фиксацией $I_{св}$, $U_{св}$, $v_{п.п}$ и измерением температуры шлаковой и металлической ванны;

4) сопоставление данных геометрических параметров свариваемого пространства с основными электрическими параметрами сварочного процесса, а также температурой шлаковой и металлической ванны для установления частотно-временных совпадений импульсного характера переноса электродного металла и изменений сварочного тока.

Ниже представлены результаты визуального исследования свариваемого пространства при ЭШС проволочным электродом (п. 1, 2) в изолированной закрытой зоне, образованной свариваемыми кромками, формирующими устройствами, швом и зеркалом шлаковой ванны, где происходит расплавление электродного и основного металла, а также формирование шва.

Для выбранных условий сварки на один проволочный электрод приходится 30 мм толщины кромок свариваемого металла. Поэтому за оптимальную ячейку на один электрод диаметром 3 мм было выбрано свариваемое пространство, ограниченное размерами $B \times S \times h_s$ (мм), где B — ширина сварочного зазора, равная 27 мм; S — толщина

свариваемого металла, равная 30 мм; h_s — глубина шлаковой ванны, равная 45 мм.

Анализ визуальных наблюдений свариваемого пространства (рис. 2) подтверждает, что в этом наиболее ответственном звене электрической цепи, представляющим сосредоточенное омическое сопротивление, образуется и выделяется основная тепловая энергия, которая затем передается электродному и основному металлу.

В свариваемом пространстве, продольное сечение которого в плоскости оси электрода условно напоминает форму перевернутого «гриба», можно различить отдельные, обычно визуально невидимые в процессе сварки, составляющие (рис. 1, 2): шлаковую ванну, металлическую ванну, линию фронта кристаллизации, шов и проволочный электрод.

При этом практически все параметры свариваемого пространства, обозначенные на рис. 2, взаимосвязаны и непрерывно изменяются во времени. Отчетливо видно, что между двумя твердыми металлическими проводниками (основной металл и проволочный электрод) постоянно существует электрический проводник в жидкой форме. В первом приближении следует отметить, что центральная часть его может быть определена как ядро межэлектродного промежутка. При этом размеры и форма шва главным образом определяются количеством и характером распространения тепла в свариваемом пространстве, причем кромки основного металла оплавляются выше уровня зеркала металлической ванны.

Шлаковая ванна, представляющая собой расплав смеси оксидов, солей, сульфидов и других компонентов, является проводником электрического тока и подчиняется закону Ома. Известно, что в шлаках преобладает ионная проводимость [1, 2, 10]. В общем объеме шлаковой ванны, имеющей по сравнению со свариваемым металлом значительно большее омическое сопротивление вообще и в центральном ядре межэлектродного промежутка, в частности, происходит преобразование электрической энергии в тепловую.

Верхние границы шлаковой ванны четко очерчены зеркалом ее практически плоской поверхности. В зазоре, образованном свариваемыми кромками основного металла, такого разделения между шлаковой и металлической ванной не наблюдается (рис. 2). Шлаковая ванна в своем объеме главным образом, как и следовало ожидать, весьма неоднородна по температуре, о чем свидетельствует ее цветовая гамма (рис. 2). В ней можно выделить характерные участки:

— зону наивысших температур (площадь F_1), которая непосредственно контактирует с торцом электрода, где осуществляется перегрев капель расплавленного электродного металла и шлака;

— более разветвленную область (площадь F_2), которая отличается меньшей температурой, чем площадь F_1 , но выше, чем температура основного объема шлаковой ванны. Этот участок определим как активную зону, где происходит нагрев и оплавление электрода.

Обе эти зоны в свариваемом пространстве занимают определенные и, по-видимому, оптимальные, с точки зрения выделения тепловой энергии и устойчивости процесса сварки, объемы. Наблюдаемые зоны F_1 и F_2 следует рассматривать как продольные сечения соответствующих объемов V_1 и V_2 , близких к телам вращения указанных плоских сечений вокруг оси электрода.

Объем зоны наиболее высоких температур V_1 по сути является центральным ядром межэлектродного промежутка. Очевидно, что ее состав, форма и состояние — важнейшие характеристики электрошлакового процесса. При выбранных параметрах режима сварки ядро (рис. 2) существует на протяжении всей сварки, импульсно изменяясь в объеме по определенным законам. Визуальные наблюдения процесса дают основания полагать, что по своему составу и состоянию объем ядра V_1 представляет собой некий шлакометаллогазовый разряд плазменного типа, который формируется в шлаковой ванне в результате прохождения через нее сварочного тока. Он образуется и существует в импульсном режиме. Наглядно видно, что этот разряд имеет существенно более высокую, чем остальные зоны шлаковой ванны, температуру и как проводник электрического тока подвергается воздействию электромагнитных полей, возникающих в сварочной цепи. Физическое состояние этой зоны (например, температура, проводимость и т. д.) следует и необходимо определять с помощью специальных физических методов исследования, которые применяются при изучении разрядов подобного типа.

На рис. 2 можно проследить, как переменный сварочный ток (например, в первом полупериоде) от электрода передается шлаковой ванне. При этом контактирующая металлическая твердая поверхность электрода может значительно изменяться: от размера, равного поперечному сечению торца электрода ($7,1 \text{ мм}^2$), до значения общей площади боковой поверхности мокрого вылета электрода (около 100 мм^2), которая контактирует (смачивается) и оплавляется шлаком. Поэтому на контактных границах объемов V_1 и V_2 непрерывно изменяется плотность тока и проводимость. Сварочный ток растекается в объемах этих зон, следуя через контактную поверхность с зеркалом металлической ванны и частично через оплавленные свариваемые кромки, расположенные над металлической ванной. От металлической ванны через поверхность фронта кристаллизации и оплавлен-

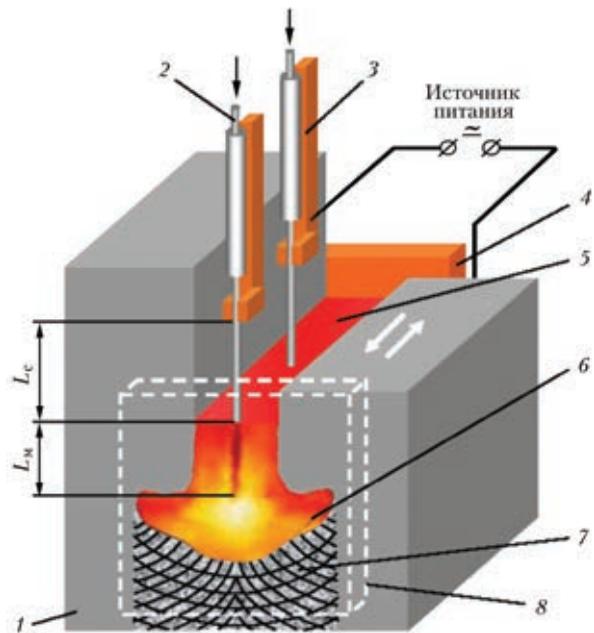


Рис. 1. Схема образца для скоростной кино-, фотосъемки ЭШС через оптически прозрачную среду: 1 — свариваемые кромки; 2 — проволочный электрод; 3 — мундштуки; 4 — формирующее устройство (ползун); 5 — шлаковая ванна; 6 — металлическая ванна; 7 — шов; 8 — кварцевое стекло (вместо обратного ползуна)

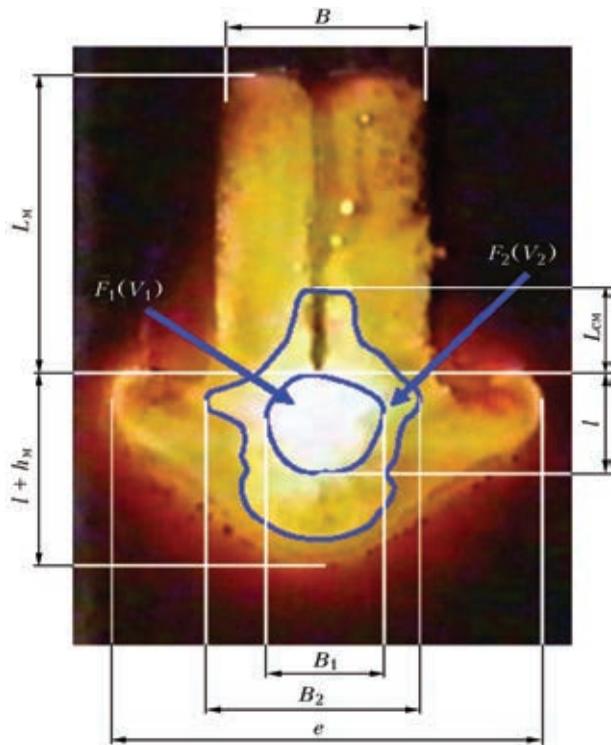


Рис. 2. Схема выделения зон пространства образования сварного соединения ЭШС проволочным электродом, зафиксированных при скоростной кино съемке через оптически прозрачную среду, и их обозначения: L_M — мокрый вылет электрода; L_{CM} — длина смачиваемой части электрода; B — ширина зазора между свариваемыми кромками; e — ширина шва; l — расстояние между концом электрода и зеркалом металлической ванны; h_M — глубина металлической ванны; $F_1(V_1)$ — зона наиболее высоких температур; $F_2(V_2)$ — активная зона; B_1 — ширина зоны наиболее высоких температур; B_2 — ширина активной зоны

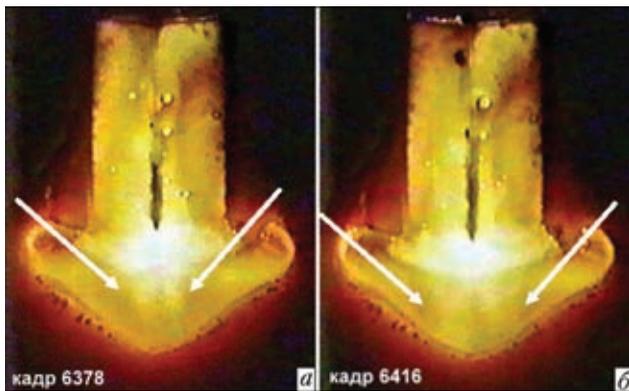


Рис. 3. Постоянно существующий токопроводящий канал (границы канала обозначены стрелками) от зоны F_1 в металлическую ванну, размеры которого определяются ее максимальной шириной B_1 (см. рис. 2)

ные кромки основного металла электрическая цепь замыкается на основной металл и далее к источнику питания. Причем площадь контактной поверхности основного металла равна площади, которая смачивается жидким металлом и шлаком. Она многократно превышает контактную площадь проволочного электрода. Поэтому при смене полярности (второй полупериод) условия прохождения сварочного тока изменяются. Это явление визуально наблюдается чередованием изменения

яркости свечения смежных кадров. При этом по периметру зоны наибольших температур V_1 , соосно электроду, постоянно наблюдается яркий токопроводящий канал, контактирующий с металлической ванной (рис. 3).

При прохождении сварочного тока основная часть тепловой энергии преимущественно выделяется на контактных границах (см. рис. 2): поверхность электрода — область объема V_1 ; поверхность электрода — область объема V_2 ; область объема V_1 — металлическая ванна; область объема V_2 — металлическая ванна; металлическая ванна — основной металл (кромки + шов); шлаковая ванна — кромки основного металла.

Вероятно, при постоянном существовании в межэлектродном промежутке нескольких контактных зон между жидкими проводниками с различными свойствами (например, проводимость, температура, вязкость) создается некая концентрация тепловой энергии, выделяемая в центральном ядре межэлектродного промежутка.

При этом вектор движения тепловой энергии области объема V_1 преимущественно направлен в сторону металлической ванны, поскольку у нее теплопроводность выше, чем у шлака. Основной тепловой импульс шлаковая ванна и свариваемые

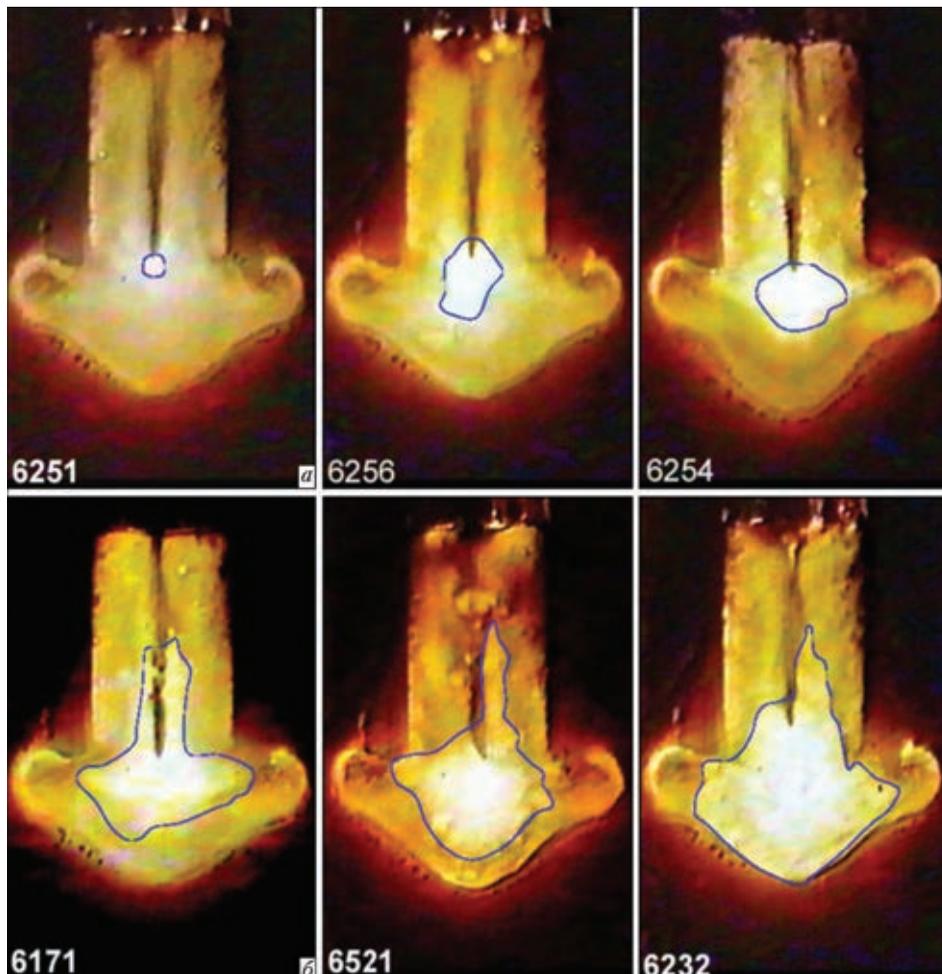


Рис. 4. Схемы выделения зон F_1 (а) и F_2 (б) на отдельных кадрах кино съемки при вычислении их площадей и объемов

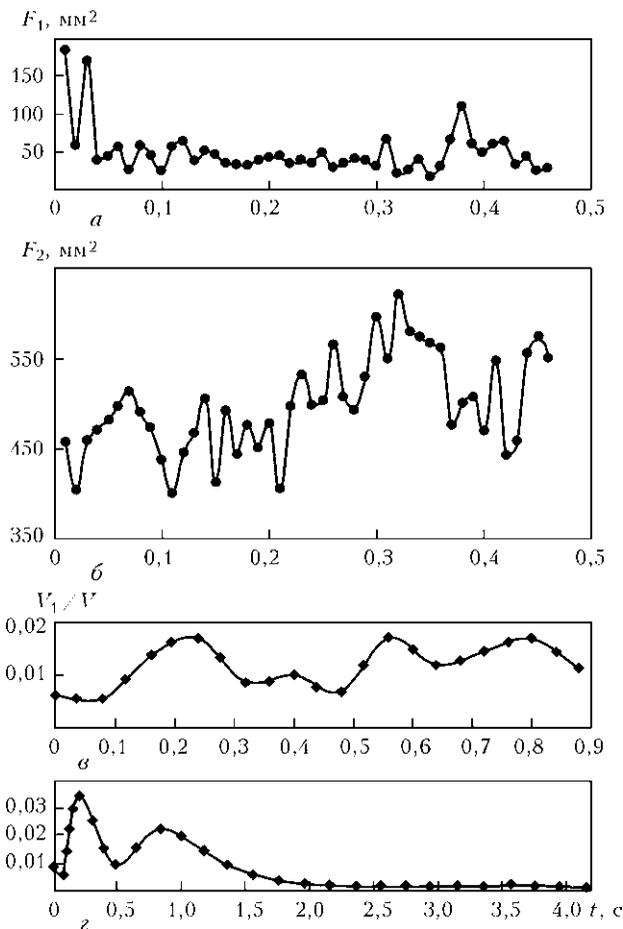


Рис 5. Изменение площадей F_1 (а) и F_2 (б) и доли объема зоны наивысших температур V_1 в общем объеме зоны сварки при $v_{п.п} = 3,11$ (в) и $4,39$ (з) см/с

кромки получают от металлической ванны, как наиболее подвижной среды, формирующейся в свариваемом пространстве. Тепловая энергия, передаваемая шлаковой ванне, расходуется на предварительный подогрев и частичное оплавление свариваемых кромок, мокрого вылета электрода, а также нагрев шлаковой ванны. Кроме того, часть объема шлаковой ванны, расположенная выше активной зоны V_2 , не является проводником сварочного тока, т. е. в основном не выделяет, а потребляет тепловую энергию и обеспечивает равновесное состояние зоны F_1 , а также защиту металлической ванны от воздействия атмосферы.

При определении доли площадей (объемов) зон F_1 и F_2 в общем балансе выбранной ячейки для удобства можно условно разделить их на более простые плоские геометрические фигуры (см. рис. 4) и рассчитать их площади. Как отмечалось ранее, фактически они являются поперечными сечениями тел (объемов) вращения относительно оси электрода, их площади можно перевести в соответствующие объемы. Примеры изменения этих площадей во времени, а также отношение объема V_1 к общему объему выбранной

ячейки свариваемого пространства V приведены на рис. 5.

Для выбранного промежутка времени, например, протяженностью 0,45 с, площадь зоны F_1 (рис. 5, а) может изменяться в широких пределах (от 25,0 до 200,0 мм²), площадь зоны F_2 за такой же промежуток времени изменялась в пределах 350,0...550,0 мм² (рис. 5, б). Доля объема ядра межэлектродного промежутка V_1 к общему объему выбранной ячейки свариваемого пространства V изменяется незначительно (рис. 5, в, з). Эти данные подтверждают, что в объеме зоны наиболее высоких температур V_1 действительно концентрируется основная тепловая энергия, выделяемая при ЭШС.

Металлическая ванна образуется из расплавленного электродного металла, который поступает в нее преимущественно порциями из объема V_1 (зона F_1) и основного металла, оплаваемого по кромкам. Установлено, что при устойчивом протекании электрошлакового процесса наблюдается чередование относительно спокойного характера образования и перемещения массы объема V_1 в металлическую ванну и ее взрывообразного переноса. Взрывообразный характер переноса электродного металла является следствием некоего пульсирующего накопления тепловой энергии в перегретом ядре с последующим взрывообразным разрядом межэлектродного промежутка. В результате при выбранных режимах ЭШС наблюдается локальное опережающее накопление выделяемой тепловой энергии и сравнительно замедленное потребление ее (теплоотвод) кромками основного металла. Это явление существенно влияет на форму межэлектродного промежутка и характер переноса капель. Накопленное тепло ведет к увеличению скорости плавления электрода, вызывая импульсный рост проводимости, и массы объема V_1 , а значит и сварочного тока. Когда под воздействием тепловых и электрических факторов происходит мощный взрывной разряд объема V_1 , уменьшается значение мокрого вылета (возрастает параметр l , см. рис. 2) и, как следствие уменьшается значение силы сварочного тока. После чего общий цикл повторяется и начинается зарождение, формирование и рост нового объема V_1 . Частота образования и объем шлакометаллогазового разряда плазменного типа зависит от выбранных параметров режима сварки. Так, при скорости подачи электрода 4,39 см/с за фиксированный период сварки продолжительностью существования одного разряда, равной 0,15 с, расплавилось 0,24 г массы электрода, а скорость распространения тепловой энергии (волны) в металлической ванне — движение теплового потока массы объема V_1 — составила около 1,5 м/с.

Если металлическая ванна имеет четкую, медленно изменяющуюся границу со швом (по линии



фронта кристаллизации), то между шлаковой ванной и зеркалом металлической ванны в процессе расплавления проволочного электрода и переноса капель, такую устойчивую границу зафиксировать весьма сложно. На протяжении всего электрошлакового процесса зеркало металлической ванны (особенно под электродом) имеет сложную вогнутую конусообразную поверхность, которая непрерывно изменяется (рис. 6, 7). Под влиянием массы объема V_1 и возникающих гидро- и электродинамических сил форма поверхности зеркала металлической ванны непрерывно изменяется. В моменты, когда энергией импульса мощного направленного разряда масса объема V_1 достигает дна металлической ванны (поверхности фронта кристаллизации шва), можно наблюдать «выплескивание» металлической ванны в шлак за пределы равновесного состояния (рис. 7, з). Вследствие этого, перегретая шлакометаллогазовая смесь вместе с металлической ванной движется вверх по плоскостям, образованным фронтом кристаллизации и формирующими устройствами. Обратный жидкий металл стекает вниз уже под действием сил гравитации. Интенсивная передача тепловой энергии шлаковой ванне и свариваемым кромкам происходит чередующимися импульсами. Тепловой импульс от металлической ванны направлен на оплавленные ранее кромки основного металла под углом около 90° , поэтому передает им максимум энергии. Верхняя же часть кромок в зазоре, контактирующих со шлаковой ванной, выше уровня конца электрода нагревается менее интенсивно и, как правило, не оплавляется шлаком. Поскольку

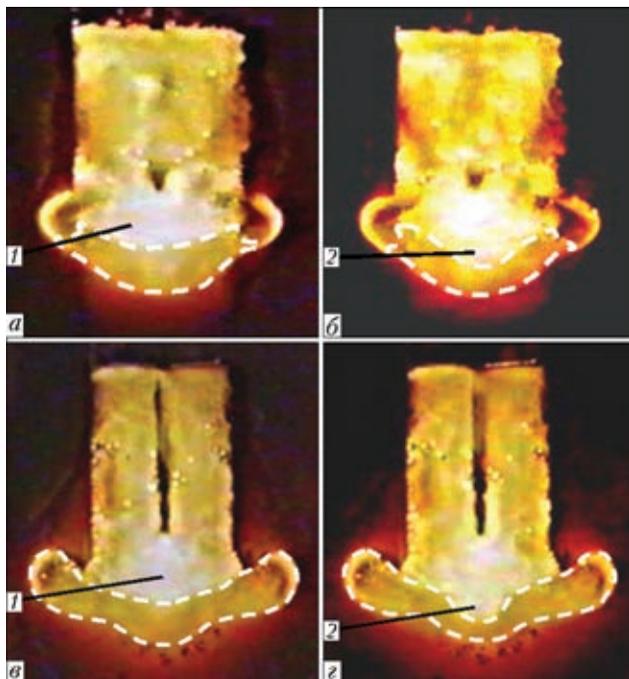


Рис. 6. Динамика изменения формы металлической ванны при $v_{п.п} = 3,11$ см/с в начале (а, б) и при установившемся процессе (в, з): 1 — образование зоны F_1 ; 2 — взрывоподобное проникновение массы объема V_1 в металлическую ванну

на границе может существовать даже гарнисажная корка, то в основном благодаря этому наблюдается грибовидная форма проплавления кромок.

Линия фронта кристаллизации фактически повторяет форму зеркала металлической ванны. Понятие глубины металлической ванны, обычно устанавливаемое по макрошлифам, не отвечает действительным ее мгновенным параметрам во время протекания электрошлакового процесса (рис. 6, 7). Следует заметить, что периодическое «выплескивание» порций металлической ванны вызывает частичное повторное оплавление закристаллизовавшегося металла шва по фронту кристаллизации.

Наблюдается также интенсивное вращение массы объема V_1 вокруг оси, соосной с электродом. В результате этого тепловые потоки могут отклоняться в сторону от оси электрода. Однако основная доля тепловой энергии концентрируется по оси движения электрода, поэтому поверхность фронта кристаллизации максимально вогнута именно по центру шва.

Расплавление электродного металла главным образом происходит в области активной зоны F_2 . При этом электрод оплавляется по его боковой поверхности, смачиваемой шлаком (контактирующей с активной зоной). Оплавляемая конусопо-

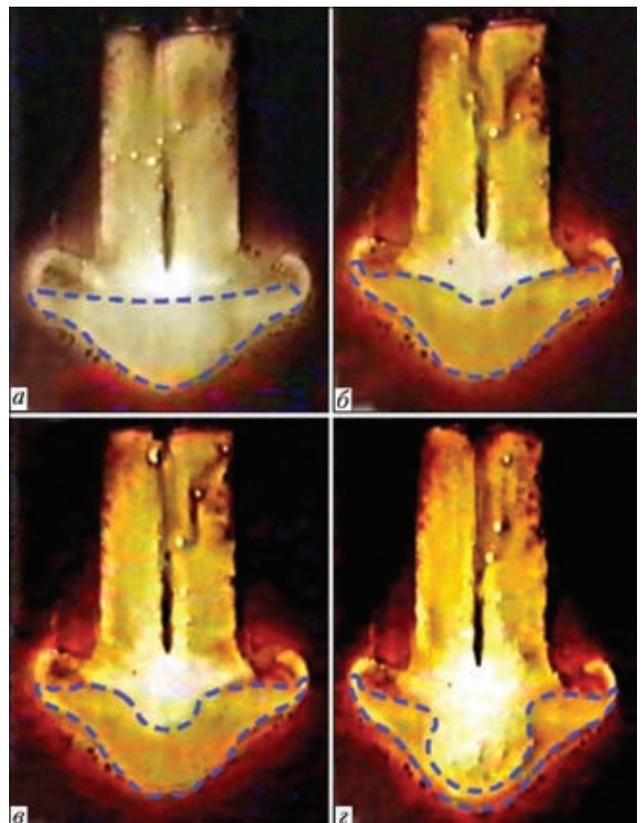


Рис. 7. Изменение формы металлической ванны при $v_{п.п} = 4,39$ см/с в момент (штриховыми линиями очерчены границы металлической ванны) начала зарождения объема V_1 (а), начала «вдавливания» массы объема V_1 в металлическую ванну (б), нарастания объема массы V_1 (в) и взрыва массы объема V_1 с выдавливанием металлической ванны (з)

добная поверхность конца металлического электрода является главным контактным элементом электрической цепи, через который сварочный ток от электрода направляется в шлаковую ванну.

Капля, формируясь из жидкого металла, который стекает по боковой поверхности электрода, находится непосредственно в зоне наивысших температур F_1 , где и происходит ее дополнительный перегрев. Во время образования капли на нее действуют сила тяжести и электродинамические силы («пинч-эффект»), ускоряющие момент отрыва и движения капли от электрода).

Установлено, что форма конца электрода на протяжении сварочного процесса в основном конусообразная (электрод заострен книзу). Однако в момент мощного импульсного взрыва разряда иногда наблюдается кускоподобный обрыв конца конусной части электрода, вследствие чего заметно уменьшается мокрый вылет L и увеличивается расстояние l . Уместно добавить, что в так называемом мокром вылете L , который определяет глубину погружения электрода в шлаковую ванну, следует особо выделить часть, смачиваемую шлаком $L_{см}$ (см. рис. 2), влияющую на сварочный ток и характер плавления электрода.

Для исследуемых условий замечено чередование трех-четырех и более малых разрядов с одним-двумя большими взрывами. Форма оплавления кромок объясняется характером теплопередачи от металлической ванны к основному металлу и частично условиями существования металлической ванны под действием силы тяжести и сил поверхностного натяжения. Контур проплавления кромок представляет собой изотермическую поверхность, соответствующую температуре плавления основного металла. В зоне плавления электродного металла наблюдается интенсивное выделение газов, которые поднимаются вверх практически через весь объем к зеркалу шлаковой ванны (см. рис. 3). Наблюдается выделение газов и в области максимального проплавления кромок основного металла (см. рис 3, кадр 6378), что можно объяснить попаданием газов в металлическую ванну с массой объема V_1 (в момент взрыва). Выделение газов на электроде визуально не отмечено.

При изучении зоны сварки были использованы различные компьютерные программы точного дискретного измерения, с помощью которых определяли значения геометрических параметров, приведенных на рис. 2. Размеры определяли при обработке фрагментов кадров кино съемки, выполненной с частотой 100 кадров в секунду для двух режимов ЭШС — при $v_{п.п} = 3,11$ и $4,39$ см/с соответственно. Определение фактических линейных размеров геометрических параметров выполняли относительно известной фиксированной величины реального сварочного зазора между кро-

Фактические пределы изменения численных размеров основных геометрических параметров для выбранной ячейки свариваемого пространства в зависимости от скорости подачи проволочного электрода

Параметр (см. рис. 2) и размерность	$v_{п.п} = 3,11$ см/с	$v_{п.п} = 4,39$ см/с
$h_{мб}$, мм	4,0...10,0	4,0...16,0
$l + h_{мб}$, мм	20,0...22,5	20,0...26,8
L , мм	30,5...33,5	30,5...40,5
e , мм	48,0...51,5	54,0...60,0
F_1 , мм ²	100,0...210,0	20,0...200,0
F_2 , мм ²	190,0...550,0	—
B_1 , мм	10,0...22,0	5,0...25,0
B_2 , мм	22,0...28,0	25,0...26,0

ками $B = 27$ мм. Погрешность измерений составляла $0,5...2,5$ %. Для наглядности некоторые результаты измерений (пределы значений параметров) приведены в таблице.

Известно, что основным критерием для оценки качества шва является коэффициент формы шва $\psi = e/h_{м}$. Хотя глубина металлической ванны в процессе сварки постоянно меняется, ширина шва e изменяется незначительно. Площадь сечения металлической ванны может составлять до 30 % площади плоскости сечения свариваемого пространства (по оси электрода), а ее масса для названной ячейки находится в пределах $115...125$ г. Она является главным фактором влияния на форму шва. Для исследуемых режимов сварки средние значения $\psi = 5,7...7,0$.

Выводы

1. При устойчивом процессе ЭШС проволочный электрод оплавляется в шлаковой ванне по поверхности, смачиваемой шлаком. При попадании жидкого электродного металла в промежуток между электродом и зеркалом металлической ванны образуется шлакометаллогазовый разряд плазменного типа, который чередующимися импульсами перегретой массы посредством электро-, гидродинамических ударов переносится в металлическую ванну. Отражаясь от дна, перегретая смесь, включая металлическую ванну, поднимается вверх к свариваемым кромок и передает им, а также шлаковой ванне тепловую энергию.

Взрывной характер переноса и большая подвижность перегретой шлакометаллогазовой смеси обеспечивают грибовидную форму проплавления свариваемых кромок.

2. Установленное в процессе исследований наличие циклически повторяющихся шлакометаллогазовых разрядов плазменного типа является характерной особенностью электрошлакового про-



цесса проволочным электродом на всех стадиях его существования.

3. Шлаковая ванна ЭШС — весьма неоднородная по температуре, о чем свидетельствует зафиксированная ее цветовая гамма, в которой можно выделить характерные участки:

шлакометаллогазовый разряд плазменного типа (объем V_1), который непосредственно контактирует с электродом и имеет наивысшую температуру;

активную зону (объем V_2). По сравнению с V_1 она отличается меньшей, но более высокой, чем температура основного объема шлаковой ванны;

в этих зонах электрическая энергия преобразуется в тепловую, происходит плавление и перенос электродного металла, а также формирование шва;

часть объема шлаковой ванны, расположенного над зоной V_2 , обеспечивает равновесное состояние области V_1 , защиту металлической ванны от воздействия атмосферы и практически не является проводником сварочного тока.

4. Рассмотренные области зоны сварки являются важнейшими элементами электрошлакового процесса и совместно с электрическими параметрами режима сварки используются при управлении и контроле сварочного процесса.

5. Особенности протекания ЭШС проволочным электродом могут быть приняты во внимание при исследовании таких способов сварки, как сварка плавящимся мундштуком, сварка электродом большого сечения, а также электрошлакового переplava.

1. *Электрошлаковая сварка* / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: Машгиз, 1959. — 410 с.
2. *Электрошлаковая сварка и наплавка* / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1980. — 512 с.
3. *Волошкевич Г. З.* Метод принудительного формирования и его применение // *Автомат. сварка*. — 1951. — № 1. — С. 3–19.
4. *Волошкевич Г. З.* Электрошлаковая сварка // Там же. — 1953. — № 6. — С. 3–10.
5. *Готальский Ю. Н.* К вопросу о взаимодействии между шлаком и металлом при электрошлаковой сварке // Там же. — 1954. — № 5. — С. 38–43.
6. *Патон Б. Е.* Автоматическое регулирование электрошлаковой сварки // Там же. — 1955. — № 3. — С. 39–50.
7. *Волошкевич Г. З.* Рентгенографическое исследование плавления электрода и переноса металла // *Проблемы электродуговой и контактной сварки*. — М.: Машгиз, 1955. — С. 292–300.

8. *Походня И. К.* Взаимодействие шлака и металла при дуговой и электрошлаковой наплавке высокохромистых ледобуритных сталей // *Автомат. сварка*. — 1955. — № 5. — С. 44–46.
9. *Дудко Д. А., Рублевский И. Н.* Некоторые металлургические особенности процесса электрошлаковой сварки // Там же. — 1956. — № 4. — С. 22–29.
10. *Волошкевич Г. З.* О режимах электрошлаковой сварки // Там же. — 1958. — № 3. — С. 12–17.
11. *Подгаецкий В. В.* О флюсах для электрошлаковой сварки // Там же. — 1956. — № 4. — С. 30–49.
12. *Волошкевич Г. З.* Плавление электрода и перенос металла при электрошлаковой сварке // Там же. — 1958. — № 10. — С. 14–21.
13. *Дудко Д. А., Рублевский И. Н.* Влияние рода тока и полярности на металлургические процессы при электрошлаковой сварке // Там же. — 1958. — № 3. — С. 75–78.
14. *Волошкевич Г. З.* Температурное поле изделия при электрошлаковой сварке // Там же. — 1961. — № 7. — С. 40–45.
15. *Волошкевич Г. З.* Стабилизация электрошлаковой сварки // Там же. — 1962. — № 4. — С. 1–5.
16. *Волошкевич Г. З.* Электрошлаковая сварка // *Доклад-обобщение опубликованных работ на соискание ученой степени доктора технических наук*. — Киев: Изд-во АН УССР, 1962. — 45 с.
17. *Патон Б. Е.* Новый способ электрошлаковой сварки // *Свароч. пр-во*. — 1972. — № 6. — С. 16–17.
18. *Исследование электрошлакового процесса с помощью кино-фото-съемки через прозрачную среду* / Д. А. Дудко, Г. З. Волошкевич, И. И. Сушук-Слюсаренко, И. И. Лычко // *Автомат. сварка*. — 1971. — № 2. — С. 15–17.
19. *Перцовский Г. А.* Определение температуры ванны при электрошлаковом процессе калориметрическим методом // *Сварка: Сб. статей*. — М.: Судпромгиз, 1959. — С. 156–162.
20. *Пугин А. И., Перцовский Г. А.* Расчеты термического цикла околосшовной зоны при электрошлаковой сварке // *Автомат. сварка*. — 1963. — № 6. — С. 14–23.
21. *Кох Б. А.* Термический цикл электрошлаковой сварки // *Свароч. пр-во*. — 1962. — № 1. — С. 1–4.
22. *Шарапов Ю. В.* Температурные поля при электрошлаковой сварке // *Автомат. сварка*. — 1965. — № 6. — С. 32–37.
23. *Шарапов Ю. В.* К расчету зоны проплавления при электрошлаковой сварке // *Свароч. пр-во*. — 1968. — № 6. — С. 13–15.
24. *Электрошлаковая технология за рубежом* / Б. И. Медовар, А. К. Цикуленко, А. Г. Богаченко и др. — Киев: Наук. думка, 1982. — 320 с.
25. *Ando A., Nakata S., Wada H.* Studies on the electroslag welding (report 111) // *J. Jap. Weld. Soc.* — 1970. — **40**, № 11. — P. 1104–1110.
26. *Brandi S. D., Liu S., Thomas R. D.* Electroslag and electrogas welding // *AWS Welding handbook*. — 2012. — Vol. 6A. — P. 365–379.
27. *Electroslag welding: A status report* / B. Paton, D. Dudko, K. Yushchenko et al. // *Welding J.* — 1997. — № 12. — P. 51–58.
28. *Yushchenko K. A., Lychko I. I., Sushchuk-Slyusarenko I. I.* Effective techniques of electroslag welding and prospects for their application in welding production. — 1999. — **12**, Pt 2. — 108 p. — (Welding and Surfacing Reviews).

Поступила в редакцию 04.04.2013

ОПРЕДЕЛЕНИЕ НЕСТАБИЛЬНОСТИ ПРОЦЕССА МАГ СВАРКИ ПО ИСКАЖЕНИЮ АКУСТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ДУГИ

У. РЕЙСГЕН, Я. де ВРИС

Ин-т сварки и соединений Аахенского ун-та, Германия, г. Аахен, Понтштрассе, 49, Д-52062

E-mail: office@isf.rwth-aachen.de

При дуговой сварке плавящимся электродом отклонение фактических параметров процесса от заданного режима приводит к появлению дефектов, снижающих качество сварного соединения. В настоящее время в условиях промышленного производства выявление такого рода отклонений непосредственно в процессе сварки фиксируется, в основном, путем анализа осциллограмм сварочного тока и напряжения. Метод корректировки параметров сварки, который используют в современных источниках питания, основан на измерении электрических параметров, например, сварочного тока и напряжения, по которым судят о длине дуги. При этом существенно снижаются возможности однозначной оценки длины дуги из-за сложения погрешностей измерения нескольких электрических параметров. В соответствии с планом НИР Института сварки и родственных технологий (Welding and Joining Institute) эта проблема была решена на основании установленной нами четкой зависимости между длиной дуги и параметрами акустических искажений, фиксируемых при использовании дуги в качестве источника звуковых колебаний. Для выявления отклонений сварочных параметров от установленных значений непосредственно в процессе сварки анализировали воспринимаемые специальным микрофоном аудиосигналы, генерируемые сварочной дугой при модулировании сварочного тока импульсами от внешнего источника синусоидальных колебаний в звуковом и ультразвуковом диапазоне. Коэффициент гармонических искажений ТНД (Total Harmony Distortion) и отношение сигнал-помеха, включая шумы и искажения SINAD (Signal-to-Interference ratio including Noise and Distortion) оказались наиболее надежными электроакустическими параметрами, однозначно и воспроизводимо фиксирующими изменения геометрии сварочной дуги. Из этого следует и обратный вывод о том, что в случае поддержания этих параметров в заданном диапазоне дуга не изменяет свои геометрические размеры. Модуляция сварочной дуги и анализ акустической информации представляет достаточно надежную альтернативу существующим методам, основанным на измерении электрических параметров. Данная статья посвящена исследованиям именно этого метода. Библиогр. 10, рис. 6.

Ключевые слова: дуговая сварка плавящимся электродом, контроль качества, акустическая эмиссия, управление длиной дуги, параметры искажения аудиосигнала, источник питания

Предпосылки для проведения исследований.

При дуговой сварке плавящимся электродом нестабильность фактических параметров процесса во многих случаях приводит к появлению дефектов, снижающих качество сварного соединения. В настоящее время в условиях промышленного производства выявление такого рода отклонений непосредственно в процессе сварки фиксируется, в основном, путем анализа осциллограмм сварочного тока и напряжения. Метод управления параметрами сварки по длине дуги, который используют в современных источниках питания, основан на измерении электрических параметров, например, сварочного тока и напряжения, по которым судят о длине дуги. При этом существенно снижаются возможности однозначной оценки длины дуги из-за суммирования погрешностей измерения нескольких параметров. Тем не менее, большинство систем оценки дуги основано на датчиках, регистрирующих изменение электрических параметров процесса — сварочного тока и напряжения [1–4].

Так как качество сварного соединения прямо или косвенно зависит от изменений параметров дуги во времени, основной задачей является определение фактических параметров процесса дуговой сварки [5, 6]. При этом наибольшее влияние на геометрию сварного шва оказывают механизм переноса металла, тепловая энергия дуги и давление дуги, совместное воздействие которых способствует перемешиванию металла в сварочной ванне. С другой стороны, механизм переноса металла, определяющий свойства капель, а также степень выгорания легирующих элементов из присадочного металла при капельном переносе, зависит от физических свойств плазмы, возникающей в анодной области, температуры и длины столба дуги. Причиной появления дефектов типа подрезов и непроваров, в основном, является отклонение дуги от заданных параметров [7].

Однако приближенная модель, использованная ранее, основанная на предполагаемой пропорциональности длины дуги напряжению дуги, оказывается не соответствующей реальному процессу, как это показано на рис. 1. При почти одной и той же длине сварочной дуги напряжение на

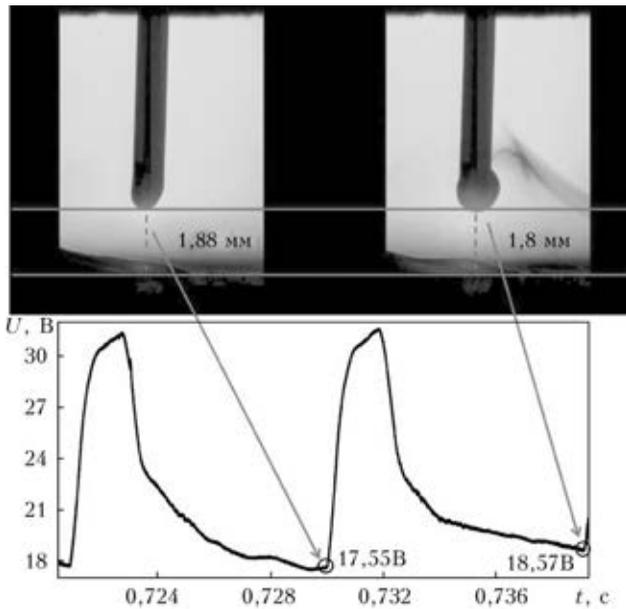


Рис. 1. Непропорциональность напряжения и длины дуги

дуге может иметь различные значения. В данном случае сокращение длины дуги на 4 % привело к возрастанию напряжения сварочной дуги на 6 %, что явно противоречит повсеместно принятой в настоящее время идее пропорциональности между напряжением на дуге и длиной дуги. Взамен этой предпосылки имеет смысл использовать дополнительно еще один существенный параметр процесса, который может обеспечить получение более надежной информации о длине дуги и ее форме.

Акустический метод измерения длины дуги.

Возможность использования дуги в качестве излучателя звука была установлена в 1879 г., что послужило основой создания в Эрлангенском университете «Поющей дуговой лампы». Оказалось, что дуга может излучать звуковые колебания в диапазоне от 16 Гц и до более высоких частот, не воспринимаемых человеком, причем достаточно высокого качества, что подтверждается наличием и на современном рынке звуковых

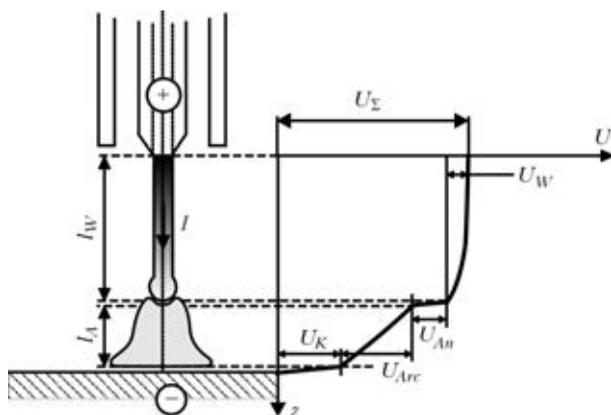


Рис. 2. Схема дугового процесса с идеализированной зависимостью напряжения на различных элементах электрической цепи

колонок с дуговым генератором самых высоких частот [8].

В связи с этим, применительно к области сварки, напрашивается идея наложения внешних низкочастотных аудиосигналов на собственные внутренние звуковые колебания, излучаемые источником питания с последующей оценкой результирующего сигнала. Для этого необходимо проверить предположение о влиянии геометрических параметров дуги на ее акустические свойства и возможности использования геометрии дуги для оценки «системы звукового излучателя процесса сварки». В данном случае рассматриваются акустические параметры, характеризующие нелинейными искажениями сигнала от сварочной дуги относительно сигнала внешнего генератора звуковых частот. Очевидно, что акустические параметры рассматриваются определяющими нелинейные искажения сигнала, возникающего на пути от звукового генератора к сварочной дуге.

На рис. 2 представлена упрощенная схема электрической цепи на участке сварочной дуги, включающей сварочную горелку, присадочную проволоку и изделие. Очевидно, что каждый дополнительный элемент на этом участке цепи оказывает огромное влияние на электрические параметры дуги и это существенно осложняет анализ влияния любого элемента в отдельности. Однако если предположить, что процессы испарения металла на аноде, катоде и каплях металла, а также газодинамика защитного газа и плазмообразования не влияют на акустическую эмиссию, тогда единственным излучателем звука в этой системе остается сварочная дуга.

Проведение предварительных экспериментов с использованием для дуговой сварки вольфрамового электрода в среде защитного газа показали, что сварочные установки, в основном, позволяют достаточно четко воспроизводить тестовые звуковые сигналы заданной частоты, несмотря на явно слышимые звуковые шумы процессы. На рис. 3 показаны три тестовых сигнала на частотах 2, 5 и 7 кГц, которыми модулировали выход

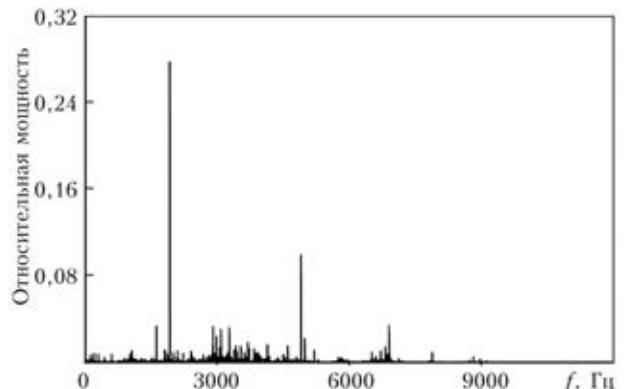


Рис. 3. Спектр частот, введенных извне и излучаемых инверторным источником питания

инверторного источника питания. При этом, несмотря на внутренние и внешние помехи, как видно из осциллограммы, оказалось возможным достаточно надежно фиксировать затухание тестовых сигналов одинаковой амплитуды.

Результаты экспериментов показали, что наиболее надежными электроакустическими параметрами оказались следующие факторы искажения: THD (коэффициент гармонических искажений) и SINAD (отношение сигнал–помеха, включая шумы и искажения). Таким образом, оказалось возможным получать однозначную и воспроизводимую информацию об изменении геометрии сварочной дуги.

Предполагается, что параметр THD может оказаться существенным критерием качества в процессе генерирования и передачи сигналов. Как и любой четырехполосник, содержащий нелинейные компоненты, сварочная цепь также представляет собой нелинейную систему. И если на идеальные характеристики сварочной цепи происходит наложение синусоидального сигнала, неизбежно возникают гармоники различных частот. Параметр THD фиксирует частоты этих гармоник, которые, как правило, являются нежелательными, а для расчета используют отношение между суммарным эффективным значением гармоник и суммарным эффективным значением основного сигнала вместе с гармониками:

$$THD = \left(\frac{\bar{U}_2^2 + \bar{U}_3^2 + \dots}{\bar{U}_1^2 + \bar{U}_2^2 + \bar{U}_3^2 + \dots} \right)^{1/2}$$

Параметр THD в связи с этим является безразмерной величиной и может быть выражен в процентах или в логарифмической шкале, в децибелах (дБ) [9, 10].

Параметр SINAD представляет собой отношение амплитуды среднеквадратичной величины сигнала к средней величине квадратного корня из суммы квадратов всех компонентов спектра, включая гармоники, но без постоянной составляющей сигнала.

Этот параметр достаточно четко представляет общую динамическую характеристику системы, так как в него входят все составляющие как полезного сигнала, так и его искажений. Обозначая полезный сигнал знаком S , сигнал шумов N и искажений через D , измеренных совместно с амплитудой входного сигнала на его частоте, параметр SINAD вычис-

ляют по следующей формуле и выражают также в децибелах:

$$SINAD = 20 \log \left(\frac{S}{N + D} \right)$$

Проведение измерений непосредственно в процессе сварки. Для проведения тестовых испытаний использовали сварочный источник питания Cloos Quinto II с механизмом подачи проволоки. При включении сварочного источника питания в сеть наибольшую проблему составляет параллельное подключение к нему генератора синусоидального напряжения, в связи с чем использовали схему сумматора, соединяющего отвод сварочной цепи и цепь внешнего генератора.

В этом случае результирующий сигнал через блок усилителя получали вместе с сигналом от управляемого транзисторного источника питания Elma 800, который использовали в качестве быстродействующего источника с минимальной пульсацией сварочного тока (рис. 4).

Эксперименты по дуговой наплавке присадочной проволокой проводили с использованием защитного газа состава 82 % Ar + 18 % CO₂ в соответствии с DIN EN ISO 14175 (класс M21). Расстояние между сварочной горелкой и изделием составляло 18 мм. После непродолжительного времени достижения стабильности истечения газа включали сварочный источник питания совместно с подключенным к нему генератором импульсов синусоидального напряжения. Звуковой сигнал, имитируемый сварочной дугой, через микрофон направленного действия, установленный



Рис. 4. Общий вид сварочного стенда

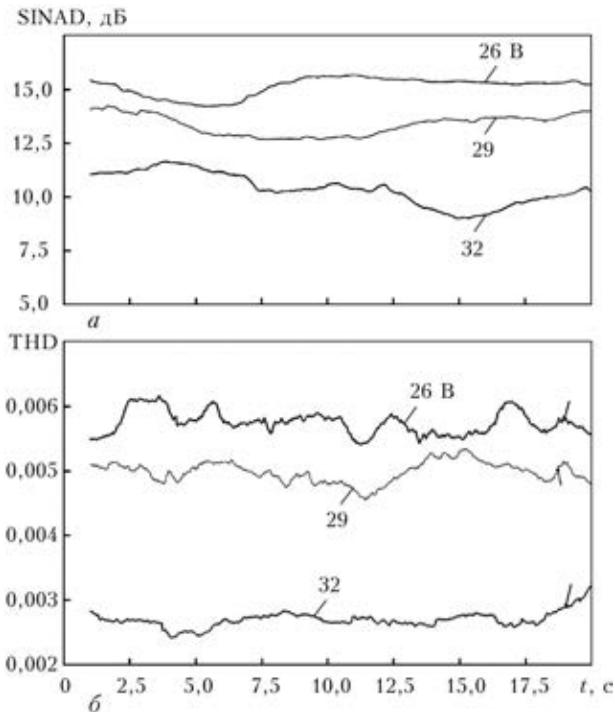


Рис. 5. Временная зависимость параметров SINAD (а) и THD (б) при напряжении на дуге 26, 29 и 32 В

на расстоянии 1 м от зоны горения дуги, после оцифровки подавали на компьютер.

На первом этапе проведения экспериментов использовали звуковые частоты, воспринимаемые человеческим ухом для того, чтобы контролировать наличие тестового сигнала и его фиксирование на экране компьютера. Однако после успешного завершения этого этапа оказалось воз-

можным перейти на более высокий диапазон частот — от 18 до 20 кГц и выше.

В связи с тем, что длина и форма сварочной дуги находится в прямой зависимости от параметров сварки, в частности, от скорости подачи присадочной проволоки и напряжения на дуге, были проведены эксперименты по исследованию различной геометрии дуги при постоянной скорости подачи в диапазоне напряжений от 20 до 40 В.

Обсуждение результатов. Изменение напряжения дуги приводит к существенным изменениям параметров сварочной дуги, т. е., с повышением напряжения увеличивается длина дуги и площадь ее поверхности, что способствует усилению эффекта генерации звука.

Экспериментально установлено, что величина параметров SINAD и THD имеет тенденцию к снижению по мере возрастания длины дуги. В качестве иллюстрации на рис. 5, а представлена временная зависимость параметра SINAD в зависимости от напряжения на сварочной дуге. Данный эксперимент был проведен при постоянной скорости подачи присадочной проволоки 10 м/мин и модуляции сварочного тока синусоидальным сигналом частотой 12 кГц.

На рис. 5, б представлена временная зависимость параметра THD при различных напряжениях дуги и постоянной скорости подачи присадочной проволоки в пределах 10 м/мин и частоте модулирующего сигнала 12 кГц.

На рис. 6 представлено изменение длины дуги в зависимости от скорости подачи присадочной проволоки. Эксперимент проводили при стабиль-

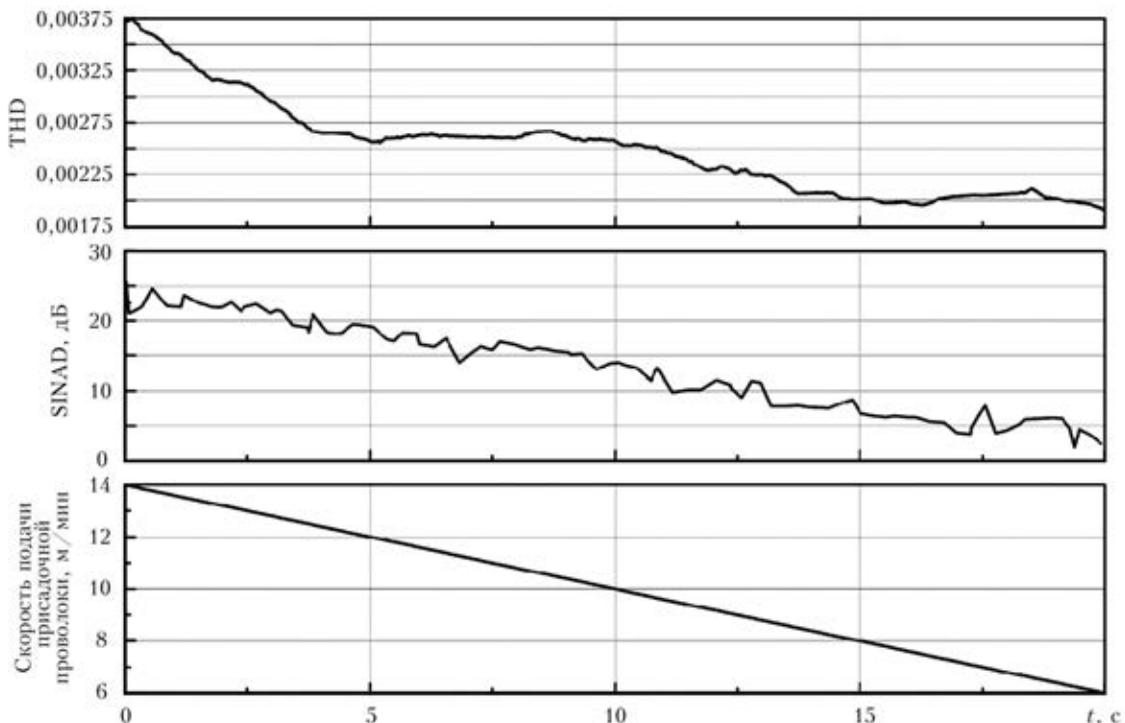


Рис. 6. Зависимость параметров THD и SINAD от скорости подачи присадочной проволоки

ном напряжении дуги $U_s = 30$ В и частоте внешних синусоидальных сигналов 12 кГц. В соответствии с приведенным выше графиком в данном случае также проявляется тенденция к снижению параметров искажения суммарного сигнала (THD и SINAD) при увеличении длины дуги.

Выводы и перспективы. Использование сварочной дуги в качестве генератора звука и датчика нестабильности параметров процесса оказалось полезным дополнительным инструментом оценки длины дуги к существующим вариантам, основанным на анализе осциллограмм сварочного тока и напряжения. Наиболее надежными оказались параметры THD и SINAD, четко и однозначно характеризующие геометрию сварочной дуги.

Реализация предложенного метода измерения не связана с существенными материальными затратами. Некоторую проблему представляет модулирование выходного напряжения сварочного источника из-за низкой рабочей частоты инвертора, однако есть надежда на то, что инверторные источники питания следующего поколения будут иметь более высокие частоты, благодаря чему появится возможность использовать теорему дискретизации Найквиста.

Исследования были проведены при наплавке металла дугой со струйным переносом металла. В дальнейшем предполагается уточнить диапазон применимости и надежности предложенного метода при использовании иных методов дугового нагрева, в частности, при сварке металла.

Данная работа была проведена в рамках проекта Немецкого научно-исследовательского объединения (DFG-RE 2755/15-1) «Исследование акустических параметров сварочной дуги с целью повышения качества сварки».

Сотрудники Института сварки и родственных технологий выражают благодарность дирекции DFG (Немецкое научно-исследовательское объединение) за оказанное содействие в выполнении проекта.

1. Platz J. Beitrag zur Verbesserung eines lichtbogengesteuerten Schweißkopf-fuehrungssystems, Dissertation RWTH Aachen, 1986.
2. Duan Y., Jin H. Digital controller design for switchmode power converters // 14th APEC. — 1999. — Vol. 2. — P. 967–973.
3. Nowak S., Jaeschke B. Moderne Konzepte digitaler Schweißmaschinen, Fachtagung Elektrische Energiewandlungssysteme, Otto-von-Guericke-Universitaet Magdeburg, 2002. — S. 207ff.
4. Jaeschke B. Digital gesteuerte Stromquellen für das Lichtbogenschweißen, Dissertation, Otto-von-Guericke-Universitaet Magdeburg, 2003.
5. Tessmar V., Koppe K. Die Vielfalt des MSG-Verfahrens gewinnbringend nutzen. Blech Inform 1, Carl Hanser Verlag, Munchen, 2007.
6. Matthes K.-J., Richter E. Schweißen von metallischen Konstruktionswerkstoffen, Fachbuchverlag Leipzig im Carl Hanser Verlag, 2002. — S. 48.
7. Dilthey U. Schweißtechnische Fertigungsverfahren I, Springer Verlag, 2006.
8. URL: <http://www.lansche-audio.de/eng/start.html>, abgerufen am 26.06.2013
9. Weinzierl S. (Hrsg.). Handbuch der Audiotechnik: Springer Verlag, 2008. — S. 1142.
10. Kestler W. Understand SINAD, ENOB, SNR, THD, THD + N, and SFDR, Analog Devices Proceedings MT-003, 2009.

Поступила в редакцию 15.06.2013

РАЗРАБОТАНО В ИЭС

ТЕХНОЛОГИЯ ПАЙКИ КОНСТРУКЦИЙ, ЭКСПЛУАТИРУЕМЫХ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ

В ИЭС разработана технология изготовления и ремонта буровых долот с алмазно-твердосплавными резцами для добычи рассеянного шахтного метана, которая позволила увеличить среднюю величину проходки до 1000...1500 м.



Долото с алмазно-твёрдосплавными резцами для подземного бурения



ПРИПОИ СИСТЕМЫ Ti–Zr–(Fe, Mn, Co) ДЛЯ ПАЙКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

В. Ф. ХОРУНОВ, С. В. МАКСИМОВА, В. В. ВОРОНОВ

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Титановые сплавы являются перспективными материалами для различных отраслей промышленности. С появлением новых высокопрочных материалов, особенно интерметаллидных сплавов, все больший интерес проявляется к процессам их соединения способами пайки. Между тем, наиболее распространенные припои (систем Ti–Cu–Ni и Ti–Zr–Cu–Ni) разработаны десятилетия назад и не всегда отвечают современным требованиям, как, например, при пайке интерметаллидных сплавов. В данной работе представлены результаты комплексных исследований припоев систем Ti–Zr–Fe, Ti–Zr–Mn, Ti–Zr–Co с использованием дифференциального термического анализа, оптической и растровой микроскопии, микрорентгеноспектрального анализа. Получены данные об интервалах плавления опытных сплавов и с применением симплекс-решетчатого метода построены поверхности ликвидуса данных систем. Предложены припои, которые охватывают температурный интервал пайки современных конструкционных титановых материалов как на основе твердых растворов, так и интерметаллидов. Изучена структура, химическая неоднородность и прочностные характеристики паяных соединений. Установлено, что при пайке сплавов на основе твердых растворов (OT4, BT6) с использованием указанных припоев прочностные характеристики соединений не уступают таковым, полученным при использовании известных припоев. При пайке сплава на основе интерметаллида γ -TiAl предложенные припои обеспечивают равнопрочность основному материалу при комнатной, повышенной температуре, а также при испытаниях на длительную прочность. Библиогр. 13, табл. 4, рис. 8.

Ключевые слова: вакуумная пайка, титановые сплавы, интерметаллидные сплавы, припои, паяные соединения, структура, прочность паяных соединений

Область применения сварных конструкций из титана и его сплавов постоянно расширяется по мере увеличения объема его изготовления и снижения стоимости. Этому способствует, конечно же, выгодное сочетание механических и специальных свойств титана, к которым, в первую очередь, относятся его низкий удельный вес, высокая прочность и коррозионная стойкость. Безусловно, ведущая роль в создании конструкций из титана принадлежит сварке. Однако во многих случаях, особенно при создании многослойных тонкостенных конструкций, технологические процессы пайки более приемлемы, а иногда являются единственно возможными. Появление новых высокопрочных титановых сплавов на основе интерметаллидов также увеличивает вероятность использования технологий пайки. Этим обусловлено постоянное внимание широкого круга специалистов к разработке припоев для пайки титановых сплавов и способов их получения в удобной для практики форме.

Нужно отметить, что в мировой практике для пайки титановых сплавов в основном используют припои систем Ti–Cu–Ni, Ti–Zr–Cu–Ni, Zr–Ti–Ni, Cu–Zr–Ti в виде тонких пластичных фольг, полученных способом сверхбыстрой закалки или традиционными способами металлургического передела с обработкой давлением (прокаткой),

осаждением из паровой фазы, а также в виде порошков [1–5].

Однако разработки новых систем сплавов не прекращались. Это связано как с задачами снижения температуры пайки для деформируемых титановых сплавов, так и с расширением области применения припоев (например, в области медицины, при пайке интерметаллидных сплавов и др.). Следует отметить, что при снижении температуры пайки деформируемых титановых сплавов припоями существующих систем, как правило, снижаются прочностные характеристики паяных соединений.

В данной работе на основе комплексного исследования сплавов системы Ti–Zr–(Fe, Mn, Co) выбраны припойные композиции для пайки деформируемых и интерметаллидных титановых сплавов, обеспечивающие температурно-временные параметры технологического процесса вакуумной пайки, сохраняющие микроструктуру и механические свойства исходного паяемого материала, а также исключают образование хрупких интерметаллидных фаз в металле паяных швов.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона в качестве альтернативы существующим были изучены сплавы системы Ti–Zr–Fe, Ti–Zr–Mn, Ti–Zr–Co [6–8]. Диаграммы состояния систем Ti–Fe, Ti–Mn, Ti–Co схожи. В высокотитановой области этих сплавов присутствуют эвтектики с высоким содержанием титана и широкая область твердого

Таблица 1. Температура плавления эвтектики и эвтектоидного превращения сплавов систем [9]

Температура, °C	Ti-Mn	Zr-Mn	Ti-Fe	Zr-Fe	Ti-Co	Zr-Co
Плавление эвтектики	1180	1090	1085	928	1020	981
Эвтектоидное превращение	550	790	595	730	685	834

раствора на основе титана и эвтектоид. Температура плавления эвтектики наибольшая в системе Ti-Mn, существенно ниже в системе Ti-Fe и наименьшая — в Ti-Co (табл. 1).

В сплавах двойных систем Zr-Fe, Zr-Mn, Zr-Co описанные выше характерные черты сохраняются [9]. В то же время области твердых растворов более узкие, а эвтектоидное превращение происходит при более высокой температуре. Температуры плавления эвтектик повторяют тенденцию указанных сплавов на основе титана за исключением системы Zr-Co (табл. 1).

На основе изучения двойных систем можно предположить, что в тройных системах существуют тройные эвтектики с приемлемой температурой (не более 935 °C) для пайки титановых деформируемых псевдо- α - и ($\alpha + \beta$)-сплавов и интерметаллидных сплавов (выше 1150 °C). С

целью подтверждения этого предположения необходимо было построить поверхности ликвидуса указанных тройных систем. Для реализации этой задачи использовали сочетание расчетного и экспериментального методов, в частности, метод симплекс-решетчатого планирования эксперимента [10,11]. Этот метод разработан с целью сокращения количества физических экспериментов, затрат времени, а также затрат материальных ресурсов. Область применения данного метода довольно широка и может быть использована при построении диаграмм «состав-свойство», поверхностей ликвидуса и поверхностей фазовых превращений в многокомпонентных системах и т. д.

Для получения необходимых данных для расчетов было изготовлено от 33 до 57 сплавов каждой системы и определены их интервалы плав-

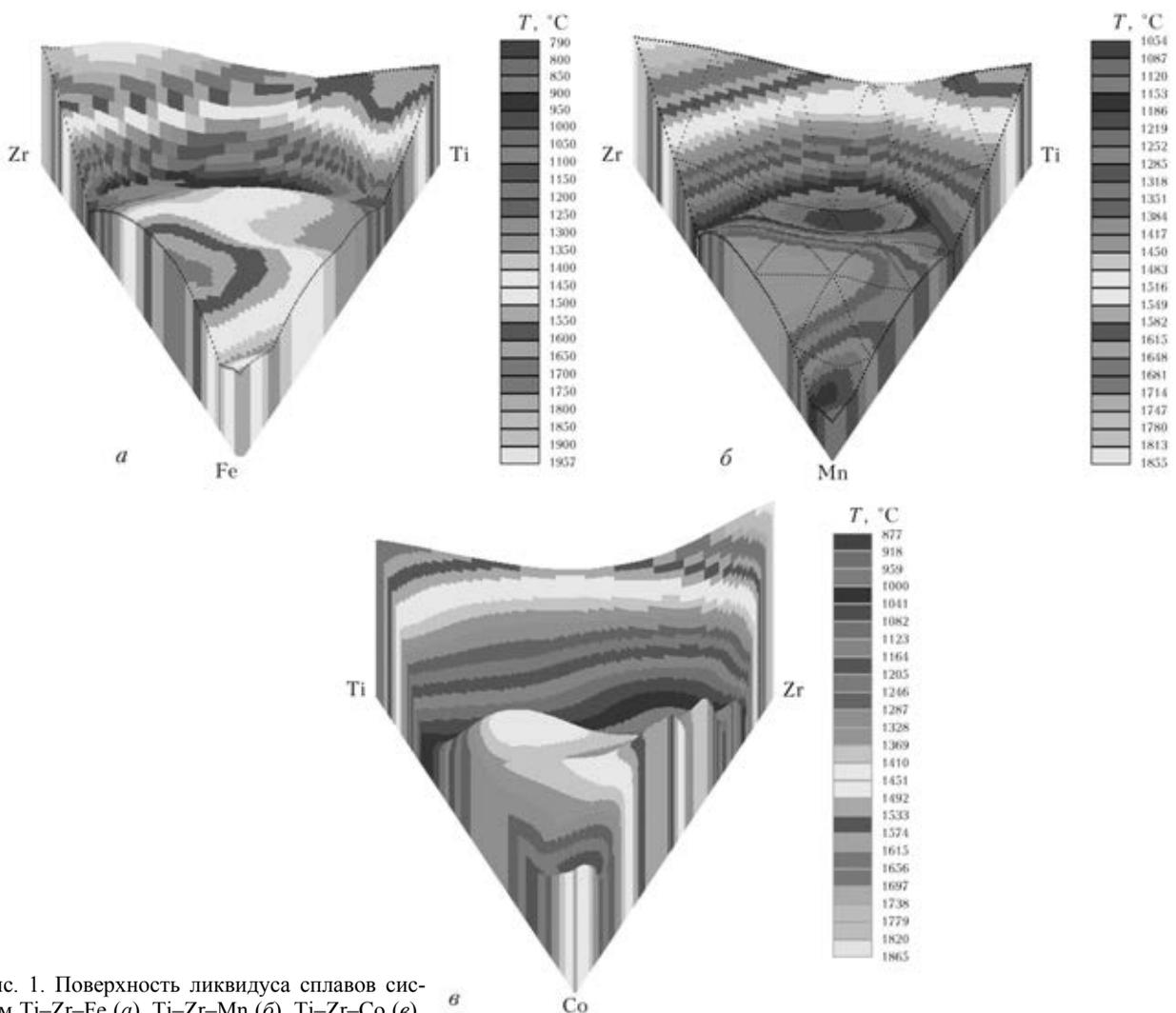


Рис. 1. Поверхность ликвидуса сплавов систем Ti-Zr-Fe (а), Ti-Zr-Mn (б), Ti-Zr-Co (в)

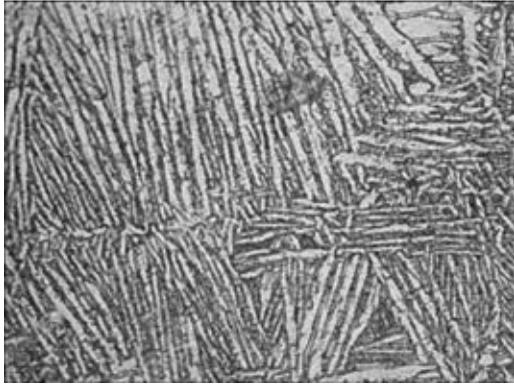


Рис. 2. Микроструктура ($\times 500$, оптический микроскоп) центрального участка металла шва паяного соединения (основной металл ОТ4, припой системы Ti–Zr–Co)

ления. Результаты расчетов в графическом виде представлены на рис. 1, а–в.

Анализ полученных результатов показывает, что определенная часть каждой из трех систем сплавов, содержащих моновариантные эвтектики с пониженной температурой плавления, наиболее подходит для использования в качестве припоев при пайке титана и его сплавов. Как и ожидалось, сплавы системы Ti–Zr–Mn оказались наиболее тугоплавкими, Ti–Zr–Co — с наименьшей температурой плавления. Было выбрано по одному припою каждой системы для исследования их технологических свойств и прочности паяных соединений для сравнения с известными припоями. При пайке конструкционных титановых сплавов использовали (наряду с промышленным припоем системы Ti–Zr–Cu–Ni) припои систем Ti–Zr–Fe и Ti–Zr–Co, а для сплавов на основе соединения γ -TiAl — систем Ti–Zr–Mn и Ti–Zr–Fe.

Пайку образцов проводили в вакууме ($7 \cdot 10^{-3}$ Па) с помощью радиационного нагрева. Температура пайки деформируемых титановых сплавов ОТ4 (Ti–4Al–1,0Mn) и BT6 (Ti–6Al–4V) при использовании припоев систем Ti–Zr–Co и Ti–Zr–Fe соответственно равнялась 920 и 990 °С, время пайки — 15 мин. Интерметаллидный титановый сплав (Ti–45Al–2Nb–2Mn+0,8 об. % TiB₂) паяли при температуре, близкой к температуре термообработки — 1250 °С при выдержке 60 мин.

В результате проведенных экспериментов установлено, что припои в литом виде хорошо растекаются по поверхности титановых сплавов и образуют плавные полные галтели.

Металлографические исследования паяных образцов подтверждают, что внешне швы, паянные выбранными промышленными и экспериментальными припоями, не имеют существенных отличий. Паяный шов при некотором удалении от галтели представляет собой общие сросшиеся зерна основного металла. Иногда данные участки невозможно отличить от основного металла, и лишь при изучении химической неоднородности можно определить зону соединения (рис. 2).

Распределение элементов в металле шва отражает существенное выравнивание концентраций элементов даже при указанной небольшой выдержке. При этом массовая доля титана и железа практически не меняется в поперечном сечении шва, в то время как массовая доля циркония несколько повышена в центре шва. Это можно объяснить образованием твердого раствора циркония в титане (рис. 3).

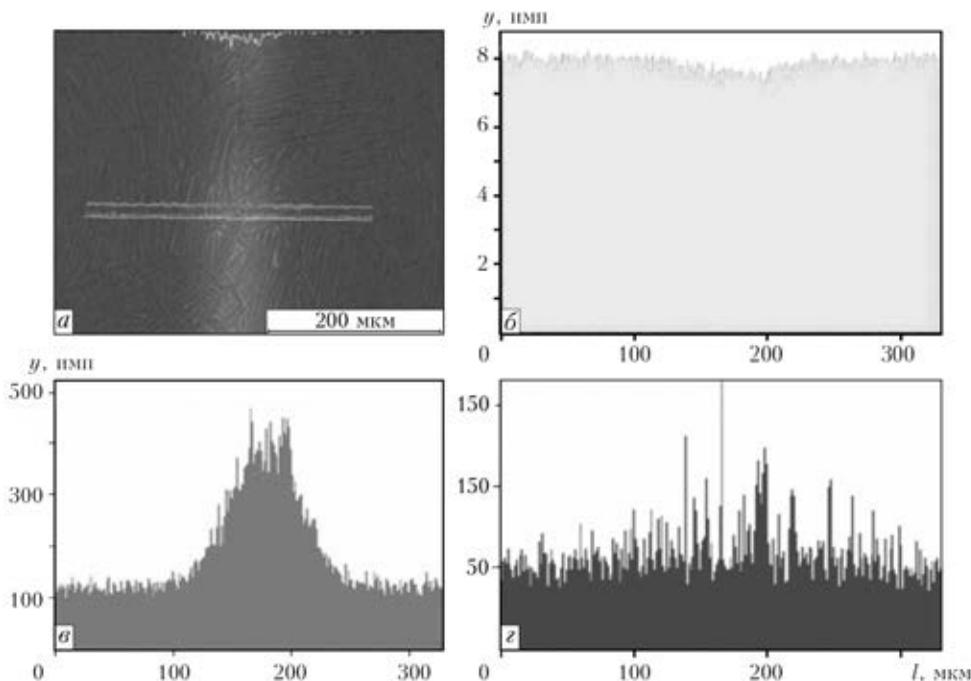


Рис. 3. Микроструктура металла паяного шва (а) и качественное распределение титана (б), циркония (в), кобальта (г) по ширине паяного соединения вдоль линий сканирования (основной металл ОТ4, припой системы Ti–Zr–Co)

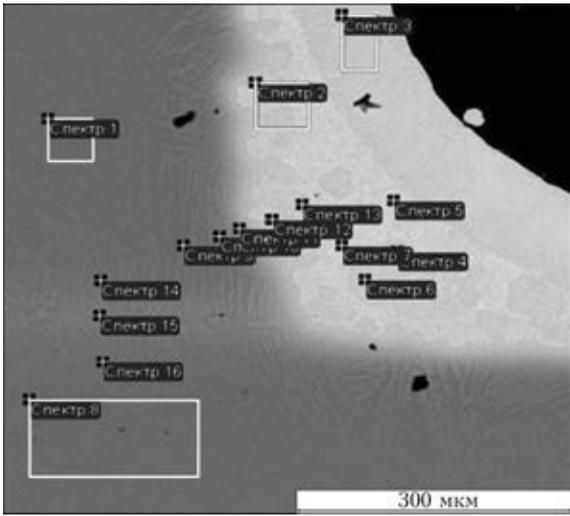


Рис. 4. Микроструктура и участки микрорентгеноспектрального анализа паяного соединения (основной металл ОТ4, припой системы Ti-Zr-Co)

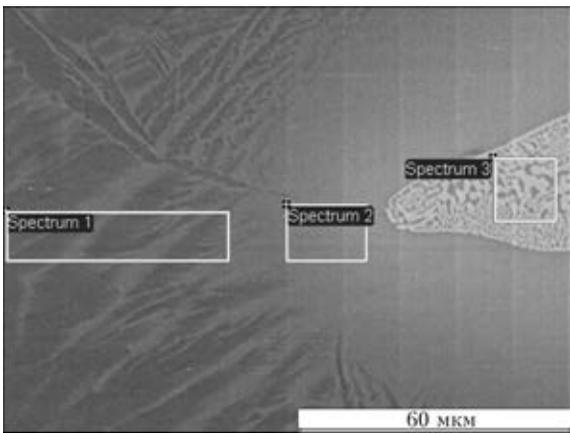


Рис. 5. Микроструктура и участки микрорентгеноспектрального анализа паяного соединения у галтели (основной металл ОТ4, припой системы Ti-Zr-Fe)

Результаты микрорентгеноспектрального анализа металла паяного шва и галтельного участка более информативно представлены в табл. 2 и на рис. 4.

Прежде всего, следует отметить, что состав основного металла, определенный по выделенной площади, полностью соответствует требованиям стандарта на сплав ОТ4 (табл. 2, спектры 1, 8).

Результаты измерений, полученные в поперечном сечении шва на некотором удалении от галтели (табл. 2, спектры 14, 15), близки к этим значениям, то есть даже при небольшой выдержке при температуре пайки химический состав шва близок к составу паяемого металла. Концентрация титана и алюминия практически соответствует таковой для паяемого металла (рис. 4, табл. 2).

Данные о химическом составе металла галтели (табл. 2, спектры 2–7) показывают, что, несмотря на некоторые отличия, наблюдаются общие тенденции: существенное снижение содержания титана и алюминия, высокое содержание циркония и переменное — кобальта (1,6...9,57 %) по срав-

Таблица 2. Химический состав паяного соединения (основной металл ОТ4, припой системы Ti-Zr-Co), мас. %

Номер спектра	Al	Ti	Mn	Co	Zr
1	3,91	94,89	1,20	—	—
2	0,90	36,49	—	10,45	52,15
3	1,00	41,20	—	3,36	54,44
4	1,10	44,04	—	1,06	53,80
5	0,34	39,16	—	4,28	56,22
6	0,99	41,60	—	1,98	55,42
7	0,31	20,00	—	9,57	70,13
8	3,98	94,94	1,08	—	—
9	4,10	94,19	0,71	1,00	—
10	4,24	90,35	0,36	1,68	3,37
11	1,78	65,86	0,51	6,43	25,42
12	0,77	45,65	—	4,10	49,49
13	0,77	42,01	—	1,70	55,53
14	4,10	92,77	0,32	—	2,82
15	3,87	88,57	0,27	—	7,29
16	3,19	92,94	2,18	1,70	—

нению с металлом паяного шва. При этом спектр 7 отличается от остальных особо низким содержанием титана и высоким — циркония. Это можно объяснить тем, что структура галтели — двухфазная и результат зависит от того, какие фазы попали в зону действия зонда. Можно добавить, что прилегающий к шву основной металл имеет типичную пластинчатую структуру, состоящую из двух фаз.

Сказанное выше подтверждается исследованиями распределения элементов переходной зоны от основного металла к галтели (табл. 2, спектры 9–12). Химический состав в данном участке (спектр 11) близок к составу основного металла, затем четко проявляется указанная выше тенденция: снижение содержания титана и алюминия и повышение — циркония. Спектр 13 (табл. 2) полностью отвечает составу галтели.

При использовании припоя системы Ti-Zr-Fe распределение элементов в металле шва не имеет принципиальных отличий от рассмотренных выше, за исключением железа, концентрация которого плавно повышается в центральном участке шва.

Структура прилегающего к галтели основного металла двухфазная (рис. 5), химический состав близок к исходному составу сплава ОТ 4 и содержит незначительные количества химических элементов припоя (табл. 3, спектр 1).

В переходной зоне (табл. 3, спектр 2) существенно снижается содержание титана, алюминия,



Таблица 3. Химический состав паяного соединения (основной металл ОТ4, припой системы Ti-Zr-Fe)

Номер спектра	Al	Ti	Mn	Fe	Zr
1	2,93	89,95	0,89	3,57	2,67
2	1,7	76,57	0,41	10,73	10,59
3	0,58	48	0,41	21,67	29,34

марганца и значительно увеличивается — железа и циркония. В галтельном участке эта тенденция проявляется заметнее (табл. 3, спектр 3).

Исходя из вышеизложенного, можно констатировать, что при пайке обоими припоями выдержка 15 мин достаточна, чтобы в шве образовался сплав, близкий к паяемому металлу. При этом в галтели сохраняется эвтектическая структура.

Для получения представления о прочностных характеристиках паяных соединений титановых сплавов была изготовлена серия стыковых и нахлесточных образцов из титановых сплавов ОТ4

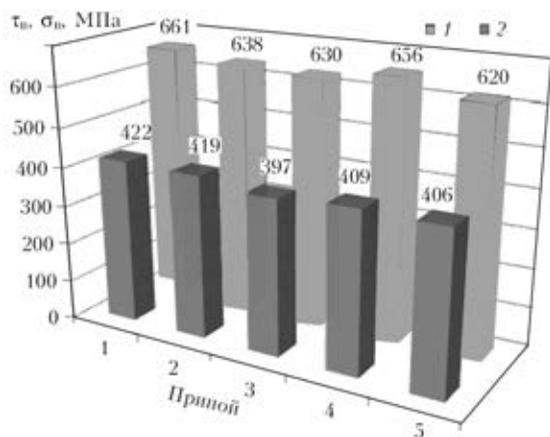


Рис. 6. Прочность на растяжение паяных стыковых σ_B (1) и нахлесточных τ_B (2) образцов (основной металл ОТ4), полученных с использованием припоев на базе систем: 1 — Ti-Zr-Co; 2 — Ti-Zr-Cu-Ni; 3 — Ti-Zr-Cu-Ni; 4 — Ti-Zr-Fe; 5 — Ti-Zr-Fe

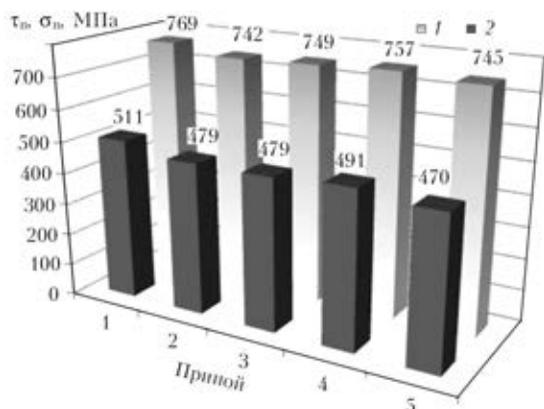


Рис. 7. Прочность на растяжение паяных стыковых σ_B (1) и нахлесточных τ_B (2) образцов (основной металл BT6), полученных с использованием припоев на базе систем: 1 — Ti-Zr-Co; 2 — Ti-Zr-Cu-Ni; 3 — Ti-Zr-Cu-Ni; 4 — Ti-Zr-Fe; 5 — Ti-Zr-Fe

Таблица 4. Припой и режимы пайки деформируемых титановых сплавов ОТ4 и BT6

Припой системы	Исходное состояние припоя	Температура пайки, °C
Ti-Zr-Co	Литой	920
Ti-Zr-Cu-Ni	Аморфная лента	1000
Ti-Zr-Cu-Ni	Литой	1000
Ti-Zr-Fe	Литой	990
Ti-Zr-Fe	Аморфно-кристаллическая лента	990

и BT6 с использованием стандартных и исследуемых припоев (табл. 4).

Анализ результатов механических испытаний показывает, что предложенные системы припоев обеспечивают механические свойства паяных соединений, не уступающие таковым, полученным при пайке известным припоем системы Ti-Zr-Cu-Ni. В случае применения припоя системы Ti-Zr-Co это достигается при существенно более низкой температуре пайки. Результаты испытаний (среднее из трех измерений) приведены на рис. 6, 7.

При пайке интерметаллидного сплава Ti-45Al-2Nb-2Mn+0,8 об. % TiB₂ припоем системы Ti-Zr-Fe образуются паяные швы переменной ширины с двухфазной структурой (γ -TiAl и Ti₃Al), не содержащие эвтектической составляющей (рис. 8).

Ширина швов и их химический состав обусловлены капиллярными особенностями припоя и диффузионными процессами, происходящими при пайке на границе раздела жидкий припой — твердая подложка. Наблюдается формирование паяных швов с пластинчатой (ламельной) структурой, близкой к структуре основного материала [12]. На этих участках химический состав практически идентичен основному материалу. Основной металл после пайки сохраняет ламельную структуру.

Результаты исследований, полученные с использованием электронной растровой микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа, показывают, что химический состав и структура ме-

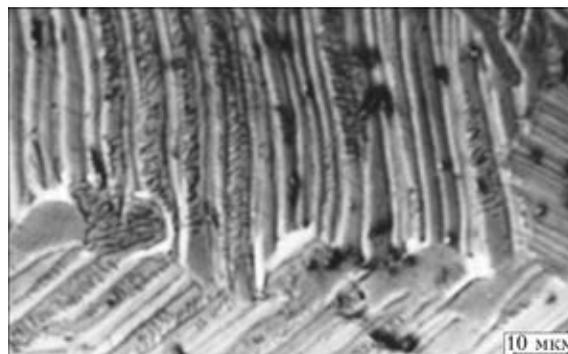


Рис. 8. Микроструктура паяных соединений алюминидов титана, полученная с использованием припоя системы Ti-Zr-Fe с литой структурой

талла паяных швов существенно отличаются от таковых для исходного припоя. Обусловлено это градиентом концентрации составляющих химических элементов припоя и основного материала на межфазной границе, капиллярными (0,05 мм) зазорами, неравновесными условиями кристаллизации. Диффузионные процессы, имеющие место на межфазной границе твердый основной материал — жидкий припой, приводят, в частности, к выравниванию концентрации алюминия в основном материале и металле паяного шва и образованию фаз, концентрация алюминия в которых соответствует таковой для основного материала.

Аналогичное формирование паяных швов происходит при пайке припоем системы Ti–Zr–Mn. Имеются участки, где металл паяного шва имеет пластинчатую (ламелльную) структуру, близкую к структуре основного металла. В некоторых участках наблюдаются сросшиеся зерна основного материала и химический состав металла на границе соединения практически идентичен основному металлу.

Результаты прочностных испытаний, проведенных при комнатной температуре на стыковых образцах, показали, что сплавы на базе систем Ti–Zr–Fe и Ti–Zr–Mn обеспечивают паяным соединениям прочность на разрыв 650...700 МПа и она находится на уровне кратковременной прочности паяемого материала. При температуре испытаний 700 °С прочность паяных соединений — около 300 МПа.

Важным показателем жаропрочности паяных соединений являются результаты испытаний на длительную прочность, подтверждающие работоспособность соединений в условиях, максимально приближенных к эксплуатационным [13]. При испытаниях на длительную прочность при температуре 700 °С и напряжении 140 МПа паяные образцы не разрушались в течении 500 ч. Повышение напряжения до 200 МПа тоже не привело к разрушению образцов.

Следует отметить, что по результатам испытаний прочность паяных соединений, полученных с использованием припоя системы Ti–Zr–Cu–Ni ниже на 12...18 %, чем при использовании припоев систем Ti–Zr–Fe и Ti–Zr–Mn.

Таким образом, разработанные на основе проведенных исследований припои, позволили получить паяные соединения интерметаллидного сплава γ -TiAl по структуре и свойствам близкие к основному металлу. Полученные результаты могут служить базой для создания ответственных конструкций различного назначения из новых перспективных титановых материалов на интерметаллидной основе с использованием выше рас-

смотренных припоев. Созданные припои не содержат меди и никеля и могут применяться в изделиях не только технического, но и медицинского назначения.

Выводы

1. В результате комплексных исследований сплавов систем Ti–Zr–Fe, Ti–Zr–Mn, Ti–Zr–Co предложены припои, которые охватывают температурный интервал пайки современных конструктивных титановых материалов как на основе твердых растворов, так и интерметаллидов.

2. При пайке сплавов на основе твердых растворов с использованием указанных припоев установлено, что прочностные характеристики не уступают таковым, полученным при использовании известных припоев, даже в случае, когда они получены при более низкой температуре пайки.

3. Результаты механических испытаний паяных соединений сплава на основе интерметаллида γ -TiAl показали, что предложенные припои обеспечивают равнопрочность основному материалу при комнатной и повышенной температуре, а также при испытаниях на длительную прочность.

1. Shapiro A. E., Rabinkin A. State of the art and new potential aerospace applications of titanium-based brazing filler metals: overview // *Welding J.* — 2003. — **82**, № 10. — P. 36–43.
2. ВИАМ, Авиационные материалы. Припои // http://viam.ru/index.php?id_page=51.
3. Kotaro Matsu. Titanium brazing for manufacturing titanium heat exchangers // *Proc. of the 3rd Intern. brazing and soldering conf.*, April 24–26, 2006, San Antonio, Texas. — Ohio: ASM International, Materials Park, 2006. — P. 307–309.
4. *Справочник по пайке.* — 3-е изд. / Под ред. И. Е. Петрунина — М.: Машиностроение, 2003. — 480 с.
5. Schwartz M. M. *Brazing.* — Ohio: ASM International, Metals Park, 1987. — 455 p.
6. Chorunov V. F. Brazing of high-temperature creep resisting alloys based on nickel and titanium // *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach.* — 2008. — № 5. — S. 93–99. — (Naukowo-techniczna konferencja spawalnicza, Sosnowiec, 21–23.10.2008).
7. Хорунов В. Ф., Максимова С. В., Зелинская Г. М. Исследование структуры и фазового состава сплавов на основе системы Ti–Zr–Fe // *Автомат. сварка.* — 2010. — № 9. — С. 14–19.
8. Хорунов В. Ф., Максимова С. В., Воронов В. В. Исследование сплавов системы Ti–Zr–Co и использование их как припоев // *Свароч. пр-во.* — 2013. — № 2. — С. 29–33.
9. *Binary alloy phase diagrams* / Ed. T. B. Massalski. — Ohio: ASM International, Materials Park, 1990. — CD.
10. Зедгендзе И. Г. Планирование эксперимента для исследования многокомпонентных систем. — М.: Наука, 1976. — 390 с.
11. Scheffe H. Experiments with mixtures // *J. Roy. Statist. Soc.* — 1958. — Ser. B. — **20**, № 2. — P. 334.
12. Максимова С. В. Формирование паяных соединений алюминидом титана // *Автомат. сварка.* — 2009. — № 3. — С. 7–13.
13. Khorunov V. F., Maksymova S. V. Structure and properties of intermetallic alloys brazed joints // *Proc. of Intern. welding conf.*, Hefei, China, Oct., 2007. — P. 348–352.

Поступила в редакцию 06.06.2013



УДК 621.791:62-112.82]

ВЛИЯНИЕ СВАРОЧНОГО НАГРЕВА НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СТАЛЕЙ

К. БРУНС, Т. МЮЛЛЕР, Й. ВИБЕ, Й. ГЕРМАНН¹, Б. КРАНЦ², Р. РОЗЕРТ³¹ SLV Halle GmbH, 06118, Germany Halle, Koethener Str. 33a. www.slv-halle.de² Abteilungsleiter Forschung und Entwicklung³ Drahtzug Stein wire & welding GmbH&Co.KG. 67317, Germany, Altleiningen, Talstrasse, 2. www.drahtzug.com

Проведены сварочные опыты и технологическая оценка полых профилей квадратного сечения размером 80×80×10 мм из стали марки SG 69 Q. Сварные швы оценивали по макрошлифам, путем измерения твердости, испытанием на статическое растяжение и ударный изгиб. Для определения усталостной прочности при испытании на изгиб при коэффициенте асимметрии цикла $R = 0,5$ в условиях завода рельсовых транспортных средств эти профили сваривали в среде защитных газов с помощью механизированной сварки проволокой сплошного сечения и порошковой. Выполнено сопоставление результатов испытаний на усталостную прочность профилей и их соответствие нормативным требованиям. Даны рекомендации по применению различных профилей в конструкциях с циклической нагрузкой. Библиогр. 18, табл. 5, рис. 12.

Ключевые слова: дуговая сварка, металлический электрод, защитный газ, высокопрочные стали, полые профили, усталостная прочность, облегченные конструкции, рекомендации к применению

Такие конструктивные элементы, как квадратные и прямоугольные полые профили, уже десятки лет применяют в машино- и аппаратостроении, в производстве транспортных средств и стальных конструкций. Именно бесшовные горячекатаные полые профили без продольного сварного шва имеют однородные свойства материала по всему сечению. Поскольку при изготовлении профили не подвергаются холодной деформации, они отличаются превосходной свариваемостью, особенно в области кромок. Кроме того, бесшовные горячекатаные полые профили имеют широкий спектр толщин стенок даже при сравнительно малой длине кромки. Благодаря своим большим плоским поверхностям примыкания в результате небольших угловых закруглений они отлично

подходят для компактных конструкций, выдерживающих высокие нагрузки [1, 2]. Для стальных конструкций преимущественно применяют стали с классом прочности до 355 МПа. Стали с повышенной прочностью востребованы в сельскохозяйственном машиностроении, где используют прямоугольные и квадратные профили с пределом текучести до 500 МПа (рис. 1). Кроме того, предлагаемые фирмой «Vallourec & Mannesmann» высокопрочные стали с пределом текучести до 960 МПа уже находят применение в транспортном машиностроении, что стало существенным вкладом в решении задачи облегчения конструкций. Однако применение высокопрочных сталей в транспортном машиностроении сопряжено с необходимостью учета усталостных свойств соеди-



Рис. 1. Изготовление MSH-профилей квадратного сечения в последней прокатной клети (а) и их применение в сельскохозяйственном машиностроении (б)

нений. С точки зрения допустимого количества циклов нагрузок при заданной совокупности нагружения очень важна оценка свойств металла прежде всего в области сварных швов. В связи с этим были проведены исследования по оценке влияния нагрузки на свойства сварных деталей определенной конфигурации. Выбор размеров, сталей, спектра и объемов исследований ориентированы с учетом требований транспортного машиностроения.

Речь идет о стальных прямоугольных или квадратных полых профилях под маркой MSH, изготовленных из нелегированных или мелкозернистых конструкционных сталей согласно EN 10 210-1 [3] фирмой «Vallourec & Mannesmann». В спектр поставки входят горячекатаные профили размером от 40×40 до 300×300 мм (квадратные) и от 50×30 до 300×200 мм (прямоугольные). Кроме того, можно получить MSH-профили с продольными швами, выполненными высокочастотной индукционной контактной сваркой, и MSH-профили металла горячей прокатки размером 400×400 (квадратные) или 500×300 мм (прямоугольные). Толщина стенки стандартная до 20 мм.

Улучшенные MSH-профили, разработанные на основе концепции легирования мелкозернистых сталей прочностью от 690 до 890 МПа, в продажу поступают под названием FineXcell®. При этом у них минимальные пределы текучести 690 МПа в нижнем интервале толщины стенки (≥16 мм) и удовлетворительная вязкость.

Сварка мелкозернистых конструкционных сталей. При сварке необходимо удостовериться, что свойства материала ухудшатся от термического воздействия не больше, чем от нагрузки самой конструкции. Поскольку на свойства соединения существенно влияют условия сварки, задача специалистов — обеспечить требуемые металлургические свойства наплавленного металла и металла ЗТВ. Механические свойства сварных соединений определяются температурно-временным циклом сварки. Большое влияние оказывают ток, напряжение, скорость сварки, а также толщина изделия и геометрия шва. Собственно эти параметры определяют температурно-временной цикл сварки, часто характеризуемый скоростью охлаждения металла в температурном интервале от 800 до 500 °С. Высокая скорость охлаждения металла шва из аустенитной области может уменьшить вязкость металла ЗТВ сварного соединения. Кроме того, в наплавленном металле и в металле ЗТВ может возрастать опасность появления холодных трещин. В результате более медленного охлаждения сварного шва его прочность понизится и не будет соответствовать прочностным свойствам основного металла.

Эффективным средством предупреждения холодных трещин является подогрев. Под температурой подогрева подразумевается температура изделия в области шва непосредственно перед сваркой. В зависимости от материала, толщины его стенки, геометрии шва и значения погонной энергии назначают температуру подогрева. С ростом толщины металла температуру повышают, что замедляет охлаждение зоны металла шва и способствует выделению водорода. Кроме того, подогрев оказывает положительное влияние на внутреннее напряженное состояние соединений. Предрасположенность сталей к холодным трещинам существенно влияет на стоимость выполнения сварочных работ. По этой причине важно классифицировать стали в зависимости от их трещиностойкости. Полезная информация по этой проблеме опубликована в работах [4–7], где в качестве критерия трещиностойкости предложен углеродный эквивалент CET (%):

$$CET = C + (Mn + Mo)/10 + (Cr + Cu)/20 + Ni/40.$$

При появлении холодных трещин ситуация может быть таковой, что температура подогрева была выбрана правильно, но в изделии неправильно оценили фактический теплоотвод. Во-первых, согласно [8] температуру подогрева следует измерять на достаточном расстоянии от сварного шва. Во-вторых, необходимо тщательно подогревать места, где встречается несколько сварных швов и там наряду с повышенным теплоотводом может иметь место трехмерное напряженное состояние, дополнительно способствующее образованию холодных трещин. Кроме химического состава основного и наплавленного металла, появление холодных трещин в значительной степени зависит еще и от толщины стенки, содержания водорода в наплавленном металле, а также внутреннего напряженного состояния соединения. Метод расчета минимальной температуры подогрева, известный под названием «концепция CET», включен в журнал «SRAHL-EISEN-Werkstoffblatt SEW 088» [9], а также в стандарт EN 1011 [10].

Тепловложение Q рассчитывается путем определения погонной энергии E и в зависимости от термического КПД процесса η согласно известному уравнению, описанному в [10]:

$$E = \frac{U_d I_{cb} 60}{v_{cb} \cdot 10000} \text{ (кДж/мм)} \text{ или } Q = \frac{\eta U_d I_{cb} 60}{v_{cb} \cdot 10000} \text{ (кДж/мм)},$$

U_d — сварочное напряжение, В; I_{cb} — сила сварочного тока, А; v_{cb} — скорость сварки, см/мин; η — термический КПД MAG равный 0,85.

Технологические исследования. Выбор присадочного материала. Для сварки высокопрочных мелкозернистых конструкционных сталей приса-



дочные материалы различных производителей и поставщиков выбирают в зависимости от их предела текучести. Применяют как проволоку сплошного сечения, так и порошковую в соответствии с EN DIN 18276 в среде защитных газов M21 (18 % CO₂ + 82 % Ar) согласно EN ISO 14175 [11]. При выборе проволоки необходимо учитывать не только стоимость, но и производственные затраты на изготавливаемую конструкцию.

В этом отношении бесшовные рutilовые, основные или порошковые проволоки с металлическим порошком имеют преимущества по сравнению с проволокой сплошного сечения, так как обеспечивают специфические свойства. В описанных далее сварочных экспериментах применяли следующие присадочные материалы:

проволоку сплошного сечения согласно EN ISO 16834-A GMn4Ni1,5CrMo [12] (ED-FK 800);

порошковую проволоку с металлическим порошком для сварки корня согласно EN ISO 17632-A T 69 6 Mn2 NiCrMo M M1 H5 [13] (STEIN-MEGAFIL 742 M), а также рutilовую порошковую проволоку для заполняющих и облицовочных валиков согласно EN ISO 17632-A T 69 6 Z P M 1 H5 (STEIN-MEGAFIL 690 R).

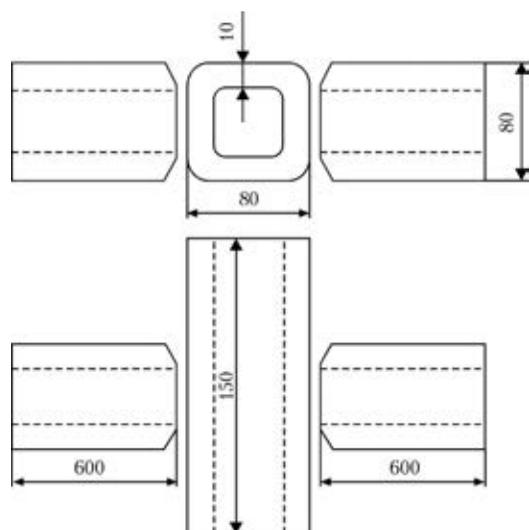


Рис. 2. Схема и размеры образцов

Указанные материалы пригодны для сварки мелкозернистых конструкционных сталей, в том числе исследуемых MSH-профилей. В настоящей работе оценивали влияние данных материалов на геометрию швов и длительную прочность сварных соединений.

Методика проведения опытов. Требования к качеству сварных соединений выдвигают прежде всего при применении этих полых профилей в конструкциях с динамической нагрузкой [14, 15]. Полые профили сваривали как для определения механико-технологических характеристик, так и для оценки усталостной прочности. В последнем случае определяли размеры и геометрию швов на свариваемых узлах. Было изготовлено 36 узлов, в которых между соединяемыми профилями был вставлен полый профиль длиной 150 мм (рис. 2). При этом проволокой сплошного сечения и порошковой сварили по 18 образцов. Затем определили сварочные параметры в соответствии с разделкой. Параллельно разработаны приспособления для прихватки и сварки, а также установлена последовательность сварки. При разработке технологии рассчитывали температуру подогрева и теплового режима. Была назначена температура подогрева и температура промежуточных слоев 80...100 °С, а в качестве защитной среды использовали газ M21.

Процесс состоял из установки деталей в приспособление для выравнивания, позиционирования и прихватки профилей, подшлифовки прихваток перед сваркой корня, сварки корневого валика в нижнем положении попеременно с обеих сторон, установки деталей в приспособление для сварки промежуточных валиков (HV-швы при выполнении углового шва (рис. 3, а)), сварки верхнего валика (HV-швы при выполнении стыкового шва). Готовые сварные соединения, выполненные для исследования усталостной прочности, представлены на рис. 3, б.

Разделка кромок и последовательность сварки. При подготовке образцов под сварку для будущей оценки усталостной прочности соединений профили механически обрабатывали так,

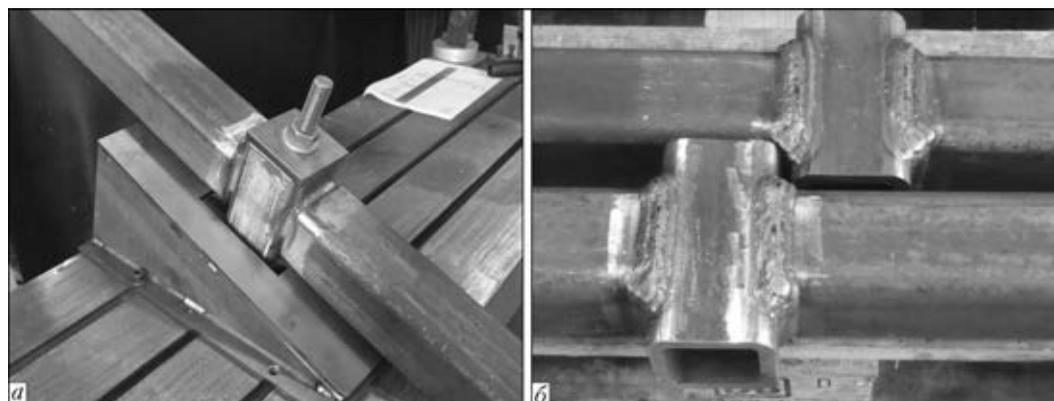


Рис. 3. Сварные узлы с угловыми (а) и стыковыми (б) швами

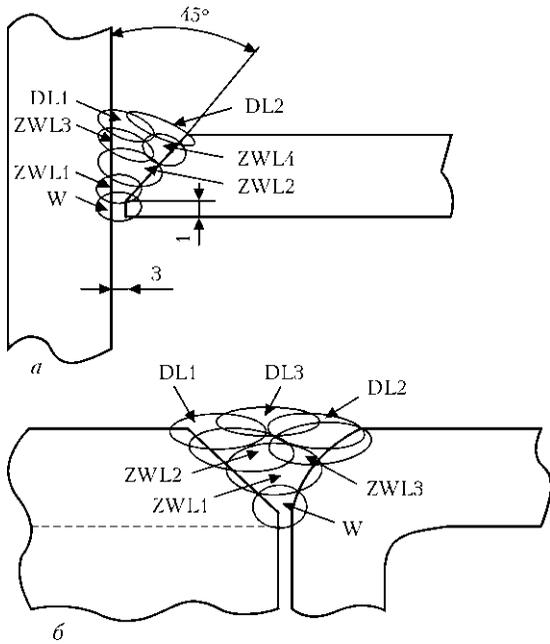


Рис. 4. Схема разделки кромок и последовательность сварки для углового (а) и стыкового (б) шва (W — корень шва; ZWL — промежуточный слой; DL — верхний валик)

чтобы в области сварного шва был угол раскрытия 45° при высоте притупления 1 мм. Для надежной проварки корня шва устанавливали зазор 3 мм, конструкции соединения и последовательность сварки приведены на рис. 4.

Виды испытаний. *Макрошлифы.* Для оценки качества сварных соединений был проведен неразрушающий контроль (НК). Затем из сварных

стыковых и угловых соединений изготавливали макрошлифы (рис. 5, а–г).

Испытания на растяжение. Этот вид испытаний должен был показать соответствие значений предела текучести и относительного удлинения соединений требованиям, предъявляемым к полым профилям из FineXcell® 690 Impact FIT50 с определенной толщиной стенки.

Результаты испытаний, представленных на рис. 6, показали, что как стыковое соединение, так и угловое поставленным требованиям удовлетворяют. Во всех соединениях у наплавленного металла и основного металла была прочность на растяжение выше нормативных требований.

Вязкость. Требования к материалу FineXcell® 690Impact FIT50 (SQ 69 Q) представлены в табл. 1. Как видно из рис. 7, в металле ЗТВ и наплавленном металле достигнута требуемая работа удара (23 Дж) в продольном направлении стыкового соединения при всех температурах испытания в соответствии с EN 10025-1 и 10025-6.

Характеристики твердости. В образцах, представленных на рис. 8, твердость измеряли (HV_{10}) со стороны поверхности шва и с нижней его стороны. При сравнении измеренных значений твердости наплавленного металла порошковой проволокой и проволокой сплошного сечения оказалось, что при порошковой твердость ниже. Максимальные значения наблюдались в металле ЗТВ. Серия измерений твердости с верхней стороны шва продемонстрировала более высокие значения

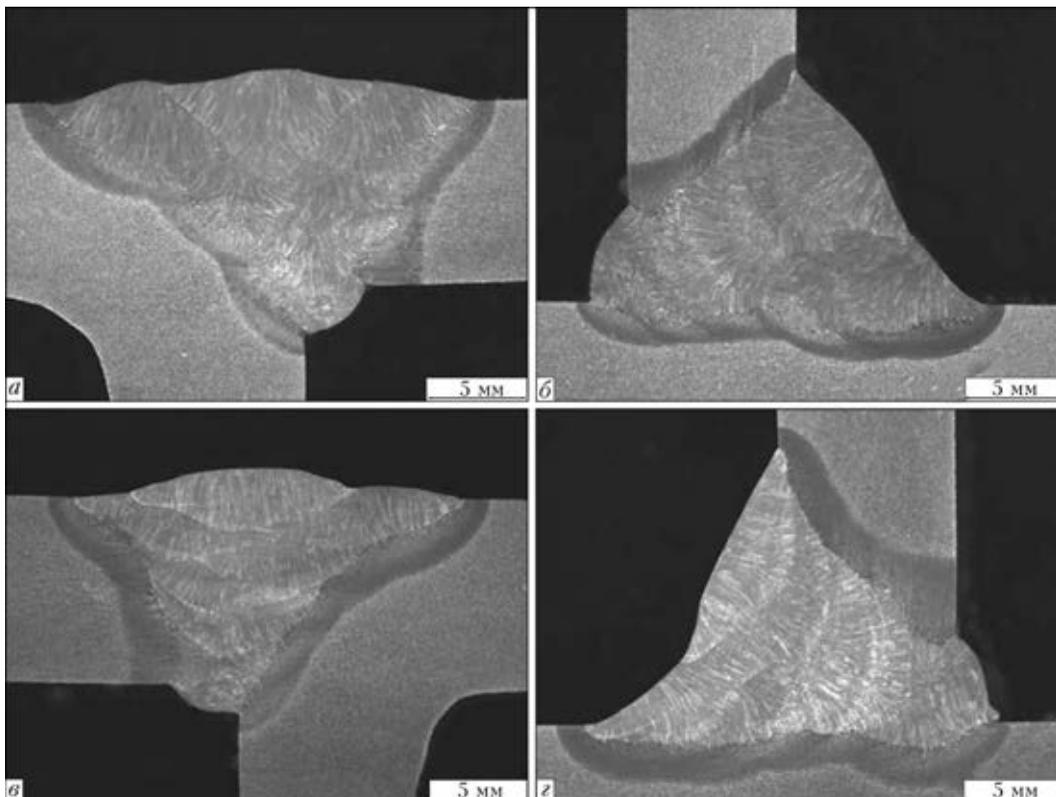


Рис. 5. Макрошлифы стыковых и угловых швов, сваренных проволокой сплошного сечения M1S, M1K (а, б) и порошковой F1S, F1K (в, г)

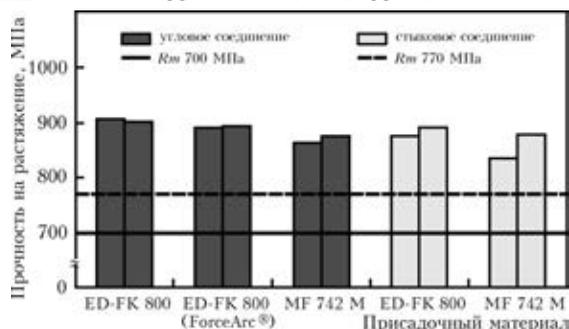


Рис. 6. Экспериментальные данные испытаний на статическое растяжение сварных соединений из стали SG 69 Q

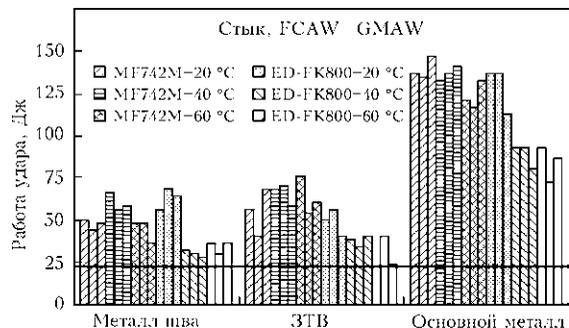


Рис. 7. Работа удара образцов из материала SG 69 Q размером 80×80×10 мм

— это сопоставление еще раз представлено на диаграмме (рис. 9). Видно, что в образцах, сваренных порошковой проволокой, показатели твердости ниже как в наплавленном металле, так и в металле ЗТВ.

Усталостная прочность. Рассмотрим подход и результаты испытаний на усталостную прочность сварных соединений из профиля размером 80×80×10 мм из SG 69 Q, изготовленных с учетом рекомендации МИС [16]. Требовалось исследовать представленные в табл. 2 виды нагрузок с учетом применяемых присадочных материалов.

Для определения усталостной прочности проведены испытания по Вёлеру. Для каждой линии Вёлера изготовили примерно по 7...8 натуральных образцов, которые испытывали на четырехточечный изгиб (рис. 10).

Для сравнения установившейся усталостной прочности с показателями согласно с рекомендациями МИС [16] потребовалось испытание с постоянным коэффициентом асимметрии цикла $R = 0,5$. Затем производили сопоставление с учетом вероятности безотказной работы $P_u = 97,5 \%$

Таблица 1. Требования к ударной вязкости, предъявляемые к полым профилям из материала FineXcell® 690 ImpactFIT50 с толщиной стенки ≥ 20 мм

Направле- ние соеди- нения	Работа удара как минимальная на трех образцах Шарпи при температуре контроля, °С, Дж			
	-50	-40	-20	0
Вдоль	27	30	40	65
Поперек	16	27	30	40

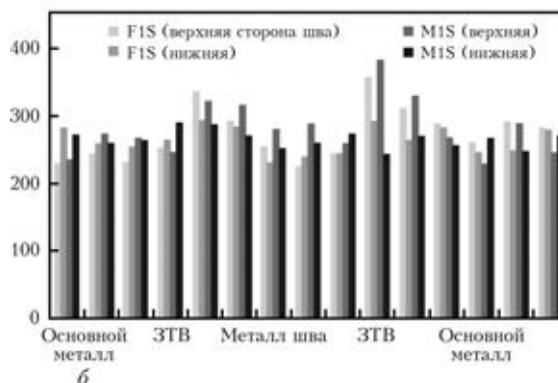
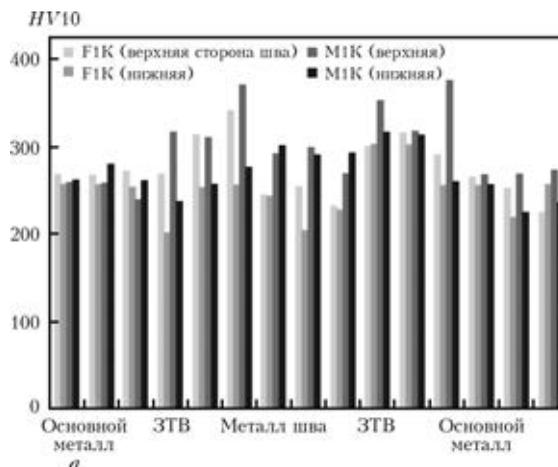


Рис. 8. Измерение твердости на угловых (а) и стыковых (б) швах (F — порошковая проволока; M — сплошная)

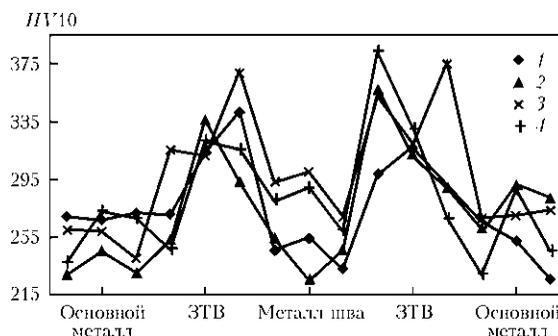


Рис. 9. Измерение твердости на верхней стороне шва: 1 — порошковая проволока F1K — угловой шов; 2 — порошковая проволока F1S — стыковой шов; 3 — проволока сплошного сечения M1K — угловой шов; 4 — проволока сплошного сечения M1S — стыковой шов

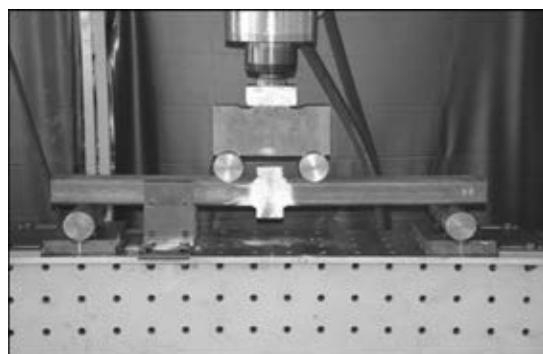
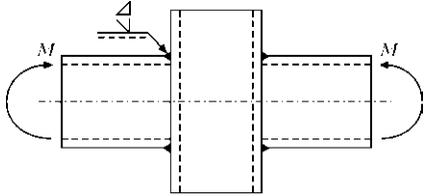
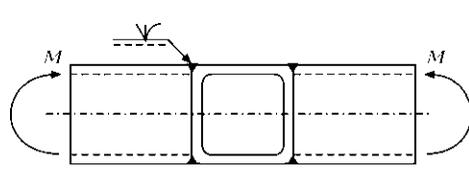


Рис. 10. Реальный процесс испытаний

Таблица 2. Схема образцов и виды нагрузок

Образцы с угловым швом	Образцы со стыковым швом
	
Сплошная проволока HV-K-M	Сплошная проволока HV-R-M
Порошковая проволока HV-K-F	Порошковая проволока HV-R-F

при произвольно взятой полосе разброса T_s ($P_u = 90\% ; P_u = 10\% = 1:1,5$ [17] вначале в форме переносимого напряжения S_0 . После этого для сравнения с рекомендациями МИС провели пересчет в размах переменного напряжения ΔS с учетом коэффициента асимметрии цикла. Образцы без надрыва, испытанные до напряжения $N = 5 \cdot 10^6$ циклов, назвали случайными и при оценке их не учитывали.

Для определения нормального номинального напряжения в качестве характеристики сечения сварного соединения с изгибающей нагрузкой предположили момент сопротивления сечения катаного профиля $W_{el} = 53,5 \text{ см}^3$ [18] после проведения контроля на реальном сечении. Необходимый далее момент изгиба M рассчитывали по геометрическим условиям четырехточечного изгиба согласно теории упругости.

Как видно из рис. 11, место начала трещины у всех образцов находится преимущественно в углах на переходе шва в связи с более высокой концентрацией напряжений, связанной с большей жесткостью детали в этом месте.

На рис. 12 приведено сравнение экспериментальных результатов с данными рекомендаций МИС. Как уже отмечалось выше, рекомендации МИС передают усталостную прочность линиями Вёлера. Под классом FAT подразумевается до-

пустимый размах номинального напряжения ΔS [МПа] в случае подреза при стационарном цикле напряжения $N = 2 \cdot 10^6$. При этом для сварных соединений установлен наклон крутопадающего участка кривой Вёлера $m = 3$.

Некоторые результаты более наглядны при дальнейшем сравнении образцов с подрезами в соответствии с рекомендациями МИС [16]. У обоих соединений наклон линии Вёлера $m = 3$. HV-шов при выполнении углового шва (HV-K-M, HV-K-F) можно приблизительно отнести к классу усталостной прочности FAT 50 (табл. 3). Сложившиеся обстоятельства еще более неблагоприятны, так как здесь в связи с меньшей жесткостью установленного в промежутке полого профиля на угловые области накладываются дополнительные напряжения (ср. надрывы на рис. 10).

HV-шов при выполнении стыкового шва (HV-R-M, HV-R-F) можно отнести к классу FAT56, если предположить, что НК подтвердил соответствующее качество корня шва (табл. 4).

Сравнение результатов НК с данными МИС приведено в табл. 5.

Хотя наклон всех полученных линий Вёлера более пологий, чем в рекомендациях МИС, точки пересечения с сопоставимыми FAT-линиями Вёлера нет из-за более высоких значений вибропрочности при $N = 2 \cdot 10^6$.

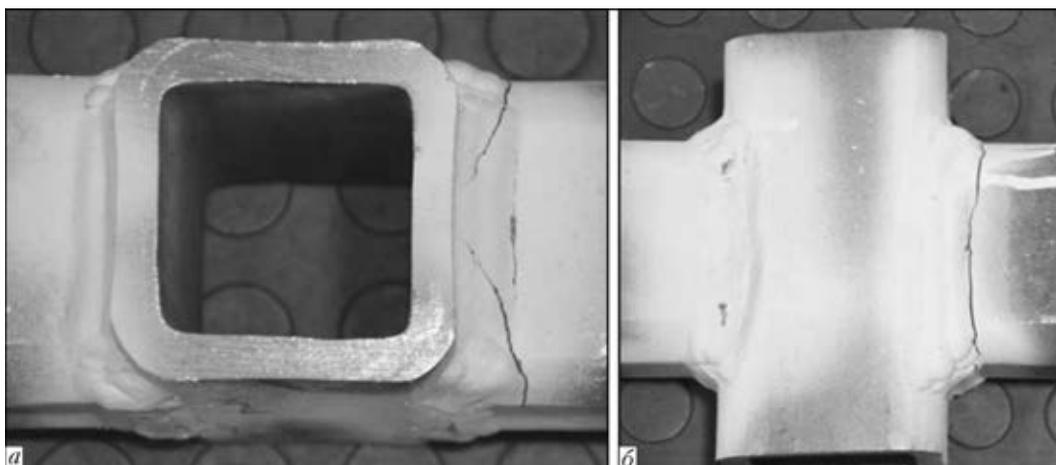


Рис. 11. Трещины на переходах швов в области углов профилей

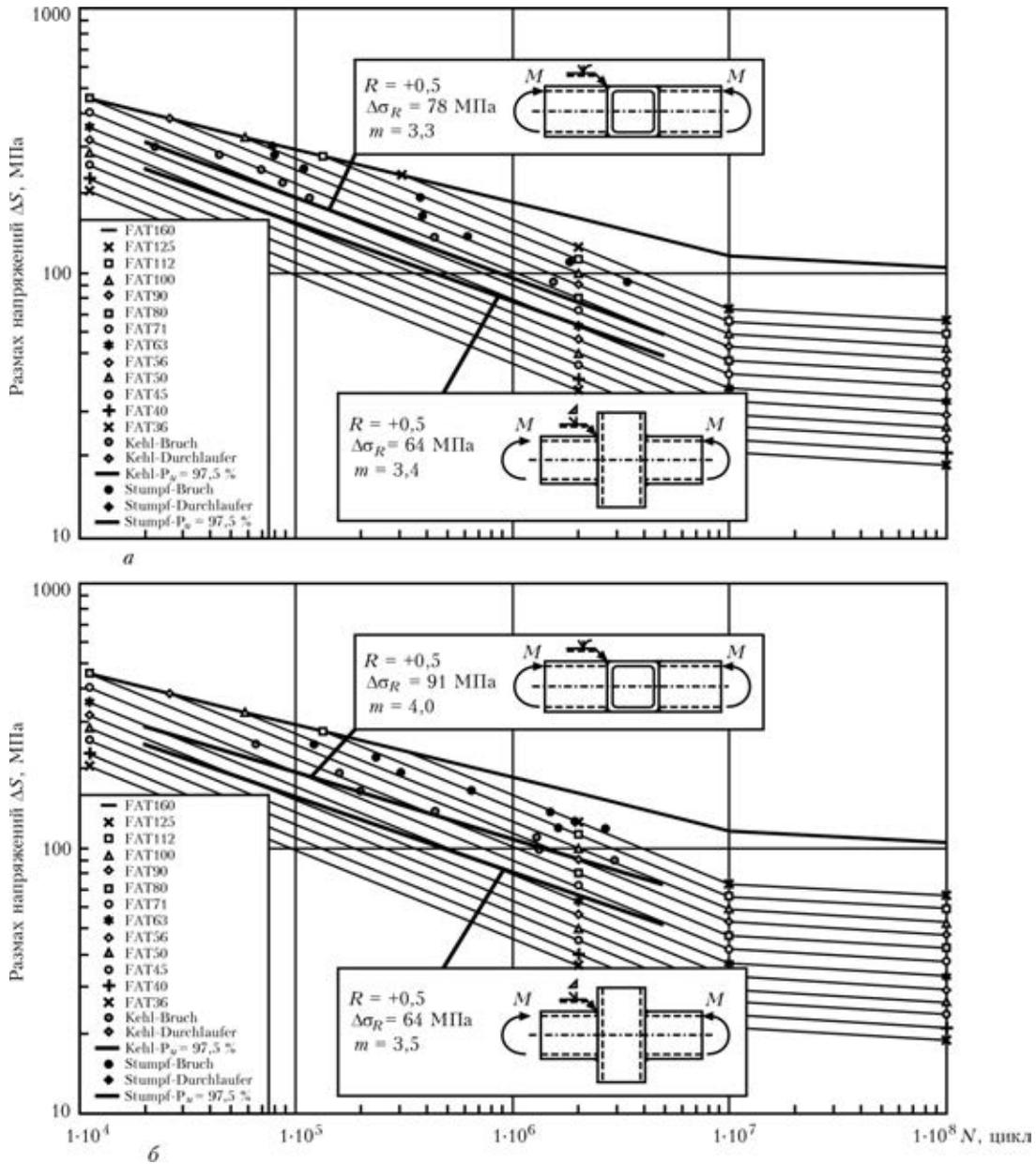


Рис. 12. Усталостные кривые для соединений, выполненных проволокой сплошного сечения (а) и порошковой (б)

Т а б л и ц а 3. Классификация FAT50 МИС для HV-шва при выполнении углового шва [16] образца № 424

Конструкция детали	Описание	Класс усталости (FAT)		Примечание
		сталь	алюми- ний	
	Сварное соединение прямоугольного полого профиля, односторонний стыковой шов, потенциальное место разрушения у границы наружной поверхности шва Толщина стенки > 8 мм Толщина стенки < 8 мм	50	20	НК швов для гарантии полного проплавления корня шва
		45	18	

Ни в малоцикловой области (краны, подкрановые пути, аппараты давления), ни в областях с многоцикловыми нагрузками усталостную прочность переоценивать нельзя. Однако следует учитывать, что в данном случае рассматривались со-

единения узлов из полых профилей (SG 69 Q) и расчет параметров велся согласно классам FAT по рекомендациям МИС.

Таким образом, применение высокопрочных улучшенных мелкозернистых конструкционных

Таблица 4. Классификация FAT56 МИС для HV-шва при выполнении стыкового шва [16] образца № 234

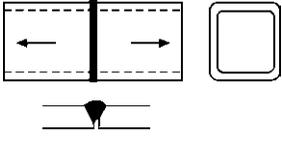
Конструкция детали	Описание	Класс усталости (FAT)		Примечание
		сталь	алюминий	
	Поперечный стыковой шов прямоугольного полого профиля, выполненный с одной стороны, полное проплавление, трещина корня шва НК корня Нет НК	56 35	25 12	Выполнено в нижнем положении

Таблица 5. Сравнение экспериментальных результатов с данными МИС

Требования МИС	ΔS , МПа	m	Маркировка образцов	ΔS , МПа	m
FAT 50	50	3,0	HV-K-M	64	3,4
			HV-K-F	66	3,5
FAT 56	56	3,0	HV-R-M	78	3,3
			HV-R-F	91	4,0

сталей во многих случаях позволяет уменьшить толщину стенки и тем самым сократить затраты на материал и обработку. Широкий диапазон прочности дает возможность ограничить размеры и массу детали с учетом условий производства и нагрузок. Только благодаря применению этих сталей в некоторых случаях удается преодолеть установившиеся границы. Выполненные сварочные эксперименты свидетельствуют о пригодности применяемых профилей. При соответствующей разделке кромок и соблюдении технологических правил можно выполнить высококачественные соединения с хорошими механическими свойствами. Испытания на усталость подтвердили возможность применения описанных профилей и для конструкций с циклической нагрузкой. Условием является соблюдение соответствующих нормативов, инструкций и рекомендаций.

1. <http://www.vmtubes.de>
2. Mueller T., Bruns C. Use of high performance rectangular hollow sections (RHS) with yield strength between 355 and 890 MPa // 23rd Intern. Ocean and Polar Eng. conf. ISOPE, Anchorage, 2013.
3. EN 10 210-1. Warmgefertigte Hohlprofile fuer den Stahlbau aus unlegierten Baestaehlen und aus Feinkornbaustaehlen. — Teil 1: Technische Lieferbedingungen.
4. Uwer D., Hohne H. Ermittlung angemessener Mindestvorwärmtemperaturen fuer das kaltrissichere Schweißen von Staehlen // Schweißen und Schneiden. — 1991. — Bd. Heft 5. — S. 282–286.
5. Peder C., Hart P. H. M. CTS-testing procedures: The Present position // The Welding Inst. Res. Bull., Sept., 1975. — P. 264–266.
6. Uwer D., Hoehne H. Charakterisierung des Kaltrißverhaltens von Staehlen beim Schweißen // Schweißen und Schneiden. — 1991. — Bd. Heft 4. — S. 195–199.

7. Ito Y., Bessyo K. Weldability formula of high strength steels // Related to Heat-Affected Zone Cracking. Sumitomo Search 1, May, 1969. — P. 59–70.
8. EN ISO 13916. Anleitung zur Messung der Vorwärm-, Zwischenlagen- und Haltetemperatur.
9. SEW 088. Schweißgeeignete Feinkornbaustaehle — Richtlinien fuer die Verarbeitung, besonde fuer das Schmelzschweißen. — Beiblatt 1: Kaltrissicherheit beim Schweißen; Ermittlung angemessener Mindestvorwärmtemperaturen. — Beiblatt 2: Ermittlung der Abkuehlzeit $t_{8/5}$ zur Kennzeichnung von Schweißtemperaturzyklen.
10. EN 1011. Schweißen — Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe. Teil 1: Allgemeine Anleitung fuer das Lichtbogenschweißen; Teil 2: Lichtbogenschweißen von ferritischen Staehlen.
11. EN ISO 14175. Schweißzusätze — Gase und Mischgase fuer das Lichtbogenschweißen und verwandte Prozesse.
12. EN ISO 16834. Schweißzusätze — Drahtelektroden, Draehete, Staebe und Schweißgut zum Schutzgasschweißen von hochfesten Staehlen.
13. EN ISO 18276. Schweißzusätze — Fuelldrahtelektroden zum Metall-Lichtbogenschweißen mit und ohne Schutzgas von hochfesten Staehlen.
14. EN ISO 15614-1. Anforderung und Qualifizierung von Schweißverfahren fuer metallische Werkstoffe — Schweißverfahrenspruefung. — Teil 1: Lichtbogen- und Gasschweißen von Staehlen und Lichtbogenschweißen von Nickel und Nickellegierungen.
15. EN ISO 5817. Schweißen — Schmelzschweißverbindungen an Stahl, Nickel, Titan und deren Legierungen (ohne Strahlschweißen) — Bewertungsgruppen von Unregelmäßigkeiten.
16. Hobbacher A. Recommendations for fatigue design of welded joints and components. — Doc. IIW-1823–07. Update 12/2008.
17. Haibach E. Betriebsfestigkeit — Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung. 2. Auflage, Berlin, Heidelberg, New York: Springer-Verlag, 2002.
18. MSH-Profilе mit kreisfoermigen, quadratischen und rechteckigen Querschnitten — Abmessungen, statische Werte, Werkstoffe. — Technische Information der Vallourec & Mannesmann Deutschland GmbH. — Duesseldorf, 2012.

Поступила в редакцию 13.05.2013



ОСОБЕННОСТИ СВАРКИ ВЗРЫВОМ СТАЛИ С ЧУГУНОМ

И. В. ДЕНИСОВ, Л. Б. ПЕРВУХИН

Ин-т структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН.
142432, г. Черноголовка, ул. Акад. Осипьяна, 8. E-mail: isman@ism.ac.ru

Изделия из чугуна находят широкое применение в современном машиностроении, в частности, для изготовления фрикционных дисков, в которых пластины из чугуна с помощью болтов крепятся к стальным или медным пластинам. В соответствии с гипотезой об образовании на границе раздела ударно-сжатого газа и термической ионизации газа с образованием тонких слоев низкотемпературной («холодной») плазмы в сварочном зазоре при сварке взрывом определены условия образования соединения углеродистой стали с низколегированным чугуном. Установлены режимы сварки взрывом и термообработки для получения равнопрочного соединения и отсутствия дефектов в виде трещин и отколов по всей линии контакта между сталью и чугуном. Проведенные оценочные расчеты параметров УСГ с учетом сверхскоростного обтекания им свариваемой поверхности показали, что изменение скорости точки контакта от 2400 до 4000 м/с приводит к увеличению температуры и уменьшению протяженности области УСГ, времени воздействия плазмы. Библиогр. 6, табл. 1, рис. 1.

Ключевые слова: сварка взрывом, сварочный зазор, ударно-сжатый газ, параметры газа, очистка, точка контакта

При изготовлении фрикционных дисков пластины из чугуна крепятся к стальным или медным пластинам с помощью болтов. Замена болтового соединения на прочное сварное соединение по всей поверхности чугунного диска позволит повысить прочность изделия, его технологичность, сделает возможным применять сварку при изготовлении изделий из чугуна. Однако болтовое соединение не обеспечивает плотного контакта по всей поверхности, что ухудшает отвод тепла от чугунного диска и способствует его неравномерному нагреву. Наличие локальных зон перегрева приводит к растрескиванию и высыпанию чугуна.

Основными недостатками чугуна как конструкционного материала является его низкая пластичность и плохая свариваемость всеми способами сварки, в том числе и сваркой взрывом. Опыт предыдущих работ по получению сваркой взрывом биметалла сталь + чугун показал, что из-за низкой пластичности в процессе сварки взрывом образуются дефекты в виде трещин, отколов, расслоений [1].

При разработке технологии сварки взрывом чугуна со сталью необходимо решить следующие основные задачи:

получение прочного соединения стали с чугуном по всей поверхности;

исключение образования трещин и разрушений чугуна в процессе сварки взрывом;

исследование механических свойств и структуры полученных соединений, а также влияние на них последующей термической обработки.

Для решения поставленных задач разработали методику, которая на основе опубликованных

данных и опыта производства биметаллов сваркой взрывом предусматривала:

оценить принципиальную возможность сварки взрывом чугуна со сталью;

разработать технологические решения, снижающие вероятность образования трещин и разрушений чугуна в процессе сварки взрывом;

разработку опытной технологии получения биметалла сталь + чугун и исследование полученных соединений.

В настоящее время накоплен большой экспериментальный и теоретический материал по вопросу формирования соединения при сварке взрывом, который обобщен в работах [2, 3]. Выдвинут ряд гипотез, объясняющих образование соединения с различных точек зрения. В зоне соударения при сварке взрывом развиваются высокие давления, идет интенсивная пластическая деформация, сопровождаемая значительным повышением температуры металлов в зоне соударения. Для сварки взрывом характерна трехстадийность процесса образования прочных связей между атомами соединяемых металлов, идущего в следующей последовательности: очистка и активация контактных поверхностей; образование физического контакта; объемное взаимодействие. Качество сварки взрывом определяется в первую очередь процессами, идущими в сварочном зазоре впереди точки контакта [4], т. е. очисткой и активацией соединяемых поверхностей.

Оценку параметров ударно-сжатого газа (УСГ) в сварочном зазоре провели по методике [4] для следующих режимов сварки взрывом: скорость точки контакта v_k изменяется от 2400 до 4000 м/с, отношение массы взрывчатого вещества (ВВ) к

массе метаемой пластины от 1,2 до 0,7, сварочный зазор от 8 до 1 мм, число Маха изменяется от 7 до 11,6. Расчеты показали, что параметры УСГ в сварочном зазоре при этом изменяются в следующих пределах: давление от 7 до 13,7 МПа, температура от 2500 до 5000 К.

Проведенные оценочные расчеты по методике [4] показывают, что повышение скорости точки контакта улучшает условия очистки и активации свариваемых поверхностей за счет повышения скорости и температуры УСГ в сварочном зазоре и параметров плазмы на границе между УСГ и свариваемыми поверхностями. Время воздействия плазмы t можно определить по формуле $t = l/v_k$, где l — протяженность области УСГ, определяемая по методике [4]. При повышении скорости точки контакта с 2400 до 4000 м/с время воздействия плазмы снижается с $2,4 \cdot 10^{-5}$ до $1,12 \cdot 10^{-5}$ с.

Повышение скорости детонации ВВ приведет к увеличению скорости и энергии соударения метаемой пластины с основной. Это в свою очередь увеличит пластическую деформацию основного листа и вероятность появления в нем трещин и разрушений. Регулировать скорость метания можно изменением сварочного зазора. Опубликованные в работах [2, 3, 5] методики расчета скорости соударения не учитывают величину сварочного зазора и только в работе [6] предложено угол соударения и скорость метания v_0 определять с учетом величины сварочного зазора:

для смесевых ВВ

$$v_0 = 2D \sin \frac{0,49r}{r + 2,71 + 0,184/h},$$

для аммонита

$$v_0 = 2D \sin \frac{0,416r}{r + 2,71 + 0,184/h},$$

где D — скорость детонации ВВ; r — безразмерный параметр, равный отношению массы ВВ к массе метаемой пластины; h — высота зазора.

Расчет скорости метания и угла соударения по этим формулам для приведенных выше режимов сварки взрывом и при изменении сварочного зазора от 1 до 8 мм показал, что скорость метания при уменьшении сварочного зазора с 8 до 1 мм снижается в 2 раза. Это позволит в 4 раза снизить энергию соударения и, как следствие, уменьшить

вероятность появления трещин и разрушений в чугуне.

Таким образом, для обеспечения прочного соединения при сварке взрывом чугуна со сталью, исключения образования трещин и разрушений чугуна процесс необходимо проводить на режимах с повышенной скоростью детонации 3500...4000 м/с и со сварочным зазором 2...1 мм.

В качестве исходных материалов при проведении экспериментальных исследований использовали лист из стали марки 08кп размерами 4×300×500 мм и литые пластины из легированного ферритно-перлитного низколегированного чугуна с пластинчатым графитом (далее чугун) размерами 8×180×350 мм. Применена параллельная схема сварки взрывом. Использованы два режима сварки взрывом:

скорость детонации ВВ $D = 2400...2500$ м/с; безразмерный параметр $r = 1,2$; сварочный зазор между пластинами 8 мм, что обеспечивает скорость метания 500...550 м/с; расчетный угол соударения 8...9°;

скорость детонации ВВ $D = 3500...3700$ м/с, безразмерный параметр $r = 0,7$; сварочный зазор 1,8 мм, что обеспечивает скорость метания 340...400 м/с; расчетный угол соударения 2...3°.

В результате проведения экспериментов установлено, что при сварке по первому варианту наблюдается обрезка нависания стальной пластины, значительная деформация пластины из чугуна с частичным ее разрушением и полным отсутствием соединения по всей поверхности плакирования с отпечатками на стальной поверхности рельефа механической обработки пластины из чугуна. Отсутствие очагов схватывания на свариваемых поверхностях указывает на то, что заданный режим сварки взрывом не обеспечил очистку и активацию поверхности чугуна впереди точки контакта.

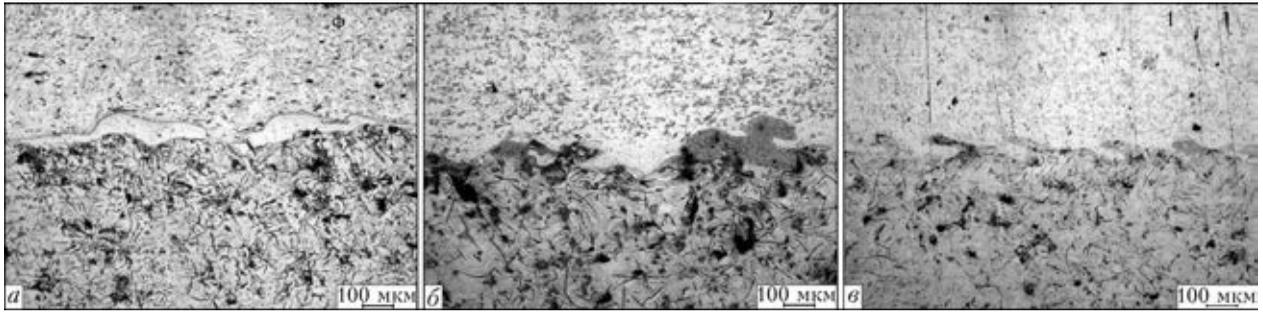
Эксперименты по второму варианту показали, что соединение сталь с чугуном происходит по всей поверхности с незначительной деформацией сваренных пластин. При ультразвуковом контроле на некоторых двухслойных пластинах выявлены небольшие (2...3 см²) угловые непровары.

Испытание прочности соединения на отрыв плакирующего слоя проводили на образцах без термообработки и образцах с двумя различными термообработками. Первый режим — нагрев до

Прочность соединения сталь + чугун и твердость чугуна* в зависимости от термической обработки

Термическая обработка	Предел прочности соединения σ_B , МПа	Твердость чугуна HB	Твердость белой фазы HV
Без термической обработки	130...135	220	514
Нагрев до 550 °С, выдержка от 4 до 6 ч, охлаждение с печью	145...150	175	322
Нагрев до 700 °С, выдержка 1 ч, охлаждение с печью	155...160	160	Отсутствие белой фазы

* σ_B исходного чугуна 200 МПа, твердость HB 163...219, белая фаза отсутствует.



Микроструктура соединения сталь 08кп + легированный чугун: *а* — без термообработки; *б* — термообработка – нагрев до 550 °С – выдержка от 4 до 6 ч – охлаждение с печью; *в* — термообработка – нагрев до 700 °С – выдержка 1 ч – охлаждение с печью

550 °С, выдержка 4...5 ч и охлаждение с печью; второй — нагрев 700 °С, выдержка 1 ч и охлаждение с печью (таблица). Испытания показали, что прочность соединения после сварки взрывом составляет 130...135 МПа, термообработка по первому режиму повышает прочность соединения до 145...150 МПа и снижает его твердость. Прочность соединения образцов, термообработанных по второму режиму, составила 155...160 МПа.

В микроструктуре соединения образцов без термообработки обнаружено наличие белой фазы (рисунок, *а*), твердость которой составляет *HV* 514 (таблица). Химический состав белой фазы соответствует чугуну. Исследование микроструктуры соединения образцов после термообработки нагрев до 550 °С, выдержка от 4 до 6 ч, охлаждение с печью показало уменьшение размеров и количество белой фазы (рисунок, *б*), твердость которой составляет *HV* 322 (таблица). Микроструктура соединения образцов после нагрева до 700 °С, выдержке 1 ч, охлаждении с печью показало отсутствие белой фазы (рисунок, *в*), следовательно, этот режим термообработки позволяет отжечь включения отбеленного чугуна (белой фазы) на границе соединения, что повышает механические свойства соединения.

Металлографическое исследование соединения стали 08кп + чугун показало, что в соединении отсутствуют крупные участки литых включений. Не выявлено растрескивание чугуна, которое могло образоваться при получении биметалла, что свидетельствует о положительном влиянии малых сварочных зазоров и использования ВВ с повышенной скоростью детонации.

Анализ исследования микротвердости образцов показал, что при термообработке по режиму отжига чугуна (нагрев до 700 °С, выдержка 1 ч, охлаждение с печью) в зоне соединения твердость выравнивается и повышается прочность соединения.

Выводы

1. Снижение сварочного зазора с 8 до 1,8 мм приводит к уменьшению скорости соударения металлической пластины с основной практически в 2 раза, а следовательно снижается в 4 раза энергия соударения.

2. Эксперименты по сварке взрывом стали с чугуном подтвердили оценочные расчеты и показали, что повышение скорости точки контакта с одновременным уменьшением параметра *r* и сварочных зазоров до 1,8 мм создают условия получения равнопрочного соединения между углеродистой сталью и низколегированным чугуном, при отсутствии деформации и дефектов (трещин) на поверхности хрупкого чугуна.

3. Исследование микроструктуры соединения стали с чугуном до и после термической обработки показало, что химический состав включений белой фазы соответствует низколегированному чугуну, т. е. является отбеленным чугуном. Термическая обработка в режиме отжига обеспечивает преобразование структуры отбеленного чугуна в исходный.

1. Алексеев Ю. А. Структурные особенности сварного шва и их влияние на качество соединения металлов при сварке взрывом с малыми зазорами: Дис. ... канд. техн. наук. — Черноголовка, 1997. — 125 с.
2. Лысак В. И., Кузьмин С. В. Сварка взрывом. — М.: Машиностроение, 2005. — 544 с.
3. Петушков В. Г. Применение взрыва в сварочной технике. — Киев: Наук. думка, 2005. — 756 с.
4. Определение параметров ударно-сжатого газа в сварочном зазоре впереди точки контакта при плакировании взрывом / С. Ю. Бондаренко, Д. В. Рихтер, О. Л. Первухина, Л. Б. Первухин // Автомат. сварка. — 2009. — № 11. — С. 46–48.
5. Первухин Л. Б., Первухина О. Л., Бондаренко С. Ю. Очистка свариваемых поверхностей от оксидов и загрязнений и их активация в процессе сварки взрывом // Там же. — 2010. — № 7. — С. 46–49.
6. Конон Ю. А., Первухин Л. Б., Чудновский А. Д. Сварка взрывом. — М.: Машиностроение, 1987. — 216 с.

Поступила в редакцию 19.02.2013

РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ РЕЖИМА НАПЛАВКИ ПРИСТЕНОЧНОГО ВАЛИКА ПРИ МНОГОПРОХОДНОЙ СВАРКЕ В ЗАЩИТНЫХ ГАЗАХ

М. А. ШОЛОХОВ, Д. С. БУЗОРИНА

ООО «Шторм». РФ. г. Верхняя Пышма, ул. Бажова, 28. E-mail: ekb@shtorm

Эффективным способом повышения производительности процесса сварки при одновременном снижении материальных и энергетических затрат является применение зауженных разделок. Одной из основных трудностей при реализации технологии многопроходной сварки металлоконструкций из проката толщиной более 10 мм на автоматических и роботизированных установках является высокая вероятность возникновения дефектов, таких как несплавления, особенно при наложении первого в слое (пристеночного) валика. Одним из способов регулирования проплавления является управление параметрами процесса сварки, определяющими тепловложение. Экспериментально установлены зависимости между параметрами сварки в проблемных участках разделки и величиной проплавления. На их основе получены уравнения для определения параметров режима наплавки валика при заданном коэффициенте площадей. Результаты послужили составной частью создания алгоритмов управления параметрами режима сварки в автоматических и роботизированных установках. Библиогр. 12, табл. 1, рис. 6.

Ключевые слова: механизированная сварка плавящимся электродом, полный тепловой КПД процесса сварки, полнофакторный эксперимент, коэффициент площадей, математическое моделирование, определение параметров режима сварки

В условиях современного сварочного производства остается актуальным вопрос повышения производительности процесса сварки. Одним из эффективных способов, позволяющих значительно повысить производительность процесса сварки, а также снизить материальные и энергетические затраты, является применение зауженных разделок [1]. Наряду с этим повышение производительности требует внедрения автоматических и роботизированных комплексов. Однако при реализации технологии многопроходной сварки плавящимся электродом на автоматических и роботизированных установках возникают сложности, связанные с появлением таких дефектов, как несплавления. Особенно при наложении пристеночного валика (первого валика в слое) [2], поскольку для получения сварных швов с требуемыми механическими свойствами, благоприятной структурой, минимальными сварочными деформациями и требуемой формой швов, а также снижения вероятности появления горячих и холодных трещин [3] необходимо ограничивать погонную энергию. В условиях ограничения погонной энергии при многопроходной сварке из-за повышенного теплоотвода в основной металл вероятность образования несплавлений между валиком и кромками разделки, а также между соседними валиками существенно возрастает.

Одним из способов регулирования проплавления основного металла при сварке в проблемных

участках разделки является изменение параметров процесса (ток, напряжение, скорость сварки), определяющих тепловложение, а следовательно, условия формирования сварного шва, в частности глубину проплавления кромок [4, 5].

В работе [6] приведены результаты исследования влияния параметров режима сварки (сварочного тока обратной полярности, напряжения дуги, скорости сварки, расстояния между концом электрода и кромкой) на форму пристеночного валика при сварке под флюсом. Определено, что параметром, характеризующим механическое заклинивание шлаковой корки, является угол перехода поверхности пристеночного валика к кромке. Основные параметры режима, определяющие его значение: напряжение на дуге, расстояние между концом электрода и кромкой, а также скорость сварки. Однако в данной работе не рассмотрены вопросы влияния угла разделки на вероятность возникновения несплавлений у кромок разделки.

Известен также метод, когда для предотвращения появления несплавлений между валиком и кромкой разделки применяют автоматическую сварку с поперечными колебаниями с импульсным увеличением тока при подходе к свариваемой кромке. Однако при этом необходимо определение точного значения мощности импульса (что связано с оценкой эффективности использования тепловой энергии дуги).

Таким образом, актуальными остаются вопросы определения влияния угла разделки на формирование валиков, оптимизации параметров раз-



делки, а также определения режимов наплавки пристеночного валика с заданным коэффициентом площадей k , равным отношению площади проплавления к площади наплавки $F_{пр}/F_n$, который гарантирует отсутствие несплавлений.

Цель настоящей работы — установление зависимостей между параметрами наплавки пристеночного валика при многопроходной механизированной сварке в защитных газах и величиной проплавления, а также определение на основе полученных зависимостей режимов наплавки пристеночного валика при многопроходной сварке в защитных газах с заданным коэффициентом площадей.

Эффективное управление процессом проплавления свариваемого металла в условиях дуговой сварки возможно лишь при знании основных закономерностей этого процесса, а также качественного и количественного влияния параметров режима сварки на размеры и форму зоны проплавления. В основу большинства математических моделей, создаваемых для целей управления сварочными процессами, заложены статистически выявляемые зависимости между энергетическими параметрами режима сварки (сварочный ток, напряжение на дуге, скорость сварки и т.д.), с одной стороны, и параметрами, характеризующими качество сварного соединения, с другой. К параметрам, определяющим геометрию шва и качество сварного соединения, относятся также глубина проплавления свариваемого металла и площадь сечения сварного шва [7, 8]. Эффективность использования тепловой энергии дуги на образование сварного соединения оценивают с помощью полного теплового КПД процесса сварки $\eta_{св}$, который определяет отношение условного теплосодержания расплавленного за единицу времени металла шва к тепловой мощности сварочного источника нагрева [5]:

$$\eta_{св} = \frac{v_{св} F_{ш} \gamma_M H_{пл}}{Q} = \frac{v_{св} (F_n + F_{пр}) \gamma_M H_{пл}}{Q} = \eta_n + \eta_{пр}, \quad (1)$$

где $v_{св}$ — скорость сварки, м/с; $F_{ш}$ — площадь поперечного сечения шва, м²; F_n — площадь сечения наплавленного металла, м²; $F_{пр}$ — площадь проплавления основного металла, м²; γ_M — удельная плотность металла, кг/м³, для низкоуглеродистой стали она равна 7850 кг/м³; $H_{пл}$ — энтальпия при температуре плавления с учетом открытой теплоты плавления, Дж/кг, для низколегированной стали принимают $H_{пл} = 1340$ Дж/г [5]; $Q = IU$ — тепловая мощность сварочного источника нагрева, Дж/с; η_n , $\eta_{пр}$ — полный тепловой

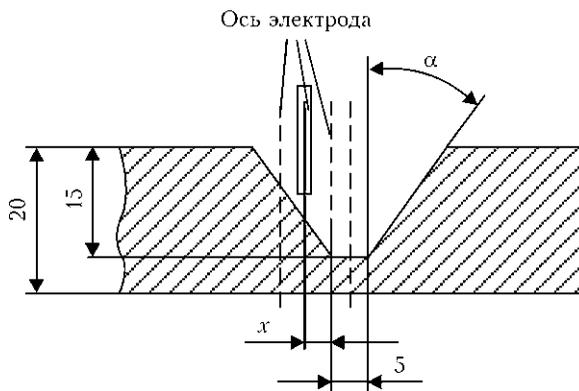


Рис. 1. Схема наложения валиков

КПД процесса наплавки и проплавления основного металла [9].

Методика проведения экспериментов. В настоящей работе для оценки зависимости формирования пристеночного валика от геометрии разделки и положения электрода в ней исследовано влияние технологических параметров (угла разделки α , положения электрода в разделке — расстояние между концом электрода и кромкой — координата x , а также скорости сварки $v_{св}$) на площадь сечения валика и полный тепловой КПД процесса сварки при механизированной сварке в защитных газах при условии качественного формирования пристеночного валика.

Сварку производили путем наложения валиков в соответствии со схемой, приведенной на рис. 1. При этом использовали образцы из стали 09Г2С, которые представляют собой пластины размерами 200×500×20 мм, имитирующие сварное соединение с разделкой кромок 15, 25, 35° и притуплением 5 мм, аналогичным выполненному корневому проходу.

Установка для проведения экспериментов (рис. 2) состояла из стола с токоподводом, механизма перемещения горелки Noboruder NB-5H, сварочного аппарата S5 Pulse ШТОРМ-LORCH. Параметры режима сварки регистрировали с помощью приборов, установленных на пульте управления аппарата.

Для сварки применяли сварочную проволоку марки Св-08Г2С диаметром 1,2 мм по ГОСТ 2246—



Рис. 2. Общий вид установки для сварки

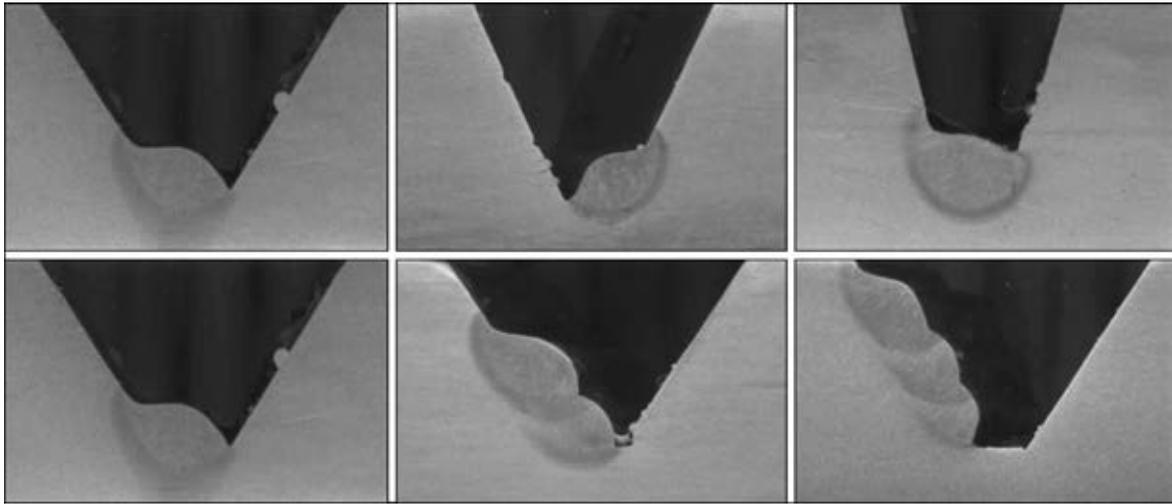


Рис. 3. Примеры макрошлифов образцов в нижнем положении

70, смесь защитных газов — аргон 82 %, углекислый газ 18 % по ТУ 2114-004-00204760–99.

Значения факторов изменяли в соответствии с планом полнофакторного эксперимента. Значения факторов приведены в табл. 1.

Фактор	Значения		
	-1	0	+1
Угол разделки α , град (x_1)	15	25	35
Расстояние от оси до электрода x , мм (x_2)	0	1,5/2/4	2,5/4/7
Скорость сварки, м/ч (x_3)	18	24	30

Режим сварки подбирали таким образом, чтобы обеспечить удовлетворительное формирование шва:

сварочный ток $I_{св}$, А	217±10
скорость подачи проволоки $v_{пл}$, м/мин	6,3
напряжение на дуге U_d , В	21,4±1
расход защитного газа, л/мин	18
диаметр электрода d , мм	1,2
вылет электрода, мм	20±1

С помощью измерения изготовленных макрошлифов (рис. 3) сваренных образцов определили площади сечения валиков F_V

$$F_V(\alpha, x, v_{св}) = 47,498 - 0,031\alpha + 4,205x - 0,956v_{св} - 0,113\alpha x + 0,003\alpha v_{св} - 0,143xv_{св} + 0,004\alpha xv_{св} \text{ (мм}^2\text{)}, \quad (2)$$

а также полный тепловой КПД процесса сварки

$$\eta_V(\alpha, x, v_{св}) = 0,1253 - 0,0055\alpha + 0,018x + 0,0239v_{св} + 0,00006\alpha^2 + 0,0006x^2 - 0,0005v_{св}^2 - 0,0005\alpha x + 0,00012\alpha v_{св} - 0,00013xv_{св}. \quad (3)$$

Анализ результатов и их обобщение. Анализ полученных зависимостей площади сечения валика и полного теплового КПД процесса сварки от скорости сварки показал, что при перемещении электрода по ширине разделки эти зависимости имеют сложный характер: при одних условиях

($v_{св}$, α) при перемещении электрода к кромке значения площади сечения валика и КПД возрастают, а при других — убывают. Такая зависимость может быть объяснена взаимным влиянием геометрии разделки и параметров режима сварки, характеризующим положение электрода (дуги) относительно прослойки расплавленного металла. При повышении скорости сварки площадь сечения валика уменьшается, а полный тепловой КПД процесса сварки увеличивается только до определенного значения. Это может быть объяснено тем, что с возрастанием скорости сварки количество наплавляемого металла на единицу длины шва уменьшается [9]. Однако при этом с увеличением скорости сварки столб дуги начинает отклоняться в сторону, противоположную направлению сварки. Отклоняясь, столб дуги вытесняет часть жидкого металла в хвостовую часть ванны. Уменьшение толщины жидкой прослойки под дугой обуславливает увеличение глубины проплавления при повышении скорости сварки до определенного значения. При дальнейшем повышении скорости в связи с уменьшением погонной энергии глубина проплавления уменьшается.

Приведенные результаты хорошо согласуются с данными из работ [10, 11], из которых известно скорость движения жидкости в пленке возрастает по мере стекания ее на дно кратера, а толщина пленки сначала увеличивается, а потом уменьшается. Толщина пленки и особенно скорость движения металла в ней существенно зависят от параметров режима сварки (наплавки).

Кроме того, известно [12], что распределение удельной мощности теплового потока по поверхности разделки и сварочной ванны имеет сложный характер вследствие взаимодействия дуги с поверхностью сварочной ванны. При изменении режима сварки распределение теплового потока также изменяется существенно вследствие изменения формы поверхности сварочной ванны, также и позиционирования электрода в разделке,

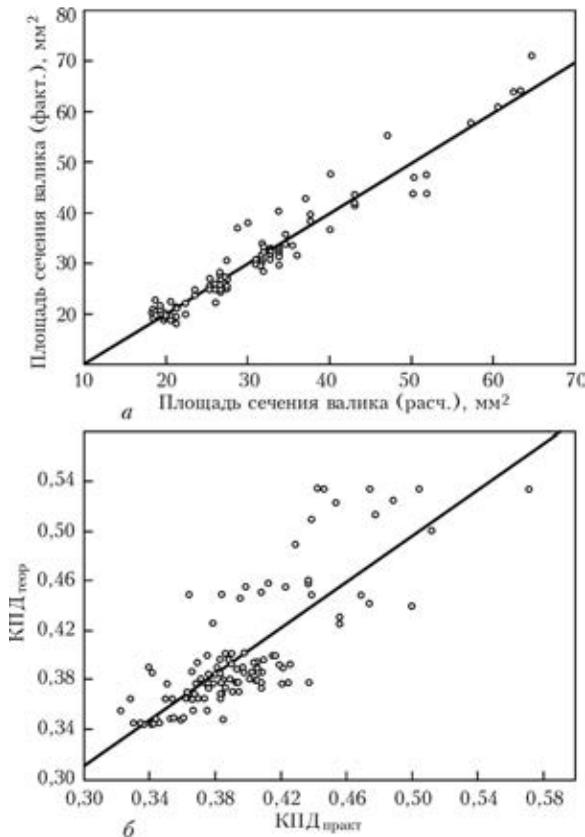


Рис. 4. Диаграммы рассеяния экспериментальных (кружки) и расчетных (сплошная линия) значений площади сечения валика (а) и теплового КПД (б) процесса сварки

поэтому наиболее полную картину о тепловом воздействии дуги при сварке по зазору можно определить только в ходе моделирования формирования сварочной ванны и проведения экспериментальных работ с учетом как формы разделки кромок, так и конкретного режима сварки.

На основе изложенного выше можно сделать очевидный вывод о взаимосвязанном влиянии параметров режима сварки и жидкой прослойки под дугой на формирование сварного шва. Следовательно, уравнения для определения площади сечения валика и теплового КПД должны это учитывать, в данном случае они представлены в мультипликативной форме и записаны в следующем виде:

$$F = F_V(\alpha, x, v_{св})\theta_F(I_{св}), \quad (4)$$

$$\eta_{св} = \eta_V(\alpha, x, v_{св})\theta_\eta(I_{св}), \quad (5)$$

где $F_V(\alpha, x, v_{св})$, $\eta_V(\alpha, x, v_{св})$ — функции зависимости площади сечения валика и теплового КПД соответственно от угла разделки α , положения электрода в разделке x , скорости сварки $v_{св}$; $\theta_F(I_{св})$, $\theta_\eta(I_{св})$ — функции зависимости площади сечения валика и теплового КПД соответственно от сварочного тока $I_{св}$.

Функции $\theta_F(I_{св})$, $\theta_\eta(I_{св})$ определены в ходе эксперимента:

$$\theta_F(I_{св}) = 0,0134I_{св} - 1,559, \quad (6)$$

$$\theta_\eta(I_{св}) = 0,0047I_{св} + 0,084. \quad (7)$$

Адекватность полученных уравнений (4), (5) оценивали по диаграммам рассеяния экспериментальных и расчетных значений площади сечения валика и теплового КПД процесса сварки (рис. 4).

Диаграммы рассеяния, приведенные на рис. 4, показывают удовлетворительную сходимость теоретических и экспериментальных значений площади сечения валика и теплового КПД процесса сварки. Проверка адекватности полученных уравнений по F -критерию Фишера дала положительные результаты, что характеризует их правильность.

На основании экспериментальных и теоретических данных была решена задача (как обратная) по определению режимов сварки при заданных площади сечения валика и коэффициенте площадей k . Данные зависимости были определены и получены в следующем виде:

сварочный ток

$$I_{св} = \frac{-b + \sqrt{b^2 - 4ac}}{2a}. \quad (8)$$

Коэффициенты a , b , c определяют по следующим формулам:

$$a = -0,015 \frac{\pi d^2}{F_H}, \quad b = 0,637 + \frac{\pi d^2}{F_H}(3,341 - 0,01\alpha),$$

$$c = -74,048 + 0,048\alpha - \frac{\pi d^2}{F_H}(185,97 - 0,583\alpha) - (1 + k_{сн})F_H,$$

где $k_{сн}$ — коэффициент сплавления при сварке плавящимся электродом, при используемых режимах он равен 0,18...4,0;

напряжение

$$U_{эф} = \frac{B_{эф} v_{п.п}}{\eta_{св} I_{св}}. \quad (9)$$

Коэффициент $B_{эф}$ определяют по формуле

$$B_{эф} = \gamma_M H_{пл} \frac{1 + k_{сн}}{4} \pi d^2;$$

скорость сварки

$$v_{св} = \frac{\pi d^2(0,08I_{св} - 8,32)60}{4F_H} \text{ (м/ч)}. \quad (10)$$

Для проверки сходимости полученных закономерностей по данной работе и оценки сходимости результатов определения параметров сварки по полученным уравнениям (8)–(10) были выполнены эксперименты и на их основе построены

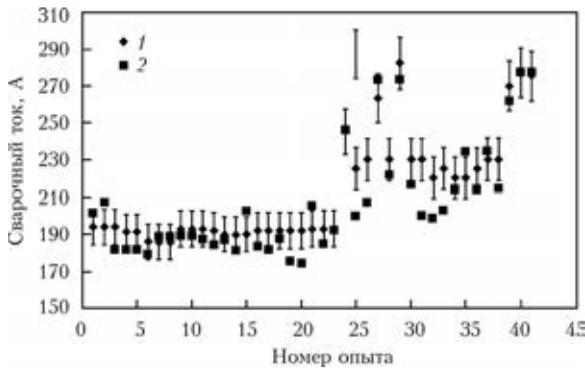


Рис. 5. График сходимости экспериментальных (1) и расчетных (2) значений сварочного тока (погрешность $\pm 5\%$)

график сходимости значений сварочного тока (рис. 5) и диаграмма рассеяния фактических и расчетных значений напряжения (рис. 6).

Как видно из рис. 5, 6, разброс значений не превышает 10...12 %, следовательно, данные уравнения для определения параметров режима наплавки пристеночного валика (также могут быть использованы для расчета параметров режима наплавки на наклонную поверхность) могут быть применены при разработке технологии многопроходной механизированной сварки в защитных газах.

Выводы

1. Сформулированы и получены в аналитическом виде общие уравнения зависимости теплового КПД процесса сварки и площади сечения валика от технологических параметров сварки. Уравнения учитывают (в том числе кроме известных параметров) взаимное влияние положения электрода относительно жидкой ванны металла ($F_{\nu}(\alpha, x, v_{\text{св}})$, $\eta_{\nu}(\alpha, x, v_{\text{св}})$) и величину прослойки расплавленного металла под дугой ($\theta_F(I_{\text{св}})$, $\theta_{\eta}(I_{\text{св}})$).

2. Полученные уравнения позволяют рассчитывать параметры наплавки первого валика в слое, обеспечивающие заданный коэффициент площадей $k = F_{\text{пр}}/F_{\text{н}}$ (в рассмотренных пределах k от 0,20 до 1,57), в результате чего снижается вероятность появления таких дефектов как несплавления.

3. Для приведенных параметров режима (см. с. 65) с помощью полученных уравнений определены оптимальные значения угла разделки $\alpha = 20,3^\circ$ и скорости сварки $v_{\text{св}} = 26,34$ м/ч при условии максимального значения полного теплового КПД процесса сварки $\eta_{\text{св}} = 0,392$. При данных значениях угла разделки и скорости сварки обеспечивается наиболее эффективный ввод тепла.

4. На основании результатов выполненной работы создана программа расчета режимов на-

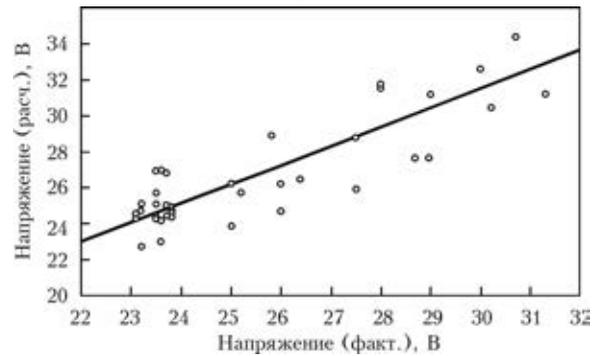


Рис. 6. Диаграмма рассеяния экспериментальных (кружки) и расчетных (сплошная кривая) значений напряжения

плавки пристеночного валика. В дальнейшем полученные аналитические зависимости могут быть использованы для создания алгоритмов управления параметрами режима сварки автоматических и роботизированных установок.

1. Рахматуллин Т. А., Шолохов М. А., Бузорина Д. С. Проблемы внедрения зауженных разделок при сварке корпусных конструкций специальной техники // Изв. вузов. Машиностроение. — 2012. — № 4. — С. 64–66.
2. Березовский Б. М. Математические модели дуговой сварки: Т. 2. Математическое моделирование и оптимизация формирования различных типов сварных швов. — Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2003. — 601 с.
3. Гончаров Н. С. Исследования и разработка технологии двухдуговой автоматической сварки в защитных газах корпусов из высокопрочных среднелегированных сталей. — Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Екатеринбург, 2009.
4. Лебедев В. А. Управление проплавлением при механизированной сварке и наплавке // Свароч. пр-во. — 2011. — № 1. — С. 3–11.
5. Ерохин А. А. Основы сварки плавлением. Физико-химические закономерности. — М.: Машиностроение, 1973. — 448 с.
6. Чернышов Г. Г., Панков В. В., Маркушевич И. С. Влияние параметров режима на формирование пристеночного валика при сварке в глубокую разделку // Свароч. пр-во. — 1984. — № 12. — С. 14–16.
7. Березовский Б. М. Математические модели дуговой сварки: Т. 1. Математическое моделирование и информационные технологии, модели сварочной ванны и формирования шва. — Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2002. — 585 с.
8. Сас А. В., Гладков Э. А. Технологический процесс сварки как объект в АСУ // Изв. вузов. Машиностроение. — 1983. — № 8. — С. 144–146.
9. Теория сварочных процессов: Учебник для вузов / Под ред. В. М. Неровного. — М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2007. — 752 с.
10. Размышляев А. Д. Гидродинамические параметры пленки жидкого металла на передней стенке кратера ванны при дуговой сварке // Автомат. сварка. — 1982. — № 1. — С. 20–25.
11. Потаповский А. Г. Сварка в защитных газах плавящимся электродом. — М.: Машиностроение, 1974. — 240 с.
12. Распределение тепловой мощности дуги при сварке плавящимся электродом по узкому зазору / М. А. Шолохов, И. Э. Оськин, В. А. Ерофеев, С. И. Полосков // Сварка и диагностика. — 2012. — № 4. — С. 18–23.

Поступила в редакцию 03.06.2013

VII НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ И СПЕЦИАЛИСТОВ «СВАРКА И РОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»

22–24 мая 2013 г. в пгт Ворзель (Киевская обл.) на базе кардиологического санатория «Ворзель» состоялась VII Научно-техническая конференция молодых ученых и специалистов «Сварка и родственные технологии», посвященная 95-летию Национальной академии наук Украины. Организатором конференции выступил Совет научной молодежи института при активной поддержке дирекции. Эта традиционная конференция проводится раз в два года с 2001 г. и является одной из наиболее крупных молодежных конференций в странах СНГ по данной тематике.

Для участия в конференции было заявлено 234 доклада молодых ученых и специалистов, которые представляли научно-исследовательские институты, учебные заведения, организации и предприятия Украины, России, Польши, Сербии, Канады. Кроме того, на ней представили свои доклады аспиранты и студенты, выбравшие сварку и родственные технологии как непосредственное направление своей будущей трудовой деятельности. Участие в работе конференции приняли более 100 участников. Конференция проходила три дня в режиме пленарных заседаний, на которых было около 93 докладов. При поддержке дирекции института к началу проведения конференции был издан сборник тезисов и программа работы.

С приветственным словом на открытие конференции от лица дирекции института выступил заместитель директора ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, академик НАН Украины И. В. Кривцун, который подчеркнул необходимость проведения подобного рода мероприятий с целью обмена опытом и налаживания научных и дружественных отношений между сотрудниками различных учреждений, представленных на конференции. Основная цель таких конференций — популяризация технологий, получение новых знаний, с помощью которых можно создавать надежную и конкурентоспособную продукцию, пропаганда необходимости получения новых, способствующих повышению качества, надежности и долговечности выпускаемых и эксплуатируемых технических изделий и конструкций.

После приветствия пленарную часть конференции открыл докладом младший научный сотрудник отдела № 22 ИЭС им. Е. О. Патона Е. Половецкий. Докладчик изложил основные материалы своей будущей кандидатской диссертации на тему «Процессы структуро- и фазообразования соединенных сплавов титана и алюминия при диффузионной сварке в вакууме». Речь шла об успешном решении задачи соединения разных материалов, применяе-





мых в современных отраслях машиностроения с помощью диффузионной сварки в вакууме.

Работа конференции велась по девяти направлениям:

прогрессивные технологии сварки и соединения материалов;

прочность, надежность и долговечность сварных конструкций;

технологии наплавки, нанесения покрытий и обработки поверхности;

процессы специальной электрометаллургии;

новые конструкционные и функциональные материалы;

техническая диагностика и неразрушающий контроль;

автоматизация процессов сварки и родственных технологий;

физико-химические процессы (термодинамика, кинетика, фазовые превращения, коррозия и защита материалов от коррозии, исследования микроструктуры);

математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах.

Работы, представленные сотрудниками ИЭС им. Е. О. Патона, были посвящены как обеспечению технологических условий сварки, наплавки, обработки деталей и конструкций, математическому моделированию, так и исследованию фундаментальных процессов, происходящих при этих условиях.

Интересные доклады по автоматизации процессов сварки и родственных технологий были представлены Т. Скубой (ИЭС им. Е.О. Патона, Киев), А. Жидковым (ВНУ им. В. Даля, Луганск), С. Гулаковым (Приазовский технический университет, Мариуполь). Вопросы прочности были достаточно обстоятельно рассмотрены в докладах С. Соловья, В. Шапки, И. Ключкова (ИЭС им. Е.О. Патона, Киев), А. Лукашевича, И. Приходько (ИПП им. Г.С. Писаренко, Киев), В. Вира, В. Кулика, О. Билого (ФМИ им. Г. В. Карпенко, Львов). В докладах сотрудников отдела прочности сварных конструкций ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины А. Молтасова и С. Мотрунича рассмотрены аналитические и численные расчетные методы по определению силовых параметров, необходимых для контактной стыковой сварки колец. Представленные материалы являются важным научно-практическим приложением в расчетах по модернизации машин, предназначенных для стыковой сварки замкнутых контуров непрерывным и импульсным оплавлением.

В области технической диагностики и неразрушающего контроля был представлен интересный доклад В. Савицкого (ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ) о прогрессивном методе определения остаточных напряжений на основе использования электронной спекл-интерферометрии, разработанном в институте. Данный метод позволяет не только получить информацию о напряженном состоянии в

локальной зоне исследуемого объекта, но и определить градиент напряжений по его поверхности. На основе разработок института создан портативный спекл-интерферометрический прибор для определения остаточных напряжений в конструкционных материалах в лабораторных и полевых условиях.

На конференции наибольшее количество докладов (55) было посвящено вопросам технологии наплавки, нанесения покрытий и обработки поверхности. Представленные технологии и составы покрытий отличаются большим разнообразием и эффективностью. Интересные разработки были представлены специалистами России (Москва, Курск, Юрга, Киров, Черногородка, Волгоград) и Украины (Киев, Львов, Краматорск, Мариуполь, Тернополь, Харьков). Интерес был проявлен к докладу сотрудника отдела № 73 (ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ) Е. Кузьмич-Янчука, посвященный актуальной теме — использованию гибридных источников тепла для реализации процессов инженерии поверхности. В докладе представлены результаты исследования процесса лазерно-плазменного напыления титановых покрытий с формированием упрочняющих нитридных фаз непосредственно в процессе напыления. Гость из Сербии Б. Глигориевич представил обзорный доклад, посвященный деятельности Института Гоша (г. Белград) в области сварочных технологий и инженерии поверхности. Институт выполняет работы по множеству исследовательских и прикладных проектов как по национальным программам, так и в содружестве с известными европейскими компаниями и научными центрами. Доклад Б. Глигориевича вызвал значительный интерес слушателей и может быть оценен как первый шаг в налаживании научного сотрудничества ИЭС им. Е. О. Патона и Института Гоша.

В области специальной электрометаллургии следует отметить доклад А. Полишко (ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ), посвященный исследованию поведения неметаллических включений в литом электрошлаковом металле. В докладе представлены результаты исследований химического состава, размеров и характера распределения неметаллических включений при электрошлаковом переплаве расходуемого электрода и электрошлаковом наплавлении жидким металлом в процессе их трансформации из исходного металла (электрода, жидкого металла) в готовый слиток ЭШП с применением современных методик и международных стандартов. Физико-механические испытания подтвердили высокое качество литого металла.

Уже традиционно пристальное внимание участники конференции уделяют физико-химическим процессам, структурообразованию и фазовым превращениям как в конструкционных материалах, так и их сварных соединениях. Эту тематику раскрывали Д. Ермоленко, Т. Зубер, А. Наконечный (ИЭС



им. Е. О. Патона, Киев), Т. Ступницкий (ФМИ им. Г. В. Карпенко, Львов). Особый интерес вызвал доклад А. Борисенко (ИЧМ, Днепропетровск) на тему «О формировании концентрационно-структурного состояния аустенита при кристаллизации стали». Согласно изложенным исследованиям, направленно создавая при кристаллизации стали и последующей ее деформационной и термической обработке определенное концентрационно-структурное состояние полиморфных модификаций твердых растворов δ -, γ -, и α -железа и определенный набор межкристаллитных границ, возможно более эффективное управление формированием структуры и свойств металлопродукции.

Много выступлений было посвящено прогрессивным технологиям сварки и соединения материалов, а также математическому моделированию и информационным технологиям в сварке и родственных процессах. Так, И. Мирзов (ИЭС им. Е. О. Патона) представил доклад на тему «Моделирование напряженно-деформированного состояния внутрикорпусных устройств на примере выгородки и стенки шахты реактора ВВЭР-1000», в котором рассказал о создании двух- и трехмерной конечно-элементных моделей, нелинейно учитывающих зависимость радиационного распухания материала выгородки от температуры облучения, напряженно-состояния и пластических деформаций.

Нельзя не отметить активное участие в конференции представителей Национального технического университета Украины «КПИ», представивших интересные доклады на актуальные современные темы.

24-го мая состоялось торжественное закрытие конференции, на котором традиционно были отмечены лучшие доклады и вручены премии. Дипломом I степени был отмечен доклад В. Порохонько (ИЭС им. Е.О. Патона, Украина) на тему «Оптимизация параметров процесса ЭШС титана плавя-

щимся мундштуком»; дипломом II степени отмечены доклады Е. Маринина (ФГБОУ ВПО «Вятский государственный университет», Россия) на тему «Лазерно-плазменное упрочнение лезвийного деревообрабатывающего инструмента» и В. Кулика на тему «Оценка работоспособности графитизированных сталей» (Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко, Украина); дипломом III степени отмечены О. Задорожнюк (ИЭС им. Е.О. Патона, Украина) за доклад на тему «Исследование структуры и свойств сварных соединений экспериментальных титановых сплавов системы Ti-Si-X, выполненных прессовой сваркой», К. Гуцин (ИЭС им. Е. О. Патона, Украина) за доклад на тему «Контактная стыковая сварка алюминиевого сплава В95Т1 в условиях всестороннего сжатия с принудительным формированием усиления» и А. Малахов (Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Россия) за доклад на тему «Плакирование взрывом стали жаропрочными эрозионностойкими сплавами».

Подводя итоги, хотелось бы отметить доброжелательное отношение, гостеприимство и всестороннюю помощь в проведении конференции сотрудниками кардиологического санатория «Ворзель» НАН Украины и лично директору А. Г. Сырых. Созданная рабочая обстановка способствовала развитию тематических дискуссий, установлению деловых контактов.

Огромная помощь в подготовке и проведении конференции оказана председателем организационного комитета — ученым секретарем ИЭС им. Е. О. Патона, д-ром техн. наук Л. Киреевым, а также А. Полишко, Е. Кузьмич-Янчуком, С. Войнаровичем, В. Синюком, Е. Половецким, В. Савицким, А. Бернацким, Д. Жировым и др.

И. Клочков

УДК 621.791:061.2/4

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ТИТАН-2013 в СНГ»

Традиционная ежегодная Международная конференция «Титан в СНГ», организованная Межгосударственной ассоциацией «Титан», прошла 26–29 мая в 2013 г. в Донецке (Украина). В конференции приняли участие более 200 участников из России, Украины, Казахстана, Америки, Великобритании, Японии, Китая, Германии, Франции, Италии, Норвегии, Люксембурга, Польши, Швейцарии и Австрии. На конференции выступили с докладами ученые и специалисты в области титана из ведущих научно-исследовательских организаций и промышленных предприятий России, Украины и других

стран: ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», ГОУ ВПО «Уральский государственный технический университет — УПИ имени первого Президента России Б. Н. Ельцина», «МАТИ» — Российского государственного технологического университета им. К. Э. Циолковского, ОАО «Всероссийский институт легких сплавов», ФГУП «Всероссийский институт авиационных материалов», Института проблем сверхпластичности металлов РАН, ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА», ОАО «Зеленодольский завод им. А. М. Горького», Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Института металло-



физики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Физико-механического института им. Г. В. Карпенко НАН Украины, Донецкого физико-технического института им. О. А. Галкина НАН Украины, Государственного научно-исследовательского и проектного института титана, ГП «Антонов», ALD Vacuum Technologies GmbH (Германия), TiRus International SA (Швейцария), NTC for Titanium Inc. (Япония) и др. Всего было представлено более 50 докладов на пленарных заседаниях и в секциях «Металловедение и технология титановых сплавов» и «Сырье. Металлургия».

В докладах Д. А. Курочкина (ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА»), Т. Nishimura (NTC Corporation for titanium, Япония), Masahiro Tsutsui (Японская титановая ассоциация), Steven Hancock (TiRus International SA, Швейцария) дан прогноз роста потребностей в титановой продукции на ближайшие пять лет как в гражданских, так и в военных секторах промышленности. Основными отраслями потребления титановых полуфабрикатов на данное время являются самолето-, двигателе- и судостроение.

Анализ современного состояния рынка титана, который провел в своем докладе А. В. Александров (ЗАО «Межгосударственная ассоциация титан»), показал, что основными причинами нынешних трудностей в титановой области являются: экономическая нестабильность в Европе, череда революций в арабских странах, кризис атомной энергетики после трагедии в Фукусиме.

На конференции достаточно полно были представлены научно-технические разработки институтов Национальной академии наук Украины в области металлургии и материаловедения титана и

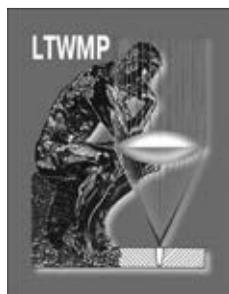
его сплавов. От ИЭС им. Е. О. Патона были представлены доклады по обработке поверхности слитков титана методом электронно-лучевого оплавления, структурных особенностях интерметаллида TiAl, легированного бором и лантаном, при ЭЛП после пластической деформации и термообработки, особенностях формирования структурной и химической неоднородности в соединениях прессовой сварки сплавов системы Ti-Si-X. Специалисты Института металлофизики им. Г. В. Курдюмова отметили основные тенденции использования титановых сплавов в авиастроении, а представители Запорожского национального технического университета совместно с ГП ЗТМК и ОАО «Мотор Сич» представили свои разработки в области применения порошка титана, легированного кислородом, для производства деталей авиадвигателей. Специалисты Донецкого физико-технического института им. О. А. Галкина показали, что метод винтовой экстракции и субмикроструктурная структура создают новые возможности в производстве и применении титана и его сплавов.

Согласно докладом специалистов геологических наук по развитию сырьевой базы титановой отрасли в странах СНГ Украина имеет значительные запасы титановых руд, пригодные к промышленному освоению с максимальной экономической эффективностью.

В заключение хотелось бы отметить высокий уровень проведения конференции и выразить благодарность ее организаторам в лице ЗАО «Межгосударственная организация Титан» и ее председателя А. В. Александрова.

С. В. Ахонин, В. А. Березос

УДК 621.791:061.2/4



МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО ЛАЗЕРНЫМ ТЕХНОЛОГИЯМ В УКРАИНЕ

27–31 мая 2013 г. в Крыму на базе Дома творчества ученых «Кацивели» состоялась 6-я Международная конференция «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов» (LTWMP-2013), организованная ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, НИИ лазерной техники и технологии НТТУ «КПИ», Центром лазерных технологий обработки и техники, Технологическим университетом провинции Дзензян, Китай и Международной ассоциацией «Сварка». Сопредседатели Программного комитета — академик Б. Е.

Патон и проф. В. С. Коваленко. Начиная с мая 2003 г. эта конференция стала традиционной и собирает каждые два года экспертов-лазерщиков со всего мира.

В работе конференции участвовало более 50 ученых и специалистов из Украины, Германии, Испании, Китая, Литвы, России и Финляндии. Конференция была организована в виде пленарных и стендовых сессий, рабочими языками конференции русский, украинский и английский, кроме того, был обеспечен синхронный перевод докладов. Во



время пленарных и стендовых сессий было рассмотрено свыше 50 докладов.

Открыл конференцию проф. В. С. Коваленко с обзорным докладом «Лазерные технологии как ключевой фактор дальнейшего развития конкурентоспособного производства» (НИИ лазерной техники и технологии НТТУ «КПИ», Киев, Украина). В докладе была отмечена необходимость внедрения в производство инноваций, базирующихся на прогрессивных технологиях и возможностях современных высокоэффективных диодных и оптоволоконных лазеров. Теоретическому анализу физических процессов, протекающих при лазерной сварке, был посвящен доклад проф. И.В. Кривцуна с коллегами из ИЭС им. Е. О. Патона «Зарядка частиц конденсированной фазы в парогазовом факеле при лазерной сварке с глубоким проплавлением».

Отметим некоторые из докладов, которые дают представление о широте затрагиваемых на конференции вопросов лазерных технологий:

— *Джинхуа Яо* «Исследование и применение лазера для модификации поверхности и ремонта лопаток турбин» (Центр лазерных технологий обработки и техники, Технологический университет провинции Дзензян, Ханчжоу, Китай);

— *В. В. Илясов* «Моделирование, синтез и нано/микроструктурирование поверхности материалов лазерным излучением» (Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону, Россия);

— *Донг Ганг* «Лазерное плакирование покрытия сплава Fe–Cr–Ni–Co–Mn с высоким значением энтропии» (Центр лазерных технологий обработки и техники, Технологический университет провинции Дзензян, Ханчжоу, Китай);

— *А. Г. Маликов* «Влияние нанопорошковых инкуляторов на качество соединения при лазерной

сварке различных металлов» (ФГБУН Институт теоретической и прикладной механики им. С. А. Христиановича СО РАН, Новосибирск, Россия);

— *М. Бахман* «Сварка лазерным лучом высокой мощности аустенитной стали с электромагнитной поддержкой сварочной ванны» (Федеральный институт исследования и контроля материалов (ВМ), Берлин, Германия);

— *А. П. Семенов* «Моделирование динамики сварочной ванны при точечной сварке импульсным лазерным излучением» (Институт электросварки им. Е. О. Патона, Киев, Украина);

— *Риккардо Виера Лорензо* «Внедрение лазерной технологии сварки для производства металлического оборудования в промышленном секторе» (компания «Хайдракорт» С. Л., Кульерредо, Коруня, Испания);

— *М. Соколов* «Подготовка поверхности кромки в лазерной сварке низколегированных сталей» (Лаборатория лазерной обработки, Технологический университет Лаппеэнранта, Финляндия);

— *Квинли Джанг* «Экспертная система процесса лазерного плакирования, основанная на алгоритме нейронных сетей с обратными связями» (Центр лазерных технологий обработки и техники, Технологический университет провинции Дзензян, Ханчжоу, Китай);

— *В. Н. Сидорец* «Лазерно-плазменная сварка нержавеющей сталей» (Институт электросварки им. Е. О. Патона, Киев, Украина);

— *В. Д. Шелягин* «Сварка титановых сплавов гибридным способом с использованием излучения Nd:YAG-лазера и дуги с неплавящимся электродом» (Институт электросварки им. Е. О. Патона, Киев, Украина).

По завершению конференции был организован круглый стол «Лазерные технологии: эксперимент,



теория и практика», на котором обсуждались актуальные проблемы развития лазерных технологий. Серьезная дискуссия была посвящена особенностям физических явлений, наблюдаемых при взаимодействии лазерного излучения и плазмы при реализации гибридных технологий.

К открытию конференции были изданы сборник тезисов и программа конференции. К концу октября 2013 г. будут изданы труды конференции LTWMP-2013 (труды предыдущих конференций LTWMP-2003, 2005, 2007, 2009, 2011 можно заказать в редакции журнала «Автоматическая сварка»).

Доброжелательная, гостеприимная, творческая обстановка на конференции способствовала развитию полезных дискуссий, установлению деловых контактов. Участники конференции из разных стран, учитывая ее безусловный успех, выразили единодушное одобрение предложению о проведении следующей, седьмой Международной конференции по лазерным технологиям в сварке и обработке материалов (LTWMP-2015), в конце мая 2015 г. в этом же самом месте — Кацивели, Большая Ялта, Крым, Украина.

А. Т. Зельниченко

ПАМЯТИ А. И. ЧВЕРТКО



26 мая 2013 г. на 100-м году ушел из жизни старейший сотрудник Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, главный научный сотрудник, доктор технических наук, профессор, ветеран Великой Отечественной войны, ветеран труда Анатолий Иванович Чертко.

Трудовую деятельность А. И. Чертко начал еще в 1930-е годы. С 1941 по 1946 гг. работал на Киевском авиационном заводе (который был эвакуирован в Новосибирск), где в годы войны самоотверженно трудился, приближая победу над врагом.

С мая 1946 г. по настоящее время трудовая деятельность А. И. Чертко неразрывно связана с Институтом электросварки. Долгий период А. И. Чертко работал под непосредственным руководством основателя института Евгения Оскаровича Патона, претворяя в жизнь его творческие планы. В стенах института А. И. Чертко прошел путь от ведущего конструктора до начальника Опытного-конструкторского и технологического бюро, одним из создателей которого он был и которым бесценно руководил почти тридцать лет.

За этот период был проведен большой комплекс теоретических и экспериментальных исследований, предложен и претворен в жизнь ряд оригинальных и важных решений по созданию оборудования и аппаратуры для различных механизированных способов сварки, специальной электрометаллургии, созданы первые сварочные установки для сварки под водой и в космосе. Уникальная аппаратура и технологии успешно внедрены в промышленность.

На этой основе А. И. Чертко успешно защищена кандидатская, а затем и докторская диссертация. Творческая и изобретательская деятельность А. И. Чертко принесли большую пользу развитию сварочной науки и техники многих отраслей народного хозяйства, приумножая славу Института электросварки как ведущей в мире организации в области сварки.

Практическую деятельность А. И. Чертко успешно сочетал с научной, являясь автором более чем 400 научных публикаций, авторских свидетельств и патентов.

Свой богатый научный и производственный опыт А. И. Чертко в течение ряда лет передавал молодому поколению инженеров, будучи профессором сварочного факультета КПИ.

Многогранная деятельность А. И. Чертко отмечена орденом Дружбы народов, Государственной премией УССР за участие в разработке основ, создание технологии и оборудования для плазменно-дуговой выплавки слитков сталей, присвоением звания «Заслуженный машиностроитель УССР», Почетной грамотой Президиума Верховного Совета УССР и медалями, Знаком отличия Национальной Академии наук Украины «За подготовку научной смены».

Благодаря целеустремленности, высоким деловым и человеческим качествам А. И. Чертко всегда пользовался заслуженным авторитетом и уважением всего коллектива института.

Коллеги и друзья глубоко скорбят по поводу этой потери, выражают искренние соболезнования родным и близким Анатолия Ивановича, всем, кто знал, уважал и любил его. Светлая память о нем навсегда останется в наших сердцах.

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины
Редколлегия журнала

ПАМЯТИ А. Я. ИЩЕНКО



Ушел из жизни заведующий отделом физико-металлургических процессов сварки легких металлов и сплавов Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, член-корреспондент НАН Украины, доктор технических наук, заслуженный деятель науки и техники Украины, профессор Анатолий Яковлевич Ищенко.

После завершения среднего образования в Горловке А. Я. Ищенко окончил в 1956 г. Киевский политехнический институт и по распределению был направлен на Куйбышевское предприятие авиационных двигателей им. Н. Д. Кузнецова.

С 1961 г. начал работать в ИЭС им. Е. О. Патона, где прошел путь от ведущего инженера до руководителя отдела, был избран членом-корреспондентом Национальной академии наук Украины.

А. Я. Ищенко впервые в мировой практике разработал и внедрил в производство высокоэффективный процесс электрошлаковой сварки алюминия, и в 1967 г. защитил по этой теме кандидатскую диссертацию. Начиная с 1968 г. его научная деятельность связана с исследованием свариваемости высокопрочных алюминиевых сплавов и разработкой эффективных технологий сварки изделий аэрокосмической техники. Работая в тесном сотрудничестве с отраслевыми организациями, он внес значительный вклад в создание и внедрение в производство новых свариваемых и сварочных материалов различных систем легирования. Этот цикл работ, заверченный широким внедрением технологических процессов сварочных материалов и оборудования в промышленное производство, послужил основой докторской диссертации, которая была успешно защищена в 1983 г. В последующие годы им лично и его сотрудниками выполнены глубокие исследования свариваемости алюминий-литиевых и алюминий-скандиевых сплавов, получившие мировое признание. С 1987 г. А. Я. Ищенко в качестве руководителя отдела успешно проводил теоретические и экспериментальные исследования явлений, происходящих в зоне сварки при взаимодействии компонентов алюминиевых сплавов и композиционных материалов с плазмой дуги, электронным и лазерным пучками, изучал закономерности первичной кристаллизации и формирова-

ния структуры швов в неравновесных условиях и их влияние на физико-механические свойства сварных соединений. Значительные результаты были достигнуты при разработке новых более эффективных методов неразъемного соединения в твердой фазе таких, как трение с перемешиванием или реактивно-диффузионная сварка высокопрочных сплавов, разнородных и композиционных материалов на основе алюминия, которые трудно соединять при традиционных способах сварки плавлением. Он показал, что расширить диапазон способов соединения легких материалов позволяет использовать нанотехнологии при изготовлении основных и присадочных материалов, имеющих субмикроскопическую структуру. Благодаря этому повышаются технологические и функциональные свойства соединений перспективных высокопрочных материалов — жаростойких сплавов, высокодисперсных композитов, интерметаллидов и разнородных сочетаний. Отдел, которым руководил А. Я. Ищенко, поддерживал постоянные творческие контакты со многими институтами Национальной академии наук Украины.

А. Я. Ищенко — автор трех монографий и более 280 статей и изобретений. Он был членом ученого совета ИЭС им. Е. О. Патона и специализированного совета по защите кандидатских и докторских диссертаций, экспертом межведомственных комиссий ряда государственных программ, председателем Национального комитета «Алюминий» при Международном институте сварки, членом Американского сварочного общества. Под его руководством подготовлены один доктор и восемь кандидатов наук.

За цикл научных работ «Теоретические основы производства ответственных деталей и узлов машин из высокопрочных легких конструкционных материалов» он в составе группы авторов был удостоен Государственной премии Украины в области науки и техники (1995), «За разработку и внедрение в производство высокоэффективных методов и средств сварки алюминиевых, магниевых и титановых сплавов» — Премии Совета Министров СССР (1988), награжден Почетной грамотой Верховного Совета УССР (1984).

Светлая память об Анатолии Яковлевиче Ищенко навсегда останется среди его друзей и коллег по работе.

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины
Редколлегия журнала

ПАМЯТИ В. И. СТЕПАХНО



29 мая 2013 г. на 66-м году ушел из жизни Председатель правления Опытного завода сварочного оборудования Института электросварки им. Е. О. Патона, заслуженный деятель науки и техники, профессор НАУ, доктор физико-математических наук Владимир Иванович Степахно.

Родился Владимир Иванович 22 января 1948 г. в Киеве. В 1966 г. окончил школу с золотой медалью. После школы учился на физико-математическом факультете Киевского государственного университета им. Т. Г. Шевченко и получил диплом математика. С 1971 по 1978 гг. работал ассистентом кафедры высшей математики Украинской сельскохозяйственной академии. В 1978 г. зачислен в аспирантуру механико-математического факультета Киевского государственного университета, которую успешно окончил в 1981 г., после этого защитил кандидатскую диссертацию. С 1981 г. работал доцентом кафедры высшей математики Украинской сельскохозяйственной академии, и в 1988 г. поступил в докторантуру Института математики НАНУ. В 1991 г. защитил докторскую диссертацию на тему «Статистика случайных векторов в пространствах возрастающей размерности». В период с 1992 по 1998 гг. работал профессором кафедры высшей математики Национального аграрного университета. В. И. Степахно — автор более 20 научных работ, часть из них увидели свет в зарубежных изданиях.

Кроме научной и преподавательской деятельности, Владимир Иванович занимался производственной и инвестиционной деятельностью. С 1998 по 2006 гг. был Председателем правления ЗАО «Транснациональная промышленно-финансовая группа «Интерагротек» и Президентом украинско-венгерского предприятия «Интерагропак». Предприятия начинали выпуск пластиковой упаковки и сельскохозяйственной почвообрабатывающей техники. Владимир Иванович возобновил производственные связи с машиностроительными заводами СНГ, которые были утеряны во время распада Советского Союза.

Благодаря профессиональной работе В. И. Степахно и высокому качеству продукции предприятие и сегодня является лидером рынка Украины.

С 2006 г. В. И. Степахно был Председателем Правления Опытного завода сварочного оборудования ИЭС им. Е. О. Патона. В этот же период он вел активную деятельность по внедрению научных разработок института в конкретные виды аппаратов и их широкомасштабному применению в странах СНГ.

Под руководством В. И. Степахно завод продолжал серийно производить трансформаторы и выпрямители для ручной и автоматической дуговой сварки и наплавки, сварочные полуавтоматы, аппараты для воздушно-плазменной резки, аппараты для аргонодуговой сварки, инверторную технику, крупногабаритные вакуумные камеры, аппараты и источники для электрошлаковой сварки, оборудование для сварки полимеров, сварочные трактора для автоматической сварки под флюсом различных марок сталей и др.

В это время внедрялись новые технологии высокоэффективной и экономичной автоматизированной сварки под флюсом, технологии для механизированной и автоматизированной импульсно-дуговой сварки, а также разрабатывались технологии и производилось оборудование для сварки неповоротных стыков магистральных трубопроводов.

Владимир Иванович работал над экологическими проблемами и развивал направление по использованию технологий для утилизации твердых бытовых и промышленных отходов. При его непосредственном участии были разработаны проекты по внедрению альтернативных технологий и использованию «зеленой энергии».

Свой богатый научный и жизненный опыт В. И. Степахно передавал сотрудникам, которые уважали его за надежность и умение в трудную минуту оказать помощь, за его стремление достигать цели, поставленные перед заводом.

Светлая память о В. И. Степахно останется с нами, как пример человека, любившего жизнь. Выражаем глубокие соболезнования родным и близким.

Опытный завод сварочного оборудования
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины
Редколлегия журнала

ПОДПИСКА — 2013 на журнал «Автоматическая сварка»

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
480 грн.	960 грн.	2700 руб.	5400 руб.	90 дол. США	180 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

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



Подписка на электронную версию журнала «Автоматическая сварка» на сайтах:
www.patonpublishinghouse.com; <http://www.rucont.ru>.

По подписке доступны выпуски журнала, начиная с 2009 г. в формате *.pdf.

Подписка возможна на отдельные выпуски и на весь архив, включающий все выпуски за 2009–2012 гг. и текущие выпуски 2013 г.
 Подписка доступна физическим и юридическим лицам.

РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки (190×190 мм) 700\$
- Вторая (550\$), третья (500\$) и четвертая (600\$) страницы обложки (200×290 мм)
- Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм) 400\$
- Вклейка А4 (200×290 мм) 340\$
- Разворот А3 (400×290 мм) 500\$
- 0,5 А4 (185×130 мм) 170\$

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 7.0

• Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

Стоимость рекламы и оплата

- Цена договорная
- По вопросам стоимости размещения рекламы, свободной площади и сроков публикации просьба обращаться в редакцию
- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу
- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу

Контакты:

тел./факс: (38044) 200-82-77; 200-54-84
 E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

© Автоматическая сварка, 2013

Подписано к печати 18.06.2013. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 9,09. Усл.-отт. 9,90. Уч.-изд. л. 10,36 + 6 цв. вклеек.

Печать ООО «Фирма «Эссе».

03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.