



РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. ПАТОН

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

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

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

УЧРЕДИТЕЛИ:

Национальная академия наук Украины,
ИЭС им. Е. О. Патона,
МА «Сварка»

ИЗДАТЕЛЬ:
МА «Сварка»

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

Редакторы:
Т. В. Юштина
Электронная верстка:
И. Р. Наумова, А. И. Сулима

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788
от 09.01.2001

**Журнал входит в перечень
утвержденных ВАК Украины
изданий для публикации трудов
соискателей ученых степеней**

За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет

Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Хорунов В. Ф., Воронов В. В., Максимова С. В. Пайка титановых сплавов припоями на основе алюминия	3
Маркашова Л. И., Ахонин С. В., Григоренко Г. М., Кругленко М. Г., Кушнарева О. С., Петриченко И. К. Структура и свойства сварных соединений титановых сплавов, легированных кремнием	7
Борисов Ю. С., Хаскин В. Ю., Войнарович С. Г., Кислица А. Н., Туник А. Ю., Адеева Л. И., Кузьмич-Янчук Е. К., Бернацкий А. В., Сиора А. В. Комбинированная лазерно-микроплазменная наплавка порошками сплавов системы Ni-Cr-B-Si	18
Жданов Л. А., Дученко А. Н., Гончаров И. А., Галинич В. И., Залевский А. В., Осипов Н. Я. Термодинамический анализ шлаковых расплавов при изготовлении сварочных плавящихся флюсов	25

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Лобанов Л. М., Пашин Н. А., Черкашин А. В., Ткачук Г. И., Савицкий В. В., Миходуй О. Л., Шиян К. В., Левчук В. К., Жыгинас В. В., Лященко А. П. Ремонтная сварка промежуточных корпусов авиадвигателей из жаропрочного магниевового сплава МЛ10 с применением электродинамической обработки	31
Белоконь В. М., Коротеев А. О. Методика расчета размеров сопел при сварке с двумя отдельными струями газа	37
Письменный А. С., Пентегов И. В., Кислицын В. М., Стемковский Е. П., Шейковский Д. А. Сваркопайка с проковкой металла сварного шва в процессе его кристаллизации	41
Якушин Б. Ф. Сравнительный анализ стандарта ISO 18841 2005 и действующего стандарта РФ 26389-84 по оценке сопротивляемости образованию горячих трещин при сварке	46
Долиненко В. В., Скуба Т. Г., Ващенко О. Ю., Луценко Н. Ф. Многоканальный микропроцессорный контроллер сбора данных с термопар	50
Маковецкая О. К. Технологические инновации — основа повышения конкурентоспособности сварочного производства США	53

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Иванова О. Н., Зельниченко А. Т., Кункин Д. Д., Перекрест В. В., Тодоренко В. А. Опыт применения ВЧ-электросварочного аппарата ЕК-300М1 в хирургии	58
--	----

ХРОНИКА

II Всеукраинская научно-техническая конференция студентов, аспирантов и молодых ученых «Сварка и родственные процессы и технологии»	61
III Международная научно-техническая конференция «Ресурс, надежность и эффективность использования энергетического оборудования»	62
Научно-техническая конференция «Современные проблемы металлургии, технологии сварки и наплавки сталей и цветных металлов»	63

ИНФОРМАЦИЯ	67
«Триада» отмечает юбилей	68

Avtomaticheskaya Svarka

№ 11 (715)
November 2012
Published since 1948

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B. E. PATON

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

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

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

FOUNDERS:

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

PUBLISHER:

International Association «Welding»

Address of Editorial Board:

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

Editors:

T. V. Yushchina

Electron galley:

I. R. Naumova, A. I. Sulima

State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001

All rights reserved

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

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

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

<i>Khorunov V. F., Voronov V. V., Maksimova S. V.</i> Brazing of titanium alloys using brazing alloys based on aluminium	3
<i>Markashova L. I., Akhonin S. V., Grigorenko G. M., Kruglenko M. G., Kushnareva O. S., Petrichenko I. K.</i> Structure and properties of welded joints of titanium alloys, alloyed with silicon	7
<i>Borisov Yu. S., Khaskin V. Yu., Voynarovich S. G., Kisliitsa A. N., Tunik A. Yu., Adeeva L. I., Kuzmich-Yanchuk E. K., Bernatsky A. V., Siora A. V.</i> Combined laser-microplasma surfacing using powders of the Ni-Cr-B-Si system	18
<i>Zhdanov L. A., Duchenko A. N., Goncharov I. A., Galinich V. I., Zalevsky A. V., Osipov N. Ya.</i> Thermodynamic analysis of slag melts at production of welding fused fluxes	25

INDUSTRIAL

<i>Lobanov L. M., Pashchin N. A., Cherkashin A. V., Tkachuk G. I., Savitsky V. V., Mikhoduy O. L., Shiyan K. V., Levchuk V. K., Zhygynas V. V., Lyashchenko A. P.</i> Repair welding of intermediate cases of aircraft engines of heat-resistant magnesium ML10 alloy applying electrodynamic treatment	31
<i>Belokon V. M., Koroteev A. O.</i> Method of calculation of nozzle sizes in welding with two separate gas flows	37
<i>Pismennyyi A. S., Pentegov I. V., Kisliitsyn V. M., Stemkovsky E. P., Sheykovsky D. A.</i> Braze-welding with peening of weld metal during the process of its solidification	41
<i>Yakushin B. F.</i> Comparative analysis of standard ISO 18841 2005 and acting Standard 26389-84 of the Russian Federation regarding evaluation of resistance to formation of hot cracks in welding	46
<i>Dolinenko V. V., Skuba T. G., Vashchenko O. Yu., Lutsenko N. F.</i> Multi-channel microprocessor controller of data acquisition from thermocouples	50
<i>Makovetskaya O. K.</i> Technological innovations are the basis of increase of compatibility of the USA welding production	53

BRIEF INFORMATION

<i>Ivanova O. N., Zelnichenko A. T., Kunkin D. D., Perekrast V. V., Todoronko V. A.</i> Experience of application of HF electric welding machine EK-300M1 in surgery	58
--	----

NEWS

The II All-Ukrainian Scientific and Technical Conference of students, post graduate students and young scientists «Welding and related processes and technologies»	61
The III International Scientific and Technical Conference «Service life, reliability and efficiency of application of power equipment»	62
Scientific and Technical Conference «Modern problems of metallurgy, technologies of welding and surfacing of steels and non-ferrous metals»	63
INFORMATION	67
The anniversary of «Triada»	68



УДК 621.791.3

ПАЙКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИПОЯМИ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Чл.-кор. НАН Украины **В. Ф. ХОРУНОВ**, **В. В. ВОРОНОВ**, инж., **С. В. МАКСИМОВА**, д-р техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проведены исследования по пайке образцов из титановых сплавов алюминиевыми припоями различного состава. Определено, что для получения паяных соединений титановых сплавов приемлемо использование алюминиевых припоев без кремния. Температурный интервал пайки 670...690 °С является оптимальным для выбранных припойных материалов.

Ключевые слова: пайка, титановые сплавы, алюминиевые сплавы, промышленные припои, смачивание, микроструктура, механические свойства

Начиная с 1960-х годов при пайке титановых сплавов широко используют припои на основе алюминия. В качестве припоев в основном применяют чистый алюминий либо сплавы систем Al–Si, Al–Si–Cu, Al–Mg [1–7]. Составы некоторых стандартных припоев на основе алюминия приведены в табл. 1.

Главными преимуществами алюминиевых припоев являются низкая температура плавления; малый удельный вес; хорошая совместимость с паяемыми титановыми сплавами, в частности, хорошее смачивание и затекание в зазор. Поэтому алюминиевым припоям уделялось особое внимание технологов с момента, когда сплавы на основе титана нашли применение в авиакосмической отрасли.

Существенным недостатком припоев на основе алюминия является активная реакция с основным металлом. Даже относительно короткий проме-

жуток времени контакта титана с расплавленным алюминием может привести к глубокой эрозии основного металла. С целью уменьшения активности чистого алюминия и снижения температуры пайки (и, как следствие, снижения вероятности появления интерметаллидов) припои на основе алюминия легируют кремнием. При этом существует вероятность образования силицидов на границе титановый сплав – припой. Но главную трудность представляет пленка Al_2O_3 на алюминиевых припоях, которая препятствует растеканию их по основному металлу.

Несмотря на большое количество проведенных исследований по пайке титана алюминиевыми припоями в настоящее время на территории Восточной Европы, и особенно в Украине, пайка титана припоями именно такого типа не получила распространения. На сегодня имеются публикации по разработке новых алюминиевых припоев для пайки титановых сплавов [7], свидетельствующие о потребности промышленности в коммерческих среднеплавких припоях для пайки титана и его сплавов.

Таблица 1. Перечень стандартных припоев на основе алюминия

Марка припоя	Страна-производитель	Состав припоя	$T_n, ^\circ\text{C}$
АД1	СССР	Al–0,4Si–0,3Fe	665
АЛ12	СССР	Al–13Si	560...700
AVCON 48	США	Al–4,8Si–3,8Cu–0,2Fe–0,2Ni	610...680
AA3003	»	Al–1Mn–0,6Si–0,7Fe	660...670
TiBrazAl-600	»	Al–12Si–0,8Fe	590...610
TiBrazAl-630	»	Al–1,5Mg–4Cu–2Ni	630...660
TiBrazAl-640	»	Al–(4,4–5,2)Mg–(0,7–1)Mn–0,2Cr	640...660
TiBrazAl-642	»	Al–5,3Si–0,8Fe–0,3Cu–0,2Ti	650...680
TiBrazAl-645	»	Al–(4,3–5,5)Mg–0,25Si–0,4Fe–0,2Ti–0,2Cr	640...660
TiBrazAl-655	»	Al–6,3Cu–0,3Mn–0,2Si–0,2Ti–0,2Zr	650...670
TiBrazAl-665	»	Al–2,5Mg–0,2Si–0,4Fe–0,2Cr	660...680

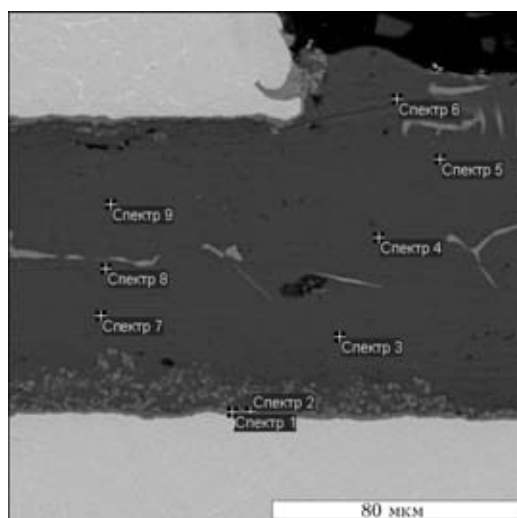


Рис. 1. Микроструктура галтельного участка паяного соединения из титанового сплава ОТ4, выполненного припоем АМг6

Сдерживание широкого применения алюминиевых припоев в данном случае происходит из-за невысокой прочности полученных паяных соединений, гораздо меньшей, чем прочность соединений, выполненных титановыми припоями. Одним из перспективных направлений использования алюминиевых припоев является пайка пластинчато-ребристых тонкостенных конструкций и тонкостенных сотовых панелей для авиакосмической промышленности, где относительно невысокая прочность паяных швов является приемлемой, что подтверждено, в частности, в работе [7]. Выбору в пользу использования алюминиевых припоев способствует хорошее смачивание и растекание таких припоев по титановой подложке при сравнительно низкой температуре, а также возможность достижения низкого уровня эрозии основного металла при пайке. Таким образом, все недостатки в данном случае перекрываются преимуществами — более низкой ценой, большей доступностью,

лучшей технологичностью алюминиевых припоев по сравнению с титановыми и серебряными.

Целью данной работы является получение данных о преимуществах и недостатках алюминиевых припоев различного состава для пайки титана, а также попытка сравнения современных промышленных припоев и экспериментальных припоев с широко распространенными алюминиевыми сплавами АД1 и АМг6.

В качестве основного металла использовали низколегированный титановый сплав ОТ4. Исследовали две группы алюминиевых припоев для пайки титана: в первой в качестве депрессанта использовали кремний, во второй — магний.

К первой группе относились стандартный сплав АЛ2, современный промышленный припой TiBrazAl-642, а также экспериментальные сплавы, полученные методом порошковой металлургии Al-12Si-1Mg, Al-12Si-0,3Li, Al-5Si-1,5V. Ко второй группе — сплав АМг6 и современный промышленный припой TiBrazAl-665. Для сравнения был исследован низколегированный сплав АД1.

Эксперименты по выбору оптимальных режимов нагрева под пайку были проведены в вакуумной печи СТВ 2,4-2/15-ИЗ, в вакууме $5 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст. Для дополнительной очистки паяльной атмосферы пайку проводили в вакууме в титановом контейнере с геттером.

В табл. 2 приведены краевые углы смачивания сплавов по подложке из титанового сплава ОТ4, измеренные при помощи программы AutoCad 2002LT. При повышении температуры пайки титановых сплавов происходит существенное улучшение смачивания и растекания припоев по подложке. Однако следует отметить, что припои с кремнием TiBrazAl-642, Al-13Si и Al-12Si-0,3Li плохо растекаются по поверхности титановых образцов вплоть до температуры 700 °С (при 740 °С растекание всех припоев настолько велико,

что вызывает вытекание припоя из зазоров, при этом краевой угол смачивания составляет примерно 0 °С). В то же время припои из сплава АД1 и сплавов с магнием (АМг6 и TiBrazAl-665) удовлетворительно смачивают титан уже при 670 °С.

Металлографические исследования паяных соединений, выполненных алюминиевыми припоями с магнием, показали наличие сплошной интерметаллидной прослойки на границе припой-основной металл ($T_{\text{п}} = 685$ °С; вакуум $5 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст., $t = 3$ мин). Состав прослойки варьируется от (мас. %): 48,67Al-47,95Ti-1,05Si-0,57Mn в галтельном

Т а б л и ц а 2. Зависимость краевых углов смачивания от температуры пайки

Припой	$T_L, ^\circ\text{C}$	Температура нагрева под пайку, °С			
		600	630	670	700
		Краевые углы смачивания, град			
АД1 (Al-0,4Si-0,3Fe)	660	—	—	60	~15
АМг6 (Al-6Mg-0,6Mn-0,4Si-0,4Fe-0,1Ti)	632	—	—	20	7...10
TiBrazAl-642 (Al-5,3Si-0,8Fe-0,3Cu-0,2Ti)	630	—	—	40	~10
АЛ2 (Al-13Si)	578	90	90	55	~25
TiBrazAl-665 (Al-2,5Mg-0,2Si-0,4Fe-0,2Cr)	650	—	—	25	8...10
Al-12Si-0,3Li	580	90	60	45	~10
Al-12Si-1Mg	575	—	85	40	~15
Al-5Si-1,5V	630	—	—	40	~10

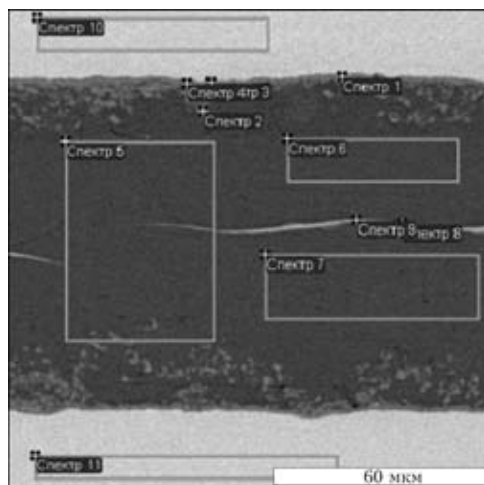


Рис. 2. Микроструктура участка паяного соединения из титанового сплава ОТ4, выполненного припоем АМг6

участке (см. спектр 1 на рис. 1, табл. 3) до 72,68Al–20,75Ti–1,33Mg–0,74Si–0,36Mn (см. спектр 2 на рис. 2, табл. 4). В первом случае это приблизительно соответствует составу интерметаллидного соединения $TiAl_2$, во втором $TiAl_3$.

Необходимо отметить также низкое содержание магния в паяном шве — не более 1,5 мас. % (см. табл. 3, 4). Это объясняется испарением магния из металла шва в процессе нагрева и плавления припоя в вакууме. Благодаря этому, видимо, и происходит разрушение пленки оксида алюминия на поверхности припоя, что значительно облегчает смачивание основного металла расплавом припоя. Разрушенная оксидная пленка распределяется по всему паяному шву (см. содержание кислорода в спектрах 1–9 на рис. 1, табл. 3 и 5–9 на рис. 2, табл. 4), кроме интерметаллидной прослойки на границе припой – основной металл.

Включения светлой фазы по оси шва — это соединения алюминия с железом и кремнием, которые присутствуют в сплаве АМг6 в небольших количествах.

Металлографические исследования соединений, выполненных алюминиевыми припоями с кремнием, показали, что паяные соединения отличаются плохим качеством, наличием трещин в швах и галтельных участках. Вдоль шва с обеих границ с основным металлом наблюдается кри-

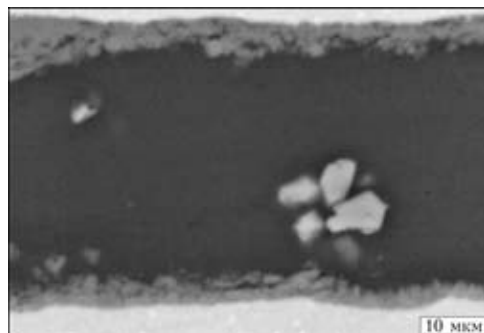


Рис. 3. Микроструктура участка паяного соединения титанового сплава ОТ4, выполненного припоем Al–5Si–1,5V

Таблица 3. Химическая неоднородность галтельного участка паяного соединения из титанового сплава ОТ4, припой АМг6, мас. %

Номер спектра	O	Mg	Al	Si	Ti	Mn	Fe
1	1,76	—	48,67	1,05	47,95	0,57	—
2	1,62	—	50,89	1,06	45,83	0,60	—
3	1,13	0,43	97,01	—	0,79	0,64	—
4	0,77	0,49	97,84	—	0,25	0,65	—
5	1,24	0,28	97,78	—	0,13	0,57	—
6	3,01	0,15	95,68	—	0,15	0,69	0,32
7	1,07	0,53	97,01	—	0,77	0,62	—
8	1,78	0,71	96,59	—	0,28	0,63	—
9	1,31	0,71	96,71	—	0,64	0,63	—

сталлизация силицида в виде непрерывной полоски. Такие особенности формирования паяных швов не позволили получить качественные паяные соединения и избежать образования силицидов и трещин (рис. 3).

Для оценки уровня прочности паяных соединений провели испытания на прочность нахлесточных соединений сплава ОТ4, выполненных с использованием промышленных припоев TiBrazAl-665 и TiBrazAl-642, а также сплавов АД1 и АМг6. Толщина фольги припоев составляла 100 мкм для сплавов TiBrazAl-665 и TiBrazAl-642 и 60 мкм для сплавов АД1 и АМг6. Припой в виде фольги располагали в зазоре паяемых образцов. Время выдержки при температуре пайки составляло 3 мин, температура пайки 685 °С. Дополнительно была проведена пайка образцов припоем АМг6 при температуре 720 °С. Результаты механических испытаний показаны на рис. 4.

Из приведенных данных можно отметить, что прочность соединений, выполненных припоями с

Таблица 4. Химическая неоднородность участка паяного соединения из титанового сплава ОТ4, припой АМг6, мас. %

Номер спектра	O	Mg	Al	Si	Ti	Mn	Fe
1	—	0,46	64,12	1,32	33,55	0,30	0,25
2	4,14	1,33	72,68	0,74	20,75	0,36	—
3	—	—	54,42	1,34	43,83	0,41	—
4	—	0,75	68,94	1,10	28,78	0,43	—
5	1,16	1,43	96,22	—	0,60	0,59	—
6	1,12	1,25	96,35	—	0,74	0,54	—
7	1,23	1,46	96,47	—	0,30	0,54	—
8	1,64	0,96	81,16	0,48	0,30	1,99	10,13
9	1,15	1,05	85,72	0,46	0,30	1,66	9,66
10	—	—	4,49	—	94,95	0,56	—
11	—	—	3,59	—	95,90	0,51	—

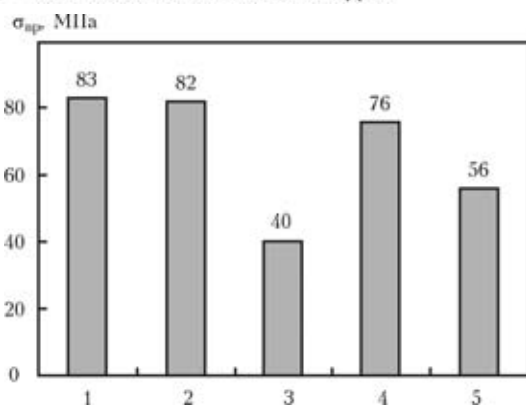


Рис. 4. Прочность нахлесточных соединений сплава ОТ4 (время выдержки 3 мин), запаянных следующими припоями: 1 — TiBrazAl-642; 2, 3 — АМг6; 4 — АД1; 5 — TiBrazAl-665 (1, 2, 4, 5 — $T_{\text{п}} = 685$; 3 — 720 °С)

магний TiBrazAl-642 и АМг6, практически одинакова и составляет 82...83 МПа, прочность же припоя с кремнием TiBrazAl-665 низкая, что может быть связано с кристаллизацией силицида в виде непрерывной полоски на границе припой — основной металл.

Следует отметить, что полученная прочность соединений, паяных промышленными припоями TiBrazAl-665 (Al-2,5Mg-0,3Cr) (83 МПа), оказалась ниже, чем заявленная производителем [7] (порядка 98 МПа). Заявленных значений не удалось достигнуть и после изменения конфигурации паяемых образцов, которое было направлено на уменьшение изгибающей составляющей напряжений при испытании на срез. Полученная прочность паяных соединений составила те же 83 МПа. Возможно в наших экспериментах не учитывалось какое-то ноу-хау авторов.

Повышение температуры пайки крайне отрицательно влияет на прочность соединений, паяных алюминиевыми припоями. Так, при пайке сплавом и АМг6 при температуре 720 °С выявлено двукратное падение прочности (поз. 3 на рис. 4), которое в данном случае можно объяснить увеличением прослойки Ti_3Al вследствие усиления активности алюминия к титану при повышении температуры и увеличения времени контакта жидкого припоя с титановой подложкой.

Полученная прочность паяных соединений (порядка 83 МПа), выполненных алюминиевыми припоями, является вполне достаточной при пайке сотовых, пластинчато-ребристых конструкций и пайке листовых изделий с большой площадью контакта. Главным плюсом алюминиевых припоев в данном случае будет, как уже указы-

валось выше, технологичность, дешевизна и доступность.

Анализ полученных результатов показывает, что температура пайки $680...690$ °С приемлема для получения паяных соединений титановых сплавов с помощью алюминиевых припоев, не содержащих кремний, в частности, сплавов АД1, АМг6, TiBrazAl-642. Время выдержки при пайке титана данными припоями должно быть минимально возможным для предотвращения образования хрупких интерметаллидных прослоек.

Выводы

1. Определено, что для получения паяных соединений титановых сплавов приемлемо использование алюминиевых припоев без кремния, например, АД1, АМг6, TiBrazAl-642. Наилучшие результаты были получены с использованием припоев на базе системы Al-Mg (АМг6, TiBrazAl-642).

2. Температурный интервал пайки $680...700$ °С является оптимальным для выбранных припойных материалов. Время выдержки при пайке титана данными припоями должно быть минимально возможным для предотвращения образования хрупких интерметаллидных прослоек.

3. При применении припоев на основе системы алюминий — кремний в паяных швах, кроме интерметаллидных прослоек на базе алюминия и титана, наблюдается образование силицидов. Они формируются в виде непрерывной полосы вдоль паяного шва со стороны основного металла, что способствует образованию дефектов в виде трещин.

1. Лашко Н. Ф., Лашко С. В. Пайка металлов. — М.: Машиностроение, 1977. — 328 с.
2. Wells R. R. Low temperature large-area brazing of damage tolerant structure // Welding J. — 1975. — **54**, № 10. — P. 348–356.
3. Kimbal C. E. Aluminum brazed titanium acoustic structures // Ibid. — 1980. — **59**, № 10. — P. 26–30.
4. Нестеров А. Ф., Студенов Г. В. Пайка нахлесточных соединений из титана алюминиевыми припоями // Материалы семинара «Повышение качества и эффективности сварочного производства на предприятиях города Москвы». — М., 1987. — С. 38–44.
5. Нестеров А. Ф., Долгов Ю. С., Телков А. М. Пайка титановых конструкций алюминиевыми припоями // Припои для пайки современных материалов / Под ред. А. А. Россошинского. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона АН УССР, 1985. — С. 39–45.
6. Соколова Н. М., Перевезенцев В. Н. Пайка титана алюминиевыми припоями: Прогресс // Методы высокотемпературной пайки. — Киев, 1989. — С. 28–31.
7. Shapiro A. E., Flom Y. A. Brazing of titanium at temperatures below 800 °C: review and prospective applications — http://www.titanium-brazing.com/publications/DVS-Manuscript_1020-Copy2-19-07.pdf.

Investigations on brazing of titanium alloy samples by using different compositions of aluminium filler alloys were carried out. Silicon-free aluminium filler alloys were found to be acceptable for producing the brazed joints on titanium alloys. The $670...690$ °C brazing temperature range is optimal for the selected filler alloys.



УДК 621.791:669.295

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ КРЕМНИЕМ

Л. И. МАРКАШОВА, С. В. АХОНИН, доктора техн. наук, академик НАН Украины Г. М. ГРИГОРЕНКО,
М. Г. КРУГЛЕНКО, О. С. КУШНАРЕВА, И. К. ПЕТРИЧЕНКО, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изучены структурно-фазовые превращения в образцах сварных соединений двух опытных жаропрочных псевдо- α - и $\alpha + \beta$ многокомпонентных титановых сплавов, легированных кремнием, полученных электронно-лучевой сваркой. Выполнены аналитические оценки конкретного (дифференцированного) вклада различного типа структур и фазовых образований, формирующихся в околошовной зоне, в показатели прочностных характеристик, а также в распределение локальных внутренних напряжений в исследуемых зонах сварки.

Ключевые слова: жаропрочный титановый сплав, структурное состояние, фазовые образования, микродифракционные отражения, прочностные характеристики, локальные внутренние напряжения

По сравнению с алюминиевыми сплавами, сталями и жаропрочными никелевыми сплавами высокие показатели прочности, удельной прочности, а также коррозионной стойкости титановых сплавов в широком интервале температур способствуют расширению их применения в авиационной и космической технике, судостроении, химической промышленности и т. д. Использование титановых сплавов возрастает благодаря высокой надежности этого класса материалов при повышенных и даже высоких (порядка 600...650 °C) температурах, а также в высокотемпературных и агрессивных средах, что позволяет перейти к замене деталей и комплектующих из сталей и других конструкционных материалов на титановые (детали корпусов ракетных двигателей и атомных энергоустановок, дисков и лопаток компрессоров, паровых турбин, турбинных и газотурбинных двигателей, теплообменников и т. п.). Расширяется применение жаропрочных титановых сплавов в автомобилестроении, что существенно повышает мощность автомобильных двигателей [1–3].

Однако усложнение эксплуатационных условий, связанных с повышением уровня рабочих температур и необходимостью увеличения ресурса работоспособности деталей и механизмов, требует совершенствования не только в плане состава и технологии обработки исходных материалов, но и решения проблем их свариваемости. Последнее приобретает особое значение при изготовлении длинномерных и сложной формы конструкций, а также проведении ремонтно-восстановительных работ, к каким относится, например, восстановление изношенных лопаток двигателей.

Поскольку повышение эксплуатационных свойств, уровня рабочих температур любых конструкций в первую очередь обеспечивается соответствующим легированием, а также структурным состоянием используемых металлов, сплавов и их сварных соединений, то актуальной в настоящей работе становится задача проведения более обстоятельных исследований структурно-фазовых изменений в зависимости от легирования кремнием с оценкой взаимосвязи химический состав → структура → свойства титановых сплавов и их сварных соединений.

В этом плане с учетом сложности процессов и взаимовлияния легирования, фазообразования при различных технологических режимах термодеформационного воздействия (сварки, термообработки) представляется целесообразным не только выполнение соответствующих экспериментальных исследований структурно-фазовых изменений (химического состава, характера зеренной, субзеренной, дислокационной структуры и фазовых выделений, отличающихся по составу, морфологии и распределению) при определенных технологических режимах сварки, но и оценка влияния конкретных структурно-фазовых составляющих на изменение наиболее значимых для эксплуатационных условий механических характеристик сварных соединений, а именно: показателей прочности, пластичности и трещиностойкости. Это позволит определить роль структурных и фазовых составляющих не только в упрочнении металла, но и как фактор, влияющий на протекание процессов накопления локальных внутренних напряжений, значение и протяженность такого типа напряжений, а также возможность их пластической релаксации, что и является показателем трещиностойкости материала в эксплуатационных условиях.



Материалы и методики. В настоящей работе объектом исследования являются сварные соединения двух опытных жаропрочных многокомпонентных титановых сплавов, выполненные электронно-лучевой сваркой (ЭЛС). Оба сплава содержат в своем составе в качестве легирующего элемента кремний и относятся к псевдо α - (сплав 1) и $\alpha + \beta$ (сплав 2) титановым сплавам (таблица).

Базовая экспериментальная информация о структурно-фазовом состоянии металла сварного соединения была получена с помощью методов оптической, аналитической растровой микроскопии (СЭМ-515, фирмы «PHILIPS», Голландия), а также микродифракционной просвечивающей электронной микроскопии (JEM-200 CX, фирмы «JEOL», Япония) с ускоряющим напряжением 200 кВ. Тонкие фольги для просвечивающей микроскопии подготавливали двухступенчатым методом — предварительной электрополировкой с последующим многократным ионным утонением ионизированными потоками аргона в специально разработанной установке [4]. Последнее позволяло не только расширить поля для исследований (увеличить статистику), но и сделать «прозрачными» для электронов все структурные и фазовые составляющие анализируемого материала.

Результаты исследования. Методами оптической металлографии была исследована структура, наличие и расположение холодных трещин в сварных соединениях, выполненных ЭЛС, на двух опытных титановых сплавах в наиболее проблемной зоне сварного соединения — зоне термического влияния (ЗТВ) [5–7], а именно в околосшовном ее участке (ОШЗ), протяженность и структура которого определяется термическим циклом сварки и где предполагаются наиболее

Химический состав опытных жаропрочных сплавов

Сплав	Содержание легирующих элементов, мас. %							Коэффициент стабильности β -фазы K_β
	Al	Sn	Zr	Mo	V	Nb	Si	
1	5,2	3,3	4,2	0,1	0,6	0,8	0,6	0,07
2	4,3	4,4	6,0	1,6	0,7	4,3	0,4	0,33

резкие изменения структуры с учетом высоких скоростей охлаждения, характерных для ЭЛС.

Установлено, что в сварных соединениях исследуемых сплавов после сварки наблюдается образование холодных трещин, причем в сварных соединениях опытного сплава 1 частота образования такого типа трещин значительно выше (рис. 1, а, б), чем в сварных соединениях сплава 2.

С помощью металлографических исследований структуры также установлено, что в ОШЗ сварного соединения опытного сплава 1 при остывании образуются крупные равноосные полиэдрические первичные β -зерна размером до 0,50 мм (рис. 1, в). В ОШЗ сварных соединений сплава 2 первичная структура не однородна: наряду с обширными участками полиэдрических зерен размером 0,20 мм (рис. 1, г) встречаются участки мелких равноосных зерен размером 20...60 мкм в окружении крупных зерен (рис. 1, д). Образование цепочек мелких равноосных зерен наблюдали и в участках ЗТВ, удаленных от шва (рис. 1, е), они, как правило, вытянуты вдоль направления проката основного металла (перпендикулярно к оси шва). Часто расположение мелких зерен совпадает с локализацией скоплений дисперсных выделений, вероятнее всего, силицидных. Внутризеренная структура в ОШЗ сплава 1

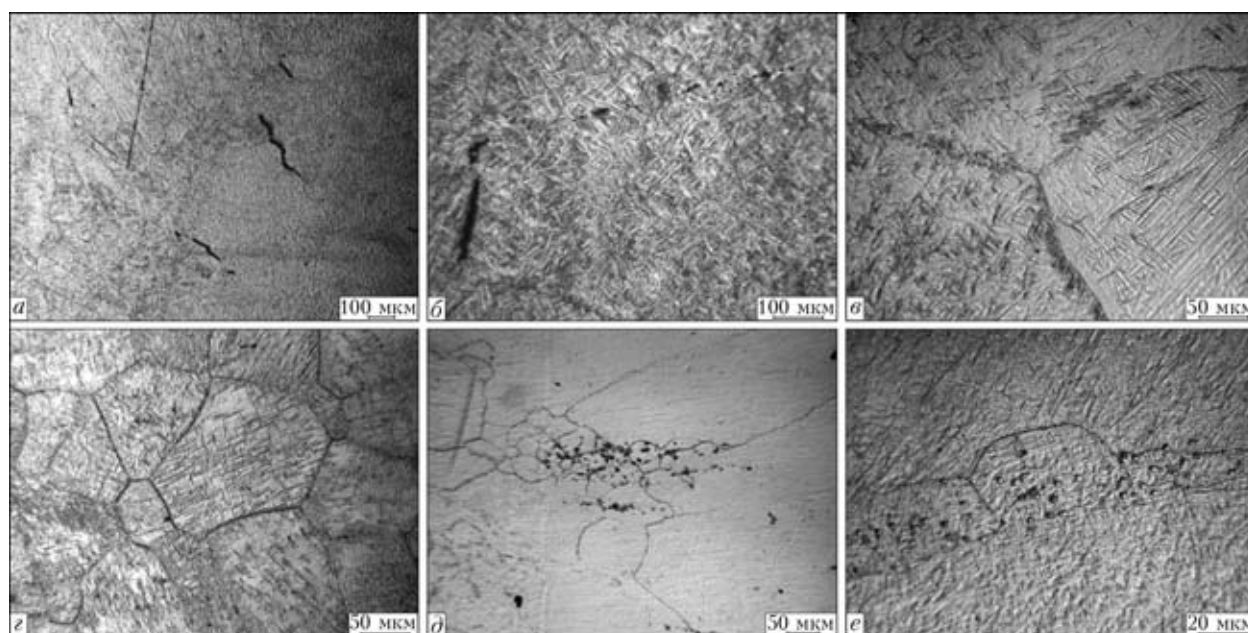


Рис. 1. Микроструктуры металла ЗТВ опытных жаропрочных сплавов после ЭЛС: а, б — сплав 1, трещины в металле ЗТВ; в — сплав 1, ОШЗ; г, д — сплав 2, ОШЗ; е — сплав 2, участок ЗТВ, удаленный от шва

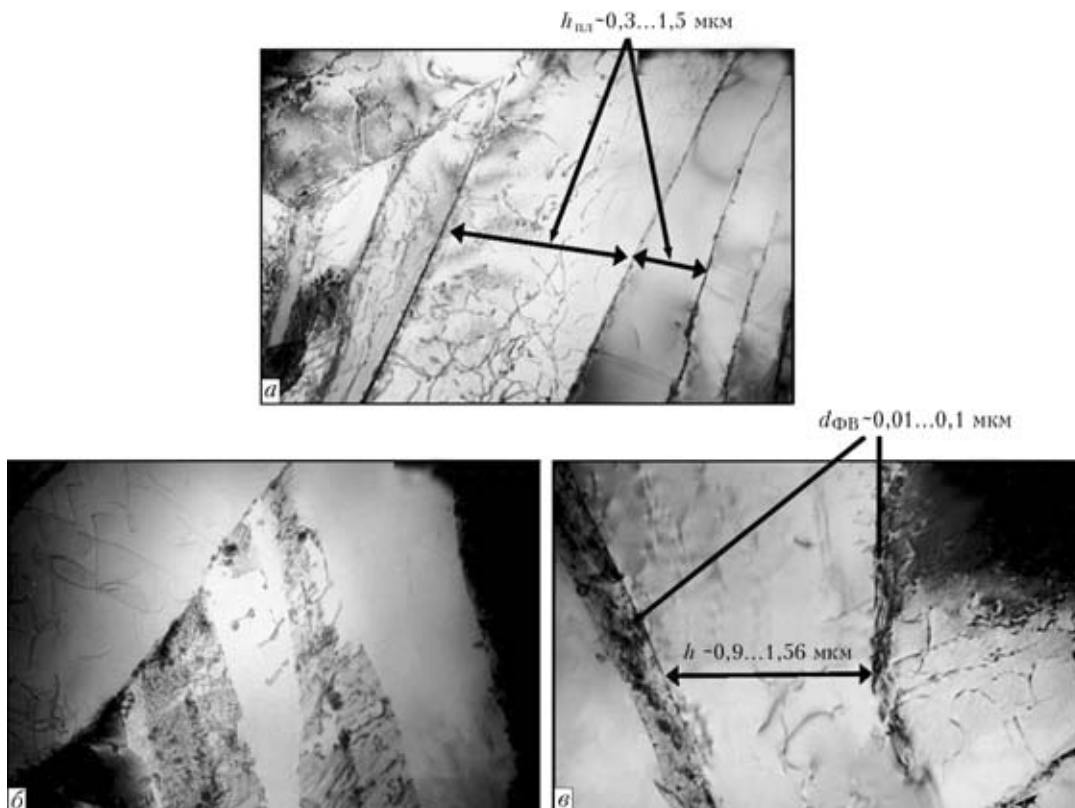


Рис. 2. Микроструктура опытного сплава 1, ОШЗ: *а* — четко ориентированная направленность пластин преимущественно α' -составляющей структуры при сравнительно невысокой плотности и равномерном распределении дислокаций (ширина пластин $h_{пл} \sim 0,3...1,5$ мкм), $\times 20000$; *б, в* — фазообразование соответственно во внутренних объемах и приграничных областях α' -пластинчатых структур, $\times 30000$

представляет собой грубоигольчатую α' -фазу, в ОШЗ сплава 2 мартенситная α' -фаза характеризуется тонкоигольчатым строением (см. рис. 1, *в, з*). Помимо мартенситной фазы, в ОШЗ обоих сплавов может присутствовать остаточная β -фаза, количество которой, исходя из химического состава, в сплаве 1 очень незначительное, а в сплаве 2 — больше чем в сплаве 1.

Для определения состава формирующихся фаз, а также их размеров, морфологии и структурных зон их локализации (внутренние объемы, либо зернограничные области) были проведены более детальные структурно-фазовые исследования ЗТВ сварных соединений титановых сплавов с использованием просвечивающей микродифракционной электронной микроскопии.

Сварное соединение опытного жаропрочного сплава 1. В ОШЗ сварного соединения сплава 1, выполненного ЭЛС, структура преимущественно представлена пластинчатой α' -фазой и очень малым количеством β -пластинчатой фазы, отличающимися протяженностью $l_{пл}$ формы с поперечным сечением $h_{пл}$ долемикронных размеров (примерно от 0,3 до 1,5 мкм) (рис. 2, *а*). Причем пластинчатые структурные составляющие существенно отличаются внутренним строением. Для значительной доли такого типа структур (а это согласно микродифракционному анализу преимущественно α' -фаза) характерна минимальная

плотность дислокаций ($\rho \sim 10^9 \text{ см}^{-2}$) во внутренних объемах пластин при их равномерном распределении. Другая часть пластинчатых структур (в количественном отношении их значительно меньше) кардинально отличается и по плотности дислокаций, и по их распределению. Так, плотность дислокаций в пластинчатых структурах такого типа увеличивается примерно на порядок ($\rho \sim (7...8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$). Причем распределение дефектов кристаллической решетки в некоторых отдельных случаях более или менее равномерное (рис. 2, *а, б*), а в других — формируются сложные дислокационные конфигурации в виде блоков, ячеек, а также внутрипластинчатой дисперсной ($d_c \sim 0,1$ мкм) субструктуры (рис. 3, *а*). Наиболее четко структура с ярко выраженной внутрипластинчатой субструктурой проявляется в режиме темнопольного изображения (рис. 3, *в*).

Следует отметить, что структуры с высокой плотностью дислокаций и фазовых образований соответствуют не только β -, но и частично α' -фазам.

Исследования тонких фольг позволили получить также детальную информацию о формирующихся в сварном соединении фазовых выделениях, которые отличаются размерами, морфологией, стехиометрическим составом, а также зо-

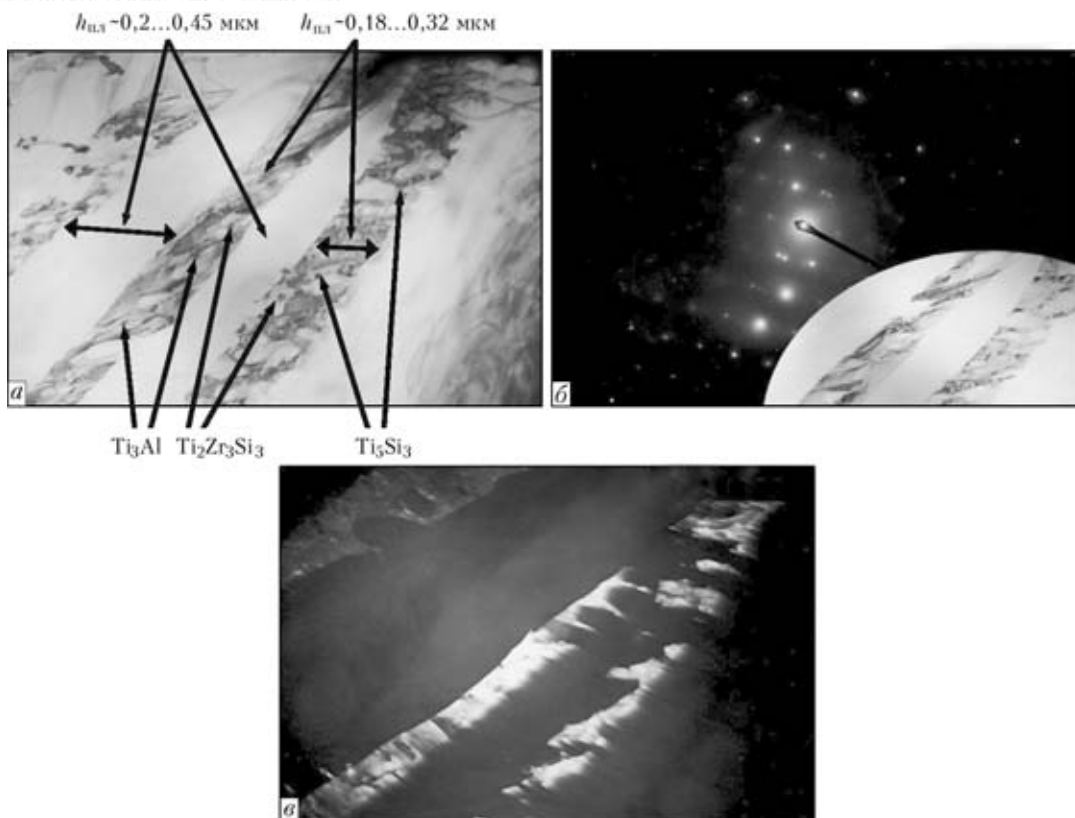


Рис. 3. Микроструктура опытного сплава 1, ОШЗ: *а* — тонкая структура пластин с субструктурой, $\times 37000$; *б* — микродифракционное отражение; *в* — темнопольное изображение конкретных (отмечены стрелками на рис. 3, *а*) фазовых образований, $\times 3000$

нами их локализации (вдоль границ пластинчатых структур, во внутренних объемах пластин — в субструктуре и т. п.).

Так, особо четко просматриваются фазовые выделения высокодисперсных размеров ($d_{\text{ФВ}} \sim 0,01 \dots 0,1$ мкм), формирующиеся в узких зернограницных прослойках и вдоль межпластинчатых границ (см. рис. 2, *в*), состав которых преимущественно соответствует стехиометрии Ti_5Si_3 (рис. 3, *б*). Дисперсные фазовые выделения формируются также во внутренних объемах α' - и β -пластин, в области которых наблюдается фрагментация внутрипластинчатой структуры и формирование субструктур (рис. 3, *а-в*). Формирующиеся в структурах такого типа фазы преимущественно наблюдаются в зонах внутрипластинчатых субструктурных границ и отличаются наиболее дисперсными размерами $d_{\text{ФВ}} \sim 0,01 \dots 0,02$ мкм. Как видно, такие фазы являются фазами, окаймляющими субструктуру. Кроме дисперсных равноосных фазовых выделений, вдоль такого типа субструктурных границ наблюдаются также выделения протяженной формы, когда $l_{\text{ФВ}} \gg h_{\text{ФВ}}$ при $l_{\text{пл}} \sim 0,7 \dots 0,8$ мкм (рис. 3, *а, б*). Стехиометрический состав дисперсных фазовых выделений, окаймляющих внутрипластинчатую субструктуру, несколько расширяется: кроме уже отмеченного состава Ti_5Si_3 , наблюдаются фазы и других составов, включающих такие элементы, как алюминий, цир-

коний, т.е. фазы Ti_3Al , $\text{Ti}_2\text{Zr}_3\text{Si}_3$ (рис. 3, *а-в*; рис. 4, *а*).

Наиболее активное развитие фазообразования характерно для пластинчатых структур сравнительно крупных (по сечению) размеров ($h_{\text{пл}} \sim 0,4 \dots 1,5$ мкм). При этом активность фазообразования в таких зонах сопровождается следующими немаловажными факторами. Во-первых, происходит укрупнение фазовых образований — размер фазовых выделений $d_{\text{ФВ}}$ достигает примерно $0,1 \dots 0,2$ мкм, что на порядок превышает размеры внутрипластинчатых субграницных фаз, наблюдаемых в пластинчатых структурах меньшего поперечного сечения (рис. 4, *а*). Во-вторых, в распределении крупных, преимущественно силицидных фаз, в объеме массивных α' -пластин не просматривается какой-либо упорядоченности: образующиеся фазы распределены хаотически и не связаны со структурными границами — ни с зеренными, ни с субзеренными. Кроме того, формирование внутриобъемных фаз в отмеченных случаях сопровождается существенным увеличением в зоне фазообразования плотности дислокаций до $(7 \dots 8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, распространяющейся по всей протяженности пластин (рис. 4, *б, в*). Таким образом, отличительной особенностью структуры исследуемого металла является формирование протяженных α -пластинчатых особых структурных зон, насыщенных крупными глобулярными

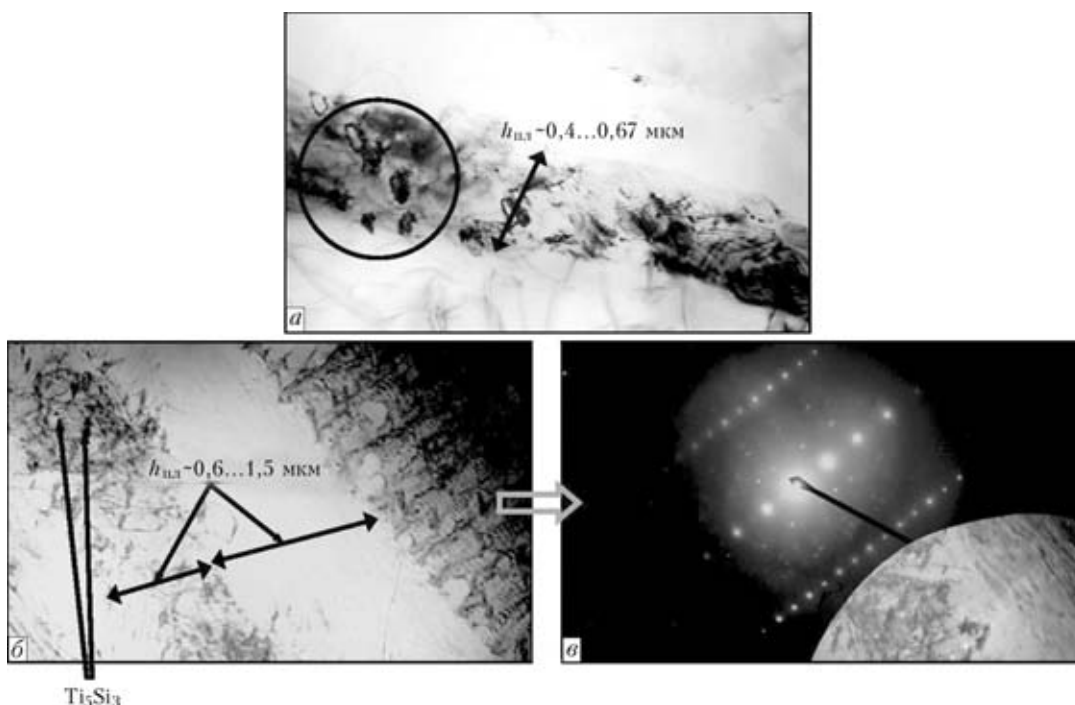


Рис. 4. Микроструктура опытного сплава 1, ОШЗ: *а* — фазообразование в β -пластинах, $\times 50000$; *б* — протяженные резкие градиенты дислокационной плотности вдоль пластинчатых структур, $\times 30000$; *в* — совмещенные микродифракционные отражения конкретных фаз в α' -пластинчатых структурах

ми фазовыми выделениями в окружении плотных дислокационных скоплений.

Как следует из результатов исследования дислокационной структуры и процессов фазообразования, в сварных соединениях опытного сплава 1 наблюдается существенное отличие в структурно-фазовом состоянии α' - и β -пластинчатых структур. Происходит параллельное формирование резко отличающихся по структурно-фазовому состоянию пластинчатых структур: практически бездислокационных и не содержащих фазовых выделений пластин наряду с пластинами, для которых характерна высокая плотность дислокаций и насыщенность внутренних объемов пластин хаотически распределенными выделениями достаточно крупного размера. Формирование резко градиентных (по фазовым выделениям и дислокационной плотности) пластин обусловлено, по-видимому, типом кристаллической решетки, соответствующей β - и α -образованиям в титановых сплавах. Так, для β -фазы, имеющей ОЦК-решетку (а это до 48 систем скольжения), существует практически неограниченная возможность зарождения, скольжения и перераспределения дислокаций, которые, как известно, являются активными каналами для транспортировки легирующих элементов и соответственно — активации процессов фазообразования. Для α -структуры, имеющей ГПУ-решетку, характерно весьма ограниченное количество систем скольжения. Преимущественно это одна — базисная (0001) плоскость и в металле с таким типом решетки деформация в основном

реализуется за счет двойникования, когда практически затруднено зарождение и дислокационное скольжение, а значит и фазообразование.

По-видимому, именно различные особенности в реализации процессов деформации (дислокационным скольжением, либо двойникованием) и как результат — различные возможности фазообразования для основных фазовых составляющих (α - и β -фаз) и являются объяснением формирования в сварном соединении опытного сплава 1 резко градиентных по плотности дислокаций и насыщенности фазовыми выделениями протяженных пластинчатых структур. А наличие градиентных структурно-фазовых образований, существенно отличающихся по количеству и дисперсности силицидных фаз, в том числе и по плотности дислокаций, по-видимому, является основанием для формирования в металле подобного типа соответствующих резко градиентных механических характеристик, а именно, градиентов по свойствам прочности ($\sigma_{0,2}$, σ_B) в смежных пластинчатых структурах.

Таким образом, установлено, что в ОШЗ сплава 1 формируются α' - и β -протяженные пластинчатые фазовые образования, резко градиентные по плотности дислокаций, а также по количеству и размеру формирующихся силицидных и интерметаллидных фазовых выделений:

α' — пластинчатые фазовые составляющие (ГПУ-решетка) отличаются минимальной внутрипластинчатой плотностью дислокаций и незна-



чительным количеством фазовых выделений в пластинах;

β — пластинчатые структуры (ОЦК-решетка) и небольшая часть α' -фазы характеризуются резким повышением общей плотности дислокаций, формированием субструктуры и весьма активным развитием процессов фазообразования (рост размеров, количества фаз) и распределением таких силицидных и интерметаллидных фаз по зонам дислокационных скоплений.

Сварное соединение опытного жаропрочного сплава 2. Структура металла в ОШЗ сварного соединения опытного сплава 2, выполненного ЭЛС, представлена так же, как и в ОШЗ сварного соединения опытного типа сплава 1, различными фазами (α' - и β -фазами), которые отличаются как по размерам и тонкой структуре фазовых образований, так и по размерам и распределению формирующихся в процессе сварки силицидных и интерметаллидных выделений.

Так, размеры пластин мартенситной α' -фазы в поперечном сечении $h_{пл}$ значительно (примерно в 2...3 раза) уменьшаются по сравнению с размерами пластинчатых структур соответствующей зоны сварного соединения опытного сплава 1 и составляют 0,2...0,5 мкм (рис. 5, а). Кроме того, не наблюдается резких изменений по толщине пластин. При этом, и это особо следует подчер-

кнуть, структура α' - и β -фаз характеризуется игольчатой и высокодисперсной внутрипластинчатой субструктурой. Наблюдается равномерное распределение плотности дислокаций, которая составляет $\rho \sim (8...9) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Что касается фазовых выделений, то структурные исследования и параллельный анализ микродифракционных отражений (рис. 5, б, г; рис. 6, б, г) свидетельствуют о формировании, как правило, высокодисперсных ($0,01...0,02 \times 0,02...0,06$ мкм) и сравнительно более равномерно распределенных силицидных и интерметаллидных фаз в ОШЗ сварного соединения сплава 2 по сравнению со сварным соединением сплава 1. Причем формирующиеся фазы преимущественно распределяются во внутренних объемах пластинчатых структур, прежде всего вдоль субструктурных границ, т. е. являются фазовыми выделениями, окаймляющими внутрипластинчатые субструктурные элементы (рис. 5, 6). Такой характер распределения дисперсных фазовых выделений должен способствовать не только фиксации сформированной внутрипластинчатой субструктуры, но и закрепляет зафиксированную таким образом структуру вплоть до температуры растворения зернограницно распределенных фаз. Причем такого типа структурное состояние (дисперсные фрагменты с зернограницно закрепляющими фа-

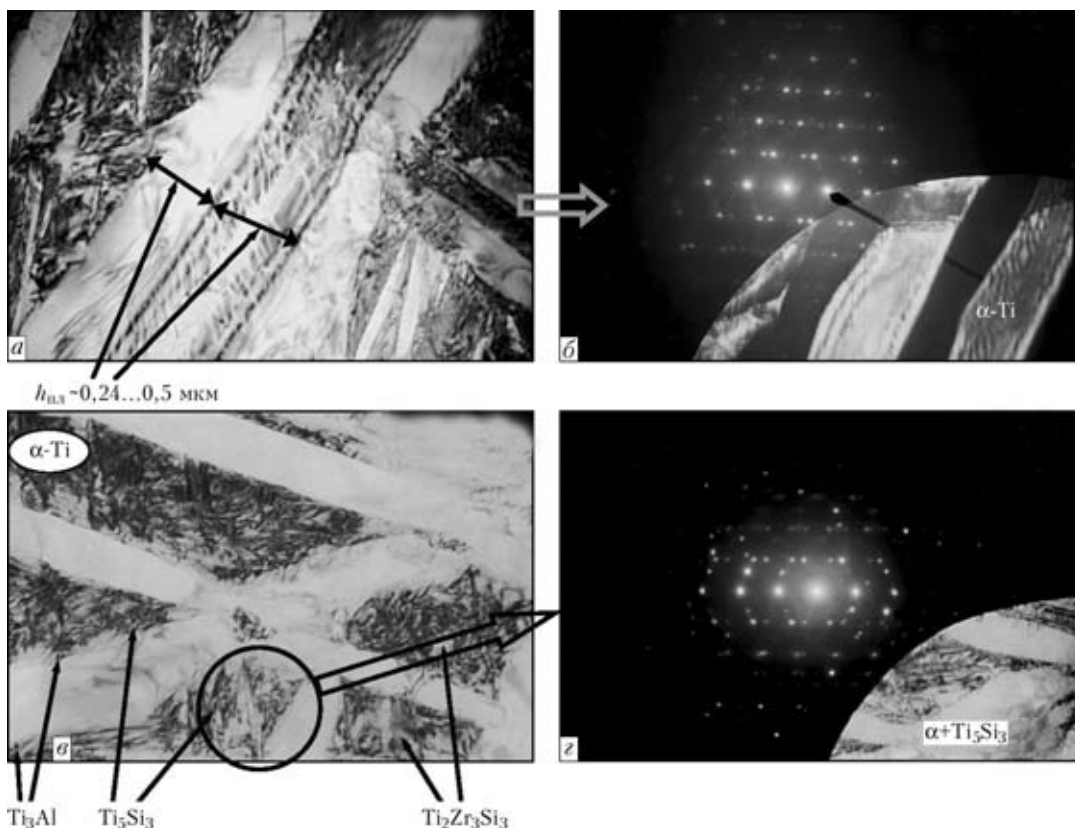


Рис. 5. Микроструктура опытного сплава 2, ОШЗ: а, в — тонкая структура пластинчатых фаз мартенситного типа (а — $\times 50000$, в — $\times 37000$); б, г — микродифракционные отражения фазовых выделений, зафиксированных на совмещенных структурно-фазовых изображениях

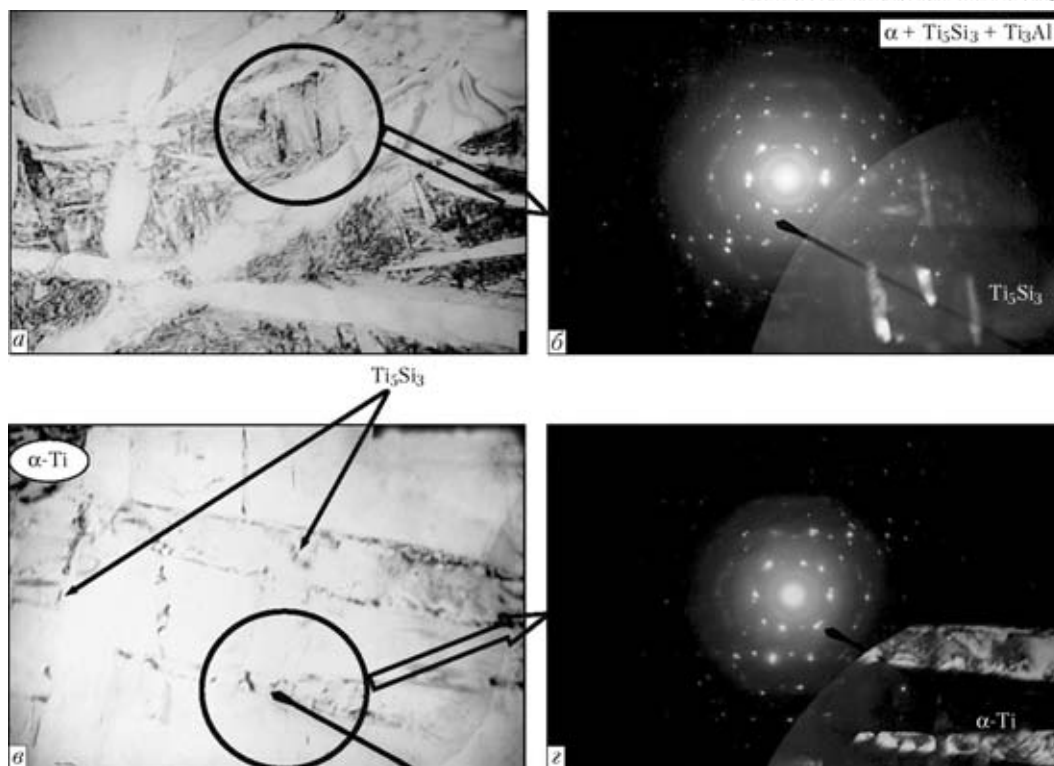


Рис. 6. Микроструктура опытного сплава 2, ОШЗ: а, в — распределение фазовых выделений, отличающихся по морфологии и размерами, $\times 50000$; б, г — микродифракционные отражения с конкретных зон фазовых выделений

зами) более или менее равномерно распределено по всему объему металла ОШЗ.

Анализ микродифракционных отражений анализируемых структур свидетельствует о разнообразии стехиометрического состава фазовых выделений, формирующихся в ОШЗ соединений сплава 2. Это преимущественно фазы типа Ti_5Si_3 , $Ti_2Zr_3Si_3$ и Ti_3Al (рис. 5, г; рис. 6, б). Как видно, составы выделившихся силицидов и интерметаллидов практически не отличаются от обнаруженных в ОШЗ сварного соединения сплава 1. Однако морфология такого типа фаз, их размеры и распределение отличаются существенным образом. В сварном соединении сплава 2 силициды и интерметаллиды более дисперсны, имеют стержневую и реже глобулярную форму (см. рис. 6, б — темнопольное изображение), распределены более равномерно по объему металла, что, по-видимому, обусловлено структурным состоянием металла ОШЗ сварного соединения сплава, а именно, сравнительно равномерной и более дисперсной структурой α' -мартенсита. Однако, несмотря на более благоприятное изменение структурно-фазового состояния металла ОШЗ сплава 2, включающее диспергирование и равномерность структуры, формирование дисперсных выделений по структурным границам, отсутствие резко градиентного по структурно-фазовому состоянию пластинчатого строения, наличие явной протяженности пластинчатых структур будет способствовать, хотя и в меньшей степени (по сравнению с состоянием ОШЗ сплава 1), снижению показате-

телей пластичности и соответственно повышению склонности к трещинообразованию сварного соединения.

Таким образом, для ОШЗ сварного соединения опытного сплава 2 характерно формирование протяженных пластинчатого типа фаз (α' -мартенсит и β -фаза), имеющих, как и в сплаве 1, пластинчатую морфологию, но отличающихся, значительно (примерно в 2...3 раза) размерами — шириной пластинчатых структур, более дисперсной игольчатой α' -мартенситной структурой и внутрипластинчатой субструктурой, а также более равномерным распределением дислокаций по всему объему металла ОШЗ.

Наблюдаются отличия и в процессе формирования силицидных интерметаллидных фаз: при аналогичности (как и в случае сплава 1) стехиометрического состава размеры фаз более мелкодисперсные, а их распределение равномерное по всему объему с локализацией преимущественно по границам субструктуры.

Дополнительно проведенные фрактографические исследования изломов сварных соединений опытных сплавов 1 и 2, выполненных ЭЛС, показали, что для зоны разрушения (излома) сварных соединений опытного сплава 1 характерны области протяженного транскристаллитного хрупкого скола в направлении пластинчатых структур (рис. 7, а). В противоположность этому для изломов сварных соединений опытного сплава 2 более характерно однородное квазихрупкое разрушение внутризеренного типа (рис. 7, б) с дис-

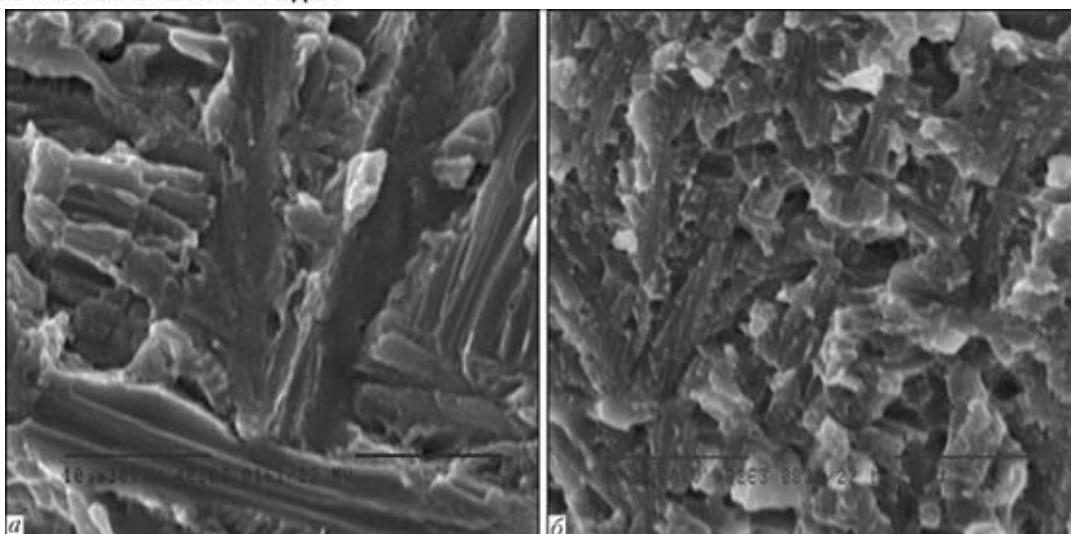


Рис. 7. Микроструктуры поверхности разрушения титановых сплавов ($\times 4020$): *a* — хрупкий скол в пластинчатых структурах с внутриобъемными фазовыми выделениями (сварное соединение опытного сплава 1); *б* — квазихрупкое разрушение в мартенситной составляющей (сварное соединение опытного сплава 2)

перными фрагментами ($d_{\text{фр}} \sim 2...5$ мкм), соответствующими по размерам субструктурным составляющим в α' -мартенсите.

Существенное влияние на качество сварного соединения оказывает распределение и локализация внутренних напряжений в металле ЗТВ исследуемых сплавов. Такого типа напряжения, связанные с неравномерностью нагрева и структурно-фазовыми превращениями, приводят к резкому снижению пластичности, а в ряде случаев и к возникновению холодных трещин, что и наблюдается в условиях ЭЛС опытных жаропрочных сплавов. Поэтому анализ роли различных структурных факторов, провоцирующих, либо блокирующих формирование внутренних напряжений также представляет немаловажный практический интерес.

Выполненный комплекс экспериментальных исследований позволил провести аналитические оценки конкретного (дифференцированного) вклада различных структурно-фазовых факторов и параметров, формирующихся в исследуемых, во-первых, в изменение прочностных характеристик $\sigma_{0,2}$ и, во-вторых, выявить структурные факторы, определяющие характер и распределение внутренних напряжений $\tau_{\text{вн}}$, которые являются потенциальными источниками зарождения и распространения трещин в исследуемых структурных микрообластях [8–12].

Аналитические оценки прочности $\sigma_{0,2}$ выполняли, согласно уравнению Арчарда, включающему известные зависимости Холла–Петча, Орована и др. [13–20]:

$$\Sigma \Delta \sigma_{0,2} = \Delta \sigma_0 + \Delta \sigma_{\text{т.р}} + \Delta \sigma_z + \Delta \sigma_c + \Delta \sigma_d + \Delta \sigma_{\text{д.у}},$$

где $\Delta \sigma_0$ — сопротивление решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение тре-

ния решетки или напряжение Пайерлса–Набарро); $\Delta \sigma_{\text{т.р}}$ — упрочнение твердого раствора легирующими элементами и примесями (твердорастворное упрочнение); $\Delta \sigma_z$, $\Delta \sigma_c$ — упрочнение за счет изменения величины зерна и субзерна (зависимости Холла–Петча, зернограничное и субструктурное упрочнение); $\Delta \sigma_d$ — дислокационное упрочнение, обусловленное междислокационным взаимодействием; $\Delta \sigma_{\text{д.у}}$ — упрочнения за счет дисперсных частиц по Оровану (дисперсионное упрочнение).

В результате показано, что для металла ЗТВ сварных соединений опытного сплава 1 наблюдается резко градиентное (примерно в 1,8 раза) изменение предела текучести ($\Delta \sigma_{0,2} \sim 570...1010$ МПа), зависящее от структурно-фазового состояния пластинчатых структур. Резкое повышение $\Delta \sigma_{0,2}$, характерное для пластинчатых структур с высокой плотностью дислокаций ($\rho \sim (7...8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) и наиболее насыщенных фазовыми выделениями, приводит к возрастанию дислокационного ($\Delta \sigma_d \sim 250$ МПа) и дисперсионного ($\Delta \sigma_{\text{д.у}} \sim 375...500$ МПа) упрочнений (рис. 8, *a*, *в*).

В ОШЗ сплава 2 имеет место высокий уровень и более равномерное распределение прочностных характеристик ($\Delta \sigma_{0,2} \sim 910...1040$ МПа) в формирующихся мартенситных фазах пластинчатого типа (рис. 8, *б*, *в*), что связано с их более мелкодисперсной структурой. При этом некоторое повышение упрочнения обусловлено диспергированием субструктуры ($\Delta \sigma_c \sim 530$ МПа), а сравнительно равномерное повышение общей дислокационной плотности по объему металла приводит к упрочнению порядка $\Delta \sigma_d \sim 360$ МПа (рис. 8, *б*).

Кроме того, при исследовании дислокационной структуры были определены внутренние нап-

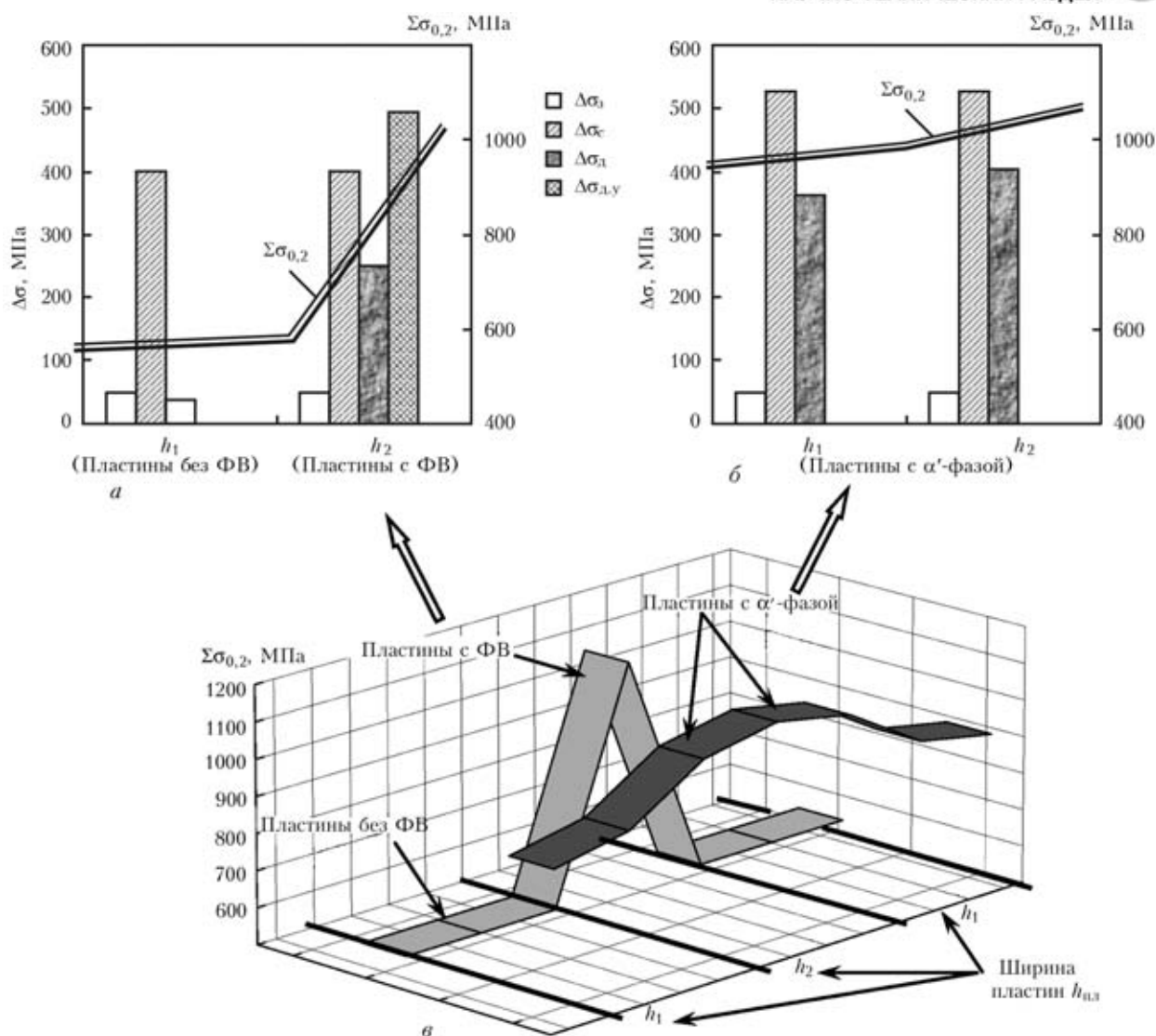


Рис. 8. Вклад различных составляющих структурного упрочнения (зеренного, субзеренного, дислокационного, дисперсионного): а — сплав 1; б — сплав 2; в — расчетное значение предела текучести $\Sigma\sigma_{0,2}$

ряжения $\tau_{\text{вн}}$ в ЗТВ исследуемых соединений [21, 22]

$$\tau_{\text{вн}} = Gbhp/[\pi(1 - \nu)],$$

где G — модуль сдвига; b — вектор Бюргерса; h — толщина фольги, равная $2 \cdot 10^{-5}$ см; ν — коэффициент Пуассона; ρ — плотность дислокаций.

В результате проведенных исследований показано (рис. 9, а), что для металла ЗТВ сплава 1 наблюдается резко градиентное (примерно в 10 раз), направленное вдоль пластин, распределение внутренних напряжений (от 10...100 до 750...860 МПа), что связано с изменением плотности дислокаций в пластинах различного типа — с низкой ($\rho \sim 10^9 \dots 10^{10} \text{ см}^{-2}$) и высокой ($\rho \sim (7 \dots 8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$). Однако наблюдаются области и с более высокой локальной плотностью дислокаций ($\rho \sim 2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$), где локальные внутренние напряжения $\tau_{\text{вн/л}}$ достигают порядка 2000 МПа.

Для ЗТВ сплава 2 характерно сравнительно равномерное распределение внутренних напряжений ($\tau_{\text{вн}} \sim 860 \dots 970$ МПа), что соответствует равномерной плотности дислокаций ($\rho \sim (8 \dots 9) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) по внутрипластинчатым структурам (рис. 9, б).

Однако и в сварных соединениях сплава 1, и в сварных соединениях сплава 2 (хотя и в меньшей степени) сохраняется четкая зависимость направленности распределения внутренних напряжений и пластинчатых структур, что может быть причиной формирования и распространения трещин.

Выводы

1. В ходе комплексных исследований сварных соединений опытных титановых сплавов на различных структурных уровнях (зеренном, субзеренном, дислокационном) установлено, что для ОШЗ соединений сплавов 1 и 2 характерно формирование сходных по морфологии протяженных

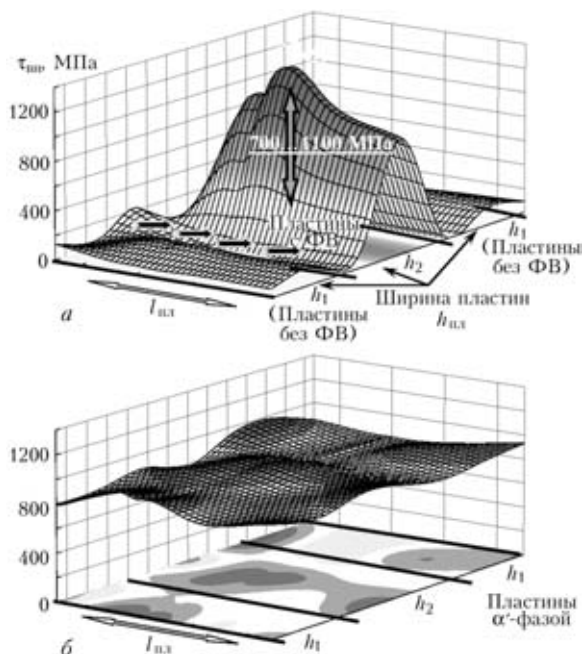


Рис. 9. Уровень локальных внутренних напряжений, формирующихся в пластинчатых структурах ОШЗ сварных соединений: *а* — пластинчатые структуры, градиентные по распределению плотности дислокаций и внутриобъемные фазовые выделения (ФВ) (опытный сплав 1); *б, в* — мартенситные пластинчатые структуры (опытный сплав 2)

структур пластинчатого типа α' - и β -фазовых составляющих, однако существенно отличающихся плотностью и распределением дислокаций, а также интенсивностью процессов формирования фазовых выделений силицидного и интерметаллидного типа.

2. В ОШЗ сварного соединения псевдо- α -сплава 1 наиболее активно фазообразование силицидов осуществляется в немногочисленных зернах β -фазы и в небольшой части α' -пластин, для которых характерна высокая плотность дислокаций и образование субструктуры. В то время как большая часть α' -пластин характеризуются невысокой плотностью дислокаций, равномерным их распределением и отсутствием силицидов и интерметаллидов в их объеме. Фазовые выделения наблюдаются также в зернограницных прослойках и вдоль границ между пластинами.

3. Присутствие в ОШЗ сплава 1 структурно-фазовых образований, существенно отличающихся по количеству и дисперсности силицидных фаз и по плотности дислокаций, является основанием для формирования резко градиентных прочностных характеристик, а также внутренних напряжений в смежных пластинчатых структурах.

4. Для ОШЗ сварных соединений ($\alpha + \beta$)-титанового сплава мартенситного типа характерно формирование более мелкодисперсных силицидных и интерметаллидных фазовых выделений в α' - и β -фазе, которые преимущественно равномерно распределены в объеме металла ОШЗ, а

именно — вдоль субграниц и границ мелкодисперсной мартенситной α' -фазы.

5. Аналитическими оценками дифференцированного вклада различных структурно-фазовых факторов и параметров, формирующихся в сварных соединениях исследуемых сплавов, в изменение прочностных характеристик ($\sigma_{0.2}$), показано, что в ОШЗ сварных соединений сплава 1 происходит значительное изменение предела текучести $\sigma_{0.2}$ в смежных пластинчатых структурах — от 570 МПа для пластинчатой α' -фазы с низкой плотностью дислокаций до 1010 МПа для пластин с высокой плотностью дислокаций и выделениями силицидов. В ОШЗ сплава 2 имеет место более высокий уровень и более равномерное распределение прочностных характеристик ($\sigma_{0.2}$ изменяется от 910 до 1040 МПа по всему объему металла ОШЗ).

6. Оценки изменений внутренних напряжений $\tau_{вн}$ в ОШЗ сварных соединений исследуемых сплавов, выполненные на базе исследований дислокационных структур, показали, что для ОШЗ сварного соединения сплава 1 распределение внутренних напряжений крайне неоднородно и направлено вдоль пластинчатых структур ($\tau_{вн}$ изменяется от 10...100 до 750...860 МПа в пластинках с низкой и высокой плотностью дислокаций). В ОШЗ сварного соединения сплава 2 внутренние напряжения распределены более равномерно, однако, привязка направленности распределения локальных внутренних напряжений и пластинчатых структур может быть причиной направленного распространения трещин.

7. Для устранения градиента по прочности и внутренним напряжениям необходимо добиваться формирования однородной равномерной диспергированной структуры.

1. Ильин А. А., Колачев Б. А., Полькин И. С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: Справочник. — М.: ВИС — МАТИ, 2009. — 520 с.
2. Солонин О. П., Глазунов С. Г. Жаропрочные титановые сплавы. — М.: Металлургия, 1976. — 445 с.
3. Титановые сплавы в машиностроении / Б. Б. Чечулин, С. С. Ушков, И. Н. Разуваева и др. — М.: Машиностроение, 1977. — 246 с.
4. Методика утонения образцов разнородных сварных соединений для электронномикроскопических исследований / Ю. Ф. Даровский, Л. И. Маркашова, Н. П. Абрамов и др. // Автомат. сварка. — 1985. — № 12. — С. 60.
5. Грабин В. Ф. Основы металловедения и термической обработки сварных соединений из титановых сплавов. — Киев: Наук. думка, 1975. — 262 с.
6. Сварные соединения титановых сплавов / В. Н. Моисеев, Ф. Р. Куликов, Ю. Г. Кириллов и др. — М.: Металлургия, 1979. — 248 с.
7. Металлургия и технология сварки титана и его сплавов / С. М. Гуревич, В. Н. Замков, В. Е. Блашук и др. — Киев: Наук. думка, 1986. — 240 с.
8. Влияние термических циклов сварки и внешнего нагружения на структурно-фазовые изменения и свойства соединений стали 17Х2М / Л. И. Маркашова, Г. М. Григорьев.



- ренко, В. Д. Позняков и др. // Автомат. сварка. — 2009. — № 7. — С. 21–29.
9. Критерий оценки механических свойств соединений разнородных материалов / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В.В. Арсенюк, Е. Н. Бердникова // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах (16–20 сент. 2002 г., пос. Кацивели, Крым, Украина). — Киев: ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 2002. — С. 107–113.
 10. Структурный подход к оценке механических свойств в ЗТВ соединений сталей и сплавов / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков и др. // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах (13–17 сент. 2004 г., пос. Кацивели, Крым, Украина). — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2004. — С. 174–179.
 11. Структурные факторы, определяющие свойства прочности, пластичности и разрушения сварных соединений / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков и др. // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах (27–30 мая 2008 г., пос. Кацивели, Крым, Украина). — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2009. — С. 87–94.
 12. Структурный критерий оценки прочности, пластичности, трещиностойкости металлов, сплавов, композиционных материалов и их сварных соединений / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков и др. // 36. праць IV Міжнар. конф. «Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій», черв. 2009 р., Львів. — Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2009. — С. 447–451.
 13. Сузуки Х. О пределе текучести поликристаллических металлов и сплавов // Структура и механические свойства металлов. — М.: Металлургия, 1967. — С. 255–260.
 14. Эшби И. Ф. О напряжении Орована // Физика прочности и пластичности. — М.: Металлургия, 1972. — С. 88–107.
 15. Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. Металлофизика высокопрочных сплавов. — М.: Металлургия, 1986. — 307 с.
 16. Конрад Г. Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // Сверхмелкое зерно в металлах / Под ред. Л. К. Гордиенко. — М.: Металлургия, 1973. — С. 206–219.
 17. Армстронг Р. В. Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном // Там же. — С. 11–40.
 18. Petch N. J. The cleavage strength of polycrystalline // J. Iron and Steel Inst. — 1953. — 173. — P. 25–28.
 19. Orowan E. Dislocation in metals. — New York: AIME, 1954. — 103 p.
 20. Ashby M. F. Mechanisms of deformation and fracture // Adv. Appl. Mech. — 1983. — 23. — P. 117–177.
 21. Дислокационно-дисциплинационные субструктуры и упрочнения / Н. А. Конева, Д. В. Лычагин, Л. А. Теплякова, Э. В. Козлов // Теоретическое и экспериментальное исследование дисклинаций. — Л.: Изд-во ЛФТИ, 1986. — С. 116–126.
 22. Conrad H. Effect of grain size on the lower yield and flow stress of iron and steel // Acta Metallurgica. — 1963. — 11. — P. 75–77.

Studied are the structural-phase transformations in samples of EB welded joints of two test high-temperature pseudo α - and $\alpha + \beta$ -multicomponent titanium alloys alloyed with silicon. Analytical assessments were performed of the specific (differential) contribution of various types of structures and phases formed in the near-weld zone, to strength values, as well as to variation of the magnitude and distribution of local internal stresses in the studied welding zones.

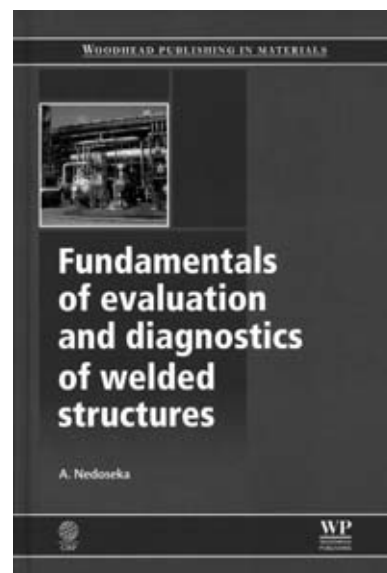
Поступила в редакцию 06.07.2012

НОВАЯ КНИГА

A. Nedoseka. Fundamentals of evaluation and diagnostics of welded structures / Cambridge International Sci. Publ. Ltd., 2012.— 642 p.

Книга представляет собой авторизованный перевод на английский язык монографии: А. Я. Недосека Основы расчета и диагностики сварных конструкций (Киев: Издательство «ИНДПРОМ», 2008. — 816 с.). В ней изложены основные проблемы, связанные с обеспечением безопасности эксплуатации конструкций и сооружений, возникающие при расчете их прочности, при испытаниях и в процессе эксплуатации. Большое внимание уделено теории, методам и средствам диагностики и оценки состояния материала конструкций, его остаточному ресурсу.

Изложены основные вопросы теории прогнозирования и принятия решений при оценке состояния конструкций. Освещены современные методы расчета и измерения температурных полей, напряжений и деформаций, показаны способы борьбы с вредными последствиями сварочных напряжений и деформаций, рассмотрены основы классической и квантовой механики разрушения. Предназначена для студентов, аспирантов и преподавателей машиностроительных специальностей вузов, а также для инженеров предприятий и организаций, занимающихся контролем и диагностикой конструкций.





КОМБИНИРОВАННАЯ ЛАЗЕРНО-МИКРОПЛАЗМЕННАЯ НАПЛАВКА ПОРОШКАМИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ni–Cr–B–Si

Ю. С. БОРИСОВ, В. Ю. ХАСКИН, доктора техн. наук,
С. Г. ВОЙНАРОВИЧ, А. Н. КИСЛИЦА, А. Ю. ТУНИК, Л. И. АДЕЕВА, кандидаты техн. наук,
Е. К. КУЗЬМИЧ-ЯНЧУК, А. В. БЕРНАЦКИЙ, А. В. СИОРА, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проведено исследование структурных особенностей наплавленных слоев порошками сплавов системы Ni–Cr–B–Si, полученных комбинированным лазерно-микроплазменным способом. Определены технологические преимущества и недостатки объединения процессов лазерной наплавки и микроплазменного напыления. Показано, что разработанный способ комбинированной лазерно-микроплазменной наплавки позволяет повысить качество наносимых слоев при сохранении основных преимуществ, характерных для лазерной порошковой наплавки.

Ключевые слова: комбинированная лазерно-микроплазменная наплавка, никелевый самофлюсующийся сплав, структура, фазовый состав, твердость, износостойкость

Для нанесения покрытий из сплавов системы Ni–Cr–B–Si используют различные методы газотермического напыления — газопламенный, плазменный, детонационный. Напыление с оплавлением проводят в одну (газопорошковая наплавка) или в две последовательных стадии — напыление с последующим оплавлением напыленного слоя. Напыленные NiCrBSi-покрытия сохраняют основные свойства NiCrBSi-сплава (износостойкость и коррозионную стойкость), но не имеют высокой прочности сцепления (обычно менее 35...40 МПа). После оплавления прочность связи слоя NiCrBSi-покрытия с основой возрастает до 70...75 МПа [1].

Для ряда промышленных задач желательно получение прочности сцепления, максимально приближенной к прочности основного металла. Поэтому в последнее время все больший интерес вызывает процесс лазерного оплавления покрытий. К преимуществам данного процесса относятся высокая термическая локальность и минимальное влияние на основной материал, малый (5...20 мкм) размер переходной зоны, что минимизирует попадание основного металла в наплавленный, а также способствует измельчению структуры материала, приводящему к повышению механических свойств. Однако при лазерном оплавлении вследствие резко неоднородного нагрева, особенно покрытий толщиной более 0,5 мм, и последующего охлаждения образуются усадочные трещины [2, 3].

В публикациях [4–6] отмечается, что характерные для лазерного оплавления недостатки могут быть устранены при комбинации плазменного и лазерного нагрева. Одним из таких про-

цессов, который объединяет преимущества лазерной наплавки и микроплазменного напыления, является комбинированная лазерно-микроплазменная наплавка (КЛМПН) [7]. Она позволяет устранять характерные для лазерной наплавки недостатки (образование внутренних пор и микротрещин), осуществлять подготовку обрабатываемой поверхности непосредственно в процессе нанесения материала, а также обеспечивает сплавление нанесенных слоев с основным металлом.

Целью данной работы являлось исследование структурных особенностей наплавленных слоев порошками сплава системы Ni–Cr–B–Si (ПГ-12Н-01 и ПГ-12Н-02), полученных КЛМПН, и определение технологических преимуществ объединения процессов лазерной наплавки и микроплазменного напыления.

Методики исследования. На подложку из стали Ст3 и стали 38ХНЗМФА методом КЛМПН наносили слои порошками самофлюсующихся сплавов (ПГ12Н-01 и ПГ12Н-02) толщиной 0,3...1,2 мм, исследовали их структуру, фазовый состав и свойства. Для исследования полученных наплавленных слоев применили комплексную методику, включающую металлографию (с использованием микроскопа «Неофот-32», оснащенного приставкой для цифрового фотографирования), дюрметрический анализ (твердомер М-400 фирмы «LECO» с нагрузками 0,25, 0,50 и 1,0 Н), рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА), который проводили в монохроматическом CuK_α -излучении на дифрактометре «ДРОН-УМ1». В качестве монохроматора использовали монокристалл графита, установленный на пути диффрактированного пучка. Дифрактограммы снимали методом шагового сканирования в интервале углов $20^\circ < 2\theta < 90^\circ$. Шаг сканирования составлял $0,05^\circ$,



Таблица 1. Химический состав порошков никелевых сплавов (Ni — основа), мас. %

Марка порошка	Cr	B	Si	Fe	C
ПГ-12Н-01	8...14	1,7...2,8	1,2...3,2	2...5	0,3...0,6
ПГ-12Н-02	10...16	2,0...4,0	3,0...5,0	3...6	0,4...0,8

время экспозиции в точке 3...7 с. Обработку данных дифрактометрического эксперимента осуществляли с использованием программы для полнопрофильного анализа рентгеновских спектров от смеси поликристаллических фазовых составляющих PowderCell 2.4.

Для сравнения количества трещин в наплавленных образцах ввели показатель трещинообразования α , значение которого определяли в процентах. За нуль приняли отсутствие трещин в наплавленном слое, а за 100 % — сетку трещин с шагом 1 мм. Исследования показали, что этот показатель может быть оценен по формуле $\alpha = 3/L$, где L — расстояние между трещинами, мм.

Исследование износостойкости наплавленных слоев проводили на машине трения 2070 СМТ-1 по схеме «диск-штырь» без смазки. Образцы диаметром 40 мм перед исследованием шлифовали (чистота поверхности Ra 1,6 мкм). Материал контртела — сталь 45, термообработанная до твердости HRC 55. Перед испытаниями проводили приработку поверхностей, наличие которой фиксировали по стабилизации момента трения в паре. Относительную износостойкость определяли по потере массы при скоростях скольжения 1,3 м/с в режиме ступенчатого нагружения, время испытаний на каждой ступени 15 с, нагрузка 0,2 кН. Износостойкость наплавленных образцов относительно основного металла определяли на самодельной машине трения по системе «цилиндр-штырь» методом сухого трения. Поскольку эта машина представляет собой нестандартную разработку, получаемые с ее помощью результаты рассматривали как относительные. В качестве базового выбрали образец из стали 38ХНЗМФА после объемной (печной) закалки и термообработки, имевший твердость HRC 43...44. Измеряемый по изменению массы (в граммах) износ образцов сопоставляли с износом базового образца. Для повышения точности получаемых результатов изменений увеличивали время трения. Контртело изготавливали из твердого сплава Т15 или стали 45, закаленной до твердости HRC 50...55. Удельное давление устанавливали в пределах 11...12 МПа, количество оборотов испытываемого образца 50...1600 мин⁻¹, линейные скорости трения 0,4...15,0 м/с. Во всех случаях взвешивание образцов до и после испытаний на трение проводили на аналитических весах ВПР-200 с точностью 0,0005 г.

Материалы, оборудование и принцип работы установок. В качестве наплавливаемых материалов использовали порошки никелевых самофлюсующихся сплавов ПГ-12Н-01 и ПГ-12Н-02 с размером частиц 40...100 мкм (ТУ 48-19-383–84), химический состав которых приведен в табл. 1. Порошки, полученные распылением инертным газом, имеют правильную округлую форму частиц, приближающуюся к сферической. Фракционный состав —40...+100 мкм. Твердость порошка ПГ-12Н-01 составляет HRC 36...45, $T_{пл} = 1080$ °С; ПГ-12Н-02: HRC 46...55; $T_{пл} = 1050$ °С.

В качестве источника лазерного излучения применяли CO₂-лазер TR-100 (производства фирмы «Rofin Sinar», Германия) мощностью до 10 кВт. В экспериментах использовали излучение этого лазера мощностью 2, 3 и 4 кВт совместно с микроплазменной струей мощностью до 1,5 кВт.

Для формирования микроплазменной струи использовали установку МПН-004 с микроплазмотроном МП-04, разработанную в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины (на конструкцию микроплазмотрона получен патент Украины «Плазмоторон для напыления покрытий» UA B23K10/00 № 2002076032).

Конструкция и параметры работы микроплазмотрона обеспечивают формирование ламинарной плазменной струи (критерий Рейнольдса составляет 0,10...0,55). По этому критерию процесс микроплазменного напыления характеризуется [8]:

низкой тепловой мощностью, что позволяет уменьшить нагрев основы и обеспечить нанесение покрытий на изделия малых размеров и с тонкими стенками без существенного локального перегрева и коробления;

небольшим уровнем шума при напылении ламинарной плазменной струей, который составляет всего 30...50 дБ, что не требует использования громоздких защитных камер;

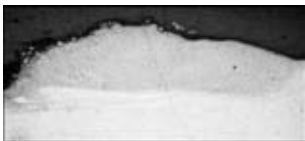
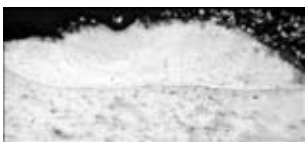
небольшим размером пятна напыления (1...5 мм) при малом диаметре сопла 1...2 мм.

Последний параметр является ключевым при реализации процесса лазерно-микроплазменной наплавки, поскольку обеспечивает адекватность геометрических размеров пятна напыления и фокального пятна лазера. Таким образом, при размере пятна напыления порядка 5 мм можно обеспечить его полное перекрытие фокальным пятном лазера, при этом плотность тепловой мощности в пятне оказывается достаточной для переплава напыленного слоя и сплавления с основой.

Схема процесса наплавки представлена на рис. 1. Образец (пластину) устанавливали на рабочую станину под примерно равными углами к осям лазерного излучения и плазменной струи. Пучок лазерного излучения подавали вертикально сверху. Перпендикулярно ему в пятно фокуси-



Таблица 2. Влияние мощности и скорости передвижения образца при КЛМН на высоту и качество наплавляемого порошками ПГ-12Н-02 валика

Номер образца	$P_{\text{лаз}}, \text{ кВт}$	$v, \text{ м/ч}$	$E, \text{ Дж/мм}$	Макроструктура, $\times 20$	$h, \text{ мм}$	Примечание
1	4	30	635		0,4	Наличие микротрещин
2	3	6,5	2380		1,2	Валик, неравномерный по высоте
3	3	10	1545		0,8	Равномерный валик
4	3	20	770		0,6	» »
5	3	30	520		1,0	» »
6	2	10	1185		0,3	Валик, неравномерный по профилю
7	2	20	590		—	Валик не сформирован

ровки направляли плазменную струю, транспортирующую наплавляемый порошок. Зоны действия лазерного излучения и микроплазменной струи были совмещены друг с другом и образовывали общую зону, относительно которой перемещалась станина с образцом. Для выравнивания поверхности наносимого слоя вводили дополнительное сканирование с помощью сканатора (рис. 2).

Принцип работы данного приспособления следующий: двигатель постоянного тока 3 (рис. 2, б), частота вращения которого регулируется в пределах $10 \dots 200 \text{ мин}^{-1}$, передает вращающий момент на эксцентрик 2, ось которого смещена от

носительно оси двигателя. Эксцентрик контактирует с обоймой 1, заставляя ее колебаться относительно полуосей. Вместе с обоймой совершает колебания и закрепленная в ней линза. Это приводит к периодическим отклонениям оси фокусирования излучения от вертикального положения, что в свою очередь смещает положение фокального пятна. Как следствие, пятно фокусирования лазерного излучения на изделии начинает колебаться с определенной частотой, зависящей от частоты вращения двигателя 3. Амплитуда таких колебаний зависит от величины эксцентриситета, которая устанавливается с помощью эксцентрика 2. Возврат обоймы в начальное поло-



жение совершается пружиной 5, постоянно находящейся в сжатом состоянии. Вся конструкция размещена на поворотном кронштейне 4, что позволяет произвольно выбирать направление колебаний по отношению к направлению лазерной обработки. Это дает возможность совершать как поперечные, так и продольные колебания излучения.

Эксперимент. С целью установления зависимости высоты наплавляемого слоя h (мм) от параметров режима процесса наплавку сначала вели одиночными валиками на пластину из стали Ст3 ($\delta = 8$ мм). В качестве варьируемых параметров выбрали следующие: мощность лазерного излучения $P_{\text{лаз}}$ (кВт), погонную энергию E (Дж/мм), скорость перемещения образца v (м/ч). Массовый расход порошка $G_{\text{п}}$ в ходе экспериментов изменяли в пределах 0,1...0,2 г/с. Прочие параметры режима оставались неизменными: диаметр пятна сфокусированного на поверхность образца излучения $d_{\text{п}} = 5...6$ мм, сила тока плазмотрона $I = 43$ А, напряжение $U = 30$ В, расход рабочего газа (аргона) $Q_{\text{плазм}} = 80$ л/ч, расход защитного газа (аргона) $Q_{\text{защ}} = 240$ л/ч. Для оптимизации величины перекрытия валиков (по критерию шероховатости получаемого покрытия на аналогичную пластину) проводили наплавку нескольких валиков с перекрытием 10...50 % их ширины.

Снижение высоты наплавляемого валика с повышением мощности лазерного излучения (табл. 2, образец № 1) связано с угаром части наплавляемого материала, а также с перегревом основного металла и растворением в нем части материала наплавляемого валика. Увеличение высоты валика (табл. 2, образец № 5) объясняется имевшей место нестабильностью в подаче порошка.

Обсуждение результатов. По результатам проведенных экспериментов для реализации процесса лазерно-микроплазменной наплавки сталей порошками сплавов системы Ni–Cr–B–Si выбрали режим, соответствующий образцу № 4, который позволил получать бездефектные слои в сочетании со сравнительно невысокой погонной энергией процесса. Уменьшение последнего параметра привело к образованию такого дефекта, как микротрещины (табл. 2, образец № 1, 5). Дальнейшие исследования показали, что при повышении массового расхода порошка до $G_{\text{п}} = 0,5...0,8$ г/с скорость перемещения может быть увеличена до 60 м/ч при сохранении прочих параметров режима неизменными. Это позволит обеспечивать геометрию наплавляемых валиков, аналогичную описанной в табл. 2, в сочетании со снижением погонной энергии процесса и уменьшением зоны термического влияния

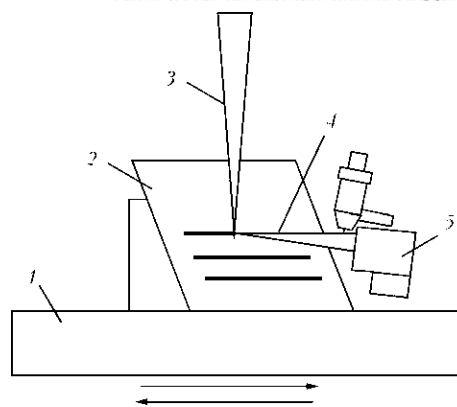


Рис. 1. Схема процесса комбинированной лазерно-микроплазменной наплавки: 1 — станина; 2 — образец; 3 — лазерный пучок; 4 — плазменная струя; 5 — микроплазматрон

(ЗТВ). Кроме того, установлено, что приемлемая шероховатость наплавляемых слоев (порядка Ra 200...300 мкм) имеет место при коэффициенте перекрытия валиков $K_{\text{п}} = 25...30$ %. Это означает, что при ширине валиков 6 мм поперечное перемещение образца для наплавки каждого последующего валика составит не менее 4 мм. Также было установлено, что оптимальные режимы лазерно-микроплазменной наплавки обеспечиваются в диапазоне погонных энергий 500...800 Дж/мм. Для сравнения отметим, что при лазерной порошковой наплавке погонная энергия составляет 120...250 Дж/мм [9]. Такое сравнение свидетельствует о том, что в случае комбинированной наплавки должен иметь место перегрев наносимых слоев и увеличение размера ЗТВ по сравнению с лазерной наплавкой.

Перегрев наплавленных лазерно-микроплазменным способом слоев приводит к некоторому снижению их твердости. Это снижение тем больше, чем выше погонная энергия процесса, и, следовательно, температура в рабочей зоне. Объясняется

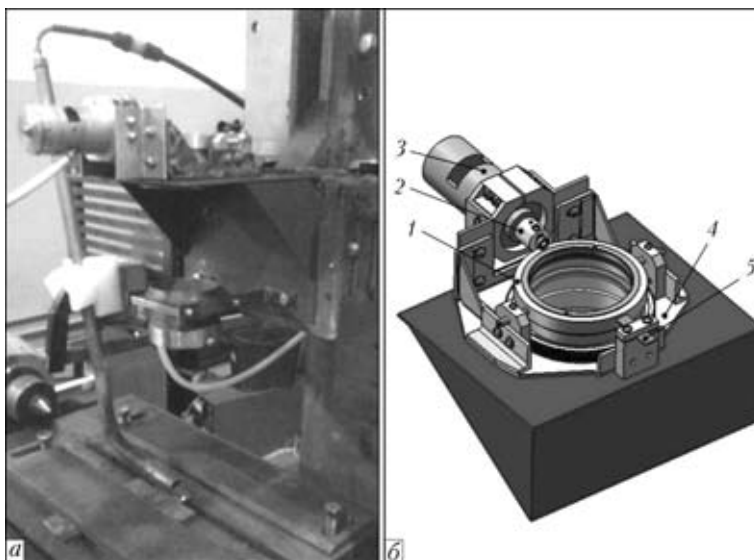


Рис. 2. Внешний вид (а) и схема конструкции (б) сканатора лазерного излучения: 1 — обойма с линзой; 2 — эксцентрик; 3 — двигатель постоянного тока; 4 — кронштейн; 5 — пружина



это тем, что при плазменном напылении самофлюсующихся сплавов при температуре, близкой к температуре их плавления, происходит угар (окисление) бора с образованием B_2O_3 . Согласно данным работы [10] при температуре 2000 °С в зоне процесса содержание B_2O_3 в оксидной пленке достигает 81 ат. %. В условиях комбинированного лазерно-микроплазменного процесса температура рабочей зоны выше, чем при плазменном напылении, что интенсифицирует угар бора.

Эксперименты показали, что при нанесении слоев высотой не ниже 0,6 мм с погонными энергиями 300...400 Дж/мм снижение твердости минимально. Слои, наплавленные с такими энергиями, имеют твердость, соответствующую паспортной твердости использованных наплавочных сплавов. Исследования слоев, полученных КЛМПН, показали, что во всех образцах наплавленных слоев имеют достаточно мелкодисперсную литую структуру. При этом в нижней части наплавленных слоев наблюдается образование столбчатых дендритов металла, рост которых происходил в направлении теплоотвода от зоны сплавления с основным металлом. В верхней части наплавленных слоев столбчатые дендриты, как правило, переходят в зону более мелких равноосных кристаллов, что сопровождается некоторым повышением микротвердости. Микротвердость слоев, нанесенных на скоростях перемещения образцов до 30 м/ч, в большинстве случаев составляет порядка 3000 МПа.

Исследования структур наплавленных образцов показали следующее. Образец № 1 (см. табл. 2, рис. 3, а) отличается от прочих наличием дефектов структуры — поперечными трещинами в литой структуре, которые проходят по границам дендритов в наплавленном металле. ЗТВ в основном металле весьма велика — имеет ширину в 2,5 раза больше толщины наплавки. Образцы № 2–4 (см. рис. 3, б–г) не имеют трещин и отслоений от основы. В образце № 5 обнаружены микротрещины, аналогичные наблюдаемым в образце № 1, что объясняется близкими погонными энергиями наплавки этих образцов. Образцы № 6, 7, напыленные при меньшей мощности лазера, отличались формированием валика более низкого качества. Во всех образцах структура наплавленного металла литая дендритная, переходящая в верхней части в мелкокристаллическую. По границам светлых дендритов наплавленных слоев, представляющих собой твердый раствор на основе γ -никеля, расположены прослойки, состоящие из боридов Ni_3B и силицидов Ni_2Si никеля и, возможно, их эвтектики с γ -Ni, а также карбидов хрома $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 .

Общая закономерность в структуре образцов заключается в том, что дендритная структура наплавки возле зоны сплавления с основным метал-

лом не содержит включений. Структура участка сплавления (белой полосы) состоит из γ -твердого раствора никеля и имеет пониженную твердость, в среднем на 25 % по сравнению с твердостью наплавки. Область, находящуюся ниже зоны сплавления (ЗТВ), по глубине можно разделить на две части: участок, граничащий с зоной сплавления, который имеет твердость 2590...3260 МПа, и участок, расположенный ниже, граничащий с основным металлом, который имеет меньшую твердость 1580...1940 МПа. Микротвердость основного металла в среднем 2100...2310 МПа. Предполагаем, что наличие участков металла ЗТВ с различной твердостью объясняется диффузионным перераспределением элементов. Возможно, такие легирующие элементы, как углерод, бор и кремний, из наплавленного слоя перешли в ту часть ЗТВ, которая граничит с переходной. Кроме того, углерод из нижней части ЗТВ по всей вероятности перераспределится в верхнюю часть. Размер, твердость участков наплавки и металла зависят от сочетания режимов лазерного и микроплазменного процессов, массового расхода присадочного порошка, а также скорости продвижения образца при КЛМПН.

Эксперименты показали, что увеличение пятна фокусирования лазерного излучения до значений $d_n = 5...6$ мм приводит к необходимости использования значительной мощности излучения лазера (порядка 3 кВт). Для уменьшения последнего параметра и снижения шероховатости поверхности слоя дополнительно ввели сканирование лазерного излучения поперек нанесению наплавки с амплитудой 2 мм и частотой около 20 Гц. Излучение сканировали с помощью сканатора, показанного на рис. 2.

Введение сканирования лазерного излучения поперечно направлению КЛМПН позволило уменьшить диаметр пятна, сфокусированного на обрабатываемой поверхности, до 4 мм и снизить мощность лазерного излучения до 2 кВт. При этом прочие параметры режима обработки остались без изменения. Введение сканирования излучения лазера уменьшило склонность к трещинообразованию в наплавляемых слоях. Общие тенденции структурообразования в этих слоях остались неизменными (рис. 4, а, б).

Качество получаемых слоев также зависит от массового расхода присадочного порошка. Так, процесс КЛМПН без сканирования излучения при массовом расходе порошка ПГ-12Н-02 в пределах $G_n = 1,0...1,2$ г/с позволил наносить качественные слои высотой 0,5...0,6 мм со скоростью 50 м/ч при мощности излучения $P = 3$ кВт. При этом размер ЗТВ был примерно равен высоте наплаваемого покрытия (рис. 4, в). Таким образом, расход порошковых присадочных материалов для

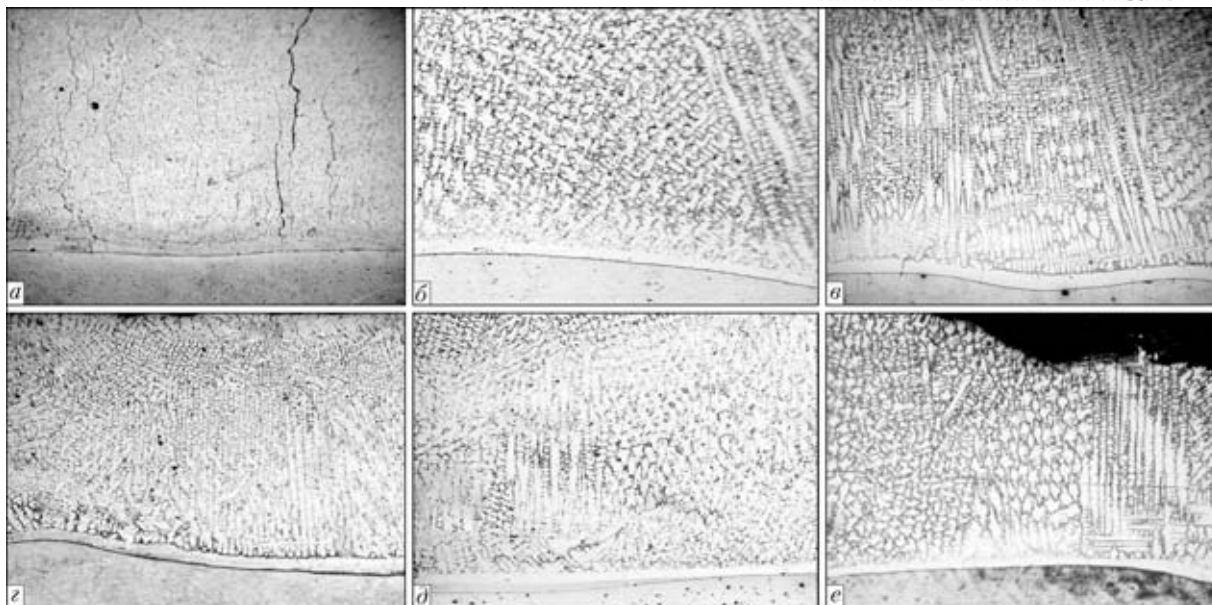


Рис. 3. Микроструктуры ($\times 100$) наплавленных слоев из порошка ПГ-12Н-02, полученных методом КЛМПН: а-е — соответственно образцы № 1–6 из табл. 2

КЛМПН целесообразно выбирать в пределах 0,8...1,2 г/с.

Полученные в описанных выше экспериментах результаты сравнивали с результатами наплавки тех же материалов, проводимой по разработанному в ИЭС им. Е. О. Патона способу лазерной порошковой наплавки [9]. Оказалось, что по величине неровностей (шероховатости) и внешнему виду наплавленных поверхностей они достаточно близки. Основное отличие заключалось в наличии незначительного количества порошкового материала на поверхности при КЛМПН.

Было установлено, что наплавленные лазерным способом слои из сплавов системы Ni–Cr–B–Si имеют показатель трещинообразования порядка 40...60 % ($\alpha = 0,4...0,6$), в то время, как комбинированная наплавка позволяет снизить этот показатель от 10...20 % ($\alpha = 0,1...0,2$) до полного устранения микротрещин.

Для определения износостойкости наплавляемых слоев использовали как стандартную машину трения 2070 СМТ-1, так и машину трения собственной разработки. Стойкость к износу при сухом трении скольжения определяли в процентах,

приняв за 100 % износостойкость стали 38ХНЗМФА, имевшую твердость $HRC\ 42...43$. В результате установлено (рис. 5), что показатели износостойкости при КЛМПН могут превосходить показатели, характерные для лазерной наплавки. Однако в случае несоблюдения теплового режима, т. е. перегрева образцов при низких скоростях наплавки, за счет разупрочнения твердых фаз износостойкость может значительно снижаться. Пример такого снижения износостойкости металла, наплавленного порошком ПГ-12Н-01, приведен на рис. 5 — этот показатель уменьшился почти до 60 % относительно аналогичного показателя для стали 38ХНЗМФА.

Выводы

1. Эффективность применения КЛМПН определяется снижением количества микротрещин в наплавленных слоях. Так, наплавленные лазерным способом слои сплавов системы Ni–Cr–B–Si (ПГ-12Н-01, ПГ-12Н-02) имеют показатель трещинообразования порядка 40...60 %, в то время комбинированная наплавка этих же сплавов поз-

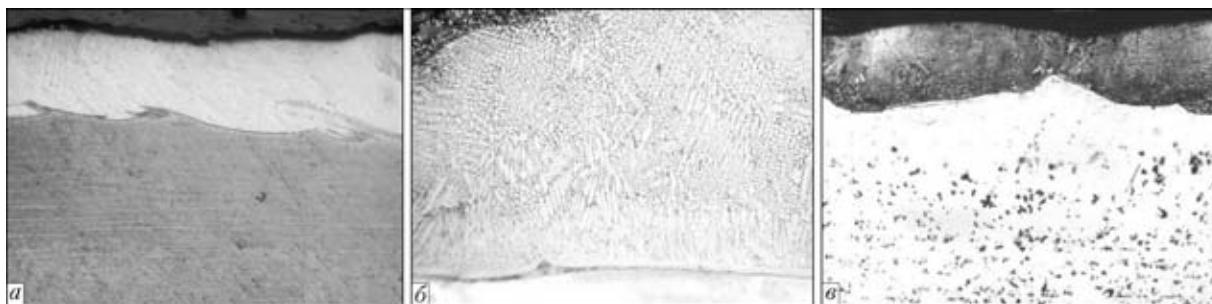


Рис. 4. Микроструктуры наплавленных слоев из порошка ПГ-12Н-02, полученных методом КЛМПН, при скорости процесса 20 (а, б), 50 м/ч (в); а, б — с поперечным сканированием лазерного излучения; в — без сканирования (а — $\times 25$; б — $\times 100$; в — $\times 32$)

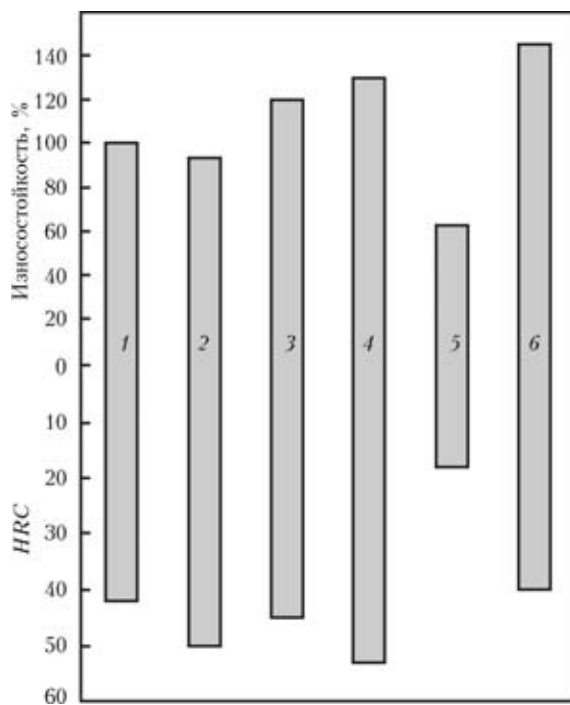


Рис. 5. Сравнение износостойкости и твердости HRC наплавленных различными способами сплавов системы Ni–Cr–B–Si со стойкостью стали 38ХНЗМФА к сухому трению: 1 — сталь 38ХНЗМФА; 2 — плазменное напыление порошком ПГ-12Н-02; 3, 4 — соответственно лазерная наплавка (ПГ-12Н-01 и ПГ-12Н-02); 5, 6 — комбинированное нанесение слоя соответственно порошками ПГ-12Н-01 и ПГ-12Н-02

воляет снизить этот показатель от 10...20 % до полного устранения микротрещин.

2. Сравнительные испытания на сухое трение образцов из основного металла (стали 38ХНЗМФА, износостойкость которой была принята за 100 %) и образцов, наплавленных одними и теми же сплавами системы Ni–Cr–B–Si, показали возможность обеспечения износостойкости порядка 120...130 % при лазерной порошковой наплавке и свыше 140 % при КЛМПН.

3. Несмотря на наличие указанных преимуществ, КЛМПН имеет некоторые недостатки по сравнению с лазерной наплавкой. К основным из них относятся увеличение размеров ЗТВ в основном металле; снижение твердости в наплавленных слоях в результате разупрочнения металла (угара (окисления) бора и, следовательно, снижения содержания боридных фаз, а также коагуляции час-

тиц карбидных и силицидных упрочняющих фаз). Причиной этого является повышение температуры в рабочей зоне вследствие значительного повышения погонной энергии процесса (до 500...800 Дж/мм) по сравнению с лазерной наплавкой (обычно 120...250 Дж/мм), необходимого для достижения оптимальных режимов.

4. Дальнейшие работы по устранению указанных недостатков позволят сделать целесообразным применение лазерно-микроплазменной наплавки для получения износостойких покрытий как на этапе изготовления, так и при восстановлении деталей типа вал, работающих в парах трения (например, деталей цилиндропоршневой группы двигателей внутреннего сгорания, ходовой части автомобильного и железнодорожного транспорта).

1. Газотермические покрытия из порошковых материалов: Справочник / Ю. С. Борисов, Ю. А. Харламов, С. Л. Сидоренко, Е. Н. Ардатовская. — Киев: Наук. думка, 1987. — 544 с.
2. Григорьянц А. Г., Сафонов А. Н., Шибяев В. В. Получение износостойких хромоникелевых и хромборникелевых покрытий при помощи лазерного излучения // Изв. вузов. Машиностроение. — 1982. — № 3. — С. 87–92.
3. Исследование трещинообразования при лазерной наплавке хромборникелевых порошковых сплавов / А. Н. Сафонов, А. Г. Григорьянц, В. В. Шибяев, А. Я. Овчаров // Там же. — 1984. — № 12. — С. 64–68.
4. Dillthey U., Wieschemann A. Prospects by combining and coupling laser beam and arc welding processes // Rivista Italiana della Saldatura. — 2000. — 52, № 6. — S. 749–759.
5. Surface preparation and thermal spray in a single step: the PROTAL process / C. Coddet, G. Montaron, T. Marchionne, O. Freneaux // Proc. of 15th ITSC, Nice, France. — 1998. — Vol. 2. — P. 1321–1325.
6. Кривцун И. В. Комбинированные лазерно-дуговые процессы обработки материалов и устройства для их реализации: Дис. ... д-ра техн. наук. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2002. — 393 с.
7. Лазерно-дуговые и лазерно-плазменные технологии сварки и нанесения покрытий / В. Д. Шелягин, И. В. Кривцун, Ю. С. Борисов и др. // Сварка в Сибири. — 2006. — № 1. — С. 32–36.
8. Микроплазменное напыление биокерамических покрытий / Ю. С. Борисов, С. Г. Войнарович, В. Г. Бобрин и др. // Автомат. сварка. — 2000. — № 12. — С. 63–67.
9. Лазерная наплавка цилиндрических деталей порошковыми материалами / О. А. Величко, П. Ф. Аврамченко, И. В. Молчан, В. Д. Паламарчук // Там же. — 1990. — № 1. — С. 59–65.
10. Взаимодействие никелевых самофлюсующихся сплавов с кислородом / С. М. Гершензон, Ю. С. Борисов, М. И. Разиков, В. Н. Бороненков // Свароч. пр-во. — 1978. — № 1. — С. 9–11.

Structural features of the Ni–Cr–B–Si alloy deposited layers produced by the combined laser-microplasma method were investigated. Technological advantages and drawbacks of a combination of the laser cladding and microplasma spraying processes were determined. It was shown that the developed combined laser-microplasma method allows improving the quality of the deposited layers and preserving the key advantages characteristic of the laser powder cladding process.

Поступила в редакцию 13.07.2012



ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ШЛАКОВЫХ РАСПЛАВОВ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ СВАРОЧНЫХ ПЛАВЛЕННЫХ ФЛЮСОВ

Л. А. ЖДАНОВ, канд. техн. наук, **А. Н. ДУЧЕНКО**, инж. (НТУУ «Киевский политехнический институт»),
И. А. ГОНЧАРОВ, **В. И. ГАЛИНИЧ**, **А. В. ЗАЛЕВСКИЙ**, кандидаты техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
Н. Я. ОСИПОВ, инж. (ОАО «Запорожстеклофлюс»)

На основе анализа температурно-временных условий плавки сварочных флюсов в электродуговых и газопламенных печах определена возможность применения законов равновесной термодинамики для анализа физико-химических реакций. Проведен термодинамический анализ реакций компонентов шихты, используемых при изготовлении сварочных флюсов. Определены пути управления процессами рафинирования шлаковых расплавов.

Ключевые слова: сварочные плавные флюсы, шлаковый расплав, сера, фосфор, термодинамический анализ

На сегодня Украина является ведущим производителем сварочных плавных флюсов. В разработке составов флюсов и технологии их изготовления принимали участие такие ведущие ученые, как Е. О. Патон, К. В. Любавский, Б. Е. Патон, В. И. Дятлов, И. И. Фрумин, В. В. Подгаецкий, И. К. Походня и многие другие. В связи с исчерпанием запасов минеральных сырьевых материалов, традиционно применяемых при изготовлении плавных флюсов, заметно обострилась проблема обеспечения требуемого состава флюсов и соответственно их качества.

Проведенный анализ шихтовых материалов показал, что в большинстве случаев содержание в них вредных примесей не регламентируется нормативными документами (ГОСТ, ДСТУ, ТУ). Техническая документация преимущественно предъявляет требования к содержанию в сырье основного компонента и в целом ряде случаев не ограничивает содержания вредных примесей — серы, фосфора и оксидов железа. В то же время содержание их во флюсах ограничивается. Вместе с тем статистические данные входного контроля сырья показывают широкие пределы изменения содержания в нем вредных примесей.

Наиболее загрязненными являются марганцевые рудные и плавикошпатовые концентраты, в которых содержание серы и фосфора в отдельных случаях достигает 0,3 %. Эти материалы составляют почти половину шихты при изготовлении наиболее распространенных флюсов марок АН-348-А, ОСЦ-45. Поэтому содержание серы и фосфора в них удается удерживать лишь на их верхней допустимой границе по техническим условиям. Вынужденное применение низкосортных

рудных материалов приводит к увеличению вредных примесей в расплав вредных примесей, что в свою очередь уменьшает технологический запас по вредным примесям при выплавке флюсов.

Поэтому актуальными являются работы по исследованию процессов, протекающих во флюсоплавильных печах с целью разработки рекомендаций по снижению в шлаковом расплаве вредных примесей.

Сварочные плавные флюсы изготавливают в газопламенных и электродуговых печах [1]. Эти плавильные агрегаты отличаются температурными условиями, видом футеровки, объемом, условиями перемешивания и временем существования шлакового расплава. Для газопламенных печей это: температура до 1450 °С, объем до 60 т расплава, время плавки до 6 ч. В случае электродуговых печей температура шлакового расплава в среднем выше и может достигать 1800...1900 °С. Объем расплава для разных типов печей находится в диапазоне от 50 кг до 5 т, а время плавки от 1 до 2 ч. Под воздействием магнитного поля и градиента температур в электродуговых печах протекают интенсивные процессы перемешивания шлакового расплава. Таким образом, в обоих случаях имеют место равновесные условия, для которых характерно длительное существование расплава, большой объем и однородность в локальных областях плавки. Все это дает возможность использовать принципы и законы химической равновесной термодинамики для оценки физико-химических процессов во флюсоплавильных печах.

В общем случае плавильное пространство печи можно рассматривать как закрытую термодинамическую систему, что связано с особенностями массообмена с окружающей средой. При плавке



флюса по традиционной схеме однородно смешанная шихта подается в печь и дополнительный ввод шихтовых компонентов в объем печи, как правило, не происходит. Массообмен может осуществляться только в результате удаления газов из плавильного пространства и перехода соединений из шлака в металлическую фазу.

Плавильное пространство, в котором находятся компоненты шихтовых материалов в виде твердых и частично расплавленных частиц шлакового расплава, корольки и футеровки, является гетерогенной системой. Для проведения анализа такой сложной гетерогенной термодинамической системы плавильное пространство необходимо разделить на определенные гомогенные системы (зоны), в которых будут рассматриваться химические реакции. Взаимодействие между зонами осуществляется через межфазные поверхности. Понятно, что такое деление является условным и не отражает всего многообразия высокотемпературных процессов в плавильном пространстве печи, в частности, кинетики гомогенизации шлакового расплава, гидродинамических условий его существования, процесса удаления газов из расплава и воздействия электромагнитного поля (при плавке флюса в электродуговых печах).

Традиционно [2] процесс выплавки флюса разделяют на три этапа: реакции в твердом состоянии, флюсообразование и гомогенизация шлакового расплава. В результате в объеме печи могут быть выделены следующие фазы:

- твердая, в которой происходит термическая диссоциация и взаимодействие частичек шихты;
- частично расплавившаяся дисперсная твердожидкая фаза, возникающая в результате нагрева шихты, эвтектического и контактного плавления;
- расплав шлака определенной степени гомогенизации;
- металлическая фаза (корольки), образующаяся в результате химических реакций в шлаковом расплаве;
- газовая фаза, формирующаяся в результате термической диссоциации компонентов шихты и химических реакций с образованием газообразных продуктов, которые в виде пузырей всплывают на поверхность шлакового расплава.

Межфазные поверхности сильно развиты, довольно размыты, особенно при наличии дисперсных частичек в начале появления шлакового расплава. Каждой фазе при изготовлении флюса соответствует определенный температурный интервал.

Целью настоящей работы был анализ термодинамической вероятности протекания химических реакций в объеме флюсоплавильной печи и уточнение механизма удаления серы и фосфора из шлакового расплава для снижения содержания этих примесей в составе готового флюса. Харак-

теристикой вероятности протекания реакций служила зависимость энергии Гиббса ΔG от температуры. В металлургии в большинстве случаев при выполнении термодинамических расчетов используют упрощенное уравнение Гиббса, в котором учитывается изменение энтальпии и энтропии реакции в зависимости от температуры. Теплоемкостью исходных веществ и продуктов реакции при этом пренебрегают. Это связано с тем, что вклад теплоемкости в величину ΔG при температурах до 800...1000 К незначителен. При повышении температуры значение теплоемкости возрастает, подчиняясь логарифмической зависимости, и может изменять теплоемкость элементов в два раза. Одним из расчетных методов учета изменения значения теплоемкости от температуры является использование функции Улиха:

$$M_0 = \ln \frac{T}{298,15} + \frac{298,15}{T} - 1. \quad (1)$$

В результате уравнение для расчета изменения энергии Гиббса приобретает вид

$$\Delta G_T^0 = \Delta H_{298}^0 - T \Delta S_{298}^0 - \Delta C_{p_{298}}^0 T M_0, \quad (2)$$

где

$$\Delta H_{298}^0 = \sum H_{298 \text{ прод}}^0 - \sum H_{298 \text{ исход}}^0; \quad (3)$$

$$\Delta S_{298}^0 = \sum S_{298 \text{ прод}}^0 - \sum S_{298 \text{ исход}}^0; \quad (4)$$

$$\Delta C_{p_{298}}^0 = \sum \Delta C_{p_{298 \text{ прод}}}^0 - \sum \Delta C_{p_{298 \text{ исход}}}^0; \quad (5)$$

ΔH_{298}^0 , ΔS_{298}^0 , $\Delta C_{p_{298}}^0$ — изменение значений термодинамических характеристических функций участников (продуктов и исходных веществ) химической реакции в стандартных термодинамических условиях (при температуре 298 К и атмосферном давлении 1 атм ($9,80665 \cdot 10^4$ Па)).

Одной из основных проблем, возникающих при проведении термодинамических металлургических расчетов, является нахождение значений энтальпии, энтропии и теплоемкости исходных веществ и продуктов реакции. К сожалению, в наиболее фундаментальных работах [3,4] данные для комплексных соединений отсутствуют, поэтому нами они принимались на основании обработки экспериментальных уравнений, используемых в металлургических расчетах [5].

В производстве сварочных плавильных флюсов для сварки сталей наиболее часто используют такие сырьевые материалы, как марганцевые рудные концентраты, кварцевый песок, глинозем, периклазовые порошки, известь, мрамор, флюоритовый, плавикопшатовый, рутиловый, цирконо-вый концентраты и др., которые содержат такие



химические соединения: SiO_2 , MnO_2 , Mn_2O_3 , MnO , Fe_2O_3 , CaCO_3 , MgCO_3 , TiO_2 , FeS_2 , MnS , Mn_2P , CaF_2 , P_2O_5 , $\text{Ca}_5(\text{PO}_4)_3(\text{F}, \text{Cl}, \text{OH})$. В рудах фосфор преимущественно находится в виде фосфорно-кальциевой соли, входящей в состав минералов апатита [6]. Кроме того, в реакциях взаимодействия будет участвовать материал электродов и футеровки — углерод (для электродуговых печей) и шамотный кирпич (для газопламенных печей).

При рассмотрении первого этапа традиционно проводят анализ химических реакций в твердом состоянии — образование и удаление газообразных соединений. Именно на этом этапе происходит расплавление шихты флюса, т. е. переход шихты из твердого состояния в жидкое. Шихта, в дальнейшем образующая шлаковый расплав, сначала находится в виде отдельных компонентов, температура плавления которых значительно выше температуры плавильного пространства. Процесс расплавления шихты происходит за счет контактного плавления частичек шихты с одновременной термической диссоциацией карбонатов и высших оксидов.

В соприкасающихся поверхностях частичек шихты флюса происходит взаимная диффузия, результатом которой является образование эвтектического слоя и контактное плавление при температурах ниже температуры плавления отдельных шихтовых материалов. В результате возникает частично расплавленная дисперсная фаза, которая способствует дальнейшему плавлению шихты при температурах плавильного пространства и происходит процесс флюсообразования. Наиболее легкоплавкие эвтектики могут возникать в результате контактного взаимодействия

частиц шихты флюса уже при температурах 900...1100 °C [7, 8].

Процессы термической диссоциации компонентов шихты сопровождаются интенсивным выделением газов, что приводит к увеличению скорости плавления шихты за счет перемешивания возникающей жидкой фазы. Следует отметить, что образование газообразных соединений должно влиять на кинетические особенности взаимодействия материалов шихты и может изменять концентрационные условия реакций между компонентами в твердом и полужидком состоянии.

На первом этапе происходят реакции разложения карбонатов с выделением углекислого газа, а также восстановления высших оксидов марганца (рис. 1, а) с образованием газообразного оксида марганца. Сульфиды марганца, кальция и магния не разлагаются (рис. 1, б). В результате взаимодействия кислорода с сульфидами появляется газообразный оксид серы SO_2 , который удаляется из плавильного пространства (рис. 2, а). Поэтому считается, что для максимального удаления серы на первом этапе плавки необходимо создать окислительные условия, которые могут быть сформированы за счет диссоциации высших оксидов, например MnO_2 (рис. 1, а). Кроме кислорода, сера может удаляться из соединений в результате взаимодействия сульфида кальция с высшим оксидом марганца (рис. 2, а).

Фосфиды марганца могут разлагаться с образованием твердого и газообразного фосфора (рис. 1, б). Возникающий при этом марганец может взаимодействовать с оксидом фосфора также с образованием твердого и газообразного фосфора

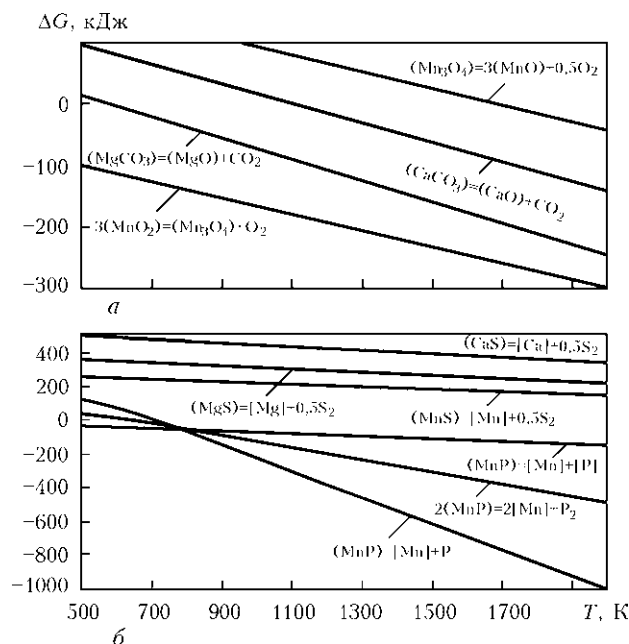


Рис. 1. Изменение энергии Гиббса для реакций диссоциации карбонатов, высших оксидов марганца (а), фосфидов марганца и сульфидов (б)

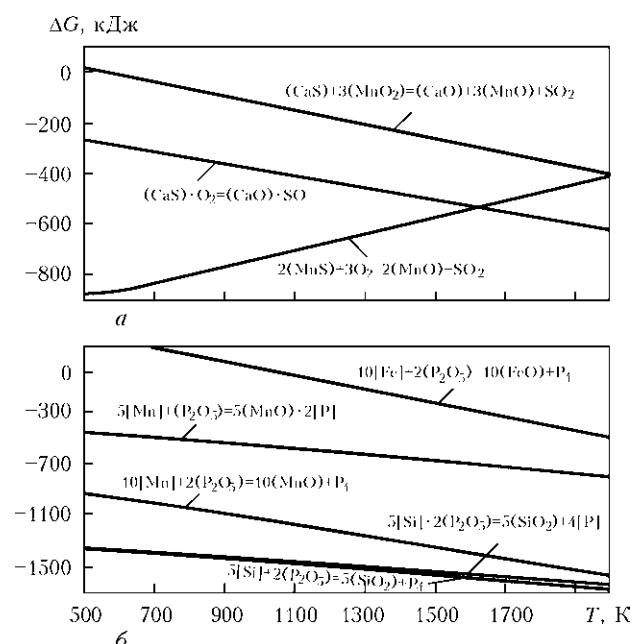


Рис. 2. Изменение энергии Гиббса для реакций образования оксида серы (а) и выделения фосфора (б)

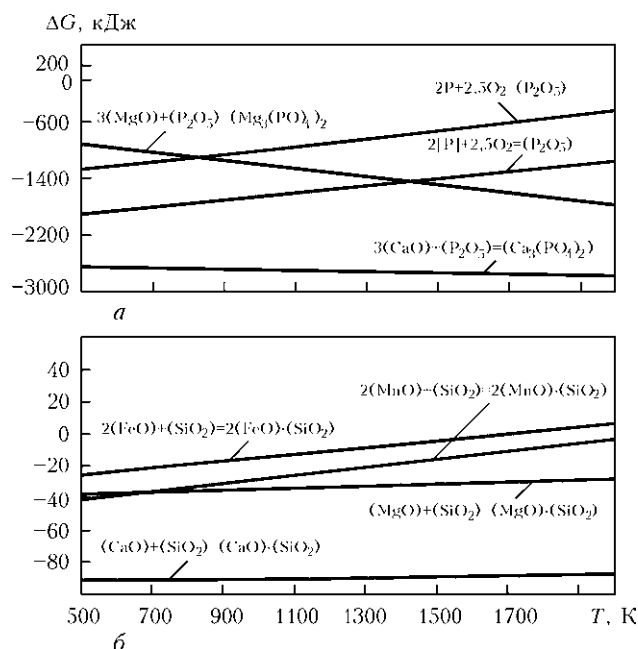


Рис. 3. Изменение энергии Гиббса для реакций образования оксида фосфора и комплексных соединений с оксидом фосфора (а) и оксидом кремния (б)

(рис. 2, б), который также может восстанавливаться другими металлами, например кремнием (рис. 2, б). Однако наличие их на первом этапе плавки маловероятно. Скорее возможна реакция окисления фосфора при взаимодействии с оксидом кремния. Восстановление оксида фосфора железом на этом этапе плавки маловероятно (рис. 2, б).

Исходя из данных расчета можно ожидать, что фосфор, как и сера, должны быть удалены уже на первом этапе плавки. Однако этому процессу препятствуют два взаимосвязанных фактора: в окислительных условиях на первом этапе плавки удаляется сера при реакции взаимодействия твердого и газообразного фосфора с образованием P_2O_5 , который, в свою очередь, вступает в реакцию с оксидами кальция и магния, образуя соответствующие фосфаты (рис. 3, а). В то же время эти оксиды могут образовывать комплексные соединения на основе оксида кремния. Известное свойство оксида кремния образовывать в расплаве кремнекислородные цепочки приводит к тому, что оксид фосфора оказывается связанным в чрезвычайно прочные укрупненные комплексные соединения, которые могут быть удалены из расплава только при создании восстановительных условий. Причем вероятность этих реакций выше (рис. 3, б). Температуру, при которой заканчивается данный этап плавки, условно можно принять порядка 1000...1200 °С (± 50 °С). Процесс расплавления шихты определяется кинетикой процессов газовой выделения и контактного плавления частичек шихты. Именно кинетика этих процессов на данном этапе определяет полноту удаления из расплава газообразных продуктов —

фосфора и оксидов серы. Основным фактором, определяющим окончание этого этапа плавки, является удаление из расплава кислорода и углекислого газа.

Этап флюсообразования (шлакообразования) характеризуется тем, что вся масса шихты превращается в расплав в результате взаимодействия образующихся при контактном плавлении эвтектик с основной массой шихты. При этом гомогенность расплава не достигается [2]. Его масса пронизана большим количеством газовых пузырей и имеет неоднородную структуру. При традиционном ведении процесса плавки на этом этапе в присутствии в шихте оксида кремния продолжается образование термодинамически стабильных комплексных соединений — силикатов кальция, магния, марганца, железа и фосфора (рис. 3, б). Известное свойство оксида кремния образовывать в расплаве кремнекислородные цепочки приводит к тому, что оксид фосфора оказывается связанным в чрезвычайно прочные укрупненные комплексные соединения, которые в дальнейшем при высоких содержаниях оксида кремния в расплаве встраиваются в кремнекислородную решетку шлакового расплава и могут быть удалены из расплава только при создании восстановительных условий. Результаты расчетов показывают, что данные реакции происходят во всем интервале температур, характерных для флюсового расплава, т. е. комплексобразование сопровождает весь процесс выплавки флюса. Именно комплексные соединения не позволяют фосфору удаляться из расплава флюса в процессе выплавки флюсов. При этом обращает на себя внимание, то, что вероятность образования $CaO \cdot P_2O_5$ с повышением температуры возрастает, что затрудняет удаление фосфора из расплава шлака.

Задача удаления фосфора из расплава может быть реализована путем создания определенных концентрационных условий, при которых комплексобразование будет ограничено, например введением оксида кремния (или его части) отдельно от остальных компонентов шихты.

Главным итогом второго этапа, которому соответствует температурный интервал 1200...1270 °С (± 30 °С), является превращение шихты в шлаковый расплав, в котором отсутствуют нерасплавленные частички шихты.

На третьем этапе протекают процессы гомогенизации и дегазации шлакового расплава. Важным требованием к оксидным флюсам для сварки сталей является снижение их окислительной способности по отношению к металлу в реакционной зоне сварки. Поэтому при их изготовлении шлаковый расплав дополнительно раскисляют за счет реакций карботермического восстановления компонентов расплава с углеродом футеровки (в случае электродуговых печей) или добавок коксика

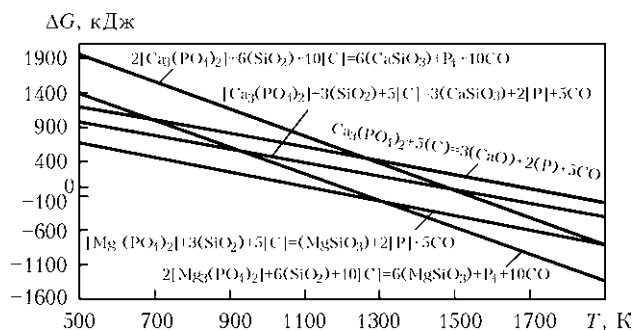


Рис. 4. Изменение энергии Гиббса для реакций восстановления оксидов углеродом

(в случае газопламенных печей). В результате окислительные условия в печи сменяются восстановительными, компоненты флюса взаимодействуют с углеродом, образуя металлическую фазу, содержащую железо, марганец и кремний (рис. 4). Появляющиеся металлы реагируют с оксидом фосфора с образованием газообразного и твердого фосфора (см. рис. 2, б), выводя его из шлакового расплава.

Таким образом, наиболее важной с точки зрения дефосфорации шлакового расплава является реакция перевода фосфора в металлическую фазу, которая реализуется именно на данной стадии процесса. Восстановленный металлами фосфор переходит вместе с другими металлами в металлическую фазу и оседает на поддоне печи. При этом основную роль играют температурные и концентрационные условия протекания данного процесса. С одной стороны, реакции промежуточных оксидов марганца типа Mn_2O_3 имеют большую вероятность, с другой — вероятность реакций восстановления оксидов железа превышает возможность восстановления MnO . Это дает возможность управления процессами потерь марганца в результате перехода его в металлическую фазу. В частности, такое снижение может быть достигнуто за счет полного перевода высших оксидов в низший (MnO) на первом и втором этапе плавки.

Кроме этого, углерод восстанавливает фосфор из комплексных соединений на основе оксидов кальция и магния при наличии оксида кремния (рис. 5). Однако некоторые из этих реакций начинают протекать только после $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, а основная их часть — после $1500\text{ }^{\circ}\text{C}$, т. е. на конечном этапе плавки. Образующийся при этом фосфор оседает на подду печи. В электродуговых печах вероятность реакций увеличивается в приэлектродных областях. Выделяющийся при этом оксид углерода способствует гомогенизации шлакового расплава.

Полнота удаления оксида фосфора из шлакового расплава определяется наличием металлической фазы. Условия плавки можно подобрать, таким образом, что она будет в основном состоять из железа, а переход кремния и марганца будет

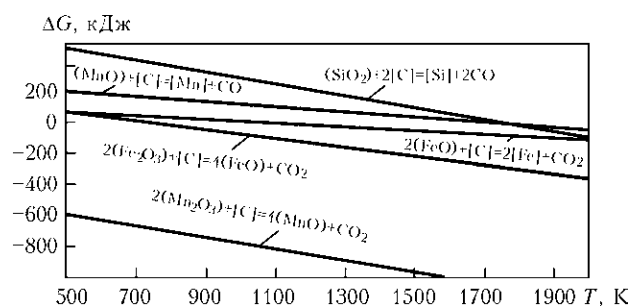


Рис. 5. Изменение энергии Гиббса для восстановления фосфатов углеродом и оксидом кремния

минимальным. Температурный интервал последнего этапа плавки определяется технологическими возможностями дуговых печей. Для газопламенных печей он завершается при температуре $1470\text{ }^{\circ}\text{C} (\pm 10)$, а для флюсоплавильных — при $1800...1900\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Выводы

1. На основе анализа температурно-временных условий плавки сварочных флюсов в электродуговых и газопламенных печах определена возможность применения законов равновесной термодинамики для анализа физико-химических реакций. При этом необходимо учитывать теплоемкость элементов и их соединений, а сам расчет проводить по формуле Улиха.

2. В результате термодинамического анализа реакций компонентов шихты, используемых при изготовлении сварочных флюсов, установлено, что:

— реакции разложения сульфидов не протекают и для их удаления необходимы окислительные условия;

— реакции разложения фосфидов протекают во всем температурном интервале, но в окислительных условиях образуется оксид фосфора, который переходит в трудноудаляемые комплексные соединения;

— при наличии углерода в шлаковом расплаве протекают обменные реакции, в результате которых образуются металлы, восстанавливающие фосфор из оксида до металлического и газообразного состояния, и оксиды этих же металлов, т. е. данная группа реакций взаимосвязана и должна рассматриваться как одна термодинамическая система;

— в результате обменных реакций с участием углерода, оксида кремния и фосфатов, находящихся в комплексных соединениях, на третьем этапе плавки протекают реакции восстановления фосфора с одновременным образованием оксида углерода. На одну молекулу P_4 приходится десять молекул CO , что должно способствовать удалению газообразного фосфора из расплава. Монооксид углерода доокисляется в расплаве шлака,



способствуя снижению окислительной способности готового флюса.

3. Пути управления процессами рафинирования шлаковых расплавов заключаются в следующем:

— создании окислительных условий на начальном этапе плавки за счет введения высших оксидов переменной валентности для перевода серы в газообразные оксиды;

— раздельном введении компонентов шихты, в частности оксида кремния, отдельно от остальной массы шихты для предотвращения образования комплексных соединений в шлаковом расплаве, препятствующих удалению фосфора;

— необходимом совместном введении на заключительной стадии процесса плавки углерода и оксида кремния для разложения фосфатов, находящихся в комплексных соединениях;

— необходимом наличии металлической фазы, образующейся за счет реакций восстановления оксидов железа, марганца и кремния углеродом, для удаления твердого фосфора из шлакового расплава. Причем возможно создание таких концен-

трационных и температурных условий, при которых металлическая фаза будет состоять в основном из железа и фосфора, а переход в нее марганца будет минимальным.

1. Подгаецкий В. В., Люборец И. И. Сварочные флюсы. — Киев: Техніка, 1984. — 167 с.
2. Подгаецкий В. В. Производство флюса АН-3 для автоматической сварки. — Киев, 1947. — 40 с.
3. Термические константы веществ: Справочник в 10 вып. / Под ред. В. П. Глушко. — М.: АН СССР ВИНТИ, 1965–1982. — 6554 с.
4. Термодинамические свойства индивидуальных веществ / Отв. ред. В. П. Глушко.: В 4 т. — М.: Наука, 1978. — 4000 с.
5. Казачков Е. А. Расчеты по теории металлургических процессов. — М.: Металлургия, 1988. — 288 с.
6. Сырьевая и топливная база черной металлургии / Л. И. Леонтьев, Ю. С. Юсфин, Т. Я. Малышева и др. — М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. — 304 с.
7. Залкин В. М. Природа эвтектических сплавов и эффект контактного плавления. — М.: Металлургия, 1987. — 152 с.
8. Савин В. С., Михалева О. В., Зубова Ю. А. Диффузия атомов из жидкой фазы в твердую при контактном плавлении // Журн. техн. физики. — 2007. — 33, вып. 10. — С. 27–32.

Applicability of equilibrium thermodynamic laws for analysis of physico-chemical reactions was established proceeding from analysis of temperature-time conditions of melting of welding fluxes in electric-arc and open gas furnaces. Thermodynamic analysis of reactions of charge components used in welding flux manufacture was conducted. Techniques to control the processes of slag melt refining are determined.

Поступила в редакцию 10.07.2012

НОВАЯ КНИГА

В издательстве МГТУ им. Н. Э. Баумана вышло в свет учебное пособие М. А. Кузьмина, Д. Л. Лебедева, Б. Г. Попова «Расчеты на прочность элементов многослойных композитных конструкций».

Данное пособие из серии «Прочность, жесткость, устойчивость элементов конструкций. Теория и практикум» содержит описание методов расчета на прочность стержневых конструкций, пластин и оболочек с использованием метода конечных элементов. Приведены формулировки и алгоритмы решения задач статики, динамики, устойчивости и теплопроводности. Представлены примеры решения практических задач.

Предназначено для студентов высших учебных заведений, а также аспирантов, преподавателей и проектировщиков.





УДК 621.791:621.43/.75

РЕМОНТНАЯ СВАРКА ПРОМЕЖУТОЧНЫХ КОРПУСОВ АВИАДВИГАТЕЛЕЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА МЛ10 С ПРИМЕНЕНИЕМ ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Академик НАН Украины **Л. М. ЛОБАНОВ**, **Н. А. ПАЩИН**, канд. техн. наук,
А. В. ЧЕРКАШИН, **Г. И. ТКАЧУК**, инженеры, **В. В. САВИЦКИЙ**, **О. Л. МИХОДУЙ**, кандидаты техн. наук,
К. В. ШИЯН, **В. К. ЛЕВЧУК**, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
В. В. ЖЫГИНАС, **А. П. ЛЯЩЕНКО**, инженеры (ГП Завод № 410 Гражданской авиации, г. Киев)

Разработана технология ремонтной сварки повреждений промежуточного корпуса авиадвигателя из магниевого сплава МЛ10, включающая электродинамическую обработку сварных швов с целью снижения уровня остаточных сварочных напряжений. Экспериментально установлено, что обработка практически устраняет остаточные напряжения в шве. Причем при зарядном напряжении до 200 В за рабочую смену оператор электродинамической обработки может выполнить не более 1100 актов электродинамического воздействия, а при напряжении 500 В — не более 100, что полностью удовлетворяет требованиям производственного цикла ремонтной сварки промежуточного корпуса авиадвигателя.

Ключевые слова: аргонодуговая ремонтная сварка, электродинамическая обработка, магниевый сплав, корпуса авиадвигателей, напряженность магнитного поля, импульсный ток, зарядное напряжение, емкость конденсаторов, сварочные напряжения, эффективность обработки

Развитие современных технологий ремонта авиационной техники связано с поиском новых путей увеличения ресурса работы металлических конструкций из жаропрочных магниевых сплавов, восстановленных ремонтной сваркой. При этом одной из причин уменьшения эксплуатационного ресурса летательных аппаратов являются остаточные сварочные напряжения в ремонтных швах, негативно влияющие на сопротивление усталости, коррозионную стойкость и остаточные формоизменения конструктивных элементов самолета. Это вызывает необходимость исследования прогрессивных способов регулирования напряженного состояния сварных соединений, одним из которых является обработка импульсами электрического тока [1, 2].

Методом реализации воздействия импульсного тока на металлы является электродинамическая обработка (ЭДО), основанная на инициировании в материале электродинамических сил, возникающих при прохождении в обрабатываемом материале разряда тока [3]. Подробно механизмы электродинамического воздействия на обрабатываемый материал при ЭДО изложены в работе [4].

Одним из конструктивных элементов самолета, при ремонте повреждений которого используется сварка, является промежуточный корпус

авиадвигателя (ПКА). Назначение ПКА — крепление авиадвигателя на крыле самолета и термоизоляция конструктивных элементов планера от термического воздействия работающего двигателя. Внешний вид ПКА в сборе с двигателем Д-36 представлен на рис. 1, а. Условия эксплуатации ПКА определяют высокие требования к характеристикам усталостной и статической прочности конструкции при высоких (до 400 °С) температурах, а также к ее размерной стабильности, определяющей аэродинамические и тяговые характеристики двигателя Д-36. Исходя из этого статическая и усталостная прочности ремонтных сварных соединений ПКА должны соответствовать механическим характеристикам основного металла, а уровень остаточных сварочных напряжений — минимальным. Таким образом, представляется целесообразным оценить возможности ЭДО для снижения уровня остаточных сварочных напряжений в ремонтных швах ПКА.

Целью настоящей работы является разработка технологии ремонтной сварки повреждений ПКА с применением ЭДО.

ПКА представляет собой крупногабаритную литую конструкцию из магниевого сплава МЛ10 (рис. 1, б), которая состоит из наружной 1 и внутренней 2 цилиндрических обечаек, сопряженных между собой ребрами жесткости — стойками 4. Одной из конструктивных особенностей стоек является наличие в них внутренних полостей, по которым циркулирует охлаждающая жидкость, предназначенная для минимизации термического

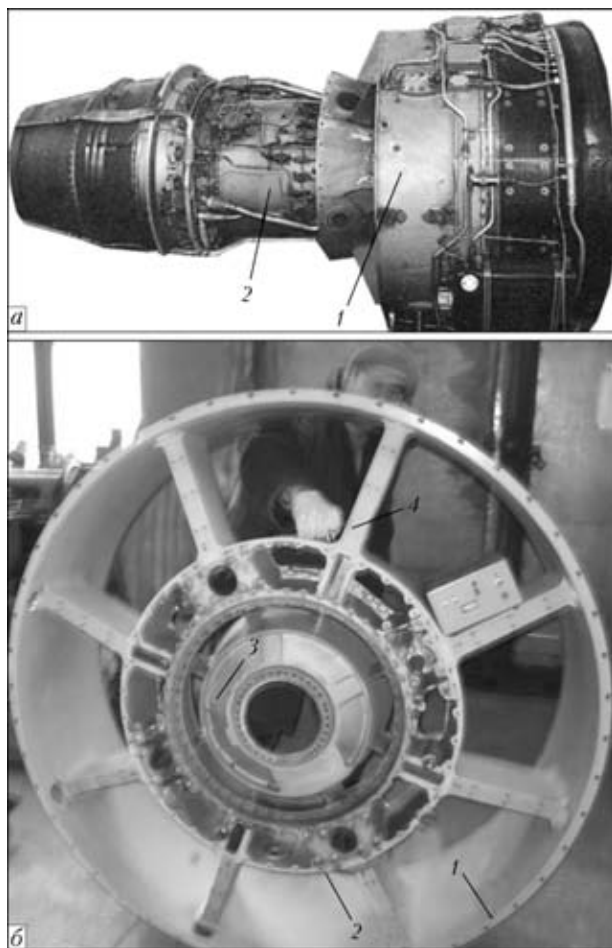


Рис. 1. Внешний вид ПКА (1) в сборе с авиадвигателем Д-36 (2) (а) и ПКА (б): 1–4 — см. в тексте

влияния работающего двигателя на ПКА. Наружная обечайка предназначена для монтажа ПКА на крыле самолета, а внутренняя — для крепления авиационного двигателя 3.

Наиболее характерными повреждениями ПКА (рис. 2), устраняемыми ремонтной сваркой, являются усталостные трещины, нарушающие целостность стоек в местах их сопряжения с наружной и внутренней обечайками (рис. 2, шов № 1, вид А). Реже встречается образование усталостных трещин на наружной поверхности внешней обечайки в зоне усиления под фланец трубопровода охлаждения (рис. 2, шов № 2, разрез А–А) и на усилении под систему крепления ПКА к крылу. Конструктивно узел крепления ПКА к крылу подобен представленному на разрезе А–А. Результатом приведенных эксплуатационных дефектов являются частичная потеря несущей способности конструкции и нарушение герметичности охлаждающих полостей ПКА.

Ремонт повреждений ПКА осуществляли с использованием ручной одно- и многопроходной аргонодуговой сварки неплавящимся электродом (АДС НЭ) в среде защитного газа на следующих режимах: $U_{\text{д}} = 20 \text{ В}$, $v_{\text{св}} = 1,5 \text{ мм/с}$. В качестве защитного газа использовали чистый аргон марки

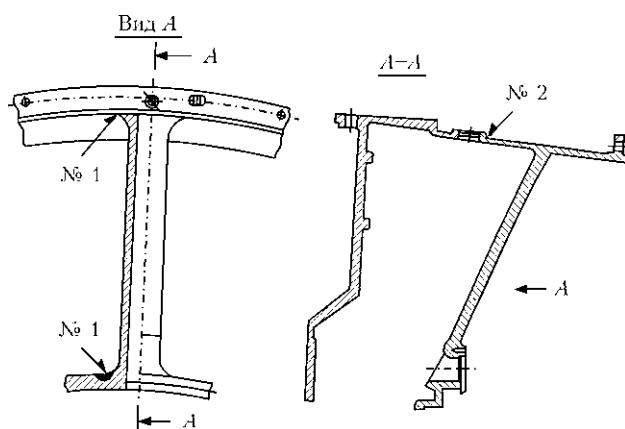


Рис. 2. Схема расположения ремонтных швов при эксплуатационных повреждениях ПКА в зоне сопряжения стойки с внешней и внутренней обечайками (швы № 1) и в зоне крепления трубопровода охлаждения (швы № 2)

А, рекомендуемый для сварки герметичных соединений, к которым относятся швы № 1 и 2 (расход аргона 0,25...0,30 л/с). Ремонт стойки (рис. 2, шов № 1) осуществляли при токе 200...350 А за пять проходов, ремонт усиления под охлаждающую магистраль (рис. 2, шов № 2) — при токе 200...250 А за два прохода. Подготовку соединений под сварку проводили механической зачисткой с обеих сторон ремонтного соединения на ширину 15...30 мм с помощью стальной щетки (диаметр нержавеющей проволоки до 0,2 мм) и шабрением. Временной промежуток между механической зачисткой и сваркой не превышал 24 ч. Использовали присадочные прутки марки МЛ9 диаметром 6 мм, поверхность которых перед сваркой обрабатывали химическим травлением. Разделку кромок трещин выполняли с углом раскрытия 50...70°, с радиусом в корне более 3 мм до остаточной толщины 0,3...0,5 мм. АДС НЭ выполняли с сопутствующим местным подогревом зоны сварки, который реализовывали посредством наложения на основной металл специализированных нагревательных элементов на базе электрических тэнов. Температура нагрева составляла 150...200 °С. Первый проход выполняли на минимальном токе с выходом начального и концевых участков ремонтного шва на основной металл. При этом обеспечивали плавный переход от наплавленного металла к основному с заваркой кратера в режиме плавного гашения дуги. При вынужденной остановке процесса сварки из-за замены присадочного прутка выполняли перекрытие ранее наложенного шва на 20...30 мм. Поверхность перекрытия предварительно зачищали механическим путем.

Наличие остаточных напряжений в ремонтных швах ПКА в ряде случаев вызывает необходимость проведения послесварочной термообработки изделия в крупногабаритных электропечах, что является достаточно энергозатратной операцией.

Применение термообработки необходимо, когда проводится ремонтная сварка более двух поврежденных ПКА. В то же время имеют место случаи, когда восстановлению подлежит единственный дефект незначительной глубины и протяженности. Тогда применение общей термообработки не целесообразно. Практика применения послесварочного местного нагрева ремонтного шва посредством тэнов, используемых для сварки, показала низкую эффективность в результате высокой теплопроводности сплава МЛ10. Применение ЭДО позволит снизить не только уровень остаточных напряжений в ремонтных швах малой протяженности без использования термообработки, но и заменить ее в перспективе, что снизит себестоимость восстановления ПКА. Следует отметить, что по результатам испытаний на статическое растяжение ЭДО не оказывает отрицательного влияния на механические характеристики ремонтных сварных соединений ПКА.

Влияние ЭДО на распределение остаточных напряжений, возникающих при двухпроходной наплавке шва № 1, изучали на образцах размером 350×200×8 мм. Перед выполнением наплавки по длине сварного шва ручной фрезой проводили надрез длиной, шириной и глубиной соответственно 200, 1,6...2,0 и 8...10 мм с последующей разделкой кромок по методике, изложенной выше. С целью воспроизведения операций ремонтной сварки ПКА по надрезанному участку выполняли двухпроходную сварку на режиме, приведенном выше. При этом геометрические характеристики наплавленного шва соответствовали параметрам ремонтного соединения, выполняемого на ПКА в заводских условиях.

Исследование влияния ЭДО на значение и распределение остаточных напряжений при выполнении шва № 2 проводили на образцах размерами 300×200×8 мм, содержащих элементы усиления под фланец трубопровода охлаждения, представленного на рис. 3 (разрез А–А). Перед наплавкой между бобышками выполняли надрез длиной, шириной и глубиной соответственно 50, 1,6...2,0 и 8...10 мм, имитирующий разрушение, разделку которого выполняли аналогично шву № 1. С целью имитации ремонтной сварки, проводимой при восстановлении повреждения, выполняли однопроходную наплавку длиной 50 мм между бобышками на режиме, указанном выше. После наплавки валика и полного остывания образцов выполняли ЭДО сварных соединений образцов на режимах, представленных в табл. 1.

Обработку сварных соединений выполняли вдоль продольной линии сварного шва в направлении от середины к краям.

Перед выполнением АДС НЭ на поверхности образцов методом электронной спекл-интерферометрии проводили оценку начального уровня на-

пряжений в сплаве МЛ10. После сварки перед выполнением и после ЭДО определяли значения продольной составляющей σ_{xx} остаточных напряжений в зоне ремонтных швов. По результатам сопоставления параметров напряженного состояния до и после ЭДО оценивали эффективность обработки.

Оценка начального напряженного состояния на поверхности образцов сплава МЛ10 до сварки показала, что распределение напряжений на их внешней поверхности имело равномерный характер, а значения σ_{xx} находились в диапазоне 4...6 МПа.

Проводили ЭДО образцов с наплавленными швами № 1 и 2 сериями из пяти токовых разрядов на режимах, соответствующих зарядному напряжению $U = 200$ и 500 В. Обработывали участки на поверхности наплавленных валиков, на которые воздействовали импульсами тока с текущим контролем изменения σ_{xx} в зоне ЭДО. Начальные и конечные участки швов длиной 10 мм, в которых значения начальных напряжений минимальны, обрабатывали на режиме № 1, а остальные поверхности валиков — на режиме № 2 из табл. 1.

Начальные значения σ_{xx} в металле однопроходного шва № 2 до и после обработки составляли соответственно 120 и 20 МПа. Начальный уровень σ_{xx} в двухпроходном шве № 1 до обработки был ниже и составлял 87 МПа. Это вызвано местным отпуском наплавленного первым проходом металла шва после выполнения второго прохода. После ЭДО значения σ_{xx} в измеряемой зоне не превышали 6,5 МПа, что сопоставимо с уровнем напряжений в основном металле до наплавки. Изменения значений σ_{xx} в швах № 1 и 2 в зависимости от количества импульсов тока n представлены на рис. 3, из которого видно, что максимальная эффективность электродинамического воздействия достигается после первого токового разряда ($n = 1$), что позволяет снижать начальные значения σ_{xx} более чем на 50 %.

По результатам экспериментов, проведенных на фрагментах ПКА, можно сделать вывод, что ЭДО ремонтных наплавов в зоне характерных повреждений конструкции позволяет снизить уро-

Таблица 1. Режимы ЭДО сварных соединений магниевого сплава МЛ10 (емкость накопителя $C = 6600$ мкФ, скважность разрядов $t_c = 60$ с)

Номер режима ЭДО	Напряжение заряда U , В	Ток заряда* I , А	Давление электрода* P , Н	Время разряда* t_p , мс
1	200	1195	2792	1,2
2	500	3080	20461	1,6

* Методика определения параметров ЭДО изложена в работе [4].

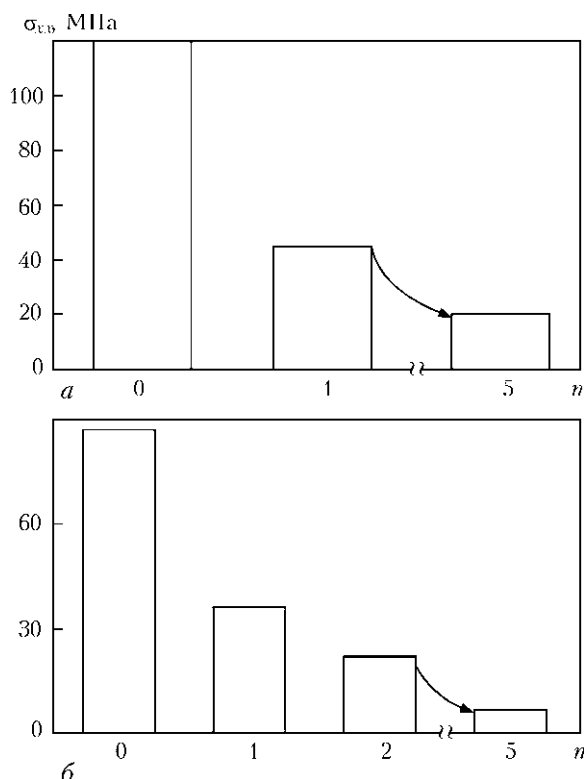


Рис. 3. Изменение значений напряжений $\sigma_{сх}$ в одно- № 1 (а) и двухпроходном № 2 (б) швах в зависимости от количества токовых разрядов n

вень начальных сварочных напряжений практически до уровня основного металла.

Проводили ЭДО натурных ПКА в местах ремонтной наплавки на участках повреждения стойки (см. рис. 1, б) и усиления под фланец крепления трубопровода охлаждения (рис. 4). ЭДО выполняли на режимах, представленных в табл. 1 в последовательности, соответствующей обработке натурных образцов. В течение цикла ЭДО регистрировали уровень начальных напряжений до и после наплавки, а также после ЭДО. Анализ текущих измерений параметров напряженного состояния ремонтных наплавок позволяет заключить, что после ЭДО уровень напряженного состояния в ремонтных наплавках близок к уровню основного металла ПКА.

Следует отметить, что ручной инструмент для ЭДО (рис. 4) обеспечивает доступ к ремонтным швам ПКА во всех пространственных положениях. Источник питания для ЭДО, масса которого не превышает 3 кг, является достаточно компактным, что позволяет размещать его на поверхности обрабатываемой конструкции в зоне действия оператора ЭДО. При этом операторы ЭДО подвержены воздействию импульсных электромагнитных полей. Это связано с тем, что инструмент, являющийся источником магнитного излучения, в процессе ЭДО находится в прямом контакте с рукой оператора. При этом показатели напряженности H магнитного поля (МП) не дол-



Рис. 4. ЭДО ПКА в зоне ремонтной наплавки усиления под фланец крепления трубопровода охлаждения стойки: 1 — усиление под фланец; 2 — ручной инструмент для ЭДО; 3 — источник питания для ЭДО

жны превышать предельно допустимые уровни (ПДУ), регламентируемые «Державними санітарними нормами та правилами при роботі з джерелами електромагнітних полів» (ДСН 3.3.6.096–2002). Определение параметров МП, соответствующих режимам обработки ПКА, является актуальной задачей, связанной с обеспечением мер производственной безопасности операторов ЭДО.

Основным источником МП является плоский индуктор, входящий в состав рабочего инструмента [4]. Амплитудное значение напряженности МП на рабочем месте оператора ЭДО зависит от импульсного тока, размеров и формы разрядного контура, а также расстояния между исполнителем и источником поля. При этом такие источники МП, как разрядный контур и блок емкостных накопителей, ввиду малых значений магнитного излучения не рассматривались.

На основании анализа амплитудно-частотных характеристик импульсов тока, применяемых при ЭДО [4], условия излучения МП при ЭДО относятся к нижнему пределу радиочастотного диапазона. Это позволило выделить диапазон частот от 1 до 10 кГц, в котором необходимо определять уровень МП, соответствующий электродинамическим воздействиям с зарядным напряжением 200...500 В.

Источником излучения МП являлся плоский индуктор, а в качестве зоны, максимально приближенной к источнику МП, выбрали кисть руки

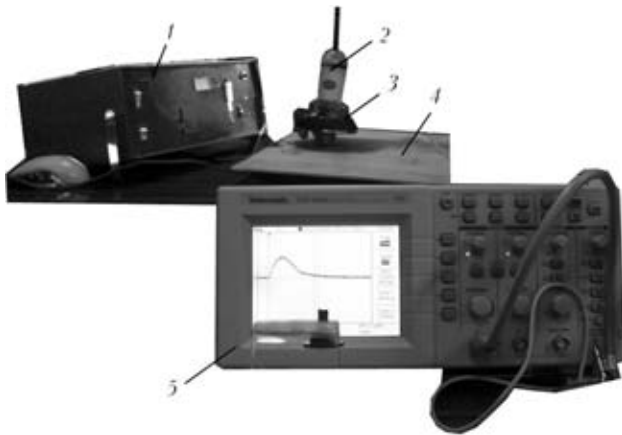


Рис. 5. Комплекс ГФИ-1 для измерения напряженности импульсного МП при ЭДО: 1 — источник питания для ЭДО; 2 — датчик Холла; 3 — плоский индуктор; 4 — образец сварного соединения; 5 — регистратор напряженности МП

оператора, расположенную на расстоянии 70 мм от индуктора.

Для оценки параметров МП использовали пластину с наплавленным валиком из сплава МЛ10.

Напряженность H импульсного МП определяли с помощью аппаратного комплекса ГФИ-1 (датчик Холла), аналоговый сигнал которого регистрировал осциллограф ТДС-1002 с функцией преобразования Фурье. Аттестованный датчик и осциллограф обеспечивали измерения спектра напряженности МП H от 8 до 16000 А/м. Амплитудные значения импульсного тока регистрировали с использованием пояса Роговского по методике, изложенной в работе [4]. Исследовали три диапазона частот МП при разряде емкостного накопителя: 0...5, 50...1000 и 1000...10000 Гц. Значения зарядного напряжения емкостного накопителя энергии, при котором проводили измерения напряженности МП H , принимали равными 200

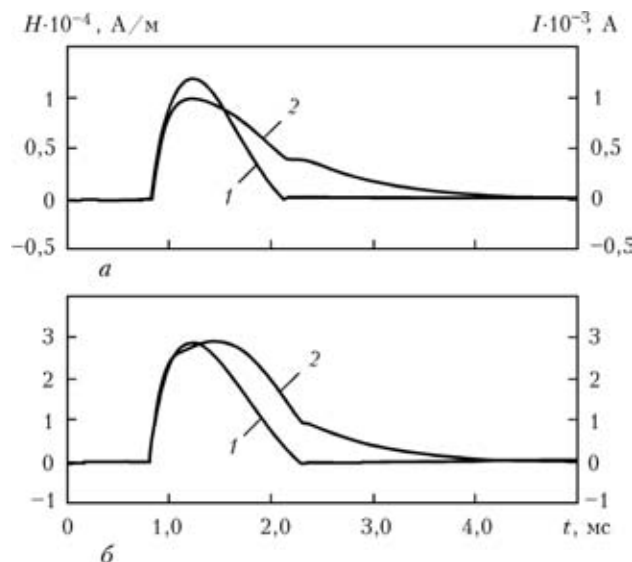


Рис. 6. Амплитудные значения импульсного тока I (1) и напряженности магнитного поля H (2) при зарядном напряжении 200 (а) и 500 (б) В

Таблица 2. Спектральный состав и относительная энергетическая нагрузка МП при ЭДО ПКА (время разряда $t_p = 0,0022$ с)

Зарядное напряжение U , В	ОЭН МП			Допустимое время разряда $t_{\text{доп}}$, с	Допустимое количество разрядов $n_{\text{доп}}$
	Диапазон частот, Гц				
	0...5	50...1000	1000...10000		
200	0,64	4197	1705	2,45	1100
500	8,35	51968	13426	0,22	100

и 500 В, что обеспечивает энергию заряда соответственно 300 и 800 Дж и близко к параметрам ЭДО, используемым при обработке ремонтных швов ПКА. Датчик Холла крепили на внешней поверхности индуктора в зоне расположения руки оператора (рис. 5), что позволило изучать параметры горизонтальной и вертикальной составляющих H магнитного потока при ЭДО. Регистрацию значений H проводили в процессе одиночного разряда емкостного накопителя через индуктор, установленный на образец сварного соединения (рис. 5).

Значения импульсного тока I и вертикальной составляющей напряженности H импульсного МП при ЭДО с зарядным напряжением 200 и 500 В представлены на рис. 6. Следует отметить, что соотношение значений напряженности H в вертикальной и горизонтальной плоскостях равно 10/1, что позволяет не учитывать последнюю при расчетах характеристик МП.

Установлено, что амплитудные значения I при $U = 200$ и 500 В соответственно равны 1200 и 3000 А, а время протекания тока не превышает 1,4 мс (рис. 6, кривые 1). Амплитудные значения H при аналогичных значениях U соответственно равны 10000 и 30000 А/м, а период воздействия МП составляет 2,2 мс (рис. 6, кривые 2). Следует отметить, что при сопоставлении кривых 1 и 2, отражающих соотношение значений импульсного тока и напряженности МП за период токового разряда, видно, что при затухании I до нулевых значений в измеряемой зоне регистрировали остаточный магнитный поток, период действия которого составляет 0,75...0,9 мс. В момент достижения I нулевых значений напряженность H остаточного МП при $U = 200$ и 500 В составляла соответственно 4000 и 10000 А/м. Наличие МП после прекращения действия тока в разрядном контуре можно объяснить остаточной намагниченностью плоского индуктора, а также протеканием затухающего тока в диске из неферромагнитного материала, входящего в состав рабочего инструмента.

На основании полученных данных провели расчетную оценку относительной энергетической нагрузки (ОЭН) в исследуемом спектре частот МП, которую выполняли по методике [5]:



$$\text{ОЭН} = \frac{H_m}{\text{ПДУ}}, \quad (1)$$

где H_m — напряженность МП, А/м (показания датчика Холла); ПДУ — данные стандарта ДСН 3.3.6.096–2002.

Время работы оператора t_o задавали восьми-часовой рабочей сменой, что составляет 28 800 с. Полный период действия t_p импульсного МП, как показано на рис. 6, а, составлял 2,2 мс для всех исследуемых значений зарядного напряжения.

Допустимые значения экспозиции оператора $t_{\text{доп}}$ и количество включений инструмента $n_{\text{доп}}$ в исследуемом МП вычисляли по методике [5]:

$$t_{\text{доп}} = \frac{t_o}{2 \sum \text{ОЭН}}, \quad (2)$$

$$n_{\text{доп}} = \frac{t_{\text{доп}}}{t_p}. \quad (3)$$

Из данных расчета параметров МП, представленных в табл. 2, можно заключить, что при зарядном напряжении до 200 В за рабочую смену оператор ЭДО может выполнить не более 1100 актов электродинамического воздействия, а при напряжении 500 В — не более 100.

При этом количество электродинамических воздействий на одно изделие не превышает 20...30 разрядов. Таким образом, производственный цикл восстановления ПКА, включающий ЭДО, обеспечивает безопасные условия работы операторов ЭДО при условии заряда емкостного накопителя до максимального значения напряжения в 500 В.

The technology was developed for repair welding of damages in air engine intermediate cases (AEIC) of magnesium alloy ML10. The technology comprises electrodynamic treatment (EDT) of the welds aimed at reducing the level of residual welding stresses. It was experimentally proved that the treatment provides elimination of residual stresses in the welds. At a charging voltage of up to 200 V per shift the EDT operator can perform maximum 1100 electrodynamic actions, and at 500 V — maximum 100 actions, which fully meets requirements of the production cycles of repair welding of AEIC.

Выводы

1. Разработана технология ремонтной сварки повреждений ПКА из магниевого сплава МЛ10, включающая ЭДО сварных швов с целью снижения уровня остаточных сварочных напряжений.

2. По результатам ЭДО натуральных фрагментов ПКА с характерными повреждениями изделия, восстановленными ремонтной сваркой, установлено, что ЭДО позволяет устранить остаточные напряжения в шве.

3. Разработана экспериментальная методика, на базе которой исследовано влияние зарядного напряжения на напряженность магнитного поля при ЭДО сварных соединений магниевого сплава МЛ10.

4. Установлено, что при зарядном напряжении до 200 В за рабочую смену оператор ЭДО может выполнить не более 1100 актов электродинамического воздействия, а при напряжении 500 В — не более 100, что обеспечивает производственный цикл ремонтной сварки ПКА из магниевого сплава МЛ10.

1. Степанов Г. В., Бабуцкий А. И. Моделирование релаксации напряжений при действии импульсного электрического тока высокой плотности // Пробл. прочности. — 2007. — № 2. — С. 113–120.
2. Антонов Ю. А., Разозин Ю. И. Импульсный метод снятия остаточных напряжений // Физ. и хим. обработки материалов. — 2001. — № 3. — С. 91–95.
3. Лобанов Л. М., Пащин Н. А., Логинов В. П. Влияние электродинамической обработки на напряженное состояние сварных соединений алюминиевого сплава АМг6 // Автомат. сварка. — 2007. — № 6. — С. 11–13.
4. Эффективность электродинамической обработки алюминиевого сплава АМг6 и его сварных соединений / Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, А. В. Черкашин и др. // Там же. — 2012. — № 1. — С. 3–7.
5. Левченко О. Г. Охорона праці в зварювальному виробництві. — К.: Основа, 2010. — 240 с.

Поступила в редакцию 20.07.2012

МЕТОДИКА РАСЧЕТА РАЗМЕРОВ СОПЕЛ ПРИ СВАРКЕ С ДВУМЯ РАЗДЕЛЬНЫМИ СТРУЯМИ ГАЗА

В. М. БЕЛОКОНЬ, канд. техн. наук, **А. О. КОРОТЕЕВ**, инж.
(ГУВПО «Белорусско-Российский университет», г. Могилев, Республика Беларусь)

Показаны преимущества процесса сварки без коротких замыканий с двойной газовой защитой зоны горения дуги. Дуга защищается аргоном, а сварочная ванна углекислым газом, подаваемыми с помощью двух, концентрично расположенных сопел. Проведен расчет радиуса сварочной дуги в ее наибольшем сечении. Расчет длины сварочной ванны позволяет определить диаметр сопла для подачи углекислого газа. Применение повышенных режимов сварки требует увеличения диаметра сопел, рассчитать которые можно по аналогичной методике.

Ключевые слова: дуговая сварка, плавящийся электрод, защитные газы, отдельные струи, размер сопел, методика расчета

Сварка в защитных газах находит широкое применение при производстве разнообразных конструкций. При этом предпочтение часто отдается сварке в среде углекислого газа или его смеси с кислородом, аргоном и пр. Перспективным способом представляется сварка без коротких замыканий с двойной газовой защитой: сварочная дуга защищается аргоном, а металл шва — углекислым газом. Способ позволяет существенно снизить потери на разбрызгивание электродного металла, затраты труда на зачистку околошовной зоны от брызг, затраты на защитный газ [1–4].

Многими отечественными и зарубежными исследователями опытным путем определены основные параметры каждой из струй защитного газа и даны рекомендации по выбору размеров сопел сварочных горелок [5 и др].

Целью настоящей работы является разработка методики расчета и определения размеров сопел (для аргона и углекислого газа) при сварке в двух радиальных струях защитных газов на обратной полярности тока.

Сварка плавящимся электродом в качестве источника энергии использует электрическую дугу, состоящую из трех областей: анодной, катодной и столба. Анодная и катодная области имеют малые размеры. При сварке в аргоне анодное пятно может занимать всю торцевую поверхность электрода и переходить на его боковую поверхность. При этом перенос электродного металла осуществляется в виде мелких капель или струи, что благоприятно влияет на процесс переноса электродного металла, снижая разбрызгивание и набрызгивание.

При сварке в двух концентричных газовых потоках обеспечить процесс сварки, связанный с по-

ложительным эффектом горения дуги в аргоне, можно при защите аргоном катодной и анодной областей, а также столба дуги.

При ряде допущений, учитывая, что сварочная дуга горит в парах железа (при сварке сталей), разумной идеализацией, достаточно близкой к практике и не нарушающей основных физических представлений, является приведение столба дуги к однородному каналу, в пределах которого температура и ток распределены равномерно. Принятая схема известна как «канальная» модель столба дуги и приведена на рис. 1 [6, 7]. Согласно этой модели средняя плотность тока в дуге определяется по сечению с эффективным радиусом $r_{эф}$.

Средняя плотность тока в соответствии с «канальной» моделью определяется по формуле

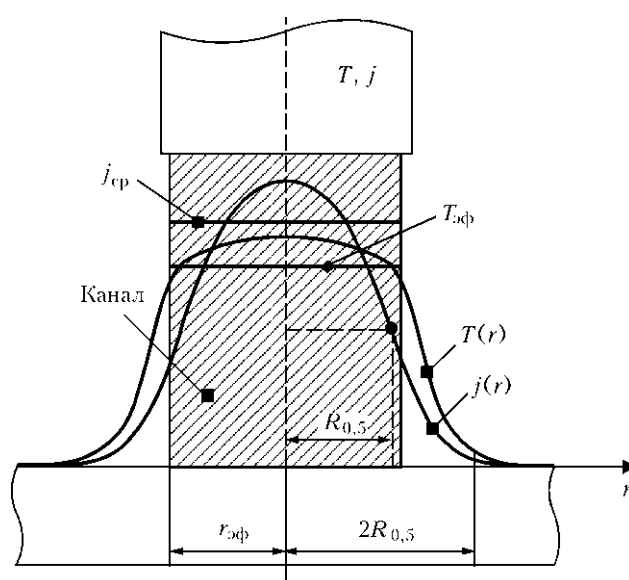


Рис. 1. Схема «канальной» модели столба дуги: $r_{эф}$ — эффективный радиус дуги; j_{cp} — средняя плотность тока дуги; T — средняя эффективная температура дуги; $R_{0,5}$ — условный радиус столба дуги

$$j_{\text{ср}} = 5,5 \cdot 10^{-8} \frac{U_i^{38/12} a^{2/3}}{g_e^{2/3} I_d^{1/3}}, \quad (1)$$

где U_i — потенциал ионизации паров металла, равный 7,87 В; a — отношение статических весов ионов и атомов паров железа ($a^2 = 12/5$); g_e — сечение столкновения атомов с электронами при сварке в аргоне, равное $35 \cdot 10^{-20} \text{ м}^2$; I_d — ток сварочной дуги, А.

Эффективный радиус столба дуги

$$r_{\text{эф}} = \frac{\sqrt{I_d}}{\pi j_{\text{ср}}} = \frac{2,4 \cdot 10^3 I_d^{2/3} g_e^{1/3}}{U^{19/12} a^{1/3}}. \quad (2)$$

Весь ток дуги согласно «каналовой» модели протекает по сечению с радиусом R , определяемым по формуле

$$R = 2R_{0,5}, \quad (3)$$

где $R_{0,5}$ — условный радиус дуги, который связан с эффективным радиусом соотношением

$$r_{\text{эф}} = 1,4R_{0,5}. \quad (4)$$

Решая совместно выражения (2)...(4), получаем

$$R = \frac{3,4 \cdot 10^3 I_d^{2/3} g_e^{1/3}}{U^{19/12} a^{1/3}}. \quad (5)$$

Результаты расчета эффективного и действительного радиуса столба дуги в зависимости от силы сварочного тока, представленные на рис. 2, показывают, что для полной защиты сварочной дуги аргоном от окружающей среды на нормальных режимах сварки (до 450 А) достаточно иметь внутреннее сопло, подающее струю аргона диаметром около 9 мм ($R = 4,5$ мм). Для режимов сварки (≥ 450 А) необходимо увеличить диаметр сопла.

Очевидно, что защиты только сварочной дуги для получения качественного сварного шва не-

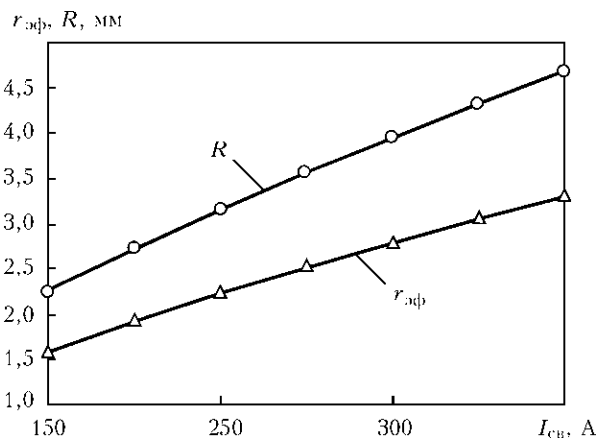


Рис. 2. Зависимость эффективного $r_{\text{эф}}$ и действительного R радиусов столба дуги в зависимости от силы сварочного тока

достаточно. Необходимо обеспечить защиту поверхности расплавленного металла сварочной ванны от взаимодействия с атмосферой.

Сварочная ванна состоит из характерных зон. Центральная зона включает головную часть сварочной ванны и часть хвостовой. Поперечное сечение центральной активной зоны, по некоторым источникам, совпадает с шириной шва [8]. В действительности она несколько меньше.

Ширину шва можно определить по следующей формуле [9, 10]:

$$b = 2 \sqrt{\frac{2q}{\pi \epsilon \gamma v_{\text{св}} T}}, \quad (6)$$

где q — эффективная тепловая мощность дуги, равная $\eta I_d U_d$; U_d — напряжение на дуге, В; η — КПД, равный 0,8; $\epsilon \gamma$ — объемная теплоемкость, равная $4,8 \text{ Дж}/(\text{см}^3 \cdot \text{К})$; $v_{\text{св}}$ — скорость сварки, м/ч; T — температура плавления стали, К.

Формулу (6) также можно использовать для расчета поперечного размера активной зоны сварочной ванны. Для этого в этой формуле следует принять температуру, равную температуре испарения металла. Результаты расчетов показывают, что размер активной зоны практически совпадает с действительным размером сечения столба дуги, рассчитанным по формуле (5), через которое проходит весь ток дуги. Отклонение составляет не более 5...10 %. Результаты расчета ширины шва и поперечного размера активной зоны сварочной ванны представлены в табл. 1 и 2.

Длина сварочной ванны определяется по формуле [10]

Т а б л и ц а 1. Ширина шва и активной зоны при сварке проволокой диаметром 1,2 мм

Сварочный ток, А	Напряжение на дуге, В	Ширина шва, мм	Ширина активной зоны, мм	Размер активной зоны $2R$ по формуле (5), мм
250	27	7,33	5,62	6,3
300	30	8,47	6,49	7,12
350	35	9,88	7,57	7,89
400	38	11,01	8,43	8,63

Т а б л и ц а 2. Ширина шва и активной зоны при сварке проволокой диаметром 1,6 мм

Сварочный ток, А	Напряжение на дуге, В	Ширина шва, мм	Ширина активной зоны, мм	Размер активной зоны $2R$ по формуле (5), мм
250	28	7,46	5,72	6,3
300	31	8,6	6,59	7,12
350	33	9,6	7,35	7,89
400	35	10,55	8,1	8,63
450	37	11,51	8,83	9,33

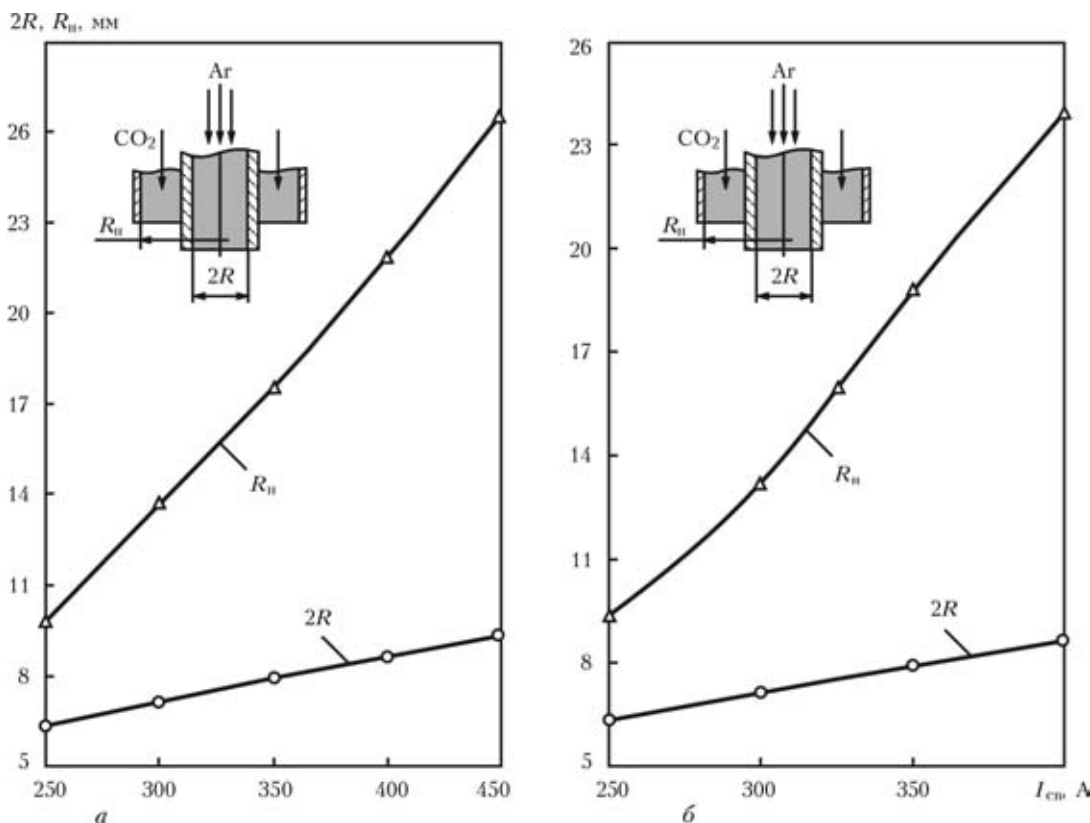


Рис. 3. Зависимость размеров сопел горелки от сварочного тока при сварке проволокой диаметром 1,2 (а) и 1,6 мм (б)

$$L = \frac{q}{2\pi\lambda T} \quad (7)$$

где λ — коэффициент теплопроводности стали, равный 47 Вт/(м·К).

Радиус наружного сопла для подачи углекислого газа с учетом защиты поверхности сварочной ванны от взаимодействия с атмосферой может быть рассчитан по следующей формуле:

$$R_n = L - b/2. \quad (8)$$

Результаты расчетов сведены в табл. 3 и 4.

Расчеты по формулам показывают, что для дуг со сварочным током до 350 А и проволоками диаметрами 1,2 и 1,6 мм достаточно применить сопло радиусом 20 мм. В случае сварки на больших токах радиус сопла для наружной струи газа должен быть больше. С целью экономии защитного газа при повышенных токах наружное сопло может быть выполнено в виде эллипса, поперечный размер которого равен ширине ванны, а продольный — длине.

Предложена следующая последовательность расчета сопел сварочных горелок: расчет средней плотности тока в столбе дуги; определение эффективного и действительного радиусов сварочной дуги и с использованием значений этих параметров определение диаметра сопла для подачи аргона (рис. 2) и размеров сварочной ванны, а с учетом размеров активной зоны определение ди-

Таблица 3. Результаты расчетов длины сварочной ванны и радиуса наружного сопла при сварке проволокой диаметром 1,2 мм

Сварочный ток, А	Напряжение на дуге, В	Длина сварочной ванны, мм	Радиус наружного сопла по формуле (8), мм
250	27	13,07	9,4
300	30	17,43	13,2
350	35	23,73	18,79
400	38	29,44	23,94

Таблица 4. Результаты расчетов длины сварочной ванны и радиуса наружного сопла при сварке проволокой диаметром 1,6 мм

Сварочный ток, А	Напряжение на дуге, В	Длина сварочной ванны, мм	Радиус наружного сопла по формуле (8), мм
250	28	13,56	9,82
300	31	18,01	13,71
350	33	22,37	17,58
400	35	27,12	21,84
450	37	32,25	26,5

аметра наружного сопла для подачи углекислого газа (рис. 3). Учитывая растекание потока защитного газа при сварке плоских соединений возможно уменьшение диаметра наружного сопла [11].



Графики, представленные на рис. 3, облегчают процесс практической реализации предложенной методики.

Проведенный анализ и расчеты позволили выявить возможность определения оптимального соотношения защитных газов, которое должно составлять 1:4, т. е. 20 % аргона и 80 % CO₂ от необходимого общего расхода.

Элементарные технико-экономические расчеты показывают, что сварка в двух отдельных струях газа может быть применена не только для специальных материалов, но и для низколегированных, а также малоуглеродистых сталей. Только экономия электродного металла при этом составит 20...95 кг на 1 т проволоки, что характерно для сварки в чистом аргоне без коротких замыканий, перекрывает незначительное увеличение затрат на защитный газ по сравнению со сваркой в углекислом газе, двойных и тройных смесях. Расход аргона по сравнению со сваркой в чистом аргоне сокращается в пять раз.

Выводы

1. Предложена последовательность и методика расчета размеров сопел сварочных горелок при сварке в двух отдельных струях защитного газа. Оптимальное соотношение аргона и углекислоты в общем расходе защитного газа составляет 1:4, т. е. 20 % аргона и 80 % CO₂.

2. Проведен расчет размеров сопел для подачи аргона на основе «канальной» модели дуги, а

расчет размеров сопел для подачи углекислого газа осуществлен с учетом размеров сварочной ванны. Установлено, что для сварки на нормальных режимах (до 450 А) достаточно иметь внутреннее сопло, подающее струю аргона диаметром около 9 мм.

1. *Сварка малоуглеродистых сталей плавящимся электродом при комбинированной защите* / В. С. Лаевский, Н. Г. Дюргеров, В. А. Ленивкин и др. // Свароч. пр-во. — 1969. — № 10. — С. 21–22.
2. *Потапьевский А. Г.* Сварка в защитных газах плавящимся электродом. — М.: Машиностроение, 1973. — 240 с.
3. *Патон Б. Е.* Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1974. — 768 с.
4. *Сварка и резка в промышленном строительстве: В 2-х т.* Т. I / Б. Д. Малышев, А. И. Акулов, Е. К. Алексеев и др. / Под ред. Б. Д. Малышева. — М.: Стройиздат, 1989. — 590 с.
5. *Применение двухструйных сопловых устройств для сварки в среде защитных газов* / В. Т. Федько, С. С. Киянов, В. С. Шматченко, С. Б. Сапожков // Автоматизация и современные технологии. — 2003. — № 3. — С. 12–18.
6. *Лесков Г. И.* Электрическая сварочная дуга. — М.: Машиностроение, 1971. — 335 с.
7. *Павлюк С. К., Белоконов В. М.* Об устойчивости процесса зажигания дуги при сварке плавящимся электродом // Свароч. пр-во. — 1974. — № 4. — С. 51–53.
8. *Ерохин А. А.* Основы сварки плавлением. — М.: Машиностроение, 1973. — 448 с.
9. *Акулов А. И., Бельчук Г. А., Демьянцев В. П.* Технология и оборудование сварки плавлением. — М.: Машиностроение, 1977. — 432 с.
10. *Петров Г. А., Тумарев А. С.* Теория сварочных процессов. — М.: Высш. шк., 1967. — 508 с.
11. *Поправка Д. Л., Хворостов Н. Е., Проскурин В. Н.* Некоторые закономерности истечения струи защитного газа // Свароч. пр-во. — 1973. — № 6. — С. 33–36.

Advantages of the process of welding without short-circuiting with double gas shielding of the arcing zone are shown. The arc is shielded by argon, and the weld pool — by carbon dioxide gas, fed through two concentrically located nozzles. Calculation of weld pool radius in its largest cross-section was performed. Calculation of weld pool length allows determination of the diameter of nozzle for carbon dioxide gas feed. Application of higher welding parameters requires increasing the diameter of nozzles, which can be calculated by a similar procedure.

Поступила в редакцию 06.08.2012

Специализированные выставки

19–23 марта 2013

г. УФА

ПРОМЭКСПО – 2013

СТАНКИ И ИНСТРУМЕНТ

НАСОСЫ И КОМПРЕССОРЫ

Инновационно-промышленный салон: www.bvkexpo.ru

Башкирская выставочная компания: **тел./факс: (347) 253 11 01, 253 38 00, 253 09 88, E-mail: promexpo@bvkexpo.ru**



УДК 621.791.38

СВАРКОПАЙКА С ПРОКОВКОЙ МЕТАЛЛА СВАРНОГО ШВА В ПРОЦЕССЕ ЕГО КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

А. С. ПИСЬМЕННЫЙ, И. В. ПЕНТЕГОВ, доктора техн. наук, **В. М. КИСЛИЦЫН, Е. П. СТЕМКОВСКИЙ,**
Д. А. ШЕЙКОВСКИЙ, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены преимущества способа сваркопайки оцинкованной стали, включающего ударную проковку металла в зоне соединения на стадии охлаждения металла, в сравнении с получившим широкое распространение способом пайки с дуговым нагревом припоями на основе меди.

Ключевые слова: точечная контактная сварка, сваркопайка, проковка, взрывной механизм сжатия, прочность соединения

В настоящее время для соединения тонколистовой оцинкованной стали широкое распространение получил способ пайки с дуговым нагревом припоями на основе меди. Выбор этого варианта соединения обусловлен, к сожалению, не стремлением достижения высокого качества соединения, а возможностью повышения производительности процесса с помощью существующего оборудования для автоматической или полуавтоматической дуговой сварки в среде активных защитных газов [1].

Основные затруднения при сварке оцинкованной стали вызваны тем, что цинк начинает испаряться намного раньше температуры плавления основного металла. При этом из-за появления паров цинка над сварочной ванной электрическая дуга теряет устойчивость, что способствует появлению пористости сварного шва, подрезов и других дефектов.

В связи с этим при дуговой сварке оцинкованной стали используют режим нагрева с меньшим тепловложением, а в качестве присадочной проволоки — сплавы на основе меди, например, состава CuSn6P, CuSi3, CuSi2Mn, CuSi3 [1, 2].

Поскольку при использовании указанных выше присадочных материалов появляется возможность избежать плавления основного металла, то такого рода соединения можно отнести к категории паяных, хотя в этом процессе не используют флюсы, обязательные для проведения процесса пайки в неконтролируемой атмосфере. При этом дуга служит источником тепла, по интенсивности сравнимого с теплом, выделяемым, например, при газопламенном нагреве.

К сожалению, защитные газы (аргон, гелий), используемые при дуговой сварке, не обеспечивают необходимой степени смачивания и растекания присадочного металла на основе меди по

поверхности оцинкованной стали. Это обстоятельство приводит к возникновению подрезов в зоне соединения, способствует зарождению микротрещин, снижающих прочность соединения при его эксплуатации в условиях воздействия циклических нагрузок.

В связи с этими недостатками способа пайки оцинкованной стали с дуговым нагревом возникает вопрос выбора оптимального варианта, обеспечивающего не только высокую производительность технологического процесса, но и высокое качество соединения.

Одним из перспективных вариантов получения соединений металлов с покрытиями является сваркопайка, представляющая собой уникальный способ получения соединений одно- и разнородных металлических и неметаллических материалов. Существенным отличием сваркопайки от других способов соединения является предварительное введение легкоплавкой (по сравнению с соединяемыми материалами) прослойки между соединяемыми материалами или ее возникновение в процессе нагрева. В случае соединения оцинкованной стали такого рода прослойкой служит цинковое покрытие, которое плавится при температуре намного ниже плавления стали.

Кроме того, для процесса сваркопайки характерно приложение одно- или многократного усилия сжатия (проковки), необходимого для удаления большей части легкоплавкой прослойки из зоны соединения, что значительно повышает прочность соединения.

Попытки использования проковки металла на заключительной стадии процесса сварки для повышения прочности сварного соединения были реализованы, например, в установках для точечной контактной сварки металлов [3, 4].

Данный вариант нашел применение при сварке металлов, склонных к образованию трещин, рыхлостей и пор, с целью повышения усталостной прочности сварных соединений. Однако практи-



чески такого рода «проковка» не приводила к заметному увеличению прочности соединения из-за низкой скорости приложения усилия сжатия, вызванной использованием пневматического привода перемещения подвижного сварочного электрода и инерционностью узла его подвески. В результате вместо высокоскоростной проковки металл сварной точки подвергался воздействию статического усилия сжатия.

Запаздывание момента воздействия на металл сварной точки усилия проковки при температуре ниже точек структурных превращений кристаллической решетки обрабатываемого металла, например, точки A_{c1} , не приводило к существенной деформации металла сварной точки и созданию в околосварной зоне механических напряжений сжатия. Кроме того, приложение ковочного усилия к затвердевшему металлу не способствовало удалению из зоны соединения большей части легкоплавкой прослойки, особенно, в процессах сваркопайки, что могло бы существенно увеличить прочность соединения.

Повышение эффективности проковки металла сварного или паяного соединения оказалось возможным за счет резкого увеличения скорости приложения усилия сжатия. Результаты проведенных сравнительных испытаний прочности полученных соединений показывают явные преимущества ударного приложения усилия сжатия по сравнению с прочностью соединений, полученных при приложении статического усилия сжатия [5].

Ударная проковка металла в зоне соединения, проводимая на стадии его кристаллизации, приводит к возникновению нескольких технологически важных явлений, способствующих повышению прочности сварного соединения.

К особенностям этого варианта термомеханической обработки металла в процессах сваркопайки или сварки относится формирование механических напряжений сжатия как в металле соединительного шва, так и в зоне термического влияния, которые сохраняются в процессе дальнейшего охлаждения соединяемых металлов. Помимо этого, повышению прочности сварного соединения способствуют процессы измельчения кристаллической структуры металла в зоне соединения, вызываемые высокоскоростной деформацией при повышенной температуре.

Результаты технологических исследований, изложенные в работе [5], были получены при использовании электромагнитного привода системы ударного воздействия усилия сжатия, однако инерционность подвижной части (подвески) сварочного электрода ограничивала скорость приложения усилия сжатия на уровне 300 м/с [6].

Предположение о перспективности повышения скорости осадки в процессах точечной контактной сварки или сваркопайки в основном ос-

новывается на опыте кузнечной сварки с косвенным нагревом соединяемых металлов, причем резкое увеличение скорости усилия сжатия, по всей вероятности, должно неминуемо сопровождаться появлением новых технологических эффектов.

Повысить скорость приложения усилия сжатия можно путем использования взрыва водородно-кислородных смесей, скорость распространения фронта ударной волны которых достигает 3000 м/с [7]. Еще больших скоростей (до 6000 м/с) можно достичь при использовании электрогидравлического эффекта [8].

В данной работе рассматривается вариант способа точечной контактной сваркопайки с воздействием на металл сварного шва усилия сжатия, создаваемого в результате взрыва водородно-кислородных смесей стехиометрического состава, получаемых электролизом воды в портативных газогенераторах. Например, генератор типа П-105, который разработан в ИЭС им. Е. О. Патона для газопламенной пайки и сварки малогабаритных изделий, обеспечивает производительность водородно-кислородной смеси до 350 л/ч при избыточном давлении до 0,07 МПа.

Схема взрывного привода перемещения электродного узла установки для точечной сваркопайки, не намного отличающаяся от известных схем установок с использованием проковки, приведена на рис. 1. Как показано на рисунке, водородно-кислородная смесь генерируется в электролизере 1 и поступает в электродный узел через электропневмоклапан 2, включение которого осуществляется командоаппаратом 3. Последний обеспечивает включение тока нагрева, регулирование количества импульсов переменного тока, время задержки включения электропневмоклапана

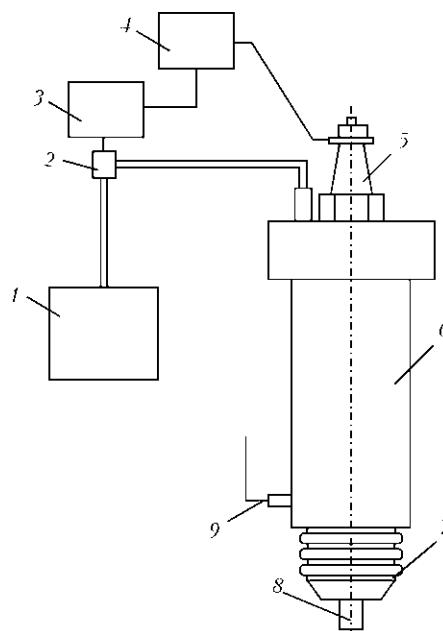


Рис. 1. Схема привода электродного узла для точечной сваркопайки: 1–9 — см. в тексте

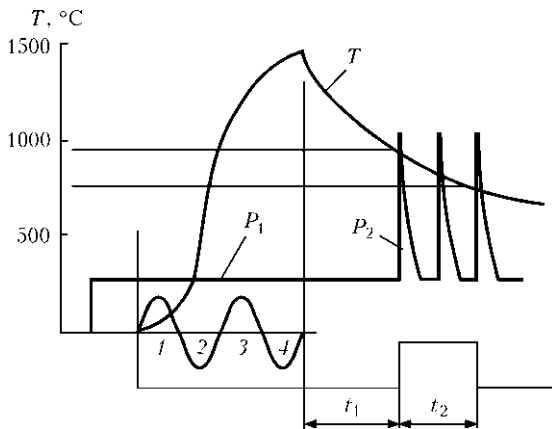


Рис. 2. Циклограмма процесса сваркопайки с ударным приложением усилия проковки

после завершения серии импульсов тока нагрева соединяемых образцов, включение генератора высоковольтных импульсов 4, подаваемых на устройство поджига горючей смеси 5. Электродный узел выполнен в виде цилиндра 6, в нижней части которого расположен сильфон 7 с узлом крепления сменного сварочного электрода 8 и дренажное отверстие для выхода продуктов сгорания 9.

Узел крепления сварочного электрода выполнен на основе сильфона, гофры которого полностью смыкаются в начальный момент для обеспечения предварительного усилия сжатия, но допускают дополнительное перемещение сварочного электрода в вертикальном направлении под воздействием импульса давления, возникающего во взрывной камере при подрыве горючей смеси.

На циклограмме процесса (рис. 2) представлена последовательность воздействия следующих технологических параметров: приложение усилия сжатия (предварительного P_1 и ударного воздействия P_2); кривая роста температуры в зоне соединения в процессе прохождения четырех полупериодов (1–4) тока нагрева; интервал времени задержки ударного воздействия усилия сжатия t_1 и момент подачи высоковольтного напряжения на запальное устройство системы подвески электрода со взрывным приводом электродного узла установки для точечной сваркопайки (в этом случае реализуется единичный импульс приложения усилия проковки) или с электромагнитным приводом, обеспечивающим воздействие нескольких импульсов усилия проковки.

Как видно из циклограммы, после создания в зоне соединения предварительного усилия сжатия, при включении тока нагрева срабатывает электропневматический клапан, соединяющий газовый объем электролизера со взрывной камерой. При этом совершается продувка через дренажное отверстие внутренней полости взрывной камеры с последующим заполнением ее горючей смесью. После разъединения полости взрывной камеры от объема электролизера командоаппарат обеспечи-



Рис. 3. Сварочная головка с механизмом ударной обработки сварного шва взрывного типа

вает подключение электрической цепи источника питания системы подрыва горючей смеси. Дренажное отверстие после продувки полости взрывной камеры остается открытым, так как экспериментально установлено, что малый диаметр этого отверстия (около 1 мм), высокая скорость распространения взрывной волны и малый интервал времени между моментом окончания заполнения взрывной камеры и моментом подачи высоковольтного импульса подрыва смеси почти не снижают эффективность взрывной волны.

Сварочная головка с механизмом ударной обработки сварного шва взрывного типа представлена на рис. 3.

На рис. 4 приведена типичная осциллограмма расположения импульсов сварочного тока (в данном случае четырех полупериодов) и импульсов тока, обеспечивающего подрыв горючей смеси.

Сигнал на подрыв горючей смеси поступает от командоаппарата управления блоком питания сварочной цепи после отсчета установленного

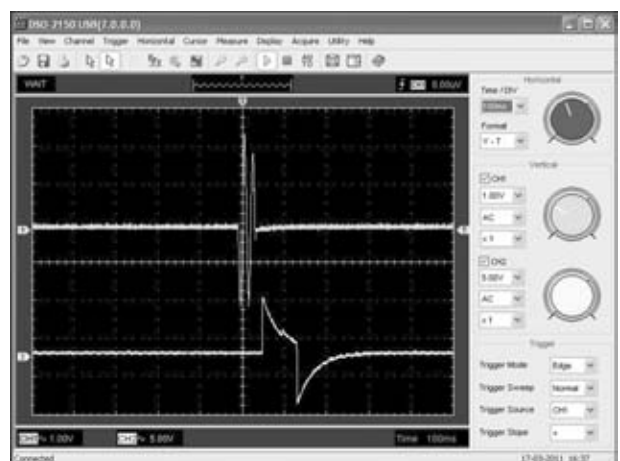


Рис. 4. Осциллограмма импульсов сварочного тока и импульсов тока в цепи взрывного приложения усилия сжатия

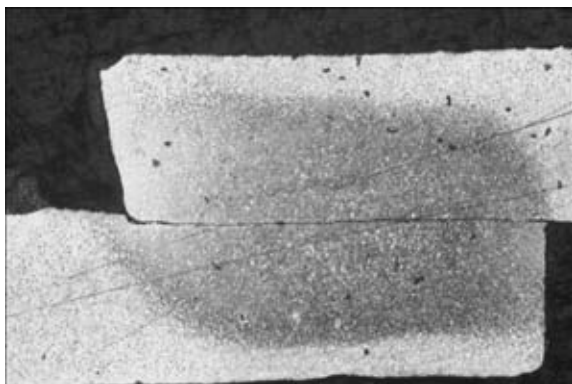


Рис. 5. Типичный макрошлиф (×50) паяного соединения с ударной проковкой зоны соединения

оператором времени задержки заданного интервала времени от момента окончания импульса сварочного тока. На этом цикл сварки одиночной точки заканчивается и многократно повторяется в этой последовательности при реализации процесса, аналогичного процессу шовной пайки сопротивлением.

Для проведения технологических исследований процесса сваркопайки со взрывным приложением усилия осадки были использованы образцы стали Ст3 толщиной 0,3 мм с цинковым покрытием. Процесс сваркопайки проводили на лабораторной установке для точечной контактной сварки, на верхнем электрододержателе которой был закреплен электродный узел со взрывным приводом осадки.

Результаты технологических экспериментов показывают возможность сохранения сплошности цинкового покрытия в зоне контакта соединяемых листов со сварочными электродами за счет снижения уровня тепловыделения на переходных сопротивлениях и интенсивного отвода тепла из этой зоны в принудительно охлаждаемые электроды, обеспечивающие усилие сжатия в зоне сваркопайки.

Ударное воздействие давления на этапе кристаллизации металла в зоне соединения способствует резкому увеличению отвода тепла от поверхностных слоев соединяемых металлов, подвергаемых проковке, что приводит к сужению ширины зоны термического влияния.

Как видно из фотографии макрошлифа паяного соединения с цинковым покрытием (рис. 5), размеры зоны термического влияния могут быть существенно снижены даже при соединении листов с большей толщиной (0,4 мм).

Одной из особенностей процесса сваркопайки с ударной осадкой в некоторых случаях является почти полное вытеснение низкотемпературной прослойки при минимальном утонении толщины соединяемых листов в зоне соединения оцинкованных листов (рис. 5, 6).



Рис. 6. Макрошлиф (×50) сварнопаяного соединения по сечению вблизи центра соединения

Как показали результаты экспериментов, эффективность ударного приложения усилия осадки может быть реализована не только при нагреве электрическим током, но и для иных вариантов нагрева зоны соединения, например, газопламенного, микроплазменного, дугового. К преимуществам газопламенного нагрева (водородно-кислородными смесями) относится высокая точность параметров, чистота газовой смеси, возможность тонкой настройки требуемой тепловой энергии, вводимой в зону соединения (в импульсном режиме нагрева).

Возможность использования косвенного нагрева представляет единственный технологический вариант, позволяющий проводить сварку неметаллических материалов.

Для реализации варианта косвенного нагрева свариваемых деталей сварочную головку достаточно укомплектовать плазмотроном или газопламенной горелкой. В этом случае командоаппарат должен обеспечить непрерывную последовательность команд на поступление в зону нагрева импульса тепловой энергии заданного значения и ударную обработку зоны соединения. В перспективе возможен переход от импульсного нагрева к непрерывному, регулирование которого возможно за счет выбора мощности источника нагрева, скорости перемещения сварочной головки, расстояния между источником косвенного нагрева и зоной соединения.

Выводы

1. Ударная проковка металла в процессе точечной сваркопайки тонколистовой стали с цинковым покрытием является не только наиболее приемлемым, но и единственным, по нашему мнению, вариантом соединения, перспективность которого доказывается возможностью сохранения исходного слоя покрытия после нагрева соединяемых листов выше точки плавления цинка и повышения коррозионной стойкости соединений в процессе эксплуатации за счет исключения в зоне соединения меди и ее сплавов.

2. Ударное приложение усилия сжатия в процессе сварки на этапе охлаждения металла в зоне соединения способствует увеличению прочности сварнопаяного соединения за счет измельчения структуры металла, снижения вероятности возникновения дефектов в зоне соединения, особенно, пор, трещин и газовых включений.

1. Arc brazing of galvanized sheets // Welding and Cutting. — 2010. — 9, № 1. — P. 20.
2. Investigations into the material failure of resistance weld spots on ultrahigh-strength steels // Ibid. — 2010. — 9, № 3. — P. 167–173.
3. Оборудование для контактной сварки: Справочное пособие / Под ред. В. В. Смирнова. — СПб.: Энергоатомиздат, 2000. — 848 с.

4. Моравский В. Э., Ворона Д. С. Технология и оборудование для точечной и рельефной конденсаторной сварки. — Киев: Наук. думка, 1985. — 272 с.
5. Письменный А. С., Кислицын В. М. Влияние ударной обработки металла шва на прочность сварного соединения // Автомат. сварка. — 2010. — № 1. — С. 47–50.
6. Устройства для ударной обработки сварного шва в процессе точечной контактной сварки / А. С. Письменный, И. В. Пентегов, В. М. Кислицын и др. // Там же. — 2011. — № 1. — С. 51–54.
7. Новые технологические процессы в точном приборостроении / Под ред. Р. Зевига; пер. с нем. под ред. И. Б. Литинецкого. — М.: Энергия, 1973. — 440 с.
8. Юткин Л. А. Электрогидравлический эффект. — Л.: Машгиз, 1955. — 50 с.

Advantages of the process of braze-welding of zinc-plated steel, including impact peening of metal in the joint zone at metal cooling stage are considered, in comparison with the widely accepted process of brazing by copper-based filler metals with arc heating.

Поступила в редакцию 05.07.2012

НОВАЯ КНИГА

О. В. Білоцький. Високотемпературна рентгенографія фазових перетворень у металевих матеріалах. — К.: Міжнародна асоціація «Зварювання», 2012. — 222 с.

В монографии на основе системных исследований изложены впервые разработанные методические основы и результаты особенностей кинетики фазовых превращений в лучах высокотемпературной рентгенографии металлических материалов. Кинематографические съемки осуществлены на оригинальных конструкциях рентгеновского оборудования. Это обеспечило возможность регистрации полиморфных превращений, диффузионных процессов и изучения температурно-временных условий последовательности образования и распада твердых растворов и химических соединений. Показана доминирующая роль и значение изменений химического состава и физического состояния фазовых составляющих сплавов во время термической и химико-термической обработки как средства управления их структурой и свойствами.

Для научно-технических работников, разрабатывающих новые материалы и изучающих их строение и свойства, а также преподавателей, аспирантов и студентов вузов соответствующих специальностей.



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



СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СТАНДАРТА ISO 18841 2005 И ДЕЙСТВУЮЩЕГО СТАНДАРТА РФ 26389–84 ПО ОЦЕНКЕ СОПРОТИВЛЯЕМОСТИ ОБРАЗОВАНИЮ ГОРЯЧИХ ТРЕЩИН ПРИ СВАРКЕ

Б. Ф. ЯКУШИН, д-р техн. наук (Моск. гос. техн. ун-т им. Н. Э. Баумана, РФ)

Рассмотрены отличия стандарта по испытаниям на сопротивляемость образованию горячих трещин при сварке, разработанного в ЕС, от действующего стандарта РФ 26389–84. Предложены конкретные варианты по их гармонизации для количественной оценки склонности сталей и сварочных материалов к образованию горячих трещин.

Ключевые слова: дуговая сварка, горячие трещины, температурный интервал хрупкости, запас пластичности, физическое моделирование трещин, критическая скорость деформации, технологические и машинные методы испытаний, стандарты РФ и ЕС

Первый стандарт такого назначения ГОСТ 26389–84 разработан на кафедре сварки МВТУ им. Н. Э. Баумана при участии автора. Теоретической основой этого стандарта явилась монография проф. Н. Н. Прохорова, работы других исследователей, изучавших проблемы предотвращения горячих трещин (ГТ), результаты которых получили широкое общественное обсуждение на двух совещаниях по проблеме образования ГТ в сварных швах, отливках и слитках, в 1958 и 1962 гг. [1].

В итоге сформулирована теория технологической прочности металлов в процессе кристаллизации при сварке. Согласно данной теории ГТ возникают в сплавах под действием сварочных напряжений в температурном интервале хрупкости (ТИХ) в результате исчерпания запаса пластичности $\delta_{\text{тих}}$ в период твердожидкого состояния $t_{\text{тих}}$. Вероятность образования ГТ определяется соотношением трех основных факторов: ТИХ, минимальной пластичности $\delta_{\text{мин}}$ металла в ТИХ и интенсивности нарастания деформации в ТИХ, зависящей от жесткости свариваемой конструкции. ГТ возникают в случае, если в пределах ТИХ накопленная деформация ε_i превышает текущее значение $\delta_i(T)_{\text{мин}}$ (рис. 1).

Для конкретного режима сварки за показатель сопротивляемости металла шва образованию ГТ принята критическая скорость растяжения $V_{\text{кр}}$, равная отношению $\delta/t_{\text{тих}}$, а при сравнении режимов [2] критический темп растяжения $B_{\text{кр}}$, равный $\delta_{\text{мин}}/ТИХ$, при которых возможно образование ГТ. Эти показатели следует определять путем увеличения скорости деформирования сва-

риваемых образцов исследуемого сплава до появления ГТ.

В ГОСТ 26388–84 предусмотрено два варианта определения показателя $V_{\text{кр}}$ и $B_{\text{кр}}$:

технологическими методами, т. е. путем сварки образцов в условиях увеличения жесткости (толщины, степени закрепления, режима сварки до образования ГТ);

машинными методами, т. е. путем увеличения интенсивности деформации кристаллизующегося шва испытательной машиной.

Для практического применения второго варианта в МВТУ им. Н. Э. Баумана разработаны и изготовлены испытательные машины трех типов: ЛТП1-4, ЛТП1-6 и МИС, позволяющие растягивать или изгибать малогабаритные образцы во время сварки с регулируемой скоростью до появления ГТ [1]. Это обеспечило широкое внедрение методики испытания в ИЭС им. Е. О. Патона, головных НИИ, на заводах, а также за рубежом [3–5]. С 2000 г. действие стандарта 26389–84 восстановлено на территории РФ.

Стандарт ISO 17641, разработанный в 2005 г. Европейским комитетом по стандартизации (СЕН) в сотрудничестве с Техническим комитетом ИСО/ТК44 «Сварка и родственные процессы», состоит из вводной и двух самостоятельных частей. В вводной части ISO 17641-1:2004 описаны методы испытаний на сопротивляемость образованию ГТ, их области применения.

В первой части стандарта ISO 17641-2:2005 детально описана процедура испытаний путем сварки стыковых и тавровых образцов естественной жесткости, а в третьей — ISO 17641-3:2005 — методы испытаний свариваемых образцов с принудительным нагружением.

По конфигурации он соответствует стандарту РФ. Общая положительная оценка стандарта ISO 17641 дана в работе [5].

Однако исходя из предложенных технологических проб и типов сварных образцов «естественной» жесткости следует отметить недостаточную избирательность при сравнительных испытаниях, а также непригодность для испытаний листовых образцов толщиной не менее 10 мм. Поэтому при испытании современных качественных электродов многих марок образование ГТ маловероятно, а режимы испытаний не воспроизводят в достаточной степени условия сварки более жестких конструкций. Кроме того, ограниченность размеров по длине таврового образца с двухсторонним швом и косынками препятствует выполнению автоматической сварки и разрушению шва после сварки для обнаружения трещин по виду излома, процесс оценки результатов испытаний является чрезмерно усложненным и длительным, что связано с изготовлением и испытанием специальных стержневых и пластинчатых образцов из сварных соединений. Методика применения образца со стыковым швом не содержит данных о толщине свариваемого металла и способа закрепления, исключающего деформацию при сварке.

В стандарте РФ напротив предусмотрена возможность широкого варьирования толщины свариваемых образцов, режимов и способов сварки, оказывающих по сравнению с изменением химического состава большее влияние на процесс образования трещин. Для этого в стандарте РФ наряду с жестким односторонним тавровым швом представлены также универсальные образцы со стыковыми и круговыми швами в плоскости листа [6], позволяющие в широких пределах изменять толщину металла (1...12 мм), диаметр кругового шва, способы и режимы сварки и тем самым достигать критических значений, при которых возможно образование ГТ при сварке образцов.

Образец со стыковым швом путем изменения ширины свариваемых пластин позволяет увеличивать высокотемпературные сварочные деформации до уровня, достаточного для получения количественного результата испытаний в металле шва любого состава (ГОСТ 26389–84), что очень важно при выборе сварочных материалов.

Вторая часть стандарта ISO/TR 17641-3 представлена в виде технического отчета о испытаниях с принудительным «нагрузением» при сварке и может рассматриваться как его первый проект. Он содержит описание американских методик Varestaint, Transvarestoint, Gleebl, а также методики PVR, разработанной в Австрии [7].

По этому документу необходимо сделать ряд замечаний.

1. Высокоскоростное деформирование изгибом кристаллизующегося металла шва по методике Varestaint и Transvarestoint нарушает принцип физического моделирования при испытаниях образцов и условий, вызывающих разрушение в ре-

альных сварных конструкциях. Это замечание относится также к методике Gleebl, в соответствии с которой скорость высокотемпературного растяжения исследуемых образцов в ТИХ составляет 0,15...0,25 м/с (6...10 дюйм/с) [7].

2. Оценка степени деформации при изгибе на оправке по формуле $\varepsilon = h/2R$ пригодна для однородного, т. е. изотропного металла. Однако при сварке кристаллизующийся металл имеет двухфазную структуру, а деформации концентрируются по границам зерен, что является причиной образования ГТ.

3. При испытании из изгиб сварного шва тонколистового металла, включая проход, невозможно оценить его сопротивляемость образованию ГТ, так как при изгибе на оправке не достигаются критические значения.

4. Предложенный критерий суммарной длины трещин L_{tot} не учитывает запас пластичности металла в нем, являющийся основным фактором образования трещин.

5. Динамическое деформирование кристаллизующегося шва ограничивает диффузионные процессы и высокотемпературную ползучесть, подготавливающие условия для зарождения ГТ. Устранение этих процессов при динамической деформации создает кажущуюся повышенную сопротивляемость образованию ГТ, что может привести к непрогнозируемым разрушениям сварных конструкций.

Следует отметить, что в первом приближении длина ГТ при динамическом деформировании мо-

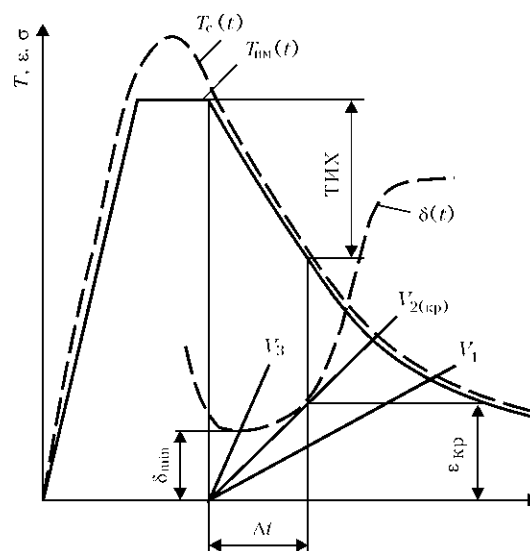


Рис. 1. Схема испытания на сопротивляемость металла шва и ОШЗ против образования ГТ при сварке путем нарастания деформации ($V_1...V_3$), создаваемого с помощью испытательной машины: $T_c(t)$ — термический цикл сварки; $T_{им}(t)$ — имитация термического цикла; $V_1 - V_3$ — нарастание деформации в ТИХ; $V_{кр}$ — деформация, приводящая к образованию трещин; $\delta(t)$ — предполагаемый характер изменения пластичности в ТИХ; $V_{кр} = \varepsilon_{кр}/\Delta t$ — критическая скорость деформации



жет характеризовать лишь величину ТИХ. Другой фактор — запас пластичности $\delta_{\text{ТИХ}}$ — количеством трещин и их длиной оценить невозможно, поэтому L_{tot} не является количественным критерием склонности к ГТ (рис. 1).

Согласно методике Gleebl межзеренную пластичность металла в ТИХ предложено определять по степени ее изменения за пределами ТИХ — в области высокопластичного состояния металла шва, что нарушает достоверность испытаний [8].

Преимущество стандарта РФ состоит в том, что показатель $V_{\text{кр}} = \delta/t_{\text{ТИХ}}$ оценивают способом, не требующим прямого измерения пластичности металла шва и границ ТИХ. Для этого образец в исследуемом сечении с кристаллизующимся швом непрерывно, т. е. статически, деформируют в интервале температур от верхней до нижней границ ТИХ до температуры $0,5T_{\text{пл}}$.

При этом деформация вне ТИХ не накапливает межзеренные сдвиги, они возникают только в ТИХ, что является главным преимуществом статического растяжения или изгиба при испытаниях на сопротивляемость образованию ГТ.

Положительным моментом в проекте стандарта ISO/TR 17641-3 является то, что в него включена методика статического деформирования (PVR). Однако испытания образца PVR, имеющего наплавленный валик большой длины, приводят к нагреву и увеличению длины образца между захватами машины, что искажает предполагаемое линейное распределение деформации вдоль образца.

Кроме того, в результате локального нагрева образца дугой и снижения сопротивления металла деформированию неизбежна локальная концентрация деформаций под дугой, причем больше машинной v_m , степень ее зависит от теплофизических свойств сравниваемых сталей или сплавов, а длительность деформации может быть меньше времени ТИХ.



Рис. 2. Общий вид машины (МИС) для испытания на ГТ по стандарту РФ: 1 — блок управления параметрами испытания, их визуализации и регистрации; 2 — манипулятор сварочной головки для ее перемещения по x , y и xy ; 3 — силоизмеритель; 4 — устройство для сварки образцов и их испытания на изгиб или растяжение; 5 — устройство для имитации сварочного цикла в образцах и испытания на ГТ в стадии охлаждения

В стандарте РФ аналогичные испытания на сопротивляемость образованию ГТ, ориентированных поперек оси шва («частокол»), проводят при нарастающей скорости растяжения в пределах одной серии образцов, что позволяет определить показатель $V_{\text{кр}}$ и использовать его при выборе сплавов и сварочных материалов.

При общей оценке стандарта ISO 17641 важно отметить большое количество взаимоисключающих показателей (таблица) и отсутствие корреляционных коэффициентов между ними. Это приводит к необходимости приобретения и эксплуатации большого количества испытательных машин.

В стандарте РФ регламентирован один условный показатель сопротивляемости образованию ГТ $V_{\text{кр}}$ (мм/с), сравнение значений которого возможно при одинаковой скорости охлаждения металла в ТИХ $w_{\text{ТИХ}}$. В других случаях определяют физический показатель $B_{\text{кр}}$ (мм/°C), равный $V_{\text{кр}}/w_{\text{ТИХ}}$. Этот показатель позволяет оценивать

Тесты на ГТ, типы растрескивания и назначение по ISO 17641 2005

Тип теста	Тип растрескивания	Результаты	Назначение
Метод деформации вдоль оси шва	Кристаллизационное	L_{tot}	Основной металл (выбор и подтверждение). Сварочный материал (выбор и подтверждение). Технологии сварки
	Ликвационное	L_{tot}	
	Снижение вязкости	L_{tot}	
Метод деформации поперек оси шва	Кристаллизационное	L_{tot}	Выбор сварочного материала. Технологии сварки
Испытание с растяжением плоского образца вдоль шва (PVR тест)	»	$V_{\text{кр}}$	Выбор металла. Многопроходные сварные соединения. Технологии сварки. Сочетания металлов
	Ликвационное	$V_{\text{кр}}$	
	Снижение вязкости	$V_{\text{кр}}$	
Испытание на растяжение в горячем состоянии (Gleeble TM)	Кристаллизационное	ТИХ	Выбор и подтверждение материала
	Ликвационное	ТИХ	

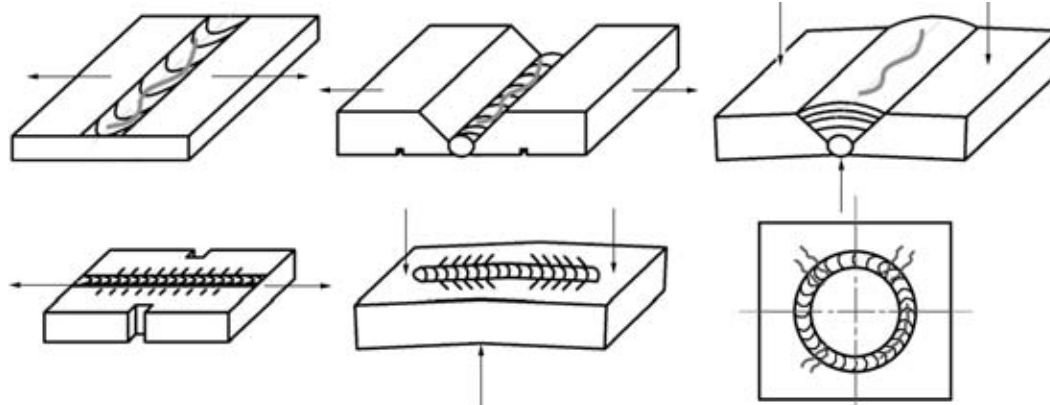


Рис. 3. Виды образцов, применяемых для машинных испытаний на МИС

сопротивляемость металла шва и ОШЗ образованию продольных и поперечных трещин при различных способах сварки [8].

Для проведения испытаний металла на склонность к образованию ГТ, включенных в стандарт РФ, разработана новая модель испытательной машины МИС (рис. 2), укомплектованная оснасткой для статического растяжения и изгиба образцов (рис. 3) в процессе сварки, сварочной головкой с возможностью перемещения по осям x , y и x_y (круговой шов) и оснасткой для электроконтактного нагрева и растяжения образцов для оценки склонности металла к образованию ГТ в ОШЗ. Наличие динамометра в силовой цепи и дилатометра позволяет применять машины МИС для испытания на сопротивляемость соединений образованию холодных трещин и др.

Выводы

1. Основой стандарта для количественной оценки сопротивляемости металла образованию ГТ является теория технологической прочности, в соответствии с которой ГТ — следствие исчерпания запаса пластичности в ТИХ под воздействием сварочных напряжений и деформаций.

2. Количественным показателем сопротивляемости металла образованию ГТ является критическая скорость деформации, определяемая по факту исчерпания пластичности при статическом машинном деформировании образцов со швом в ТИХ.

3. Машинные методы оценки сопротивляемости металла образованию ГТ при испытании малогабаритных образцов должны обеспечивать возможность физического моделирования условий, вызывающих образование ГТ при изготовлении реальных сварных конструкций.

4. Машинные испытания по проекту стандарта ISO/TR 17641-3 путем ударного изгиба образца

со швом (Varestraint и Transvarestoint) или ударного разрыва образцов (Gleebl) не имеют достаточного обоснования, так как при определении L_{tot} и ВТР (высокотемпературного провала пластичности) не учитывают конвективные и диффузионные процессы, определяющие пластичность металла в ТИХ и не пригодны для количественной оценки.

5. Технологические пробы для испытания металла на склонность к образованию ГТ по ГОСТ 26389–84 предусматривают применение образцов со стыковыми и тавровыми швами, а также широко применяемых [8] образцов с круговым швом различной толщины (1...20 мм), что обеспечивает их пригодность для сравнения сварочных материалов и технологических вариантов сварки и тем самым расширяет их универсальность по сравнению с пробами стандарта ISO 17641-2.

1. Сварка и свариваемые материалы: Справочник. — Т.1. Свариваемость материалов / Под ред. Э. Л. Макарова. — М.: Металлургия, 1991. — 528 с.
2. Якушин Б. Ф. Оценка технологической прочности от режимов сварки // Свароч. пр-во. — 1969. — № 1. — С. 19–21.
3. Bernaspski P. Contribution to HAZ ligation cracking of austenitic stainless steels hot cracking. Phenomen in welds. — Berlin: Springer Verlag, 2005.
4. Желев А. Комплекс термодинамический подход за оценяв горещата трошливост на металлите при заваряване: Автореф. ... дис. д-ра техн. наук. — София, 1988. — 58 с.
5. Wilken K. Investigation to compare hot cracking tests. — [1999]. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-1945).
6. Царьков В. А., Чупрак А. И. Пути гармонизации отечественных и европейских норм оценки сопротивляемости металла образованию горячих трещин // Сварка и диагностика. — 2010. — № 6. — С. 58–62.
7. Якушин Б. Ф. Гармонизация стандартов РФ и ЕС на испытания свариваемости // Свароч. пр-во. — 2003. — № 1. — С. 39–43.
8. Стеклов О. И. Прочность сварных конструкций в агрессивных средах. — М.: Машиностроение, 1976. — 200 с.

Differences between the EU standard on tests to hot crack resistance in welding and standard 26389–84 in force in the Russian Federation are considered, and specific variants for their harmonisation to quantitative assess the sensitivity of steels and welding consumables to hot cracking are suggested.

Поступила в редакцию 15.06.2012



МНОГОКАНАЛЬНЫЙ МИКРОПРОЦЕССОРНЫЙ КОНТРОЛЛЕР СБОРА ДАННЫХ С ТЕРМОПАР

В. В. ДОЛИНЕНКО, канд. техн. наук, **Т. Г. СКУБА**, **О. Ю. ВАЩЕНКО**, **Н. Ф. ЛУЦЕНКО**, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Представлена разработка 9-канального микропроцессорного контроллера системы регистрации термоциклов сварки с цифровым интерфейсом связи с ПЭВМ типа Ethernet-100Base-TX. В качестве датчиков температуры используются термопары типа ТХА и ТВР. Использование Internet-протокола обмена данными с ПЭВМ типа TELNET позволяет создавать с минимальными затратами автоматизированные системы научных исследований в области многопроходной дуговой сварки.

Ключевые слова: многопроходная дуговая сварка, термопара, микропроцессорный контроллер, сеть Internet, TELNET, сигма-дельта АЦП

Проведение экспериментальных исследований механических свойств сварных швов ответственных конструкций связано с привлечением дорогостоящего сварочного оборудования и расходом значительных материальных ресурсов таких, как металл сварочных образцов, электродная проволока, защитный газ, а также электроэнергия. Поэтому одной из основных задач при проведении экспериментов является обеспечение надежного регистрирования максимально возможного объема информации для получения наиболее полного

представления о характере структурных изменений в металле околошовной зоны свариваемого изделия. Значительный интерес представляет информация о динамике изменения пространственного температурного поля в свариваемом изделии при выполнении многопроходной дуговой сварки. Наибольшее распространение в сварке получили контактные способы измерения температур с помощью хромель-алюмелевых термопар ТХА и вольфрамиевых ТВР (ВР5/ВР20), которые позволяют измерять температуру в изделии соответственно до 1300 (ТХА) и 2500 °С (ТВР) с погрешностью ± 1 °С.

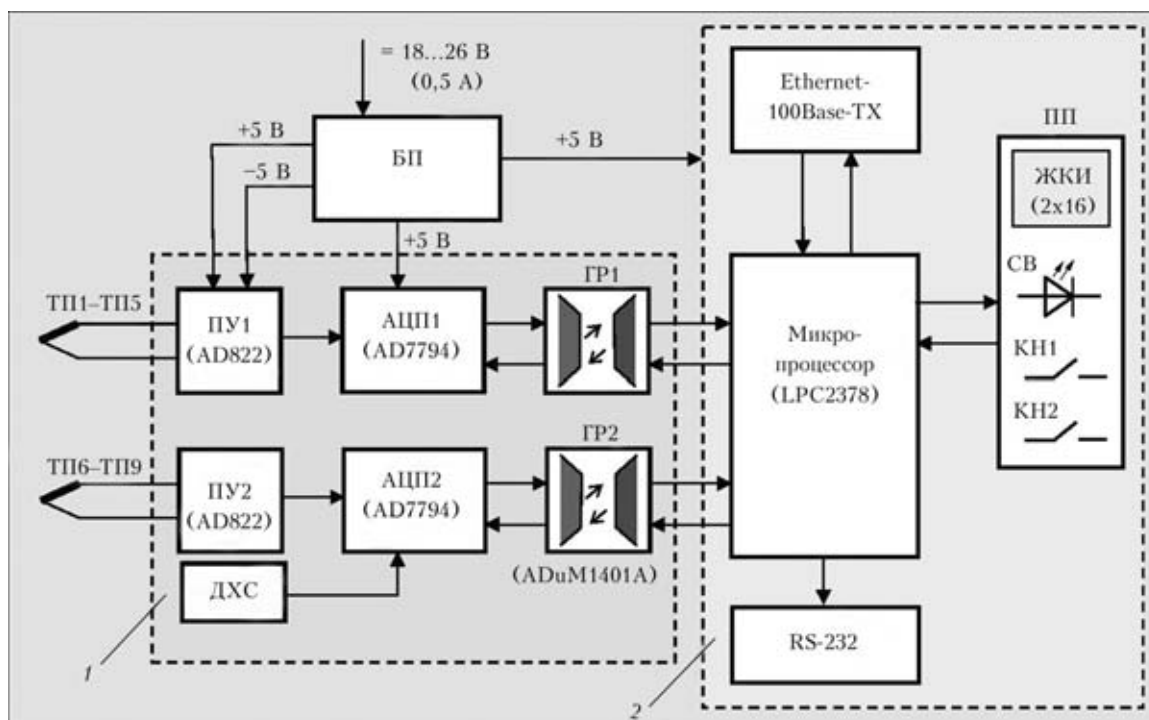


Рис. 1. Структурная схема МКЗТЦ: 1 — аналоговый узел; 2 — цифровой узел; БП — блок питания; ГР — гальваническая развязка; ЖКИ — жидкокристаллический индикатор; КН1, КН2 — кнопки управления; ПП — передняя панель управления; ПУ — предварительный усилитель; СВ — светодиод; ТП — термопары; ДХС — датчик температуры «холодного спая»

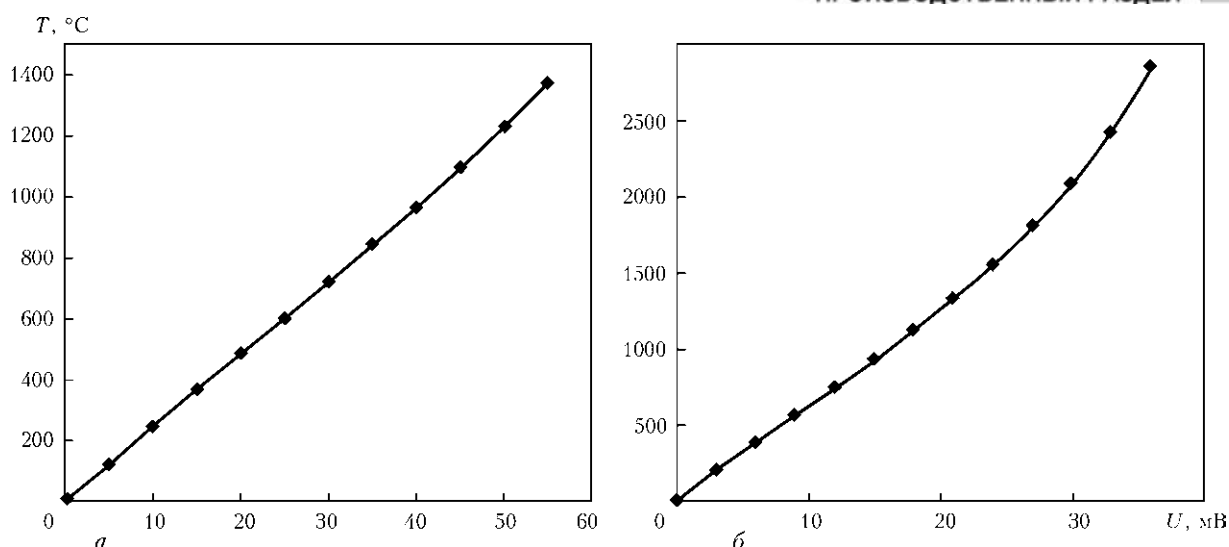


Рис. 2. Метрологические характеристики МКЗТЦ: а — режим термопары типа ТХА; б — режим термопары типа ТВР (А1)

В настоящее время использование корпоративной сети Internet является эффективным способом создания компьютеризированных систем проведения научных исследований. При проведении прикладных исследований в области дуговой сварки с помощью Internet-технологий можно решить проблемы как гальванической развязки, так и надежного обмена данными между контроллерами и ПЭВМ. В качестве физического интерфейса обычно используется шина Ethernet-100Base-TX, а Internet-протоколы типа TCP/IP и TELNET обеспечивают надежное соединение и безошибочную передачу данных. В связи с тем, что в настоящее время отсутствуют серийно изготавливаемые контроллеры термопар с подключением к сети Internet, в ИЭС им. Е.О. Патона был разработан микропроцессорный контроллер, предназначенный для записи термоциклов многопроходной сварки [1] (далее — МКЗТЦ), который обеспечивает оцифровывание сигналов от 9-ти термопар и выдачу результатов в ПЭВМ по протоколу TELNET с метками реального времени (рис. 1).

МКЗТЦ конструктивно состоит из аналогового и цифрового модулей, связанных друг с другом с помощью гальванически развязанного интерфейса типа SPI. В цифровом модуле используется 32-разрядный микропроцессор LPC2378 (фирма NXP). Аналоговый модуль реализован на основе микросхем ОУ типа AD822 и двух 24-разрядных сигма-дельта АЦП типа AD7794 (фирма «Analog Devices»). Температура «холодного спая» измеряется термистором B57861S сопротивлением 10 кОм (фирма «EPCOS»). Диапазон измеряемых температур для термопар типа ТХА составляет 0...1300 $^{\circ}\text{C}$, а для термопар типа ВР5/ВР20 — 0...2500 $^{\circ}\text{C}$. Частота опроса всех каналов — 3 Гц.

Применение гальванически развязанного интерфейса типа Ethernet-100BASE-TX позволяет разместить МКЗТЦ в непосредственной близости

от объекта исследований, а ПЭВМ удалить на расстояние до 100 м, что уменьшит длину выводов термопар до 1 м и минимизирует уровень электромагнитных помех и наводок.

Информационный обмен с компьютером осуществляется с помощью сетевого протокола типа TELNET, обеспечивающего запись принимаемых от контроллера данных в указанный пользователем файл. Для управления режимом работы МКЗТЦ используют три специальные команды: «TIME» — установка текущего времени, «TP» — выбор типа термопар и «MEAS» — выдача показаний термопар в компьютер.

Расчет показаний термопары (в градусах Цельсия) производится известным методом на основе считанного значения ЭДС термопары с использованием градуировочных таблиц [2] и с учетом температуры холодного спая. Для оценки метрологических характеристик контроллера на его входы через резистивный делитель подавалось постоянное напряжение от гальванического источника питания. Напряжение на входе контролировалось цифровым вольтметром «MASTECH MS8218» (шаг измерения 0,001 мВ). После программной компенсации смещений при закороченных входах метрологические характеристики всех каналов измерений практически совпали. Отличия полученных характеристик «напряжение–температура» (рис. 2) от градуировочных таблиц [2] не выходили за границы погрешности $\pm 0,2$ $^{\circ}\text{C}$.

На рис. 3 показан фрагмент термического цикла, полученный в эксперименте с многопроходной сваркой V-образной разделки короткими участками с помощью разработанного контроллера и последующей обработкой данных в программе MS Excel. В эксперименте использовали термопару типа ТХА с диаметром проволоки 0,6 мм, зачеканенную на поверхности изделия из низкоуглеродистой конструкционной стали на рассто-

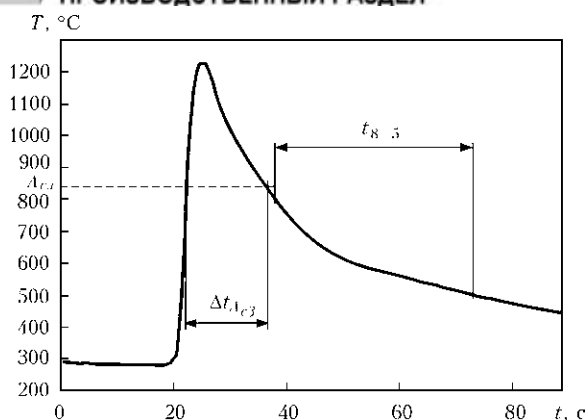


Рис. 3. Записанный термический цикл многопроходной сварки (фрагмент): $\Delta t_{Ac3} = 15$ с; $t_{8/5} = 37$ с

янии 5 мм от кромки разделки. Из рис. 3 несложно оценить время нахождения металла выше точки A_{c3} (15 с) и время $t_{8/5}$ охлаждения от температуры

800 до 500 °C (37 с). Максимальная температура в контролируемой зоне составила 1240 °C.

Разработанный микропроцессорный контроллер, использованный для идентификации математической модели источника тепла сварки МИГ/МАГ, а также при проведении исследований структурных превращений в стали при многопроходной сварке, показал высокую устойчивость к сварочным помехам и надежность передачи данных в ПЭВМ.

1. Долиненко В. В., Скуба Т. Г., Ващенко О. Ю. Микропроцессорный контроллер регистрации термоциклов многопроходной дуговой сварки // Збірник тез доповідей XI Міжнарод. наук.-техн. конф. «Приладобудування: стан і перспективи», 24–25 квіт. 2012 р., м. Київ, ПФФ, НТУУ «КПІ», 2012. — С. 223.
2. ГОСТ Р 8.585–2001. Номинальные статические характеристики [Текст]. — Взамен ГОСТ Р 50431-92, МИ 2559-99; введ. 21.11.2001.

Development of 9-channel microprocessor controller of thermal cycles with digital interface for communication with PC of Ethernt-100Bse-TX type is presented. TKhA and TVR thermocouples are used as temperature sensors. Application of Internet-protocol of data exchange with PC of TELNET type allows designing automated system for research performance in the field of multipass welding at minimum cost.

Поступила в редакцию 04.07.2012

СВАРКА КОНТРОЛЬ И ДИАГНОСТИКА Специализированная выставка

4–6 декабря 2012

Екатеринбург, МВЦ «Екатеринбург – Экспо»

В программе выставки:

4 декабря

**Научно-техническая конференция «Сварка и Диагностика»
Конкурс «МИСС СВАРКА-2012»**



13-я Международная специализированная выставка оборудования, приборов и инструментов для сварки и резки

09–12.04.2013

Минск, МинскЭкспо

Параллельно с выставкой работают:

**Международный специализированный салон
Защита от коррозии. Покрытия**

**14-я Международная специализированная выставка
Порошковая металлургия**



УДК 621.791.001.12/.18

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ИННОВАЦИИ — ОСНОВА ПОВЫШЕНИЯ КОНКУРЕНТОСПОСОБНОСТИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА США

О. К. МАКОВЕЦКАЯ, канд. экон. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены задачи и проблемы соединения материалов в промышленном производстве. Рассмотрена модель разработки и внедрения в производство технологических инноваций, предложенная Эдисоновским институтом сварки (США).

Ключевые слова: сварочное производство, наука, инновации, промышленный консорциум

Угроза потери лидерства в мировой экономике вызывает все большую озабоченность государственных и деловых кругов США. За последние годы страна утратила свои позиции в мировом рейтинге конкурентоспособности, переместившись с первого места в 2009 г. на пятое в 2011 г., а в 2010 г. США впервые уступили первое место по объему промышленного производства Китаю [1].

Сектор промышленного производства является краеугольным камнем экономики США. Его доля в ВВП страны составляет 11 %, а в общем объеме экспорта доля товаров промышленного производства превышает 60 %. В промышленности занято около 13,4 млн человек, что составляет почти 9 % всех занятых. Оплата труда в секторе промышленного производства выше на 20 %, чем в других непромышленных секторах экономики.

С 2008 г. кризис остается главной проблемой экономики США. Однако негативные тенденции в экономике страны проявились еще в 2001 г., тогда в течение года в секторе промышленного производства произошло сокращение более чем 2,5 млн рабочих мест. Эксперты отмечают следующие наиболее тревожные тенденции в секторе промышленного производства США:

- сокращение выпуска промышленной продукции. Доля промышленного сектора в ВВП страны за период 2000–2010 гг. сократилась с 17 до 11 %;

- сокращение количества рабочих мест. В период 2000–2010 гг. в промышленности было сокращено 37 % (6,5 млн) рабочих мест;

- сокращение объема внешней торговли (доля США на мировом рынке сократилась с 19 до 11 % (2000–2010 гг.), что привело к увеличению торгового дефицита;

- повышение цен на товары промышленного производства (увеличение затрат, связанных с бе-

зопасностью и охраной окружающей среды, налогообложением, оплатой труда, рекламацией и др. отразилось на цене готовой продукции, что стало одним из факторов снижения ее конкурентоспособности на мировом рынке);

- недостаток квалифицированных кадров. Только в отрасли сварочного производства недостаток квалифицированных сварщиков составляет 500 человек в год [2].

Технологии соединения материалов — неотъемлемая составляющая промышленного сектора экономики. Сварка и родственные ей технологии соединения тесно интегрированы в производственный процесс базовых отраслей промышленности и являются для них ключевыми безальтернативными технологиями. Учитывая такое определяющее значение технологий соединения для экономики, Эдисоновский институт сварки (EWI) совместно с Американским сварочным обществом в 2010 г. инициировал широкомасштабное исследование состояния и возможных путей повышения конкурентоспособности промышленного производства, широко использующего соединение материалов. В рамках проекта «Будущее соединения материалов в Северной Америке» был проведен анкетный опрос товаропроизводителей шести ведущих отраслей промышленности, целью которого было определение основных проблем этих отраслей и их потребности в части технологий соединения материалов. Результаты исследования были рассмотрены в 2011 г. на итоговой конференции «Повышение конкурентоспособности промышленности: Будущее соединения материалов в Северной Америке», в работе которой приняли участие научные, правительственные и общественные организации, ведущие производители сварочной техники «Lincoln Electric», «Trumpf», «Miller Electric» и др. В итоговом документе были определены основные проблемы соединения материалов в промышленном производстве и задачи его развития на ближайшие пять лет.



Таблица 1. Проблемы и первоочередные задачи отрасли соединения материалов США на ближайшие пять лет (указаны четыре первых ранга по отраслям промышленности)

Проблемы и задачи	Ранг по отраслям промышленности					
	Автомобилестроение	Нефтегазовая промышленность	Военная промышленность	Аэрокосмическая промышленность	Тяжелое машиностроение	Энергетика
Дефицит квалифицированных инженеров и специалистов в области контроля качества соединений		1	4			
Дефицит квалифицированных рабочих-сварщиков и рабочих других профессий		3			1	
Рост конкуренции со стороны стран с низкой оплатой труда	3					
Увеличение затрат на разработку и внедрение новых процессов, продуктов, методов				2		2
Увеличение времени на оценку качества соединений					3	
Расширение применения новых материалов и их сочетаний	1	4	3	4	4	1
Внедрение новых технологических процессов			2	1		
Сокращение времени от разработки до внедрения технологий в производство			1	3		4
Создание on-line системы информирования о новейших технологиях и методах, обеспечение доступа к ним	2					3
Повышение требования к качеству выполнения соединений	4	2			2	

В современных условиях глобализации мировой экономики существует только один возможный путь повышения конкурентоспособности промышленности — это инновационное развитие, т. е. повышение уровня разработок, сокращение времени внедрения технических инноваций в производство, повышение уровня образования и квалификации кадров. Инновационное развитие экономики предполагает также высокий уровень взаимосвязи науки, производства и подготовки кадров. Как показал опрос предприятий шести ведущих отраслей промышленности США, проведенный EWI, проблемы, имеющиеся в отрасли соединения материалов, тесно связаны с решением именно этих задач. Результаты опроса приведены в табл. 1, 2 [3].

Согласно приведенным выше результатам исследования во всех отраслях промышленности в ближайшие годы будут увеличиваться объемы применения новых прогрессивных конструктивных материалов и их сочетаний (табл. 1). Это главная задача отрасли автомобилестроения и энергетике, она также входит в отмеченные первые четыре задачи других отраслей промышленности. Разработчики и изготовители все более заинтересованы в применении новых материалов, которые улучшают технические характеристики изделий и снижают их себестоимость. Например, необходимость снижения массы автомобиля привела к увеличению использования высокопрочных

сталей, алюминия, магниевых сплавов и композитов. Рост применения новых конструктивных материалов требует разработки новых технологий соединения (табл. 2). Это отмечают представители всех опрошенных отраслей промышленности, а для аэрокосмической и военной промышленности этот вопрос стоит наиболее остро. По оценке респондентов необходимо также сократить время цикла «НИР — внедрение новых разработок в промышленное производство», найти пути снижения затрат на разработку и внедрение инноваций, создать on-line системы информирования о новейших разработках в отрасли соединения материалов. В комплексе эти задачи отражают необходимость разработки стратегии развития технологий соединения (табл. 2).

Следующей по важности является задача обеспечения квалифицированными кадрами в области технологий соединения. По данным Бюро статистики США в период с 2002 по 2009 гг. количество рабочих и специалистов всех сварочных профессий сократилось с 1 076 498 до 968 037 человек, или на 10,08 %. В настоящее время дефицит сварщиков по долгосрочным контрактам составляет примерно 500 человек в год. Однако это количество может быть больше, так как владение профессиональными навыками сварщика требуется еще более чем в 25 профессиях. Согласно данным проведенного опроса, которые подтверждаются статистическими данными, в отраслях промыш-



Таблица 2. Необходимые промышленности технологии соединения материалов и другие виды работ (указаны четыре первых ранга по отраслям промышленности)

Требуемые технологии/вид работ	Ранг по отраслям промышленности					
	Автомобилестроение	Нефтегазовая промышленность	Военная промышленность	Аэрокосмическая промышленность	Тяжелое машиностроение	Энергетика
Разработка технологии соединения новых прогрессивных материалов	1	3	1	1	3	3
Увеличение количества и повышение уровня образования инженеров и конструкторов в области технологий соединения		2	2			1
Развитие процесса дуговой сварки (производительность, качество и др.)		1	3		1	
Разработка новых методов соединения разнородных материалов	2			2		2
Осуществление on-line доступа к базам данных технологий соединения материалов		4				
Разработка более чувствительных, точных, надежных методов неразрушающего контроля	3		4	4		
Разработка высокопроизводительных технологий сварки толстолистовых материалов					2	
Улучшение методов обучения сварщиков (сделать более совершенными, целевыми, дешевыми)					4	
Разработка стратегии развития новых процессов соединения						4
Усовершенствование технологии контактной сварки (качество, надежность и др.)	4					
Развитие аддитивных промышленных технологий				3		

ленности США существует дефицит квалифицированных рабочих-сварщиков, инженеров, а также других специалистов в области сварки и контроля качества. Так, в нефтегазовой промышленности недостаток квалифицированных инженеров и специалистов в области контроля качества соединений, а в тяжелом машиностроении основной проблемой является дефицит рабочих-сварщиков (см. табл. 1). Недостаток квалифицированного персонала тесно связан с совершенствованием системы подготовки кадров, разработкой и внедрением системы постоянного повышения квалификации для специалистов всех профессий [4].

Основным источником инноваций является НИОКР. По оценке американских экспертов общие затраты на финансирование исследований и разработок в мире в 2012 г. возрастут на 5,2 % и достигнут 1,4 трлн дол., из которых доля США составит 36 %, или 436 млрд дол. Промышленность финансирует 64 %, федеральное правительство — 29 %, при этом в промышленности выполняется 71 % всех проводимых в стране НИОКР. В табл. 3 приведены данные структуры распределения финансирования НИОКР в США по основным источникам финансирования и исполнителям.

Область исследований и разработок становится в США, как и во всем мире, все более открытой

для сотрудничества. Данные табл. 3 показывают существенное увеличение финансирования промышленностью как собственных исследований и разработок, так и фундаментальных исследований, проводимых академическими организациями в интересах промышленности. Федеральное правительство также инвестирует значительные средства в промышленные НИОКР и другие организации. По данным опроса «R&D Magazine» 80 % промышленных компаний финансируют проведение совместных исследований с академическими организациями и другими компаниями. При этом не только промышленность, но и федеральное правительство проявляет все большую заинтересованность в получении прибыли от инвестиций в исследования и разработки. Если несколько лет назад только 10 % компаний планировали и вычисляли прибыль от вложений в НИОКР, то сейчас уже более 50 % фирм считают этот показатель ключевым индикатором своей деятельности.

Принятый в 1980 г. закон Бэя-Доула (Bayh-Dole Act) создал основу новой государственной научно-технической политики США, направленной на повышение конкурентоспособности национальной экономики. Закон позволил передавать созданную на федеральные деньги интеллектуальную собственность таким нефедеральным испол-



нителям НИОКР, как университеты, частные фирмы и другие субъекты, а также разрешил эксклюзивное лицензирование изобретений, что является ключевым условием их коммерциализации. Этот и принятые позднее другие законы и постановления правительства, государственные программы США и стимулировали интеграцию фундаментальной и прикладной науки, усилили заинтересованность промышленности в выполнении фундаментальных исследований, активизировали проведение междисциплинарных исследований, изменили политику в отношении исследовательской инфраструктуры [5, 6].

Чтобы стимулировать проведение технологических НИОКР в области технологий соединения, усилить взаимосвязь научного и производственного сектора, значительно сократить время и расширить области внедрения инновационных продуктов EWI совместно с Институтом промышленности США создали модель разработки и внедрения в производство технологических инноваций в области технологий соединения и успешно апробировали ее на практике. В основе предложенной модели лежит идея создания новых организационных структур, которые бы способствовали более тесной интеграции всех участников инновационного процесса: от идеи до коммерциализации разработки и широкого внедрения инноваций в производство, а именно:

целевые промышленные консорциумы (Focused Industry Consortia);

центры разработки и внедрения промышленных технологий (Manufacturing Technology Application Centers).

Консорциум — временное объединение промышленных предприятий, заинтересованных в

создании новой прогрессивной технологии. Члены консорциума определяют основные технологические проблемы, которые требуют решения, формируют проектную программу и команду исполнителей. В качестве исполнителей для решения различных специфических задач консорциум может привлекать центры разработки и внедрения промышленных технологий, исследовательские лаборатории, коммерческие структуры и другие организации. Поддержку разработки инноваций до стадии коммерциализации осуществляет государство через государственные программы. Внедрение инноваций в производство предполагает широкое привлечение средств промышленных фондов и других источников. В табл. 4 показана схема взаимодействия консорциума и центров разработки и внедрения промышленных технологий. Эта схема демонстрирует одну из основных идей функционирования консорциума — возможность привлечения в ходе разработки инновации для решения определенных задач специализированных центров разработки и внедрения промышленных технологий, которые имеют высококвалифицированные кадры и необходимые материальные ресурсы.

Разработанная EWI модель консорциума призвана выявлять возникающие в отраслях промышленности потребности в новых технологиях соединения материалов, осуществлять разработку этих технологий и развивать программы партнерского сотрудничества по созданию и широкому внедрению новых технологий в производство. Примером реализации на практике этой модели являются созданные EWI в 2010 г. Консорциум аддитивных технологий и Консорциум технологий ядерной энергетики.

Т а б л и ц а 3. Структура распределения финансирования НИОКР в США по основным источникам финансирования в 2012 г., млн дол. (процент изменения к 2011 г.)

Источник финансирования	Исполнитель НИОКР					
	Федеральное правительство	Правительственные фонды, центры, национальные лаборатории	Промышленность	Национальный научный фонд и другие академические организации	Бесприбыльные организации	Всего
Федеральное правительство	29 152 (–2,5)	14 666 (–3,69)	37 577 (–2,42)	37 440 (093)	6 817 (–2,29)	125 652 (–1,61)
Промышленность	—	202 (2,20)	237 487 (3,37)	3 868 (26,49)	2 129 (8,89)	279 685 (3,75)
Национальный научный фонд и другие академические организации	—	—	—	12 318 (2,85)	—	12 318 (2,85)
Другие правительственные организации	—	—	—	3 817 (2,72)	—	3 817 (2,72)
Бесприбыльные организации	—	—	—	3 491 (2,70)	11,055 (2,70)	14 546 (2,70)
Всего	29 152 (–2,51)	14 868 (–2,36)	311 063 (2,63)	60 934 (2,85)	20 001 (1,55)	436 018 (2,07)



Таблица 4. Схема взаимодействия целевых промышленных консорциумов и центров разработки и внедрения промышленных технологий

Целевые промышленные консорциумы	Центры разработки и внедрения промышленных технологий							
	Автоматизация	Литье	Сборка электроники	Штамповка	Контроль	Соединение	Аддитивные технологии	Обработка
Производство металла для авиастроения с использованием аддитивных технологий	×				×	×	×	×
Снижение массы автомобиля		×		×	×	×	×	
Высокоскоростная сборка батарей	×		×		×	×		
Экологически чистое производство электроники	×		×			×		
Производство оборудования для атомных электростанций		×			×	×	×	×
Автоматизация процесса производства оборудования для тяжелого машиностроения	×				×	×	×	×

Например, Консорциум аддитивных технологий объединил усилия крупных корпораций аэрокосмической отрасли США — клиентов EWI и другие частные, общественные и государственные организации, заинтересованные в разработке и широком внедрении в производство передовых аддитивных технологий. Всего консорциум объединил 24 промышленных членов и партнеров по проведению исследований. Промышленные члены консорциума — это фирмы-производители и потребители, а исследовательские партнеры — пять университетов и такие организации, как «Army», «Air Force», «Navy», «NIST», «NASA». Разработку и внедрение данной модели поддержало государство. Штат Огайо выделил на реализацию данного проекта многомиллионный грант.

Если консорциумы призваны решать стратегические и организационные задачи по разработке создания новой технологии, то центры разработки и внедрения промышленных технологий являются основными исполнителями данного проекта. Эти организации должны быть признанными лидерами мирового класса в своей области, оснащенными новейшим оборудованием и имеющими высококвалифицированный персонал. Примером такого центра в области соединения материалов является EWI. В своей работе он тесно сотрудничает с исследовательскими университетами и промышленным сектором, что позволяет осуществлять инновационные разработки и успешно внедрять их в производство. С 1984 г. институт имеет постоянную государственную поддержку по программе Ohio Edison Program. Постоянное развитие, эффективность работы и высокая степень возврата инвестиций привлекает частных инвесторов. В

2010 г. объем частных инвестиций в разработки EWI в 20 раз превысил объем государственного финансирования [7].

Предложенная EWI инновационная модель разработки и внедрения технологий была одобрена правительством США. Национальный институт стандартов и технологий при Министерстве торговли на ее основе принял в 2011 г. новую государственную программу поддержки развития технологических инноваций в США «Advanced Manufacturing Technology Consortia (AMTech)». Бюджет данной программы на 2012 г. составил 12 млн дол. Он предусматривает поддержку развития таких инновационных направлений, как робототехника, наноматериалы, новые прогрессивные материалы, новые прогрессивные технологии производства. Всего на поддержку инновационных программ государство в 2012 г. выделило 75 млн дол. [8].

1. *Bucher K.* US competitiveness ranking continues to fall; Emerging markets are closing the gap //www.weforum.org
2. *Strengthening manufacturing competitiveness: report from the 2010 conference on the future of materials joining in North America.* — Febr. 2, 2011//EWI. — www.ewi.org
3. *Conrardy C.* Materials joining and technology //www.weldingandgasestoday.org
4. *State of the welding industry report: executive summary* //Weld-Ed.-www.weld-ed.org
5. *2012 Global R&D Funding Forecast*//Battelle. The Business of Innovation. — www.battelle.org
6. *Дежнина И.* Поддержка фундаментальной науки в США: уроки для России? // Бытие науки. — 2011. — № 94. — С. 6–7.
7. *Revitalizing american's manufacturing innovation infrastructure.* Response to the NIST AMTech Request for Information// EWI. — www.ewi.org
8. *President Obama Launches Advanced Manufacturing Partnership* //www.nist.go.

Tasks and problems of the materials joining technology are presented. The model suggested by the Edison Welding Institute (USA) for development and commercial application of technological innovations is considered.

Поступила в редакцию 03.09.2012



ОПЫТ ПРИМЕНЕНИЯ ВЧ-ЭЛЕКТРОСВАРОЧНОГО АППАРАТА ЕК-300М1 В ХИРУРГИИ

О. Н. ИВАНОВА, канд. техн. наук (Международная ассоциация «Сварка»),
А. Т. ЗЕЛЬНИЧЕНКО, канд. физ.-мат. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
Д. Д. КУНКИН, инж. (Международная ассоциация «Сварка»),
В. В. ПЕРЕКРЕСТ, В. А. ТОДОРЕНКО, кандидаты техн. наук
(НИИ ПЭ НТУУ «Киевский политехнический институт»)

Изложены данные, иллюстрирующие достоинства и области применения высокочастотного электросварочного аппарата ЕК-300М1 в хирургии.

Ключевые слова: электрическая сварка, живые мягкие ткани, высокочастотный аппарат ЕК-300М1, области применения, преимущества

Приоритетом украинских ученых, инженеров и медиков стало создание оборудования и технологии высокочастотной (ВЧ) электрической сварки живых мягких тканей.

Выдвинутая в 1991 г. академиком Б. Е. Патонем и академиком НАН Украины В. К. Лебедевым гипотеза и предложенная математическая модель после серии экспериментов на животных нашли свое подтверждение. Это позволило заявить: электрическая сварка живых мягких тканей с сохранением их жизнеспособности возможна. Настало время разработки лабораторных образцов техники и экспериментального обоснования технологии [1].

Для этой цели в 1996 г. под руководством академика Б. Е. Патона был создан международный проект с участием ИЭС им. Е. О. Патона, НИХиТ им. А. А. Шалимова, Международной ассоциации «Сварка» и американской финансовой компании Consortium Service Management Group Technologies Inc., а также ряда медицинских учреждений Украины. Коллективное творчество принесло успех. В начале предложены первые варианты систем дозированной подачи энергии, макеты образцов источников питания и хирургических инструментов. Создание источников питания осуществлялось поэтапно. Первый экспериментальный вариант был разработан в 1992 г., второй — в период 1995–1996 гг., третий — в 2003 г. Источник питания ЕК-300М1 был разработан в 2004 г., а его усовершенствованный вариант в 2007–2008 гг. совместно с НИИ прикладной электроники НТУУ «Киевский политехнический институт» [2] и заводом «Счетмаш», г. Лубны, Полтавская обл. На протяжении отмеченных этапов продолжалась экспериментальная работа как в лабораториях ИЭС им. Е. О. Патона, так и в клиниках с участием

специалистов инженерного и медицинского профиля.

В январе 2001 г. было получено первое Свидетельство о Государственной регистрации в Украине высокочастотного электросварочного аппарата ЕК-300М1. С этой даты начинается отсчет времени практического применения нового способа тканесохраняющей ВЧ-электросварочной технологии в хирургии. Последующие свидетельства о Государственной регистрации получены в 2004 и 2010 гг. Получены также свидетельства о Государственной регистрации в Российской Федерации (2006 г.) и в Беларуси (2009 г.). На технологию, способ ВЧ-электросварки и сварочные инструменты получены патенты Украины, России, США, Европейского Союза, Канады, Китая, Японии, Австралии [3–15]. Все это позволило перейти к широкому разноплановому применению способа сварки живых мягких тканей в клиниках 16 областей Украины, а также в России — в трех клиниках Москвы и Санкт-Петербурга.

Одновременно с работой над источником питания разрабатывается электросварочный медицинский инструментарий, являющийся составным элементом ВЧ-электросварочного комплекса. Определяются такие основные параметры инструментов, как размеры, форма, масса электродов, а также требования к конструкции: удобство в работе, доступ к месту ВЧ-электросварки, технологичность конструкции инструментов при изготовлении и ремонте. Все виды электросварочных медицинских инструментов (пинцеты, зажимы, лапароскопы) — инструменты биполярного типа. Особый интерес представляет инструментарий для эндоскопических и торокоскопических операций. Накапливается опыт изготовления и практического применения такого рода инструментария. При этом экспериментальная работа не приостанавливается, положительные результаты немедленно переносятся в клинические условия.



Большой объем исследовательской и экспериментальной работы способствовал накоплению опыта клинического применения ВЧ-электросварки и соответствующего оборудования.

Новая электросварочная технология уверенно внедряется в практику хирургического лечения больных с самыми разнообразными патологиями. Постоянное накопление опыта в этом направлении позволило издать в 2009 г. атлас «Тканесохраняющая высокочастотная электросварочная хирургия». Авторами этой книги являются все участники разработки этой технологии — специалисты инженерного и медицинского профилей.

По состоянию на 2009 г. в атласе отражен весь путь от первых шагов исследователей до практических успехов клиницистов, освоивших около 130 видов хирургических методик.

Сегодня данная технология развивается, усовершенствуется ВЧ-электросварочное оборудование и новые хирургические методики, увеличивается количество пользователей этого оборудования. Примером развития этой технологии могут служить данные клинического применения, приведенные пользователями оборудования ЕК-300М1 новых (после 2009 г.) хирургических методик. Это Одесский областной онкологический диспансер, Киевский городской центр эндокринной хирургии, Государственное учреждение «Институт педиатрии, акушерства и гинекологии НАМНУ», Донецкий областной противоопухолевый центр, Государственное учреждение «Институт глазных болезней и тканевой терапии им. В. П. Филатова», Житомирская областная детская больница. В этих учреждениях с применением ЕК-300М1 успешно используются новые методики хирургического лечения при:

- септопластике у детей, особенно в труднодоступных местах;
- раке гортани;
- лечении патологии щитовидной железы;
- органосохраняющих операциях по удалению опухоли на яичниках у женщин;
- раке мочевого пузыря;
- раке желудка и раке молочной железы;
- метастатическом поражении печени (резекции печени, краевой биопсии печени, право-, левосторонней гемигепатэктомии, трисегментэктомии и бисегментэктомии);
- регматогенной отслойке сетчатки для блокирования разрывов сетчатой оболочки;
- эндорезекции внутриглазных новообразований;
- микрохирургии требзулярного аппарата глаза и радужной оболочки.

К настоящему времени разработаны оригинальные инструменты для работы в полости стекловидного тела глаза и методика достижения адекватной девитализации опухолевых очагов, что уменьшит риск неконтролируемого кровотечения при эндоре-

зекции увеальной меланомы. В детской хирургии при лечении различных патологий используется ВЧ-электросварочная технология при эндоскопических, преимущественно лапароскопических операциях.

По мнению медицинских работников использование аппарата ЕК-300М1 позволяет достигать:

- значительного уменьшения кровопотери при оперативном вмешательстве;
- минимизации термического и механического поражения ткани, что ведет к сохранению живых клеток и скорейшей регенерации тканей в месте коагуляции с сохранением функциональной активности органа, в том числе возможности сохранения репродуктивной функции;
- изменения схемы проведения операционного вмешательства с достижением более облегченного доступа к травмированному органу (опыт нейрохирургических и урологических операций);
- возможности выполнения тканесохраняющих оперативных вмешательств;
- сокращения времени проведения оперативного вмешательства, т. е. времени нахождения больного под действием наркотических средств;
- уменьшения срока послеоперационной реабилитации;
- сокращения времени пребывания больного в стационаре;
- исключения применения инородного шовного материала;
- уменьшения количества требуемых медицинских инструментов;
- улучшения условий работы хирургической бригады, облегчения работы хирурга, особенно в труднодоступных местах;
- исключения образования инфильтратов;
- уменьшения послеоперационных болей.

Таким образом, уже сегодня имеется прекрасный инструмент-орудие для борьбы с недугами, способ облегчения физических страданий человека.

Данная технология как живой организм развивается. Совершенствуется управление энергетическим комплексом, создаются новые конструктивные решения аппарата и инструментария. Все это направлено на улучшение качества и увеличение объема выполняемых хирургических операций. Уже прошел клинические испытания новый электросварочный комплекс, который поступит на вооружение хирургов в самое ближайшее время, т. е. возможность борьбы с недугами и оказание больным квалифицированной помощи расширяются. Нужно отметить, что при совершенствовании источников питания ЕК-300М1 их принцип работы остается неизменным в соответствии с полученными патентами.



1. Патон Б. Е. Электрическая сварка мягких тканей в хирургии // Автомат. сварка. — 2004. — № 9. — С. 7–11.
2. Программно-аппаратный комплекс для исследования процесса электрической сварки живых мягких тканей / А. Т. Зельниченко, А. В. Мироничев, В. В. Перекрест и др. // Сварка и родственные технологии в третье тысячелетие: Тез. стэнд. докл. — Киев: Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, 2008. — С. 72.
3. Пат. 39907 Україна. Спосіб з'єднання судин та інших порожнистих органів тварини або людини й пристрій для його здійснення / Б. Є. Патон, В. К. Лебедев, Д. С. Ворона та ін. — Приор. від 25.03.98; Опубл. 16.07.2001.
4. Пат. 44805 Україна. Спосіб з'єднання м'яких біологічних тканин і улаштування для його здійснення / Б. Є. Патон, В. К. Лебедев, Д. С. Ворона та ін. — Приор. від 25.03.98; Опубл. 15.03.2002.
5. Pat. 2002/0091385 A1 US. Bonding of soft biological tissues by passing high frequency electric current therethrough / B. E. Paton, V. K. Lebedev, D. S. Vorona et al. — Publ. Jul. 11, 2002.
6. Pat. WO 03/070284 A2. System and method for control of tissue welding / B. E. Paton, V. K. Lebedev, A. V. Lebedev et al. — Prior. 13.02.2003.
7. Pat. 6,562,037 B2 U.S. Bonding of soft biological tissues by passing high frequency electric current therethrough / B. E. Paton, V. K. Lebedev, D. S. Vorona et al. — Publ. May 13, 2003.
8. Pat. 2003/0158551 A1 US. System and method for control of tissue welding / B. E. Paton, V. K. Lebedev, A. V. Lebedev et al. — Publ. Aug. 21, 2003.
9. Pat. 6733498 US. System and method for control of tissue welding / B. E. Paton, V. K. Lebedev, A. V. Lebedev et al. — Prior. 19.02.2002; Publ. Aug. 21, 2003.
10. Pat. US 6,733,498 B2. System and method for control of tissue welding / B. E. Paton, V. K. Lebedev, Yu. A. Masalov et al. — Prior. publ. Data 2003/0158551 A1 Aug. 21, 2003.
11. Пат. Україна 74 901. Інструмент для з'єднання м'яких біологічних тканин тварин і людини / Б. Є. Патон, В. К. Лебедев, О. В. Лебедев та ін. — Приор. від 09.01.2004; Опубл. 15.02.2006.
12. Pat. US 2005/0234447 A1. Bonding of soft biological tissues by passing high frequency electric current therethrough / B. E. Paton, V. K. Lebedev, D. S. Vorona et al. — Publ. Date: Oct. 20, 2005.
13. Пат. Україна 75342. Спосіб зварювання м'яких тканин тварини і людини / Б. Є. Патон, В. К. Лебедев, О. В. Лебедев та ін. — Приор. від 19.06.2002; Опубл. 17.04.2006.
14. Пат. Україна 77064. Способ сварки биологической ткани и устройство для сварки биологической ткани (варианты) / Б. Е. Патон, В. К. Лебедев, А. В. Лебедев и др. — Приор. от 13.02.2003; Опубл. 15.10.2006.
15. Пат. 2294171 Россия. Способ сварки мягких тканей животных и человека / Б. Е. Патон, В. К. Лебедев, А. В. Лебедев и др. — Приор. от 19.06.02. — Опубл. 27.02.07; Бюл. № 6.

Presented are the data illustrating advantages and applications of high-frequency welding apparatus EK-300M1 in surgery.

Поступила в редакцию 07.12.2011

НОВЫЕ КНИГИ

В издательстве МГТУ им. Н. Э. Баумана вышло в свет учебное пособие Н. П. Алешина, В. И. Лысака, В. Ф. Лукьянова «Современные способы сварки».

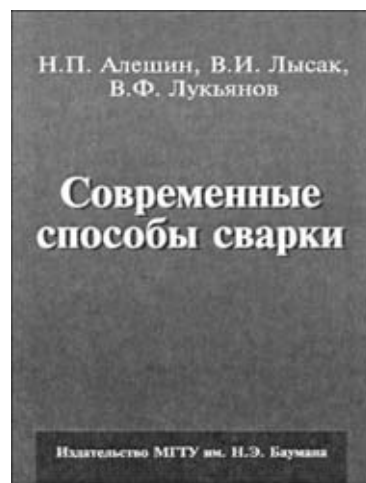
В книге описаны современные высокоэффективные сварочные процессы. Рассмотрены примеры практического применения отдельных видов сварки, их преимущества и недостатки.

Для студентов, обучающихся по направлению «Машиностроение», а также специалистов, работающих в области создания сварных конструкций и разработки технологий их производства.

ИБРАГИМОВ А. М., ПАРЛАШКЕВИЧ В. С. Сварка строительных металлических конструкций: Учебное пособие. — М.: Издательство АСВ, 2012. — 176 с.

В пособии приводятся основные сведения о существующих видах сварки, сварочных материалах, способах механизации и автоматизации сварочных процессов, безопасности при выполнении сварочных работ. Большое внимание уделяется вопросам повышения прочности, надежности и качества сварных соединений, а также проблемам их свариваемости. Представлена методика расчета сварных соединений при различных видах нагрузок. Изложены основы теории образования сварочных напряжений и деформаций и описаны мероприятия по их снижению.

Предназначено для студентов-бакалавров, обучающихся по направлению «Строительство» и изучающих раздел «Сварка металлических конструкций» дисциплины «Металлические конструкции, включая сварку».





II ВСЕУКРАИНСКАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ СТУДЕНТОВ, АСПИРАНТОВ И МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ «СВАРКА И РОДСТВЕННЫЕ ПРОЦЕССЫ И ТЕХНОЛОГИИ»

4–8 сентября 2012 г. в курортном поселке Коблево на базе отдыха Национального университета кораблестроения «Корабел» прошла II Всеукраинская научно-техническая конференция студентов, аспирантов и молодых ученых «Сварка и родственные процессы и технологии». Организаторами конференции выступили Национальный университет кораблестроения им. Адмирала Макарова и Академия наук судостроения Украины по инициативе Совета молодых ученых и Студенческого парламента университета. Конференция проходила три дня в режиме пленарных заседаний. Были представлены доклады от научных и учебных организаций Киева, Николаева, Херсона, Львова, Харькова, Краматорска, Мариуполя и Луганска по следующим направлениям:

прогрессивные технологии сварки и родственные технологии;

новые конструкционные и функциональные материалы, покрытия;

математическое моделирование и информационные технологии;

работоспособность, техническая диагностика и неразрушающий контроль.

Значительное количество докладов по различным направлениям было сделано молодыми учеными и специалистами — сотрудниками ИЭС им. Е. О. Патона. Выступления были посвящены как обеспечению технологических условий сварки, наплавки, обработки деталей и конструкций, так и исследованию фундаментальных процессов, происходящих при этих условиях.

Интерес у аудитории вызвали доклады Е. Половецкого «Влияние принудительной схемы деформирования на структуру и свойства сварного соединения при диффузионной сварке АМг6 с ВТ6», А. Полишко «Неметаллические включения в зоне сплавления однородных слоев модельного слитка из высоколегированной стали типа 316, полученного методами ЭШН ЖМ», К. Ляпиной «Методы получения суспензий с использованием инкапсулированных нанопорошков металлов», Ю. Хохловой «Исследование возможности применения активатора на основе галлия для соединения пеноалюминия



с легкими сплавами», И. Березина «Effect of ultrasonic impact treatment on fatigue performance welded joints of high strength aluminium alloy», Д. Ермоленко «Влияние нанообразований в металле на формирование микроструктуры сварного шва и его механические свойства», И. Лендела «Механические колебания с управляемыми параметрами в дуговой механизированной и автоматической сварке», Р. Селина «Сварка в узкий зазор соединений толщиной 40 мм стали 20» и др. Хотелось отметить интересное выступление молодого специалиста, впервые принимавшего участие в конференциях, Т. Зубер, которая представила результаты исследований «Влияния скоростного охлаждения на структуру и твердость стали 06ГБД с карбонитридным упрочнением после испытаний на установке Gleeble 3800».

Участники конференции имели возможность в ходе обсуждения задать вопросы, обменяться мнениями о прослушанных докладах и обсудить перспективы сотрудничества. Лучшие доклады конференции будут опубликованы в сборнике научных работ Национального университета кораблестроения им. Адмирала Макарова.

Участники конференции выражают свою благодарность руководству университета и членам совета молодых ученых за проведение мероприятия на высоком организационном и техническом уровне.

С. Г. Григоренко, канд. техн. наук

III МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «РЕСУРС, НАДЕЖНОСТЬ И ЭФФЕКТИВНОСТЬ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ»

15–18 октября 2012 г. в Институте проблем машиностроения им. А. Н. Подгорного НАН Украины (г. Харьков) состоялась III Международная научно-техническая конференция «Ресурс, надежность и эффективность использования энергетического оборудования». Организаторами конференции являлись Национальная академия наук Украины, Научно-технический союз энергетиков и электротехников Украины, Научный совет по научным основам тепловых машин при ВФТПЭ НАН Украины, Институт проблем машиностроения им. А. М. Подгорного НАН Украины, НТК «ИПМАШ» НАН Украины.

В работе конференции приняли участие представители Национальной академии наук Украины, Министерства образования и науки Украины, энергогенерирующих и электроснабжающих компаний, проектных институтов, которые относятся к топливно-энергетическому комплексу Украины, ОАО «Турбоатом», а также представители институтов России и Польши.

Цель конференции — анализ новых разработок в отрасли научно-технического обеспечения и сопровождения для реализации задач энергетической стратегии Украины в части оценки остаточного ресурса, продления срока эксплуатации, повышения надежности и эффективности использования энергетического оборудования электростанций Украины.

Тематика конференции включала следующие направления:

- применение современных систем диагностики, продление срока эксплуатации энергетического оборудования;
- оценка состояния металла элементов оборудования;
- разработка нормативно-технической документации в сфере диагностирования;
- особенности применения методов и методик оценки остаточного ресурса эксплуатации оборудования и его продления.

Конференцию открыл и выступил со вступительной речью академик НАН Украины, директор Института проблем машиностроения им. А. Н. Нагорного Ю. М. Мацевитый. Он поздравил участников конференции с началом ее работы, подчеркнул актуальность конференции для энергетики Украины, пожелал успехов в работе всем ее участникам, обратил внимание на необходимость обмена научным и практическим опытом. Затем Юрий Михайлович

указал на важность проблемы эксплуатации, ремонта и модернизации оборудования, тепловых и атомных электростанций, которое уже выработало свой парковый ресурс. Надежность стареющего оборудования снижается и в этой связи целесообразным является своевременная и эффективная его модернизация и ремонт, а также выявление уровня повреждаемости.

На пленарном заседании с докладом «Техническое состояние генерирующего оборудования и задачи повышения надежности и эффективности его использования» выступил М. П. Михайлов, директор департамента генерации НАК «Энергетическая компания Украины». В своем выступлении А. Н. Нагорный, генеральный директор Востокэнерго, руководитель департамента ДТЭК рассмотрел задачу переоснащения генерирующего оборудования тепловых электростанций в современных условиях. С интересом участники конференции отнеслись к докладу Н. Н. Гришина, первого заместителя главного конструктора паровых турбин ОАО «Турбоатом», посвященного созданию, модернизации и особенностям конструкций паровых турбин. При изготовлении таких турбин, включающих сварные соединения, используются новые технические решения, разработанные специалистами ОАО «Турбоатом», ИЭС им. Е. О. Патона и НТУ «ХПИ».

Ряд докладов был посвящен решению теоретических и практических задач, имеющих конкретную направленность. Отмечалось, например, что особого внимания требуют сварные соединения элементов паропроводных систем, интенсивность повреждаемости которых выше, чем самих паропроводов. В докладах приводили усовершенствованные методики оценки повреждаемости, трещиностойкости, а также ресурса роторов и корпусных деталей турбоагрегатов, диагностирования уровня деградации энергетического оборудования, особенности использования восстановительной термической обработки, а также физико-химические процессы, проходящие в металле длительно эксплуатируемого оборудования.

Многие доклады сопровождалось оживленными обсуждениями и дискуссиями. Например, по использованию методов и методик выявления уровня деградации металла длительно эксплуатируемого оборудования. Подчеркивалась необходимость разработки новой нормативной документации, охваты-



вающей конкретные направления по контролю металла и продлению его ресурса.

На конференции отмечалось дальнейшее неуклонное обострение проблемы физического и морального старения энергетического оборудования в Украине, увеличение количества энергооборудования, выработавшего парковый ресурс. Эти факторы являются одной из главных причин снижения надежности, технико-экономических, а также экологических показателей энергоблоков.

В заключение конференция приняла решение информировать Министерство энергетики и уголь-

ной промышленности Украины о необходимости принятия мер, обеспечивающих надежность и эффективное использование энергетического оборудования.

Конференция поставила перед учеными и специалистами, занятыми в сфере энергетики, конкретные научные и практические задачи, а также указала пути их эффективной реализации. Она позволила также углубить существующие деловые контакты и установить новые.

В. В. Дмитрик, д-р техн. наук

УДК 621.791:061.2/4

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «СОВРЕМЕННЫЕ ПРОБЛЕМЫ МЕТАЛЛУРГИИ, ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ И НАПЛАВКИ СТАЛЕЙ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ»

25-26 октября 2012 г. в Киеве в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины состоялась научно-техническая конференция «Современные проблемы металлургии, технологии сварки и наплавки сталей и цветных металлов», посвященная 100-летию двух видных ученых в области металлургии и технологии сварки и наплавки сталей и цветных металлов — д-ра техн. наук, проф. И. И. Фрумина и д-ра техн. наук, проф. Д. М. Рабкина. Конференция была организована ИЭС им. Е. О. Патона, Обществом сварщиков Украины и Международной ассоциацией «Сварка».

В работе конференции приняли участие более 100 ученых и специалистов в области сварки и смежных процессов от научно-исследовательских институтов, вузов и предприятий Украины, России и Польши.

Открыл пленарное заседание конференции академик НАН Украины, д-р техн. наук, проф. Л. М. Лобанов. Он рассказал о жизненном пути И. И. Фрумина и Д. М. Рабкина.

И. И. Фрумина принял на работу в ИЭС Евгений Оскарович Патон в 1937 г. С 1941 по 1945 гг. он участвовал в Великой Отечественной войне. Войну он окончил в Берлине в звании майора — начальника химслужбы зенитной дивизии.

После демобилизации И. И. Фрумин возвратился в ИЭС, где сначала возглавлял химическую и флюсовую лаборатории, а затем почти 30 лет — отдел физико-металлургических проблем наплавки износостойких и жаропрочных сталей. Им вместе с коллегами выполнен комплекс основополагающих работ в области металлургии сварки, теории образования пор и трещин при сварке, разработано и налажено промышленное производство первых плавных флюсов.

Особенно весомый вклад внес И. И. Фрумин в создание научных и практических основ механизированной наплавки. Под его руководством разработаны первые порошковые проволоки для наплавки, новые способы и технологии наплавки, которые нашли широкое применение в различных отраслях промышленности. За исследование, разработку и внедрение механизированной наплавки валков горячей прокатки И. И. Фрумин стал первым лауреатом Премии им. Е. О. Патона НАН Украины. За разработку порошковых проволок для сварки и наплавки ему в составе коллектива ученых была присуждена Государственная премия СССР.

Д. М. Рабкин начал работать в ИЭС в 1939 г. после окончания Киевского индустриального института (теперь НТУУ «КПИ»). В 1941–1943 гг. находился в рядах Красной Армии. В 1943 г. был отозван с фронта в ИЭС для оперативного решения вопросов, связанных с созданием и внедрением технологий сварки бронеконструкций и снарядов на заводах Урала и Сибири. Вся дальнейшая его деятельность связана с ИЭС им. Е. О. Патона, где он занимался проблемами металлургии сварки легких сплавов.

Д. М. Рабкин проявил себя как талантливый исследователь процессов плавления алюминиевых сплавов при дуговой сварке и физико-химических реакций в дуге и в сварочной ванне. Им выполнены фундаментальные исследования как в области металлургии и материаловедения алюминиевых сплавов, так и создания новых технологий их сварки — механизированной полуоткрытой дугой с использованием галогенидных флюсов, электрошлаковой, электронно-лучевой и др. За монографию «Металлургия сварки плавления алюминия и его

сплавов» он был удостоен Премии им. Е. О. Патона НАН Украины.

Затем выступил руководитель отдела физико-металлургических проблем наплавки износостойких и жаропрочных сталей д-р техн. наук И. А. Рябцев, который, в частности, сказал, что в отделе продолжают и развивают те направления исследований и те традиции, которые заложил И. И. Фрумин. В последние годы в отделе занимаются исследованием и разработкой новых методов оптимизации структуры и свойств наплавленного металла. Для этого используется эффект структурной наследственности. Для реализации этого эффекта в состав шихты порошковых проволок для наплавки вводятся наноразмерные карбидные композиции, которые влияют на структуру и свойства наплавленного металла без изменения его химического состава. Совместно с Институтом механики отдел занимается разработкой математических моделей и методов расчета структурного и напряженно-деформированного состояния плоских и цилиндрических деталей при наплавке и эксплуатации в условиях одновременного действия циклических термических и механических нагрузок. Математические модели позволяют оценить расчетным методом ресурс эксплуатации наплавленных прокатных валков, штампов и других подобных деталей. Совместно с отделом математических исследований ИЭС им. Е. О. Патона была создана экспертная система «Наплавка». Разработка этой системы позволила систематизировать обширные знания по наплавочным материалам, технологиям и технике наплавки практически всех деталей, которые наплавляются в странах СНГ. Учитывая нынешние возможности в получении практических знаний и опыта по наплавке экспертную систему можно с успехом использовать в учебном процессе в вузах.

Чл.-кор. НАНУ А. Я. Ищенко (ИЭС им. Е. О. Патона) выступил с докладом «Прогрессивные технологии сварки высокопрочных алюминиевых сплавов». В авиационной, ракетно-космической и оборонной технике широко используются алюминиевые сплавы различных систем легирования. В докладе были проанализированы физико-металлургические процессы, происходящие при их сварке, такие как образование и меры предотвращения включений оксидной пленки в металле шва, причины и меры предотвращения пористости в металле шва при сварке плавлением, особенности кристаллизации швов многокомпонентных сплавов, образование и меры предотвращения горячих трещин, химической и структурной неоднородности. Дана характеристика новых и усовершенствованных способов и технологий сварки с использованием электрической дуги, электронно-лучевых и лазерных источников нагрева. В последние годы разработаны сложнотермически-легированные алюминиевые сплавы с микродобавками скандия и циркония, которые отлича-

ются более высокой технологичностью и прочностью. Их свариваемость плавлением при использовании современных технологий сварки характеризуется как хорошая или удовлетворительная, а временное сопротивление разрыву термически упрочненных деформированных полуфабрикатов достигает 750 МПа. Улучшение характеристик свариваемости таких материалов обеспечит прогрессивное развитие конструкций многих новых изделий транспортного назначения, таких как аэробусы, вагоны скоростных поездов, изделия оборонного назначения, что повысит технические и экономические показатели их производства и эксплуатации.

Доклад канд. техн. наук Е. Ф. Переплетчикова (ИЭС им. Е. О. Патона) был посвящен достижениям института в области плазменно-порошковой наплавки (ППН), развитие которой неразрывно связано с именем И. И. Фрумина. Под его руководством проводились комплексные и целенаправленные исследования технологических особенностей плазменной наплавки, разработка наплавочных порошков и наплавочного оборудования, а также внедрение процесса в различных отраслях промышленности. ППН особенно эффективна в условиях серийного производства арматуры различного назначения с уплотнительными поверхностями, наплавленными сплавами на основе кобальта, никеля, железа, меди. Накоплен большой опыт при наплавке деталей как мелких задвижек, вентилях (DN50), так и крупных (DN1000 и выше) для стационарных и транспортных энергетических установок, химических предприятий, нефте- и газопроводов. Значительный интерес представляет разработанная в ИЭС им. Е. О. Патона технология и наплавочный порошок ПР-Х18ФНМ для ППН червяков экструдеров полимерных машин, работающих в условиях интенсивного абразивного изнашивания и коррозионного воздействия среды. Особенно эффективна плазменная наплавка при ремонте червяков, так как позволяет при незначительных затратах не только восстановить дорогостоящую деталь, но при этом повысить ее эксплуатационную стойкость и, кроме того, восстанавливать изношенные червяки многократно. ППН применяется в промышленности для наплавки выпускных клапанов ДВС различных типоразмеров, начиная с клапанов легковых автомобилей диаметром 20...35 мм и заканчивая клапанами судовых дизелей диаметром 300...450 мм. При наплавке клапанов в полной мере проявляется важнейшее преимущество ППН — возможность нанесения тонких слоев с малым термическим воздействием на основной металл.

В докладе канд. техн. наук О. Г. Кузьменко (ИЭС им. Е. О. Патона) были представлены разработки института в области ЭШН. В институте для этого создана оригинальная конструкция неплавящегося электрода — токоподводящий кристаллизатор (ТПК). При использовании ТПК присадочные



материалы могут подаваться в шлаковую ванну в виде труб, стержней, проволоки, дробы, жидкого присадочного материала и т. п. Наиболее перспективным для наплавки в ТПК является зернистый присадочный материал. Используя его, можно получать наплавленные слои заданных размеров и химического состава, а также активно влиять на процессы кристаллизации наплавленного металла и его свойства. Наибольший опыт накоплен при изготовительной и восстановительной наплавке дробью чугуновых прокатных валков. В ИЭС им. Е. О. Патона разработан и доведен до промышленного применения способ получения многослойного металла электрошлаковой наплавкой жидким металлом. Процесс начинают с подплавления твердой заготовки, затем на подплавленную поверхность заливают расплавленный в отдельно стоящей печи металл и поддерживают электрошлаковый процесс неплавящимися графитированными электродами. Наплавляемый металл кристаллизуют постепенно, снижая мощность электрошлакового процесса. Благодаря этому металл хорошо рафинируется и затвердевает направленно снизу вверх без дефектов усадочного характера. К настоящему времени разработанная технология с успехом опробована в промышленности для получения заготовок биметаллических штампов, восстановления штампов горячего деформирования и т. д.

Инж. А. Ю. Пасечник (Донецкий национальный технический университет) рассказал о работах лаборатории сварки и износостойкой наплавки ДНТУ. Лаборатория занимается разработкой и внедрением технологий ремонта, упрочнения и изготовления деталей и узлов горного и металлургического оборудования с использованием электрошлакового процесса. Непременная специфика разрабатываемых технологий — это возможность их промышленной реализации непосредственно в местах эксплуатации оборудования, а также использования в качестве исходных материалов металлоотходов.

В докладе д-ра техн. наук, проф. В. Ю. Конкевича (ВИЛС, г. Москва) были рассмотрены технологии производства и использования гранулируемых алюминиевых сплавов. Основные преимущества гранульной технологии производства алюминиевых сплавов заключаются в возможности использования более простой технологической схемы при производстве тонкостенных полуфабрикатов; обеспечении экономичного производства изделий, благодаря значительно сокращенному циклу в сочетании с высоким выходом годного; получении полуфабрикатов из сложнелегированных сплавов, содержащих в своем составе компоненты в количествах, превышающих их предельную растворимость в равновесном состоянии.

Д-р техн. наук Е. Турык (Институт сварки, г. Гливице, Польша) представил на конференции док-

лад «Экспериментальные исследования термостойкости и стойкости при циклических температурных и постоянных механических нагрузках металла, применяемого для наплавки роликов МНЛЗ». Были проведены экспериментальные исследования термической стойкости и стойкости при циклических температурных и постоянных механических нагрузках металла, наплавленного проволоками, которые применяются на польских металлургических заводах для восстановления и упрочнения роликов МНЛЗ. Для сравнения по тем же методикам испытывался и основной металл роликов — сталь 34ХМ. В результате исследований по обеим методикам установлено, что наилучшие свойства при таких испытаниях имели образцы из стали 34ХМ. Из наплавленных образцов лучшие свойства имел аустенитный наплавленный металл Х18Н10. Ниже были свойства металла мартенситного 10Х13 и мартенсито-аустенитного Х13Н4 классов. Более низкая стойкость образцов наплавленного металла типа сталей Х18Н10, 10Х13 и Х13Н4, возможно, связана с выделениями карбидов хрома на границах зерен.

В докладе канд. техн. наук В. Н. Матвиенко (Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь) были рассмотрены проблемы повышения долговечности прокатных валков с помощью наплавки и дуговой металлизации. Работу выполняли совместно с Меткомбинатом им. Ильича. В связи с удорожанием прокатных валков, а также из-за роста цены наплавочных материалов актуальным становится не только восстановление валков, но и разработка, освоение производства наплавочных материалов непосредственно на комбинате. В настоящее время для наплавки прокатных валков на комбинате освоено производство легированной наплавочной ленты 20Х4МФБ. Применение такой ленты (наряду с лентами 08кп, 20пс) в сочетании с плавными или керамическими флюсами позволяет наплавлять слои, механические и служебные свойства которых соответствуют условиям эксплуатации валков. Наплавка прокатных валков с использованием наплавочных материалов, изготавливаемых на Меткомбинате им. Ильича, обеспечивает низкую долю затрат (33,0...45,0%) на восстановление изношенных валков в сравнении со стоимостью новых.

В докладе канд. техн. наук К. Мадея (Институт сварки, г. Гливице, Польша) рассмотрены проблемы сварки термически улучшенных конструкционных сталей высокой прочности с пределом текучести 690... 1100 МПа. Приведена краткая характеристика этих сталей, назначение, химический состав, механические свойства. Рассмотрены особенности технологии сварки высокопрочных сталей, в частности, влияние погонной энергии дуговой сварки на структуру и механические свойства сварных соединений. Одним из основных дефектов

при сварке сталей подобного типа являются трещины и в докладе были приведены данные о причинах их образования и возможные меры борьбы с ними.

Канд. техн. наук А. Г. Покляцкий (ИЭС им. Е. О. Патона) представил на конференции доклад об эффективности применения сварки трением с перемешиванием для получения неразъемных соединений алюминиевых сплавов. Формирование швов в твердой фазе предотвращает образование пор, макровключений оксидной пленки, горячих трещин и других дефектов. Отсутствие дугового разряда и расплавленного металла позволяет получать неразъемные соединения без применения защитного газа, а также избежать ультрафиолетового излучения дуги, выделения дыма, выгорания легирующих элементов. Снижение теплового воздействия на ме-

талл способствует уменьшению остаточных деформаций и напряжений в соединениях, что вызывает меньшее коробление сварных конструкций и повышает их стойкость к разрушению. Сварные соединения алюминиевых сплавов, полученные сваркой трением с перемешиванием, имеют значительную стойкость к зарождению и распространению эксплуатационных трещин и имеют высокую усталостную прочность.

Всего на пленарном заседании конференции было заслушано 27 докладов и сообщений. Кроме того, в читальном зале библиотеки ИЭС им. Е. О. Патона было представлено более 10 стендовых докладов, которые также вызвали большой интерес участников конференции.

И. А. Рябцев, д-р техн. наук

НОВЫЕ КНИГИ

А. П. Шатов, О. И. Стеглов, В. П. Ступников. Сварка и ремонт металлических конструкций по противокоррозионным покрытиям: Учеб. пособие. — М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2012. — 148 с.

Рассмотрены механизмы коррозии, вопросы технологии сварки и ремонта металлических конструкций по противокоррозионным покрытиям, составы и способы нанесения противокоррозионных покрытий.

Проанализирован и обобщен большой объем фактического материала, полученного с использованием современных технологических методов и измерительной аппаратуры.

Для студентов высших учебных заведений, обучающихся по направлению «Машиностроение».



СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ РЕМОНТА, ВОССТАНОВЛЕНИЯ И РЕНОВАЦИИ. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2012. — 172 с.

Сборник включает 38 статей, опубликованных в журнале «Автоматическая сварка» за период 2009–2011 гг., по проблемам ремонта, восстановления и реновации изделий ответственного назначения. Авторами статей являются известные в Украине ученые и специалисты в области сварки, наплавки, упрочнения, металлизации и других технологий ревитализации.

Предназначен для научных сотрудников, инженеров, технологов, конструкторов и аспирантов, занимающихся проблемами сварки и другими родственными технологиями обработки материалов.



ПРАВИЛА ДЛЯ АВТОРОВ ЖУРНАЛОВ

«Автоматическая сварка» (издается с 1948 г. на русском языке);

«Техническая диагностика и неразрушающий контроль» (издается с 1989 г. на русском и украинском языках);

«Современная электрометаллургия» (издается с 1985 г. на русском языке);

«The Paton Welding Journal» (издается с 2000 г. на английском языке).

В журналах публикуются оригинальные (ранее не опубликованные в других изданиях) материалы.

Рукопись направляется в редакцию в печатном или электронном виде подписанная авторами.

Объем обзорной или проблемной статьи не должен превышать 15 с. (включая табличный материал, библиографический список и перечень иллюстраций); оригинальной, связанной с решением научно-технической или производственной задачи — 10 с.; краткой информации — 4 с. машинописного (12-й кегель) текста, напечатанного через два интервала (1 с. машинописного текста соответствует 2Kb). При этом количество иллюстраций в основном не должно превышать 5-6. Список литературы, подрисовочные подписи печатают на отдельных страницах. Статья должна содержать ключевые слова (8...10 слов).

Публикацию статьи ускорит предоставление ее в электронном виде по E-mail в формате Word for Windows. Иллюстрации предоставляются в отдельных файлах в формате *.tiff (grayscale, 300 dpi) для растровой графики или *.cdr (версии не выше 11.0, 600 dpi) для векторной. Рукопись должна, по возможности, начинаться с индекса УДК в верхнем левом углу страницы, фамилий и инициалов авторов и названия статьи. Под названием дается краткий (до 6...8 строк) реферат на русском языке.

Иллюстрации следует представлять в двух экземплярах на отдельных листах. Они должны быть четкими и максимально упрощенными (рабочие чертежи не принимаются). На оборотной стороне рисунка указывают его порядковый номер и фамилию первого автора. Отпечатки микро- и макроструктур не должны быть шире колонки (80 мм) на странице журнала. Надписи чернилами и пастами на микроструктурах не допускаются.

Формулы в первом экземпляре следует размечать карандашом в соответствии с общими правилами: прописные и строчные буквы сходного изображения подчеркивают двумя черточками соответственно снизу или сверху, верхние и нижние индексы отмечают полукольцами под или над индексами, греческие буквы — красным. Следует избегать различных символов над буквами. Порядковые номера формул, на которые имеются ссылки в тексте, ставятся справа от формулы в круглых скобках.

Таблицы представляют на отдельных страницах и нумеруют.

Цитируемая в статье литература должна быть оформлена в следующем порядке:

- для книг — фамилия, инициалы автора(ов), полное название книги, город, издательство, год издания, общее количество страниц;
 - для журнальных статей — фамилия, инициалы автора(ов), название статьи, журнал, год издания, номер, том, номер выпуска, страницы, на которых помещена статья;
- иностранные издания приводятся на языке оригинала.

Все упомянутые в статье величины, обозначения элементов схем и чертежей должны соответствовать стандартам.

Размерности величин должны быть приведены в системе СИ.

При пересылке материалов просим сообщать следующие данные: фамилия, имя и отчество автора(ов), домашний и служебный адреса, телефоны, место работы, должность, ученая степень.

Журнал «Автоматическая сварка» переводится на английский язык под названием «The Paton Welding Journal». Публикация научных и производственных статей, а также кратких сообщений в журналах «Автоматическая сварка», «Техническая диагностика и неразрушающий контроль», «Современная электрометаллургия» и «The Paton Welding Journal» бесплатная. Авторский гонорар не выплачивается. Журналы «Автоматическая сварка» (12 выпусков в год), «Техническая диагностика и неразрушающий контроль» (4 выпуска в год), «Современная электрометаллургия» (4 выпуска в год) и «The Paton Welding Journal» (12 выпусков в год) издаются ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ и Международной ассоциацией «Сварка» и распространяются по подписке.

Тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-54-84.

Редакции журналов «Автоматическая сварка» и «The Paton Welding Journal»: тел.: (38044) 200-63-02, 200-82-77.

Редакция журнала «Техническая диагностика и неразрушающий контроль»: тел.: (38044) 205-23-90, 200-82-77.

Редакция журнала «Современная электрометаллургия»: тел.: (38044) 205-22-07, 200-82-77.

E-mail: journal@paton.kiev.ua

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 сайте:
<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 2009–2011 гг. и текущие выпуски 2012 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
- Для постоянных партнеров предусмотрена система скидок
- Стоимость публикации статьи на правах рекламы составляет половину стоимости рекламной площади
- Публикуется только профильная реклама (сварка и родственные технологии)
- Ответственность за содержание рекламных материалов несет рекламодатель

Контакты:

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

Подписано к печати 29.10.2012. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 8,75. Усл.-отт. 9,04. Уч.-изд. л. 9,64 + 8 цв. вклеек.

Печать ООО «Фирма «Эссе».

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