



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

Издатель: Международная ассоциация «Сварка»

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

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

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

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

Адрес редакции:
03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины
Тел.: (38044) 287 6302, 529 2623
Факс: (38044) 528 0486
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редакторы:
Е. Н. Казарова, Т. В. Юштина

Электронная верстка:
И. С. Баташева, А. И. Сулима,
И. Р. Наумова, И. В. Петушков

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788 от 09.01.2001

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

Цена договорная.

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

| | |
|---|----|
| Шелягин В. Д., Хаскин В. Ю., Переверзев Ю. Н. Лазерно-микроплазменное легирование и нанесение покрытий на стали | 3 |
| Дмитрик В. В., Царюк А. К., Бугаец А. А., Гринченко Е. Д. Оценка остаточного ресурса сварных соединений трубопроводов ТЭС | 7 |
| Дилтай У., Гуменюк А. В., Туричин Г. А. Расчетное определение кинетики диффузионных фазовых превращений в низколегированных сталях при лучевой сварке | 12 |
| Максимов С. Ю., Бут В. С., Васильев В. Г., Захаров С. М., Зайцева Н. В. Структурные изменения в металле ЗТВ соединений стали X60 при подводной сварке | 18 |
| Маркашова Л. И., Григоренко Г. М., Ищенко А. Я., Лозовская А. В., Кушнарёва О. С. Влияние добавок скандия на тонкую структуру металла шва алюминиевого сплава 1460 | 22 |
| Покляцкий А. Г., Лозовская А. В., Гринюк А. А., Яворская М. Р., Чайка А. А. Повышение прочности швов при дуговой сварке алюминиево-медных сплавов с применением скандийсодержащих присадок | 29 |

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

| | |
|---|----|
| Гарацук В. П., Шелягин В. Д. Современные тенденции развития технологических лазеров | 33 |
| Головко В. В. Пути снижения содержания водорода в металле сварных соединений низколегированных сталей при сварке под флюсом | 37 |
| Кузьменко В. Г., Гузей В. И. Санитарно-гигиенические характеристики сварочных флюсов с локально измененным химическим составом зерен | 41 |
| Потапов Н. Н. Опыт работы Аттестационного центра ФГУП ЦНИИТМАШ по правилам Ростехнадзора | 44 |

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

| | |
|---|----|
| Балин А. Н., Березовский А. В., Вишневский А. А., Кулишенко Б. А. Наплавочные материалы для упрочнения деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания | 46 |
| Скорина Н. В., Марченко А. Е. Химическая активность ферросплавов в жидком стекле | 47 |
| Новости | 51 |
| Патенты в области сварочного производства | 52 |
| По зарубежным журналам | 54 |
| Новые книги | 58 |

ХРОНИКА

| | |
|--|----|
| 2-й Научно-практический семинар «Повышение надежности сварных соединений при монтаже и ремонте технологического оборудования в энергетике» | 60 |
| Наши поздравления | 61 |
| К 90-летию со дня рождения А. М. Макары | 61 |
| В. В. Панасюку — 80 | 62 |
| В. А. Троицкому — 70 | 64 |

ИНФОРМАЦИЯ 65

Разработано в ИЭС 28

Avtomaticheskaya Svarka

(Automatic Welding)

№ 2 (634)
February 2006

Published since 1948

WELDING – CUTTING – SURFACING – BRAZING – COATING

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

Publisher: International Association «Welding»

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief

B. E. PATON

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

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

N. P. Alyoshin (Russia)
B. Braithwaite (UK)
C. Boucher (France)
D. von Hofe (Germany)
Guan Qiao (China)
U. Dilthey (Germany)
P. Seyffarth (Germany)
A. S. Zubchenko (Russia)
T. Eagar (USA)
K. Inoue (Japan)
N. I. Nikiforov (Russia)
B. E. Paton (Ukraine)
Ya. Pilarczyk (Poland)
Zhang Yanmin (China)
V. K. Sheleg (Belarus)

Address:

The E. O. Paton Electric Welding Institute
of the NAS of Ukraine,
11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 287 63 02, 529 26 23
Fax: (38044) 528 04 86
E-mail: journal@paton.kiev.ua
<http://www.nas.gov.ua/pwj>

Editors:

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

State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001

All rights reserved.

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

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

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Shelyagin V. D., Khaskin V. Yu., Pereverzev Yu. N.** Laser-micro-plasma alloying and coating deposition on steels 3
- Dmitrik V. V., Tsaryuk A. K., Bugaets A. A., Grinchenko E. D.** Assessment of residual life of welded joints of heat power station pipelines 7
- Dilthey U., Gumenyuk A. V., Turichin G. A.** Estimated determination of kinetics of diffusion phase transformations in low-alloy steels in beam welding 12
- Maksimov S. Yu., Boot V. S., Vasiljev V. G., Zakharov S. M., Zaitseva N. V.** Structural changes in HAZ metal of steel X60 joints in underwater welding 18
- Markashova L. I., Grigorenko G. M., Ishchenko A. Ya., Lozovskaya A. V., Kushnareva O. S.** Effect of scandium additions on fine structure of aluminium alloy 1460 weld metal 22
- Poklyatsky A. G., Lozovskaya A. V., Grinyuk A. A., Yavorskaya M. R., Chaika A. A.** Improvement of weld strength in arc welding of aluminium-copper alloys using scandium-containing additions 29

INDUSTRIAL

- Garashchuk V. P., Shelyagin V. D.** Modern tendencies in development of technological lasers 33
- Golovko V. V.** Ways of decreasing the hydrogen content in metal of low-alloy steel welded joints in submerged arc welding 37
- Kuzmenko V. G., Guzej V. I.** Sanitary-hygienic characteristics of welding fluxes with a locally changed chemical composition of grains 41
- Potapov N. N.** Experience of work of Attestation Center of TSNiIT-MASH using rules Rostekhnadzor 44

BRIEF INFORMATION

- Balin A. N., Berezovsky A. V., Vishnevsky A. A., Kulishenko B. A.** Surfacing materials for hardening of parts operating under shock-abrasive wear conditions 46
- Skorina N. V., Marchenko A. E.** Chemical activity of ferroalloys in molten glass 47
- News 51
- Patents in the field of welding 52
- Review of foreign journals 54
- New books 58

NEWS

- 2nd Scientific-Practical Seminar «Improvement of reliability of welded joints in assembly and repair of technological equipment in power engineering» 60
- Our congratulations 61
- Towards the 90th birthday anniversary of A. M. Makara 61
- V. V. Panasyuk is 80 62
- V. A. Troitsky is 70 64

INFORMATION

- Developed at the PWI 28

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



ЛАЗЕРНО-МИКРОПЛАЗМЕННОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ И НАНЕСЕНИЕ ПОКРЫТИЙ НА СТАЛИ

В. Д. ШЕЛЯГИН, В. Ю. ХАСКИН, кандидаты техн. наук, **Ю. Н. ПЕРЕВЕРЗЕВ**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Предложен гибридный процесс лазерно-микроплазменного легирования и нанесения покрытий, свободный от недостатков лазерной наплавки и микроплазменного напыления. Установлены основные параметры процесса, характерная структура переходной зоны и распределение микротвердости.

Ключевые слова: лазерная наплавка, микроплазменное напыление, порошковые материалы, прочность сцепления, подготовка поверхности, комбинированное нанесение покрытий, микроплазмотрон, микротрещины, параметры процесса, структуры

Одним из направлений использования лазерной технологии является ее комбинация с существующими промышленными технологиями, например использование лазерного излучения при газотермическом нанесении покрытий. С целью уплотнения и оплавления напыленных слоев применяется лазерная термообработка [1]. В последнее время получило развитие сочетание лазерного нагрева поверхности с плазменным нанесением покрытий при совмещении пятна фокусирования лазерного излучения с зоной формирования покрытия [2]. Такая технология получила название плазменного напыления, сопровождаемого лазерным нагревом, или LAAPS (Laser Assisted Atmospheric Plasma Spraying) [2, 3]. Реализация процесса дает возможность получения плотного слоя с повышенной прочностью сцепления. Фирмы «LERMPS-IPSe» и «IREPA-Laser» разработали и запатентовали технологию «Протал», которая в результате неполного перекрытия зоной лазерного нагрева зоны плазменного напыления обеспечивает эффект подготовки поверхности, исключает необходимость струйно-абразивной обработки [4]. В настоящей статье представлены результаты экспериментов по применению лазерного излучения совместно с микроплазменной струей для нанесения покрытий.

Способы газотермического нанесения покрытий получили широкое промышленное распространение для создания как декоративных, так и износостойких коррозионностойких поверхностных слоев [5]. Одним из перспективных является способ микроплазменного нанесения покрытий [6], имеющий следующие преимущества: малое термическое воздействие на изделие (деталь), сравнительно малые мощности плазмотронов (до 2...3 кВт), повышенный по сравнению с плазменным нанесением покрытий коэффициент использования материала, малый размер пятна напыления (2...5 мм), низкий уровень шума.

Оборудование и технология микроплазменного нанесения покрытий разработаны в ИЭС им. Е. О.

Патона [7]. Оборудование отличается высокой мобильностью, сравнительно небольшой массой и габаритами, простое в эксплуатации. В его состав входят микроплазмотрон, генерирующий тонкую ламинарную плазменную струю из аргона (2...5 мм), и дозатор, обеспечивающий дозирование и подачу порошков в плазменную струю. Покрытия, полученные таким способом, придают поверхности изделия износостойкие свойства, однако они могут иметь поры и невысокую прочность сцепления с изделием (20...40 МПа). Для нанесения покрытий необходима предварительная подготовка поверхности изделия.

Обеспечение качества покрытия достигается повышением его сплошности, отсутствием пор и трещин. Для увеличения прочности сцепления с изделием желательно наличие узкой переходной зоны [8]. С целью повышения производительности процесса, расширения номенклатуры изделий следует уменьшить количество вспомогательных технологических операций. К последним относится механическая предварительная подготовка поверхности, связанная с созданием разветвленного рельефа, который обеспечивает сцепление покрытия с изделием. Наиболее часто подготовка заключается в песко- или дробеструйной обработке поверхности [5].

Одним из способов, в достаточной мере удовлетворяющим указанным требованиям, является лазерная порошковая наплавка [9]. Она имеет ряд преимуществ, связанных не только с высокой прочностью сцепления наносимых слоев, удовлетворительным регулированием геометрии и толщины (в пределах 0,1...6,0 мм), локальным термическим влиянием на изделие, но и отсутствием необходимости предварительной подготовки поверхности. Основным недостатком лазерной наплавки при использовании самофлюсующихся сплавов является наличие микротрещин в наплавленном слое в случае превышения его твердости значений HRC 35...40 [10, 11].

Наиболее эффективным способом устранения трещин является предварительный (сопутствующий) подогрев изделия и присадочного материала, а также снижение высоты наплаваемого слоя до значений, при которых остаточные напряжения

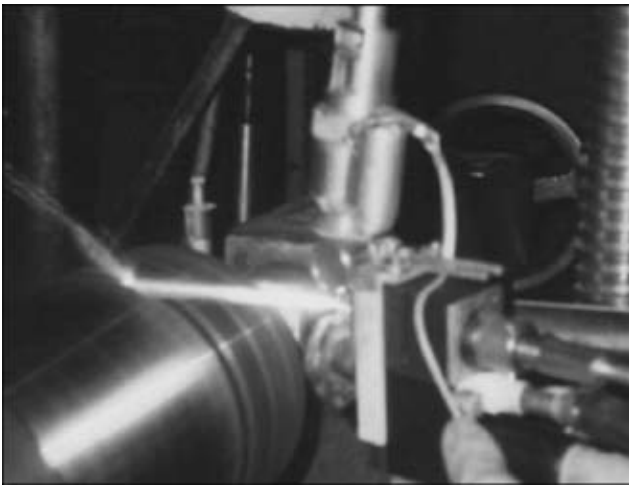


Рис. 1. Лазерно-микроплазменное нанесение покрытий и легирование цилиндрических изделий

не превышают предел прочности [12]. На практике высота наплавляемого слоя связана с минимизацией припуска под финишную механическую обработку. Оптимальный наплавленный слой получают, регулируя профиль поперечного сечения дорожек наплавки (или легирования), оказывая влияние на характер конвективного массопереноса в ванне расплава [13]. Так, при нанесении покрытий высотой 0,1...0,5 мм припуск под финишное шлифование должен составлять 0,05...0,25 мм, что означает необходимость получения профиля неровностей покрытия не более 0,05...0,10 мм. На сегодня удалось получить профиль неровностей в пределах 0,15...0,30 мм. Решить задачу минимизации неровностей покрытия, наносимого на стали, в сочетании с предотвращением образования в нем трещин, позволило сочетание способов микроплазменного напыления и лазерной наплавки.

Нами использован комбинированный способ лазерно-микроплазменного нанесения покрытий как вариант LAAPS, при котором напыляемый порошок подается в струю микроплазмы, которая нагревает и ускоряет его, транспортируя в зону действия лазерного излучения (рис.1). Последнее нагревает металл изделия до температур, близких к температуре плавления, или создает на его поверхности тонкий скин-слой расплава. В результате на поверхность металла изделия за один проход наносится покрытие высотой 0,1...0,5 мм. Свойства покрытия зависят от выбранных параметров технологического режима и могут изменяться от свойств слоев, нанесенных микроплазменным напылением, до полученных лазерной наплавкой. В случае, если плотность мощности лазерного излучения и скорость процесса позволяют расплавить основной металл на глубину 0,1...1,0 мм, аналогичным способом может вестись лазерно-микроплазменное легирование. При этом присадочный материал, транспортируемый струей микроплазмы, смешивается в ванне расплава с материалом изделия в результате конвективного массопереноса [13].

На рис. 2 показана схема процесса лазерно-микроплазменного нанесения покрытий (легирования) на изделиях, имеющих ось вращения. Согласно этой схеме образец 4 вращается вокруг своей

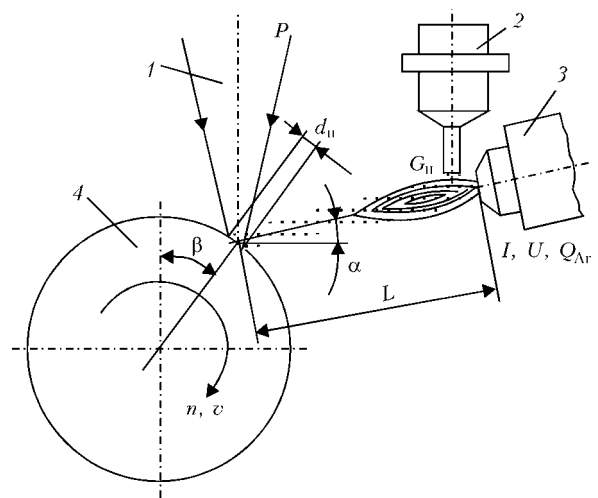


Рис. 2. Схема процесса лазерно-микроплазменного нанесения покрытий (легирования): 1-4 см. в тексте

оси, а лазерный луч 1 с микроплазмотроном 3 и дозатором 2 перемещаются вдоль нее. Можно выделить четыре основные группы параметров режима этого процесса. К первой, связанной с лазерным излучением, относятся плотность мощности излучения W_p и угол β , определяющий место введения лазерного излучения в цилиндрический образец относительно его вертикальной оси. Ко второй группе, связанной с микроплазмотроном, относятся сила тока I , напряжение U , расход плазмообразующего $Q_{пл}$ и защитного $Q_{защ}$ газа (аргона), расстояние L от сопла микроплазмотрона до зоны действия лазерного излучения, а также угол α встречи струи микроплазмы с поверхностью образца. К третьей группе параметров, связанной с дозатором присадочного материала, относятся массовый расход $G_{п}$ порошкового материала, коэффициент использования материала, его грануляция, химический состав, точка подачи в плазменную струю относительно анодного пятна. К последней группе, связанной с образцом, относятся линейная скорость v перемещения образца и коэффициент перекрытия дорожек $K_{п}$.

Высота h наносимого слоя (или глубина легирования) и его шероховатость зависят от сочетания этих параметров. Для определения указанных параметров процесса проведен ряд экспериментов. Использовали технологический лазер ЛТ 104 мощностью до 10 кВт [14] и микроплазменное оборудование, описанное в работе [7]. В качестве материала образцов использовали стали 3пс, 20 и 38ХНЗМФА, присадочные порошки ПГ-АН9 (грануляция 50...160 мкм) системы Ni-Cr-B-Si и ПГ-Н1 (грануляция 50...160 мкм) системы Ni-Fe-B-Si, а также хром (грануляция 0...40 мкм).

В ходе экспериментов установлены зависимости, приведенные на рис. 3. Можно отметить весьма слабое влияние углов α и β на высоту h наносимого слоя. Так, изменение угла β в пределах 5...30° и α в пределах 5...50° не выявили относительных отклонений величины h , превышающих ошибку измерений. Параметры режима, связанные с микроплазмотроном, в экспериментах не изменяли. В условиях поставленных экспериментов можно

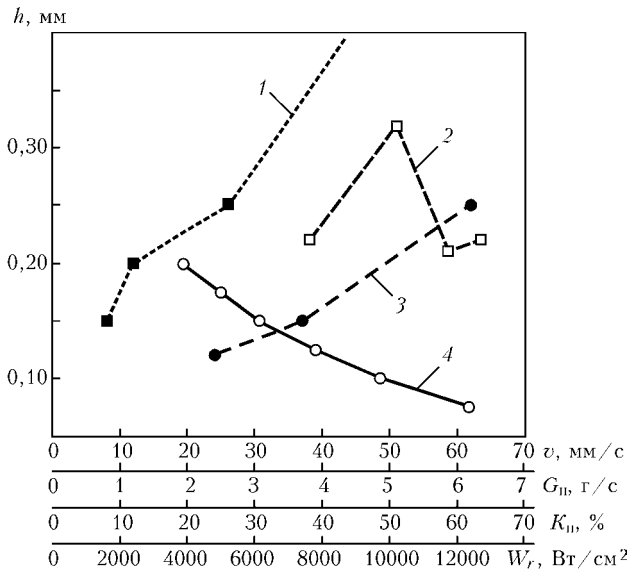


Рис. 3. Зависимости высоты h слоя от параметров комбинированного нанесения покрытий из порошков ПГ-АН9 и ПГ-Н1, полученные при следующих условиях: 1 — $W_p = 10,19 \text{ кВт/см}^2$, $v = 30,6 \text{ мм/с}$, $K_n = 24 \%$; 2 — $v = 30,6 \text{ мм/с}$, $G_n = 0,26 \text{ г/с}$, $K_n = 62 \%$; 3 — $W_p = 10,19 \text{ кВт/см}^2$, $v = 30,6 \text{ мм/с}$, $G_n = 0,26 \text{ г/с}$; 4 — $W_p = 10,19 \text{ кВт/см}^2$, $G_n = 0,26 \text{ г/с}$, $K_n = 37 \%$

заключить, что наиболее значимыми при комбинированном нанесении покрытий являются четыре параметра, влияние которых на высоту слоя h показано на рис. 3.

Как отмечалось выше, для повышения прочности сцепления покрытия с изделием необходимо наличие переходной зоны, т. е. полученные комбинированным способом покрытия по своей структуре должны быть подобны покрытиям, полученным лазерной наплавкой. Металлографические исследования показали, что структура лазерно-микроразплавленных покрытий является дендритной, од-

нако размеры дендритов (как и величина переходной зоны) в 3...5 раз меньше, чем при лазерной наплавке (рис. 4), а ЗТВ не выявляется, что объясняется высокими скоростями перемещения образца, малым (0,05...0,25 с) временем существования ванны расплава и пониженной в 2...3 раза плотностью мощности излучения по сравнению с лазерной наплавкой. Твердость покрытий обусловлена химическим составом присадочного материала, однако она может быть меньше на 20...30 % по сравнению с исходной твердостью наплавочного порошка. Это может быть связано с частичным выгоранием бора и кремния в плазменной струе при расплавлении и транспортировке порошка к изделию.

В случае комбинированного легирования сталей в зависимости от содержания в них углерода в переплавленных дорожках происходит частичное или полное образование бейнита или мартенсита и его легирование присадочным материалом. Содержание легирующих элементов в поверхностном слое тем выше, чем дольше время существования ванны расплава. Типичная структура дорожек гибридного легирования, проведенного на цилиндрическом образце по спирали с перекрытием, показана на рис.5. При легировании без перекрытия дорожки внедряются в основной металл, как показано на рис. 6, а. Распределение микротвердости по глубине дорожек легирования в последнем случае приведено на рис. 6, б. Из-за значительно больших плотностей мощности излучения вокруг дорожек легирования наблюдается ЗТВ. Ее размер прямо пропорционален глубине дорожек, зависит от плотности мощности и скорости перемещения образца, а также склонности стали к образованию закалочных структур. В верхней части дорожек легирования происходит некоторое разупрочнение (снижение твердости). Это явление связано с пе-

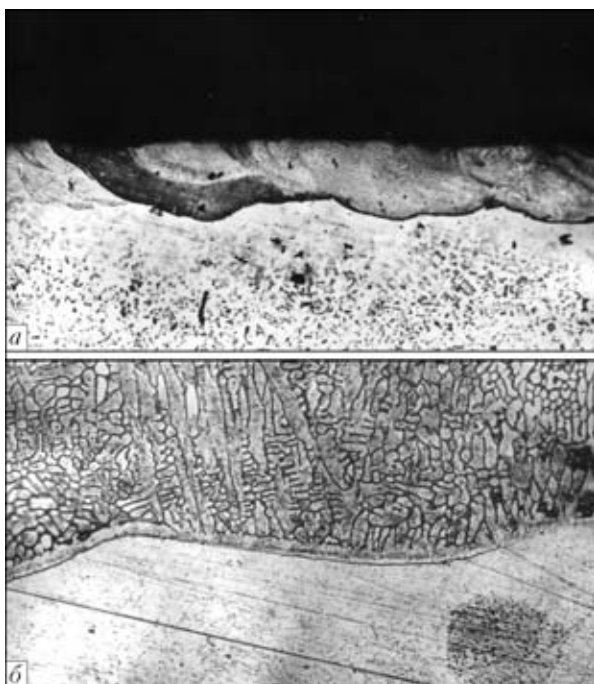


Рис. 4. Микроструктура покрытия из сплава ПГ-Н1, нанесенного комбинированным способом на сталь 20: а, $\times 63$; б, $\times 1000$

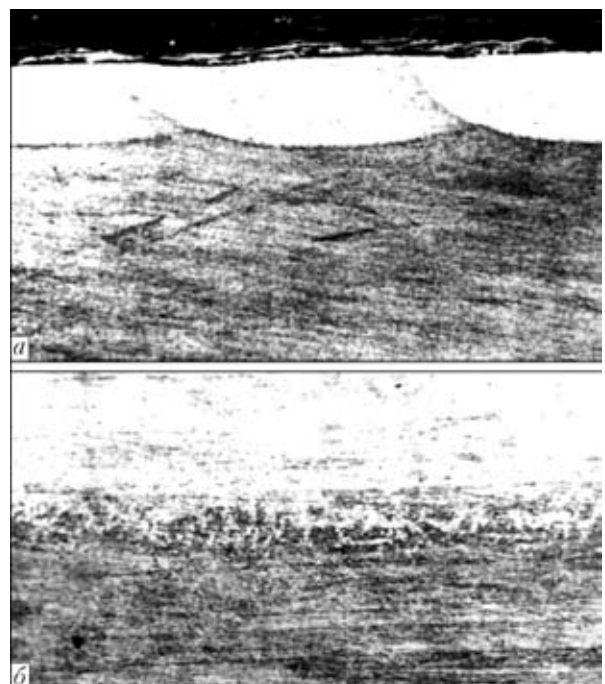


Рис. 5. Микроструктура хромистого слоя, нанесенного комбинированным способом на сталь 38ХН3МФА (процесс вели с перекрытием дорожек, $K_n = 24 \%$): а — структура дорожек, $\times 50$; б — переходная зона, $\times 500$

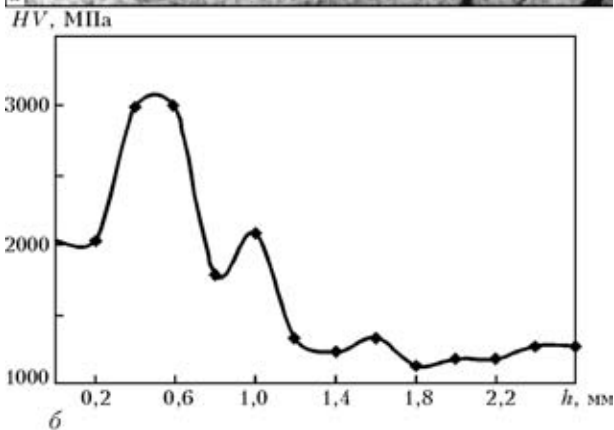
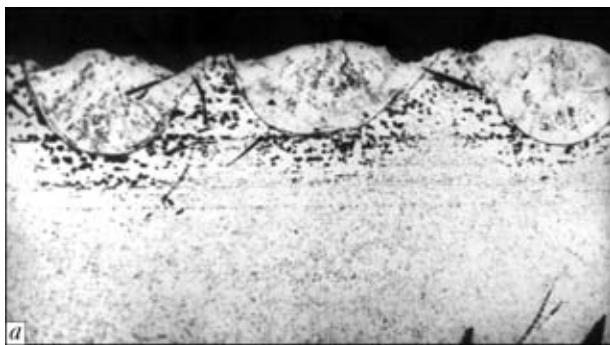


Рис. 6. Структура дорожек легирования хромом на Ст3пс без перекрытия, X32 (а) и распределение микротвердости по глубине h в центральной части дорожек (б)

регревом приповерхностных слоев и наблюдается также в покрытиях, нанесенных комбинированным способом, что однако не является недостатком, поскольку при финишной механической обработке разупрочненный слой удаляется.

Примером практического применения разработанного способа нанесения покрытий может быть восстановление шеек осей железнодорожных вагонов.

Выводы

1. Исследован комбинированный процесс нанесения тонких (0,05...0,50 мм) износ- и коррозионностойких покрытий систем Ni-Cr-B-Si и Ni-Fe-B-Si на низкоуглеродистые стали, объединяющий преимущества лазерной наплавки и микроплазменного напыления. Предложено проведение родственного технологического процесса — лазерно-микроплазменного легирования.

2. Использованный процесс нанесения покрытий повышает прочность сцепления покрытий с изделием и устраняет микротрещины в наносимых слоях, а также необходимость струйно-абразивной подготовки поверхности.

3. Установлены основные параметры процессов нанесения покрытий и легирования. В условиях проводимых экспериментов определены наиболее

значимые из этих параметров. Проведены металлографические исследования, показавшие наличие переходной зоны и отсутствие ЗТВ при нанесении покрытий, а также наличие ЗТВ при легировании. В обоих случаях в верхних слоях покрытий (дорожек легирования) имеет место падение твердости, не являющееся критичным, поскольку размер этих слоев сопоставим с припуском под финишную механическую обработку.

4. На высоту наносимых за один проход покрытий наибольшее влияние оказывают массовый расход порошка и коэффициент перекрытия дорожек. В меньшей степени влияет скорость перемещения образца и плотность мощности лазерного излучения. Изменение угла между осями лазерного излучения и микроплазменной струи на высоту покрытия практически не влияет.

1. Григорьянц А. Г. Основы лазерной обработки материалов. — М.: Машиностроение, 1989. — 304 с.
2. Sasaki S., Shimura H., Kawakami Y., Shahzad A. Laser assisted plasma spray coating method for surface modification of tribo-materials // Proc. of ITSC'95, Kobe, May, 1995. — Vol. 1. — P. 267–271.
3. Zreris R., Nowotny S., Berger L.-M., Hambold L., Beyer E. Characterization of coatings deposited by laser-assisted atmospheric plasma spraying // Proc. of Thermal Spray Conf. 2003, Orlando, USA, 2003. — P. 567–572.
4. Coddet C., Montaron G., Marchione T., Freneaux O. Surface preparation and thermal spray in a single step: the PROTAL process // Proc. of 15th ITSC, Nice, France, 1998. — Vol. 2. — P. 1321–1325.
5. Газотермические покрытия из порошковых материалов / Ю. С. Борисов, Ю. А. Харламов, С. Л. Сидоренко, Е. Н. Ардатовская: Справочник. — Киев: Наук. думка, 1987. — 544 с.
6. Богачек В. Л., Цыбина Л. Н. Качество покрытий, полученных микроплазменным напылением // Автомат. сварка. — 1988. — № 8. — С. 58–60.
7. Нанесение узкополосных покрытий методом микроплазменного напыления / Ю. С. Борисов, Ю. Н. Переверзев, С. Г. Войнарович, В. Г. Бобрик // Там же. — 1999. — № 6. — С. 53–55.
8. Хаскин В. Ю., Величко О. А. Прочность сцепления слоя, наплавленного лазерным излучением, с металлом основы // Там же. — 1994. — № 7/8. — С. 51–52.
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. Грезев А. Н., Сафронов А. Н. Трещинообразование и микроструктура хромборникелевых сплавов, наплавленных с помощью лазера // Свароч. пр-во. — 1986. — № 3. — С. 6–8.
11. Анализ условий образования трещин при лазерной наплавке порошков системы Ni-Cr-B-Si / В. П. Морозов, А. И. Мисюров, А. Г. Григорьянц и др. // Там же. — 1987. — № 5. — С. 32–35.
12. Kovalenko V., Haskin V. The selection of self-fluxing powder materials for laser cladding // Informatysatsiya ta novi tekhnologii. — 1995. — № 1. — P. 36–39.
13. Майоров В. С., Матросов М. П. Влияние поверхностно-активных веществ на гидродинамику лазерного легирования металлов // Квант. электроника. — 1989. — № 4. — С. 806–810.
14. Технологический CO₂-лазер ЛТ 104 мощностью 10 кВт / В. П. Гарашук, В. Д. Шелягин, О. К. Назаренко и др. // Автомат. сварка. — 1997. — № 1. — С. 36–39.

The hybrid process is suggested for laser-microplasma alloying and coating. The process is free from drawbacks of laser cladding and microplasma spraying. Main process parameters, characteristic structure of the transition zone and distribution of microhardness have been studied.

Поступила в редакцию 17.02.2005



ОЦЕНКА ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБОПРОВОДОВ ТЭС

В. В. ДМИТРИК, канд. техн. наук (Укр. инж.-пед. акад., г. Харьков),
А. К. ЦАРЮК, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
А. А. БУГАЕЦ, канд. техн. наук, **Е. Д. ГРИНЧЕНКО**, инж. (ОАО «Турбоатом», г. Харьков)

Описана структура и свойства сварных соединений теплоустойчивой стали 15X1M1Ф после длительного срока эксплуатации. Дана расчетная оценка повреждаемости соединений и сделан вывод о недопустимости их дальнейшей эксплуатации.

Ключевые слова: сварные соединения, теплоустойчивые стали, паропроводы, поры, ресурс эксплуатации, повреждаемость, структура, ползучесть

В настоящее время основная часть (до 90 %) оборудования и трубопроводов ТЭС и ТЭЦ исчерпала проектный срок службы (100 тыс. ч) и частично (до 50 %) парковый ресурс (более 150 тыс. ч) [1]. В связи с этим важной и актуальной проблемой является обеспечение их эксплуатационной работоспособности и надежности.

Для определения остаточного ресурса сварных соединений труб паропроводов, кроме методов расчета по номинальным напряжениям, в последнее время широко используют метод оценки по структурному фактору, для которого основным показателем является микроповрежденность металла, а факультативным — его микроструктура.

Повреждения в сварных соединениях — один из основных факторов, влияющих на снижение ресурса эксплуатации трубопроводов энергоблоков ТЭС. Как правило, ресурс сварных соединений труб составляет 0,6...0,8 ресурса основного металла [2]. Повреждения сварных соединений труб паропроводов развиваются по различным механизмам. При длительной эксплуатации паропроводов из теплоустойчивых сталей системы Cr—Mo—V (наработка свыше 150 тыс. ч) основным видом повреждений сварных соединений являются микротрещины ползучести [3], которые зарождаются и развиваются преимущественно на участке неполной перекристаллизации металла зоны термического влияния (ЗТВ), подвергающемся при сварке нагреву в межкритическом интервале температур $A_{c_3}-A_{c_1}$. При этом в процессе развития повреждений можно выделить несколько стадий [2, 4–7]:

подготовительную (начальную), когда изменения микроструктуры не приводят к зарождению микроповреждений;

инкубационную, когда формируются микропоры ползучести размером 0,05...0,90 мкм, которые можно выявить с помощью электронного микроскопа;

появление микроповреждений в виде пор ползучести размером 1...3 мкм и более (наблюдается также формирование цепочек пор, их слияние и образование микротрещин; при этом на участке повреждения имеет место значительная деградация микроструктуры металла).

Целью настоящей работы является оценка остаточного ресурса сварных соединений труб паропроводов свежего пара (630X25 мм) и горячего промежуточного перегрева (325X60 мм) из стали 15X1M1Ф на Запорожской ТЭС после их эксплуатации свыше 180 тыс. ч. При этом использовали метод оценки по структурному фактору на основе исследований микроструктуры и свойств металла сварных соединений труб паропроводов из указанной стали.

Химический состав основного и наплавленного металла сварных соединений стали 15X1M1Ф приведен в табл. 1.

Расчетный ресурс, предусматривающий допускаемые напряжения в нормах расчета на прочность при ползучести, определяли на основе предела длительной прочности за 100 тыс. ч с коэффициентом запаса 1,5 [4]. Время до разрушения исследуемых сварных соединений при указанном запасе прочности в основном значительно превышало расчетный ресурс. Результаты исследований микроструктуры и свойств металла сварных соединений труб паропроводов свежего пара и промежуточного перегрева и труб паропроводов, находящихся в пределах котла и эксплуатирующихся свыше 180 тыс. ч при температуре 545 °С, показали возможность продления срока их службы свыше предусмотренного нормативной документацией [8].

Содержание химических элементов металла сварных соединений труб из стали 15X1M1Ф, мас. %

| Объект исследования | C | Si | Mn | Cr | Mo | V | P | S |
|---------------------|------|------|------|------|------|------|-------|-------|
| Основной металл | 0,13 | 0,26 | 0,77 | 1,26 | 0,99 | 26,0 | 0,021 | 0,020 |
| Шов | 0,01 | 0,27 | 1,13 | 1,04 | 0,61 | 0,16 | 0,024 | 0,022 |

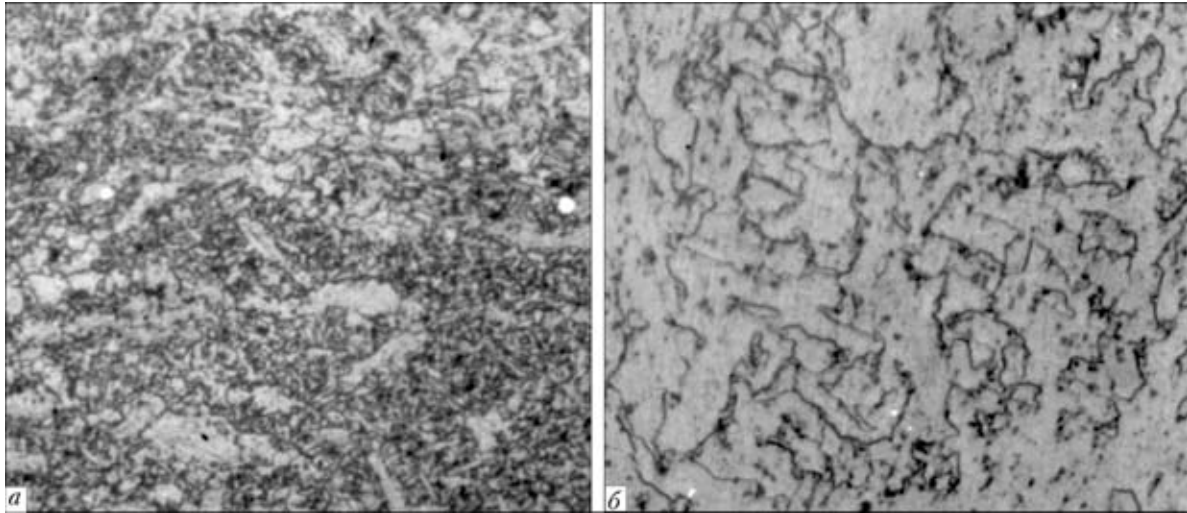


Рис. 1. Микроструктура металла шва сварного соединения паропровода свежего пара (наработка 198 тыс. ч): а, $\times 100$; б, $\times 750$

Однако для предотвращения внезапного разрушения, которое является очень опасным и вполне вероятным, требуется достаточно точное и конкретное прогнозирование остаточного ресурса сварных соединений труб паропроводов.

Для индивидуальной диагностики металла труб паропровода использовали методы изучения его микроструктуры, учитывающие связь между структурой и свойствами металла сварных соединений, что позволило получить достаточно точные данные для оценки их остаточного ресурса в зависимости от степени повреждаемости [9, 10].

В массиве из 30 сварных соединений труб паропроводов ТЭС Украины (однотипных или близких к таковым), наработка которых составляла свыше 190 тыс. ч, повреждаемость, обусловленная технологическим фактором, составляла 80 % на участке неполной перекристаллизации, 8 % на участке сплавления и 12 % в металле шва.

Приведенные данные близки к полученным в работе [2], некоторое расхождение между ними можно объяснить различным временем наработки сварных соединений. Следует отметить, что на их повреждаемость после 150 тыс. ч наработки су-

щественное влияние оказывает участвовавшее количество пусков-остановов. Повреждаемость в условиях низкотемпературной ползучести, происходит преимущественно по механизму порообразования [5].

После 190 тыс. ч наработки сварных соединений труб, выполненных ручной дуговой сваркой покрытыми электродами по штатной технологии, интенсивность их повреждаемости в металле шва возрастает.

Микроструктура металла шва (рис. 1) представляет собой ферритно-карбидную смесь. Отдельные ферритные зерна имеют вытянутую форму. Формируются цепочки длиной 0,1...0,3 мм из равноосных и вытянутых зерен, ориентированных по направлению теплоотовода при сварке. Размер равноосных зерен металла шва соответствует 9 баллам (ГОСТ 5639-82). Карбидные выделения по границам зерен располагаются чаще, чем по их телу. Миграция границ зерен от карбидных выделений, в том числе и от коагулирующих $M_{23}C_6$, не наблюдается. Возле коагулирующих карбидов, находящихся на границах зерен, выявлено наличие пор, местами укрупненных (рис. 2). Следует от-

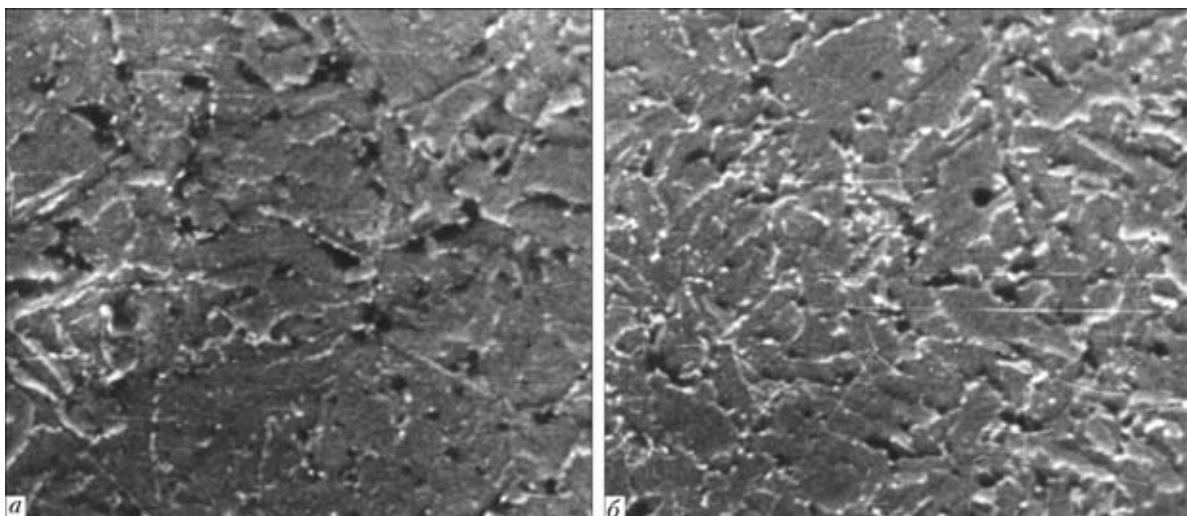


Рис. 2. Микроструктура ($\times 2500$) сварных соединений труб паропровода с повреждениями: а — металл шва; б — участок неполной перекристаллизации ЗТВ

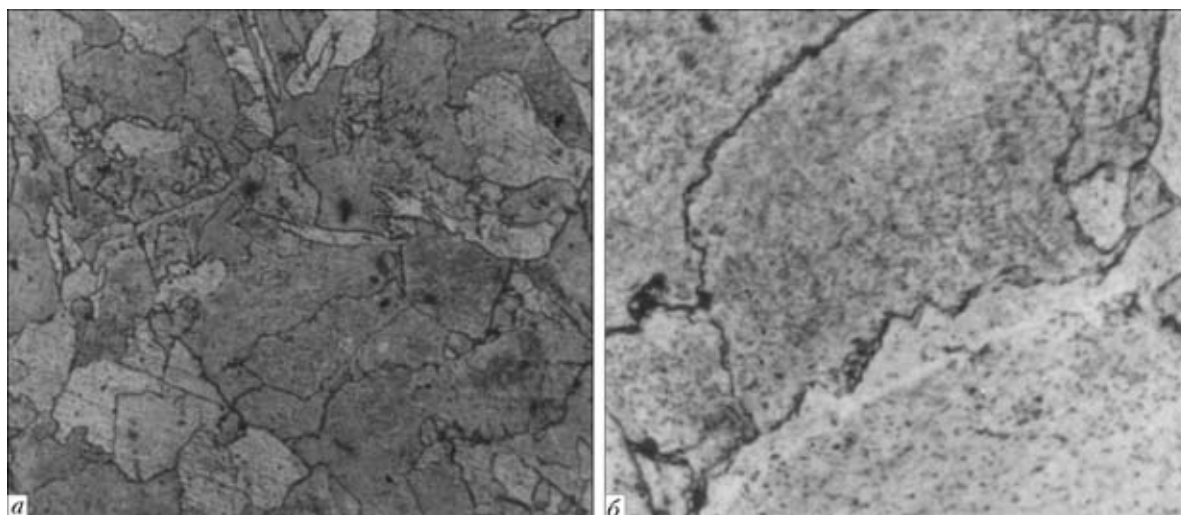


Рис. 3. Микроструктура основного металла сварного соединения стали 15X1M1Ф: *a*, $\times 100$; *б* — $\times 750$

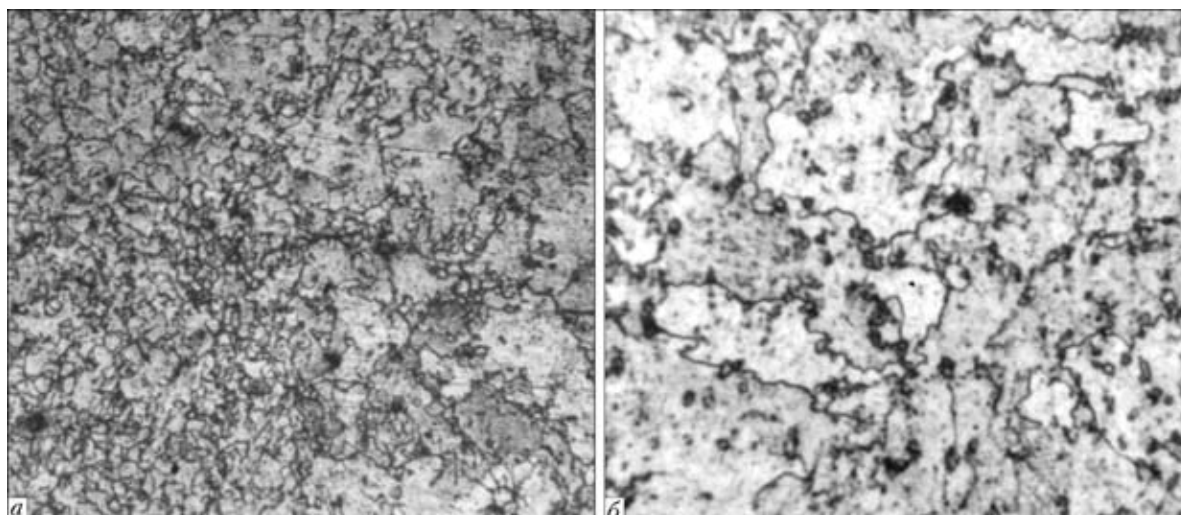


Рис. 4. Микроструктура участка неполной перекристаллизации сварного соединения: *a*, $\times 100$; *б* — $\times 750$

метить, что интенсивность коагуляции отдельных выделений карбидов, расположенных по границам зерен металла шва, более высокая, чем в основном металле. Наличие пор определяли с помощью световой и электронной микроскопии. Травление образцов выполняли по усовершенствованной методике [5], а также в растворе H_2SO_4 (20 мл) в 100 мл дистиллированной воды, нагретой до температуры $75\text{ }^\circ\text{C}$ [11].

В микроструктуре металла шва имело место формирование как зародышевых микропор размером $0,05\text{...}2,00\text{ }\mu\text{м}$, преимущественно шаровидной и эллипсоидной формы, обнаруженных с помощью электронной микроскопии, так и пор размером $2\text{...}7\text{ }\mu\text{м}$, выявленных металлографическим анализом, в том числе и по репликам методом оптической микроскопии (рис. 2). Причем указанные поры, имеющие форму микротрещин, в основном сосредотачивались по границам зерен и контактировали непосредственно с карбидными выделениями $M_{23}C_6$, а также с неметаллическими включениями. Поры соединялись в цепочки, образуя по границам зерен зародыши микротрещин.

Микроструктура основного металла представляла собой ферритно-карбидную смесь с размером

зерна 4 балла (рис. 3). Относительно мелкодисперсные карбиды ($0,7\text{...}1,2\text{ }\mu\text{м}$) достаточно равномерно распределялись по телу зерна. Укрупненные ($1,2\text{...}2,1\text{ }\mu\text{м}$) карбидные выделения $M_{23}C_6$ формировались главным образом по границам зерен. Основной металл характеризовался также наличием пор преимущественно шаровидной или эллипсоидной формы размером $0,05\text{...}1,50\text{ }\mu\text{м}$, имеющих более равномерное, чем в металле шва, расположение. Микротрещины по границам зерен образовывались значительно реже, их средняя плотность составляла примерно $300\text{...}400\text{ пор}/\text{мм}^2$, что на $40\text{...}50\%$ меньше, чем в металле шва.

Микроструктура участка неполной перекристаллизации (рис. 4) характеризуется наличием разнотельности — наряду с мелкими зернами ($5\text{...}10\text{ }\mu\text{м}$) присутствуют крупные ($50\text{...}70\text{ }\mu\text{м}$). В качестве нового продукта распада аустенита здесь имеет место преимущественно глобуляризованный перлит. Средняя плотность пор (см. рис. 2, б) примерно на $10\text{...}15\%$ больше, чем в металле шва, но их размеры меньше, распределение более равномерное и форма более округлая (см. рис. 2).



HV50, МПа

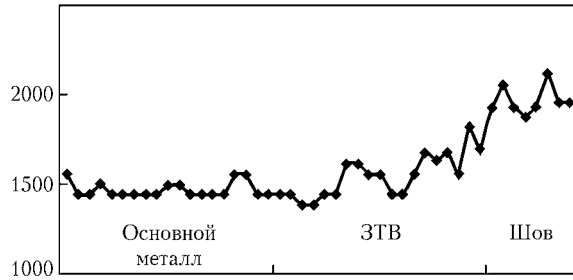


Рис. 5. Распределение микротвердости HV в металле сварного соединения

Разрушение по металлу шва в условиях рабочих напряжений и температур носит межкристаллитный характер, поскольку коалесценция пор по границам удлиненных зерен является облегченной. Сопrotивляемость разрушению здесь обусловлена как стабильностью упрочняющих фаз, так и повышенным уровнем их флуктуации по границам зерен, что обеспечивается соответствующим сварочным нагревом. Повреждаемость металла при наработке свыше 190 тыс. ч зависит от формы зерен, определяемой отношением их длины L к ширине l , т. е. от коэффициента неравномерности зерен [12]. Установлено, что зерна структуры металла шва, в которых $L > l$, образуются при сварке на повышенных (штатных) режимах. При соотношении $L/l = 1$ формируются равноосные зерна, а при $L/l = 1,5...1,9$ интенсивность повреждаемости металла шва в условиях низкотемпературной ползучести в среднем увеличивается на 20...30 %, что подтверждается количеством пор на 1 мм^2 и их концентрацией (см. рис. 2).

На основе моделирования сварочного нагрева [13, 14] разработаны рекомендации по выбору режимов процесса сварки теплоустойчивых сталей, обеспечивающих формирование мелкозернистой структуры металла шва, состоящей из равноосных разориентированных зерен. Кроме того, установлено, что размер неметаллических включений в металле шва, соответствующий баллу 2 (ГОСТ 1178-70), после 190 тыс. ч наработки способствует образованию пор ползучести, в связи с этим возникает необходимость снижения количества таких включений [15].

Кратковременные механические свойства образцов, вырезанных из металла шва труб паропроводов свежего пара после 196 тыс. ч эксплуатации (рис. 5), ниже исходных, что согласуется с данными работ [2, 8]: $\sigma_B = 421 \text{ МПа}$; $\sigma_T = 280 \text{ МПа}$; $\delta = 15,8 \%$; $\psi = 71,6 \%$; $KCU = 59 \text{ Дж/см}^2$ (KCU образцов размером $325 \times 60 \text{ мм}$, вырезанных из паропроводов по участку сплавления (рис. 6), находится на уровне 69 кДж/см^2).

Для оценки остаточного ресурса исследованных сварных соединений паропроводов использована методика, описанная в работе [6]. Согласно данной методике в качестве критериев предлагается критическая поврежденность порами $f_{\text{крит}}$, при которой требуется экстренная замена элементов трубопроводов, а также предельно допустимая поврежденность порами $f_{\text{пред}}$, при которой необходима плановая замена поврежденных элементов за период времени не более $\tau_{\text{доп}} = \tau(f_{\text{крит}}) - \tau(f_{\text{пред}})$. Критическую и предельно допустимую поврежденность определяют с учетом структурного состояния металла. Для вычисления времени остаточной работы исследуемого сварного соединения до его критической поврежденности необходимо провести расчет коэффициента запаса времени K_τ :

$$K_\tau = \frac{0,85\tau_{\text{крит}}}{\tau} - l.$$

При этом время остаточной работы до критической долговечности составляет $\tau_{\text{доп}} = \tau K_\tau$. В соответствии с указанными условиями предложена шкала расчета коэффициента запаса времени до критической поврежденности [6]:

| | | | | | | | | |
|---------------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| $f, \%$ | 0,08 | 0,10 | 0,15 | 0,20 | 0,25 | 0,30 | 0,35 | 0,40 |
| $\tau/\tau_{\text{крит}}$ | 0,50 | 0,55 | 0,65 | 0,72 | 0,78 | 0,82 | 0,85 | 0,88 |
| K_τ | 0,70 | 0,50 | 0,30 | 0,18 | 0,09 | 0,05 | 0 | 0 |

Приведенную шкалу можно использовать для расчета остаточной долговечности по поврежденности металла порами.

Для данного конкретного случая при оценке ресурса паропровода из стали 15X1M1Ф установлено образование пор размером свыше 1 мм, цепочек пор и зародышей микротрещин в металле

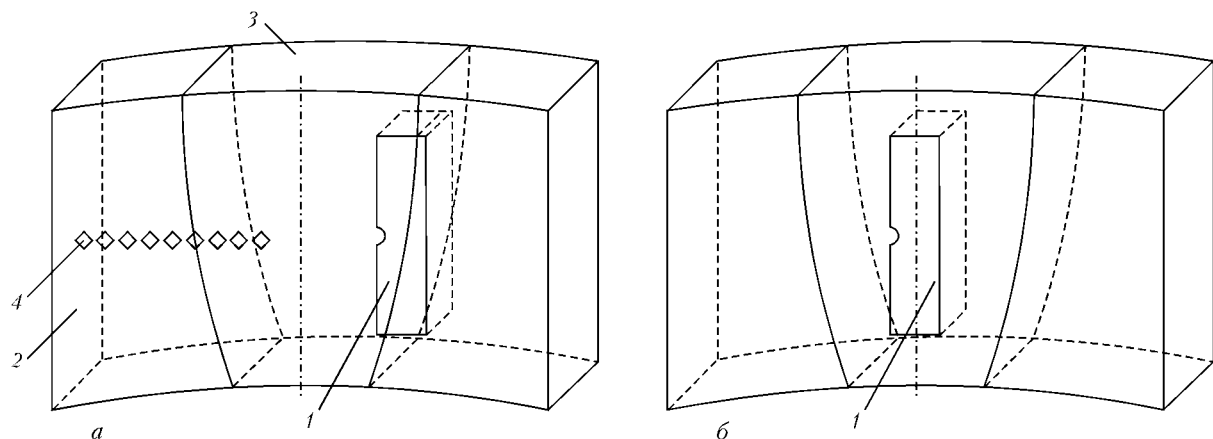


Рис. 6. Схемы вырезки образцов для испытаний на ударный изгиб (KCU) из металла сварного соединения паропровода участка сплавления (а) и металла шва (б): 1 — образец Менаже; 2 — основной металл; 3 — шов; 4 — места замеров микротвердости



шва, ЗТВ и основном металле. При этом расчетная поврежденность f составляет более 0,35 %. Тогда остаточный ресурс элементов паропровода можно определить как

$$\tau_{\text{доп}} = \tau K_{\tau} = 190000 K_{\tau}.$$

В соответствии с приведенной шкалой расчета при поврежденности $f = 0,35\%$ $K_{\tau} = 0$, т. е. остаточный ресурс $\tau_{\text{доп}}$ полностью исчерпан. Таким образом, исследованные элементы паропровода из стали 15X1M1Ф в дальнейшем эксплуатироваться не могут и подлежат экстренной замене.

Выводы

1. Исследованы структура и свойства сварных соединений труб паропроводов свежего пара из стали 15X1M1Ф с наработкой свыше 190 тыс. ч. После указанной наработки сварные соединения труб паропроводов имеют повреждения (поры, цепочки пор, микротрещины) в металле шва, на участке неполной перекристаллизации ЗТВ и в основном металле. При этом расчетная поврежденность металла сварных соединений составляет более 0,35 %.

2. На основании полученных результатов определено, что исследованные сварные соединения паропровода не могут быть допущены к дальнейшей эксплуатации и подлежат экстренной замене.

1. Шеберстов А. Н. Состояние тепловых электростанций Украины, перспективы их обновления и модернизации // Энергетика и электрификация. — 2004. — № 12. — С. 478.
2. Хромченко Ф. А. Ресурс сварных соединений паропроводов. — М.: Машиностроение, 2002. — 351 с.

Structure and properties of welded joints in heat-resistant steel 15Kh1M1F after long-time operation are described. An estimate of damageability of the joints and a negative forecast of further operation are given.

3. Гофман Ю. М. Длительная прочность как критерий эксплуатационной надежности металла паропроводов // Теплоэнергетика. — 2000. — № 4. — С. 58–59.
4. Тюрин П. Я., Гуляев В. Н. Об увеличении срока службы элементов теплоэнергетического оборудования, работающих в условиях ползучести металла // Там же. — 1972. — № 6. — С. 2–4.
5. Анохов А. Е., Алехова И. А. Накопление повреждений в сварных соединениях паропроводов из стали 12X1MФ в процессе ползучести // Свароч. пр-во. — 1982. — № 9. — С. 34–35.
6. Березина Т. Г. Структурный метод определения остаточного ресурса деталей длительно работающих паропроводов // Теплоэнергетика. — 1986. — № 3. — С. 53–56.
7. Розенберг В. М. Ползучесть металла. — М.: Металлургия, 1967. — 257 с.
8. РД 34.17.421–92. Типовая инструкция по контролю и продлению службы металла основных элементов котлов, турбин и трубопроводов тепловых электростанций. — М.: Служба передового опыта ОРГРЭС, 1992. — 94 с.
9. Антикайн П. А. Обеспечение надежной эксплуатации котлов, сосудов и трубопроводов после исчерпания проектного срока службы // Теплоэнергетика. — 1996. — № 12. — С. 2–7.
10. Землин В. Н., Шрон Р. З. Пути повышения эксплуатационной надежности и увеличения ресурса сварных соединений теплоэнергетического оборудования // Там же. — 1988. — № 7. — С. 2–5.
11. Металлография железа. Ч. 2: Структура сталей с атласом микрофотографий / Под ред. Ф. Н. Тавадзе. — М.: Металлургия, 1972. — 478 с.
12. Портной Б. К., Бабич Б. Н. Дисперсноупрочненные материалы. — М.: Металлургия, 1974. — 199 с.
13. Дмитрик В. В., Калиниченко В. И. Моделирование процесса электродуговой сварки // Изв. вузов. Машиностроение. — 2003. — № 4. — С. 59–64.
14. Дмитрик В. В. Моделирование структуры сварных соединений теплоустойчивых перлитных сталей // Автомат. сварка. — 2000. — № 4. — С. 27–30.
15. Царюк А. К. Особенности влияния фосфора на размер неметаллических включений и свойства швов соединений теплоустойчивой стали // Там же. — 1999. — № 4. — С. 26–30.

Поступила в редакцию 14.02.2005,
в окончательном варианте 01.03.2005

ВНИМАНИЮ УЧЕНЫХ И СПЕЦИАЛИСТОВ!

В Сент-Совейре (Монреаль, Канада) 10–12 октября 2006 г. состоится 6-й Международный симпозиум по сварке трением с перемешиванием (FSW). Одновременно будет проходить 7-й семинар Лицензионной ассоциации по сварке трением с перемешиванием (10 октября 2006 г.).

Тематика симпозиума:

- совершенствование технологических процессов
- совершенствование методов моделирования и теории
- конструирование с помощью FSW
- новые промышленные применения FSW
- основные свариваемые металлы
- точечная FSW
- микроструктура и механические свойства
- контроль качества
- изучение коррозии

Рефераты докладов следует направлять до 27 февраля по адресу:

Rachel Wall, Meetings Section, TWI Ltd., Granta Park, Great Abington, Cambridge CB1 6AL, UK.
Tel: +44(0) 1223 891162; E-mail: rachel.wall@twi.co.uk; Fax: +44(0) 1223 892794



РАСЧЕТНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ КИНЕТИКИ ДИФФУЗИОННЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ ПРИ ЛУЧЕВОЙ СВАРКЕ

У. ДИЛТАЙ, проф., А. В. ГУМЕНЮК, д-р-инж. (Ин-т сварки Рейнско-Вестфальской высш. техн. шк., Аахен, Германия), Г. А. ТУРИЧИН, д-р техн. наук (С.-Петербург. гос. политехн. ун-т, РФ)

На основе результатов роста цементитных включений и перераспределения углерода в ферритной фазе в неравновесных условиях разработано параметрическое описание диаграмм изо- и анизотермического превращения при сварке сталей с высокими скоростями охлаждения. Разработана модель оценки влияния исходной структуры материала и параметров термического цикла на диаграммы превращений.

Ключевые слова: дуговая сварка, низколегированные стали, термические циклы, диффузия, кинетика фазовых превращений

Уровень механических свойств металла сварного шва и зоны термического влияния (ЗТВ) является определяющим при разработке сварных конструкций, выборе сварочных материалов и параметров процесса сварки. Обычно для анализа структурных превращений, происходящих в стали при сварке, используют диаграммы, полученные экспериментальным путем и связывающие микроструктуру металла с параметрами термического цикла. В отличие от диаграмм изотермического распада аустенита [1], используемых при термообработке, для сварки применяются диаграммы анизотермического распада [2]. Существующие подходы к теоретическому описанию диаграмм превращения основываются на их параметрическом описании и положениях термодинамики [3]. При высоких скоростях охлаждения, типичных для электронно-лучевой, лазерной и плазменной сварки, фазовые превращения в ЗТВ имеют ряд особенностей. Получение равновесных ферритно-перлитных структур при этом практически невозможно, и свойства металла ЗТВ определяются соотношением бейнитных и мартенситных составляющих. Согласно работе [4] распад аустенита при сварке начинается с бездиффузионного превращения кристаллической решетки γ - α -фаз в малых областях, расположенных у границ зерен. Образующиеся здесь цементитные включения увеличиваются за счет диффузии углерода из α -фазы. Дальнейшее охлаждение ведет к формированию мартенсита из остаточного аустенита.

Известен ряд моделей, описывающих распад аустенита, который происходит при термообработке [5] и сварке [6]. При этом описание кинетики превращений основывается на теории зарождения второй фазы [7] и использовании уравнения Авраами для расчета степени превращений при экспоненциальной зависимости скорости роста новой фазы от разности потенциалов Гиббса новой и исходной фаз. Нестационарный характер диффу-

зионных процессов при этом не учитывается. Для определения размеров включений обычно используют классическую теорию [8, 9] их диффузионно-контролируемого роста. Для описания роста ферритных зерен в работе [10] применена вместо неравновесной стационарная кинетика. Подход, объединяющий химическую кинетику превращения с нестационарным представлением диффузионных процессов, разработан [11] с целью описания фазовых превращений, происходящих в сплавах Al-Mg. Для достоверного прогноза микроструктуры металла ЗТВ при лучевой сварке необходимо учитывать взаимное влияние кинетики химической реакции образования цементита и нестационарной диффузии углерода в твердом растворе, окружающем растущие неметаллические включения.

Постановка задачи. Соотношение между объемом неметаллических включений и площадью их поверхности определяется их формой. В начале структурных превращений размер a цементитного включения много меньше толщины диффузионного слоя. Причиной может быть точечный сток для углерода, поле концентрации вокруг которого является сферически симметричным. Неравновесный рост цементитного включения в твердом растворе описывается уравнением кинетики химической реакции образования цементита [11]:

$$\frac{da}{dt} = K_1(T)C - K_2(T), \quad (1)$$

где t — время; $K_1(T)$ и $K_2(T)$ — константы скоростей соответственно прямой и обратной реакций; C — концентрация диффузионно-подвижного углерода на поверхности включения; T — температура.

Константы скоростей реакций описываются формулами Аррениуса:

$$K_{1,2}(T) = K_{1,2}^{(0)} \exp(U_{f,s}/kT),$$

где $K_1^{(0)}$, $K_2^{(0)}$ — частотные факторы; U_f , U_s — энергия активации соответственно прямой и обратной реакций [12].

Поверхностную концентрацию диффузионно-подвижного углерода находят из выражения (1) путем решения диффузионной задачи. Из-за малости диффузионного числа Пекле конвективным членом, связанным с движением границы включения, можно пренебречь:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D\Delta C = D \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(r^2 \frac{\partial C}{\partial r} \right) \quad (2)$$

Граничное условие на поверхности включения ($r = a$) зависит от непрерывности потока примеси:

$$-D \frac{\partial C}{\partial r} \Big|_{r=a} = K_1(T)C \Big|_{r=a} - K_2(T). \quad (3)$$

Концентрация углерода вдали от включений определяется его начальной концентрацией C_0 :

$$C \Big|_{r \rightarrow \infty} \rightarrow C_0. \quad (4)$$

Данная задача, описываемая уравнениями (1) и (2), относится к задачам типа реакция-диффузия.

Решение задачи о росте размера включения.

Для решения этой задачи использованы стандартные методы математической физики [13]. Концентрация углерода в твердом растворе у поверхности растущего включения описывается выражением

$$C = C_0 - \frac{1}{\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{a(\tau)}{a(t)} \frac{K_1 C_0 - K_2}{\sqrt{D(t-\tau)}} \times \left[1 - \left(\frac{K_1}{D} - \frac{1}{a} \right) \sqrt{\pi D(t-\tau)} e^{(K_1/D - 1/a^2)D(t-\tau)} \times \left(1 - \operatorname{erf} \left[\left(\frac{K_1}{D} - \frac{1}{a} \right) \sqrt{D(t-\tau)} \right] \right) \right] d\tau, \quad (5)$$

где K_1, K_2, D — функции $T(\tau)$; a — функция от t .

Уравнения (1) и (5) образуют систему, решение которой позволяет определить зависимости размера включения и концентрации углерода у его поверхности от времени. Исходя из [11] упрощенное решение для поверхностной концентрации можно представить как

$$C = C_0 - \frac{1,56}{D\sqrt{\pi}} \frac{(K_1 C_0 - K_2)}{\left(\frac{K_1}{D} - \frac{1}{a} \right)}.$$

Динамика роста размера включений определяется их взаимным влиянием. С учетом [11] выражение (1) может быть переписано как

$$\frac{da}{dt} = K_1 \left(C_0 - nC' \frac{4}{3} \pi a^3 - \frac{1,56}{\sqrt{\pi D}} \frac{K_1 C_0 - K_2}{\left(\frac{K_1}{D} - \frac{1}{a} \right)} \right) - K_2,$$

где C' — концентрация углерода в цементите (при Fe_3C $C' \cong 0,25$).

Для решения уравнения роста размера включений использован метод Эйлера. Пример расчета представлен на рис. 1. Поскольку результат ре-

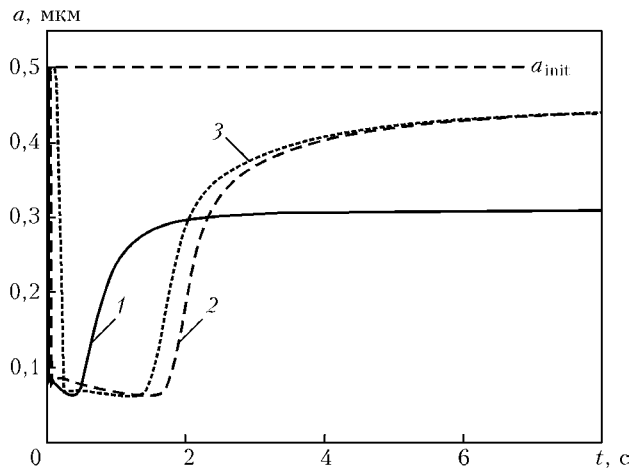


Рис. 1. Рост размера a цементитных включений в низколегированной стали при различных термических циклах: 1 — $T_{\max} = 1350$ °C; $v_{\text{св}} = 10$ мм/с; 2 — $T_{\max} = 1350$ °C; $v_{\text{св}} = 5$ мм/с; 3 — $T_{\max} = 900$ °C; $v_{\text{св}} = 5$ мм/с

шения установившегося размера включения, достигаемого после окончания цикла нагрев-охлаждение a_{lim} , входит в уравнение, был использован метод «стрельбы», т. е. подбирались предварительные значения a_{lim} , при котором обеспечивалось бы такое же окончательное значение a . Термические циклы рассчитывали с помощью системы EBSIM [14] (рис. 2).

Расчетные значения размеров включений в основном совпадают с экспериментальными. Расчеты показали, что размер включений примерно одинаков по всей ЗТВ, но с увеличением скорости сварки значительно уменьшается. Изменение концентрации углерода у поверхности включений и в твердом растворе представлены на рис. 3 и 4, из которых видно влияние кинетических эффектов на формирование микроструктуры. Расчетное значение концентрации углерода в твердом растворе существенно превышает предел растворимости (около 0,1%), а содержание углерода у поверхности включений намного меньше, чем в твердом растворе.

Построение и анализ диаграмм превращения.

Для выражения, описывающего диаграммы изо-

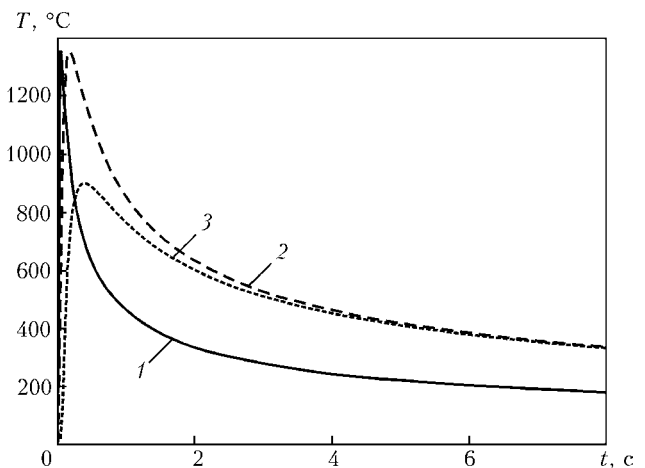


Рис. 2. Кривые термических циклов, полученные в различных точках ЗТВ при разной скорости электронно-лучевой сварки: 1-3 — то же, что и на рис. 1



и анизотермического превращений, необходимо использовать решение нестационарной диффузионной задачи. Проинтегрировав (5) с помощью метода «перевала», можно переписать уравнение увеличения включений в виде

$$\begin{aligned} \frac{da}{dt} = & (K_1 C_0 - K_2) \times \\ & \times \left[1 + \frac{2}{\sqrt{\pi}} \frac{K_1}{D} \left[\sqrt{Dt} \left(1 - \frac{a_1}{p} \sqrt{\pi} \right) - \frac{a_1}{p^2} \sqrt{\pi} \frac{A}{\frac{1}{a} - \frac{K_1}{D}} \right] + \right. \\ & \left. + \frac{dT}{dt} \frac{2K_1}{\sqrt{\pi}} \frac{d}{dT} \frac{(K_1 C_0 - K_2)}{K_1 C_0 - K_2} 0,1t \left[\sqrt{Dt} \left(\frac{1}{a} - \frac{K_1}{D} \right) \right] \right], \end{aligned} \quad (6)$$

использовав аппроксимацию функции ошибок $\text{erf}(x) \approx 1 - a_1/(1 + px) e^{-x^2}$. Здесь $a_1 = 0,348$; $p = 0,47$; $A = \ln \left(1 + p \sqrt{Dt} \left(\frac{1}{a} - \frac{K_1}{D} \right) \right)$.

Начало превращений соответствует условию $da/dt = 0$. В равновесном случае это условие обеспечивается выполнением очевидного равенства:

$$K_1(T)C - K_2(T) = 0. \quad (7)$$

В неравновесных условиях температура превращений отличается от ее равновесного значения, поэтому условие (7) не может быть выполнено. Тогда условие $da/dt = 0$ может быть удовлетворено только в случае, если выражение, стоящее в (6) в квадратных скобках, будет равно нулю.

Это условие связывает температуру и время начала превращения, т. е. описывает математически C -образную кривую фазового превращения. Полагая $dT/dt = 0$, получаем уравнение кривой изотермического превращения. Если $dT/dt \neq 0$, то приходим к уравнению кривой анизотермического превращения.

В явном виде уравнение диаграммы превращения, отражающей распад твердого раствора Fe-C, можно записать как:

$$\begin{aligned} \ln t = & 2 \ln \left[1,48A \frac{1}{\frac{D_0}{K_1^{(0)} a} \exp \left(\frac{U_f - U_D}{kT} \right) - 1} - 1 \right] + \\ & + 2 \ln \left[2,84 \frac{\sqrt{D_0}}{K_1^{(0)}} \exp \left(\frac{U_f - U_D/2}{kT} \right) - \right. \\ & \left. - \frac{dT}{dt} 2,58 \sqrt{D_0} K_1^{(0)} e^{\frac{U_f + U_D/2}{kT}} \frac{U_f}{kT^2} \times \right. \\ & \times \left(1 + \frac{K_2^{(0)}}{K_1^{(0)} C_0} \left(1 - \frac{U_s}{U_f} \right) e^{\frac{U_f - U_s}{kT}} \right) \times \\ & \times \left[\frac{1}{a} - \frac{K_1^{(0)}}{D_0} e^{\frac{U_D + U_f}{kT}} \right] \times \\ & \times \left(\frac{2a_1 A}{p^2} \left(\frac{D_0}{K_1^{(0)} a} \exp \left(\frac{U_f - U_D}{kT} \right) - 1 \right) - 1 \right)^2 \\ & \times \left(\frac{\sqrt{D_0}}{K_1^{(0)}} \exp \left(\frac{U_f - U_D/2}{kT} \right) \right)^3. \end{aligned} \quad (8)$$

Здесь U_D — энергия активации диффузии углерода в α -Fe.

Для определения таких параметров, как энергия активации реакций, частотные факторы и начальный размер включений, необходимо использовать пять независимых условий. Первое из них соответствует тому, что константа равновесия реакции определяется из диаграммы состояния Fe-C; второе — равенство разности энергий активации прямой и обратной реакции энthalпии образования цементита. Третье условие связывает значение начального размера включений с максимальной температурой превращения $1/a (K_1(T)/D(T)) = 0$. Последние два условия базируются на соответствии расчетных кривых с экспериментальными.

При сварке стали 5690QL используются следующие параметры: $K_1^{(0)} = 45$ м/с; $K_2^{(0)} = 2,2$ м/с; $U_f = 1,12 \cdot 10^{-19}$ Дж/ат.; $U_s = 1,60 \cdot 10^{-19}$ Дж/ат.; $D_0 = 2 \cdot 10^{-6}$ м²/с, $U_d = 1,38 \cdot 10^{-19}$ Дж/ат.; $a_{cr} = 1,1 \cdot 10^{-8}$ м; $A = 3,35$.

Коэффициент диффузии углерода в α -Fe взят из работы [15].

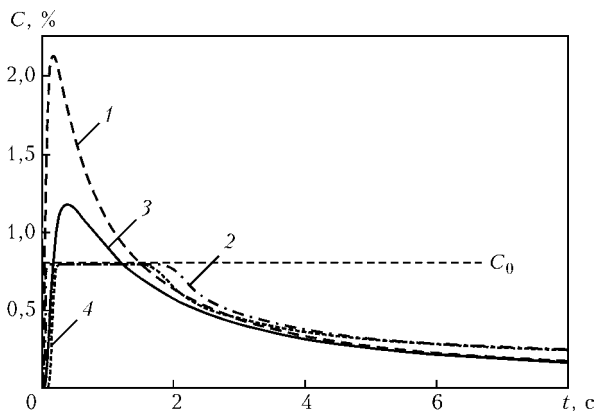


Рис. 3. Концентрация углерода у поверхности включений (1, 3) и в твердом растворе в α -Fe (2, 4) в различных участках металла ЗТВ при $v_{св} = 5$ мм/с: 1, 2 — $T_{max} = 1350$; 3, 4 — 900 °C

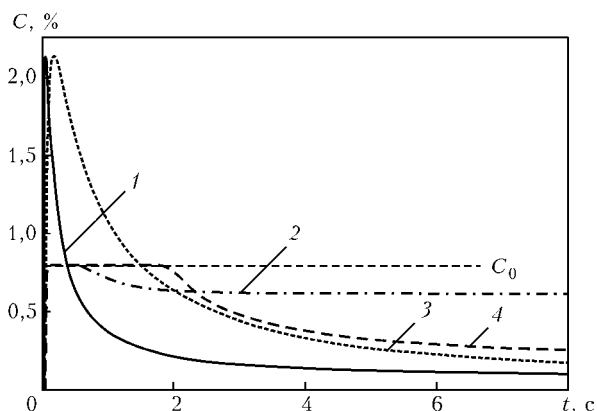


Рис. 4. Концентрация углерода у поверхности включений (1, 2) и в твердом растворе α -Fe (3, 4) при различных скоростях сварки и $T_{max} = 1350$ °C: 1, 2 — $v_{св} = 10$; 3, 4 — 5 мм/с

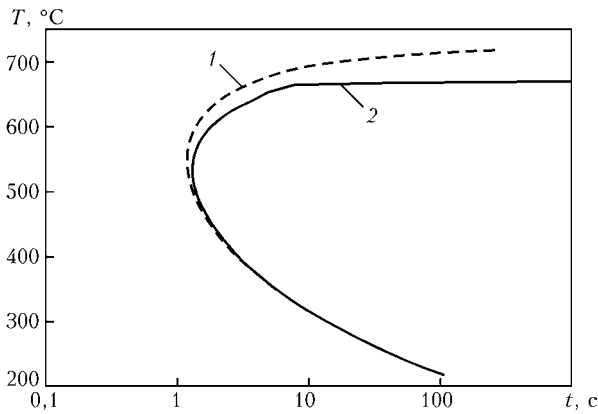


Рис. 5. Кривые изо- (1) и анизотермического (2) превращений, полученные для модельной низколегированной стали, содержащей 0,2 % С

Два первых члена в правой части выражения (8) определяют кривую изотермического превращения, третий описывает искажение кривой, связанное со скоростью охлаждения. Согласно (8), охлаждение ($dT/dt < 0$) задерживает начало превращений, что соответствует сдвигу кривой превращений вправо. Следует отметить, что учет скорости охлаждения приводит не только к сдвигу (как известно из [6]), но и к искажению формы кривой превращения.

Изложенная выше процедура позволяет получить ветвь кривой превращения, соответствующей образованию бейнита, за счет подстановки $dT/dt = f(T)$. На рис. 5 представлен пример, иллюстрирующий разницу между кривыми изо- и анизотермических превращений, рассчитанными с помощью разработанной модели.

Эффект сдвига и искажения формы кривых превращений, обусловленный особенностями термического цикла и начальной микроструктуры стали, наблюдали в ходе эксперимента [16]. Исходные размеры включений, максимальная температура нагрева наряду со скоростью нагрева и охлаждения оказывают существенное влияние на расположение и форму С-образных кривых. Причиной этого является зависимость времени начала

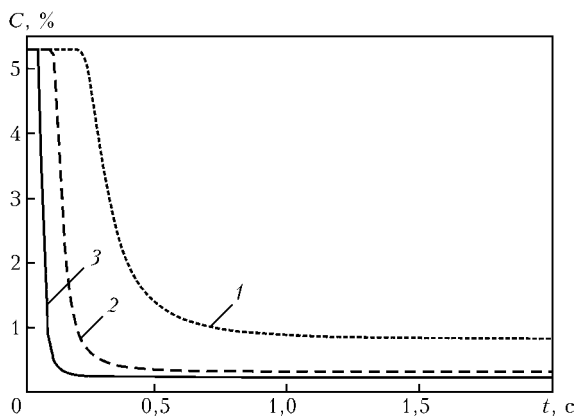


Рис. 6. Изменение концентрации углерода в центре «бывшего» цементитного включения размером 0,8 мкм, распавшегося в процессе воздействия сварочного термического цикла, на образец из модельной низколегированной стали с 0,2 % С в зависимости от максимальной температуры нагрева: 1 – $T_{max} = 880$; 2 – 1080; 3 – 1330 °С

превращений и скорости роста цементита за время от начальной концентрации углерода до начала превращений. Полагая, что превращения начинаются в местах наибольшей концентрации углерода, необходимо определить значение начальной концентрации исходя из решения задачи о растворении исходных карбидов:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D(T) \frac{\partial^2 C}{\partial x^2}, \quad C|_{t=0} = \begin{cases} C_{cem}; & x \leq a, \\ 0; & x > a, \end{cases} \quad C|_{x \rightarrow \infty} = C_{\infty},$$

где C_{cem} – концентрация углерода в цементите (25 %); C_{∞} – исходная концентрация углерода в объеме твердого раствора.

Максимальное значение остаточной концентрации, определяемое решением этой задачи, может быть записано как

$$C = (C_{cem} - C_{\infty}) \left(1 - \exp \left[- \frac{a^2}{4 \int_0^t D(T(t)) dt} \right] \right) + C_{\infty}. \quad (9)$$

Временная зависимость остаточной концентрации углерода после растворения исходных карбидов для рассчитанных термических циклов [14], соответствующих трем разным областям ЗТВ, показана на рис. 6.

Кривые превращения, соответствующие упомянутым выше термическим циклам, приведены на рис. 7. Положение кривых зависит от значений местной начальной концентрации углерода, которые в свою очередь определяются реальными сварочными термическими циклами.

Для проверки указанной зависимости выполнена экспериментальная электронно-лучевая сварка образцов толщиной 15 мм из низколегированной стали S690QL. Образцы сваривали встык при токе луча 20 мА, ускоряющем напряжении 150 кВ и поверхностной фокусировке пучка на расстоянии 800 мм. Скорость сварки составляла 5 мм/с, что соответствовало времени охлаждения $t_{8/5} = 4$ с на среднем участке ЗТВ. Установлено, что этот параметр зависит от расстояния от линии сплавления в незначительной степени. Измерение микротвердости металла сварного шва и ЗТВ

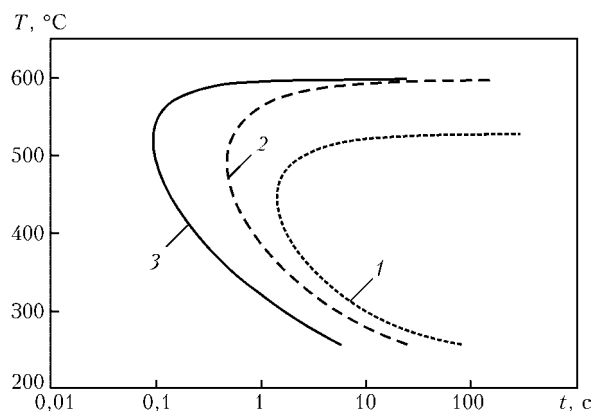


Рис. 7. Влияние начальной концентрации углерода на сдвиг кривых превращения при изменении максимальной температуры нагрева от 1350 до 880 °С: 1 – $C_{init} = 0,2$; 2 – 0,3; 3 – 0,8 %

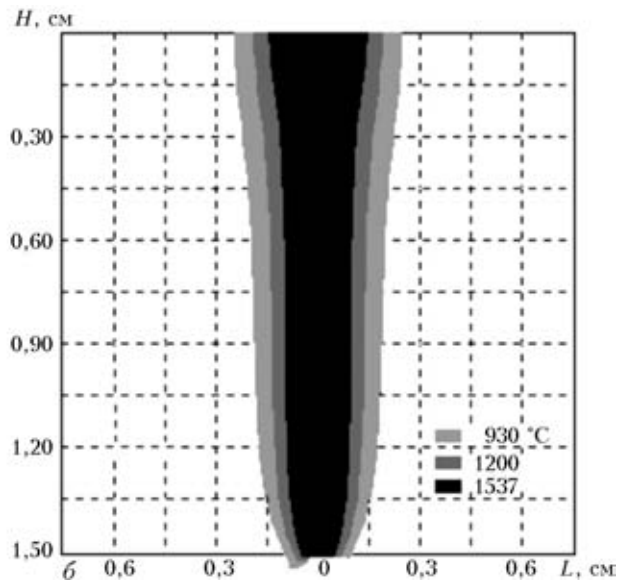
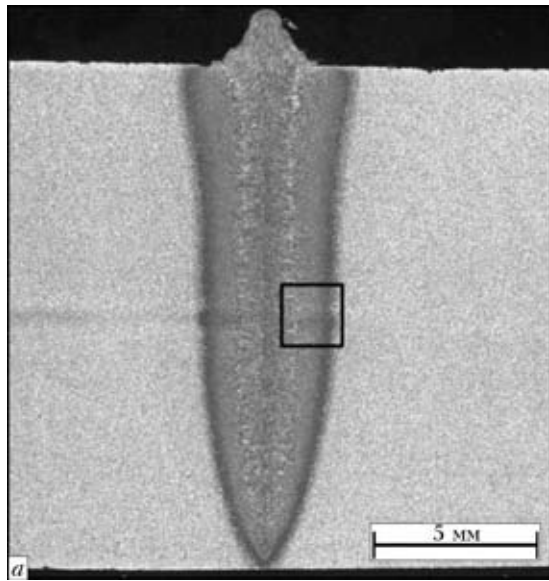


Рис. 8. Макрошлиф сварного соединения (а), полученного экспериментально L и результаты моделирования (б); L — расстояние от оси сварного шва

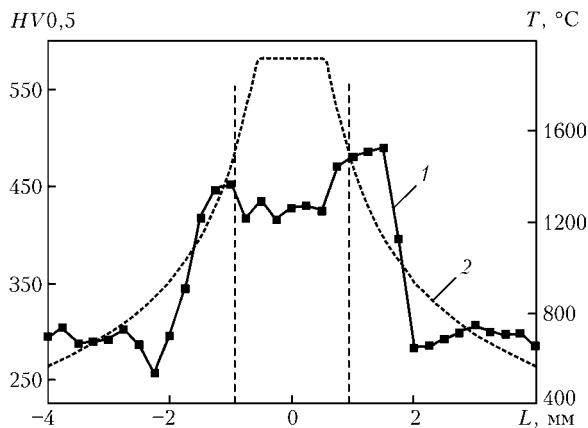


Рис. 9. Распределение микротвердости HV (1) и максимальной температуры нагрева (2) по мере удаления на расстояние L

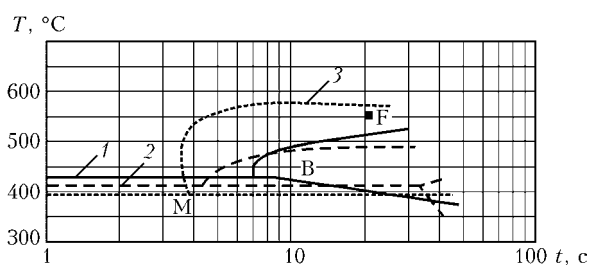


Рис. 10. Кривые анизотермического превращения, полученные для стали S690QL экспериментальным путем при $T_{max} = 1350$ (1), 1100 (2) и 950 °C (3)

свидетельствует о наличии перехода от мартенситной к бейнитной микроструктуре по мере удаления от линии сплавления, что подтверждается результатами металлографического анализа (рис. 8, 9).

С помощью термомеханического моделирования на установке «GLEEBLE 3500» путем дилатометрического и металлографического анализа образцов получены кривые анизотермических превращений для условий, имитирующих условия термического цикла при лучевой сварке. На рис. 10

представлены кривые превращения, соответствующие трем различным максимальным температурам нагрева. Наблюдаемая тенденция сдвига кривых подтверждена экспериментально. Некоторое расхождение между результатами экспериментов и полученными расчетным путем объясняется более сложным химическим составом реальной стали и влиянием марганца, а также других легирующих элементов (последнее в настоящей работе не рассматривалось).

Из изложенного выше следует, что разработанная математическая модель, основанная на решении задач диффузии и кинетики химической реакции с учетом взаимного влияния включений, позволяет описать процессы роста цементита и перераспределения углерода в α -фазе. Расчетные размеры цементитных включений соответствуют экспериментальным.

С помощью разработанной модели можно получить параметрическое описание кривых изо- и анизотермического превращений. Предлагаемая модель, основанная на небольшом количестве физически интерпретируемых параметров, позволяет учесть влияние начальной структуры материала и параметров сварочного термического цикла на поведение кривых превращения. Использование разработанного метода совместно с диаграммами превращений, полученными экспериментальным путем, расширяет возможности анализа микроструктуры и свойств металла сварного соединения.

Авторы выражают благодарность DFG и РФФИ за финансовую поддержку (грант 04-02-04000-ННИО_а), а также А. Шарфф (SLV-Росток) за предоставленные экспериментальные результаты.

1. Atlas of time-temperature diagrams for irons and steels / Ed. Vander Voort G. F. — Materials Park, USA: ASM International, 1991. — 766 p.
2. Seyffarth P., Meyer B., Scharff A. Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder. — Dusseldorf: DVS-Verlag, 1992. — 175 S.



3. *Staley J. T.* Quench factor analysis of aluminium alloys // *Mater. Sci. and Technol.* — 1987. — № 3. — P. 923–934.
4. *Dilthey U., Trube St.* Schweißtechnische Fertigungsverfahren. — Duesseldorf: VDI-Verlag, 1995. — 372 S.
5. *Matsuda H., Bhadeshia H. K., D. H. Avrami.* Theory for transformation from non-uniform austenite grain structures // *Mater. Sci. and Technol.* — 2003. — № 19. — P. 1330–1334.
6. *Grong O.* Metallurgical modelling of welding. — Cambridge: The Institute of Materials, 1994. — 581 p.
7. *Cahn J. W.* The kinetic of the grain boundary nucleation reactions // *Acta Metallurg.* — 1956. — № 4. — P. 449–459.
8. *Lifshitz I. M., Slyozov V. V.* The kinetics of precipitation from supersaturated solid solutions // *J. Phys. and Chem. Sol.* — 1961. — № 19. — P. 35–50.
9. *Wagner C.* Theorie der Alterung von Niederschlagen durch Umlosen // *Z. Elektrochemie.* — 1961. — № 65. — S. 581–591.
10. *Любов Б. Я.* Кинетическая теория фазовых превращений. — М.: Металлургия, 1969. — 263 с.
11. *Theoretical* investigation and modelling of intermetallic inclusions formation in laser treatment of Al-Mg alloys // *V. Lopota, G. Turichin, E. Valdaitseva et al.* // *SPIE Proc.* — 2004. — **5399**. — P. 197–203.
12. *Прохоров Н. Н.* Физические процессы в металлах при сварке. — М.: Металлургия, 1976. — Т. 1. — 695 с.
13. *Тихонов А. Н., Самарский А. А.* Уравнения математической физики. — М.: Наука, 1977. — 736 с.
14. *EBSIM* a simulation tool for electron beam welding // *U. Dilthey, St. Bohm, T. Welters et al.* // *CISFEL'98*, Toulon, France, 15–19 June, 1998. — Paris: Institut de Soudure, 1998. — P. 39–46.
15. *Уманский Я. С., Скаков Ю. А.* Физика металлов. — М.: Атомиздат, 1978. — 352 с.
16. *Adil G. K., Bhole S. D.* HAZ hardness and microstructure predictions in arc welded steels // *Can. Met. Quart.* — 1992. — № 31. — P. 151–157.

Parametric description of TTT- and CCT-diagrams has been developed on the basis of the results of growth of cementite inclusions and redistribution of carbon in the ferritic phase under non-equilibrium conditions for welding of steels at high cooling rates. The model has been developed to estimate the effect of initial structure of a material and parameters of the thermal cycles on the transformation diagrams.

Поступила в редакцию 27.01.2005

ЦЕЛОСТНОСТЬ ШВОВ КОРРОЗИЯ, КОНТРОЛЬ, ОЦЕНКА РЕШЕНИЯ ДЛЯ ПРАКТИКИ

3 апреля — рабочий семинар

4–5 апреля — конференция

Направления работы:

- проблемы коррозии сварных изделий
- ограничения при производстве
- влияние окружающей среды на дефекты
- идентификация размеров и положения дефектов
- оценка безопасности работ.



По вопросу участия в конференции обращаться:

Школа материалов, Манчестер, Англия

Тел.: 44 - 161 - 306 - 3611

E-mail: james.marrow@manchester.ac.uk

www.corrosion.org/weld.htm



СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В МЕТАЛЛЕ ЗТВ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ Х60 ПРИ ПОДВОДНОЙ СВАРКЕ

С. Ю. МАКСИМОВ, В. С. БУТ, В. Г. ВАСИЛЬЕВ, кандидаты техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
С. М. ЗАХАРОВ, канд. физ.-мат. наук, **Н. В. ЗАЙЦЕВА**, канд. техн. наук
(Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины)

На основе анализа диаграммы анизотермического превращения аустенита и результатов металлографических исследований оценен фазовый состав и микроструктура зоны термического влияния сварных соединений стали Х60, выполненных под водой. Установлено, что при скоростях охлаждения, характерных для условий сварки под водой, в металле ЗТВ неизбежно образуется мартенситная структура, определяющая хрупкий характер разрушения сварного соединения под действием внешней нагрузки.

Ключевые слова: подводная сварка, низколегированные стали, металл ЗТВ, скорость охлаждения, структурные превращения, холодные трещины

Низколегированные стали повышенной прочности типа Х60, благодаря комплексу своих механических свойств, приемлемой коррозионной стойкости и хорошей свариваемости [1], широко применяются при строительстве трубопроводных систем. Однако несмотря на актуальность применения подводной сварки при ремонте металлоконструкций, эксплуатируемых под водой, свариваемость этих сталей в водной среде практически не изучена.

С целью определения возможности применения мокрой дуговой сварки для импортной стали марки Х60 проанализирована диаграмма ее анизотерми-

ческого превращения и методами оптической и растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и дюротрии исследованы фазовый состав и структура металла ЗТВ соединений, выполненных под водой.

Для проведения металлографических исследований в лабораторном бассейне на глубине 1 м водолазом-сварщиком выполнены наплавки на пластины из стали Х60 толщиной 14 мм порошковой проволокой ферритного типа ППС-АН1 на следующем режиме: $I_{св} = 180...200$ А, $U_{д} = 30...32$ В, ток обратной полярности.

Измерения микротвердости показали, что в металле ЗТВ в непосредственной близости от линии сплавления происходит упрочнение металла до



Рис. 1. Фрактограмма излома образца после испытаний на ударный изгиб: *а* — участок зарождения магистральной трещины; *б* — хрупкое разрушение на участке крупнозернистого мартенсита в металле ЗТВ; *в* — разрушение в области бейнитной структуры металла ЗТВ; *а, в* — $\times 300$; *б* — $\times 3000$

уровня $HV\ 280$, т. е. не менее чем в 1,5 раза по сравнению с основным металлом в исходном состоянии. Наблюдается структура крупнозернистого мартенсита (размер аустенитных зерен составляет примерно 0,1 мм). В этих участках структуры обнаружены достаточно крупные трещины, которые располагаются по границам аустенитных зерен. Характер расположения трещин позволяет предположить, что их образование связано с остановкой быстрорастущих внутри аустенитного зерна мартенситных кристаллов.

По мере удаления от линии сплавления размер мартенситных зерен уменьшается (подобно сварке на воздухе) и крупнозернистая мартенситная структура последовательно сменяется на структуру более дисперсного мартенсита, затем бейнита и на периферии ЗТВ — перлита. В перлитной структуре микротрещин, являющихся потенциальными очагами катастрофического разрушения, практически не наблюдается. Рентгенографическим анализом в металле ЗТВ регистрируются исключительно линии ОЦК-твердого раствора железа, что подтверждает данные металлографии о преимущественном характере мартенситного превращения в стали X60 при сварке под водой.

С целью определения характера разрушения сварного соединения под действием внешней нагрузки проведены испытания на ударный изгиб образцов без надреза в виде темплетов, вырезанных поперек шва. Разрушение инициировалось на участке перехода от металла шва к основному металлу. Образцы разрушались при очень низких значениях ударной вязкости — 6,7... 11,6 Дж/см². Такой уровень однозначно свидетельствует о наличии очагов разрушения — хрупких мартенситных структур, микротрещин и т. п., образовавшихся при сварке [2].

Траектория развития трещины соответствует наиболее ослабленным участкам металла ЗТВ. Разрушение инициируется в зоне перехода наплавленного металла к основному. При этом, согласно фрактограмме, оно носит вязкий характер. Образующиеся под действием внешней нагрузки вязкие трещины размером 0,5... 2 мм могут служить эффективными концентраторами напряжений и инициировать разрушение других областей металла ЗТВ. Области, которые являются одним из основных очагов последующего катастрофического разрушения, показаны на рис. 1, а.

Второй характерной зоной разрушения сварного соединения является зона со структурой крупнозернистого мартенсита. Характер излома в ней (рис. 1, б) является исключительно хрупким. Наличие в этой зоне зародышевых микротрещин, сложное напряженное состояние и высокая дефектность структуры существенно облегчают развитие в ней магистральной трещины, а также зарождение разрушения непосредственно в зоне мартенситных кристаллов.

На границах и за пределами ЗТВ хрупкое разрушение последовательно сменяется хрупковязким, а затем и чисто вязким.

Важной особенностью фрактограмм является наличие специфических микротрещин, располо-

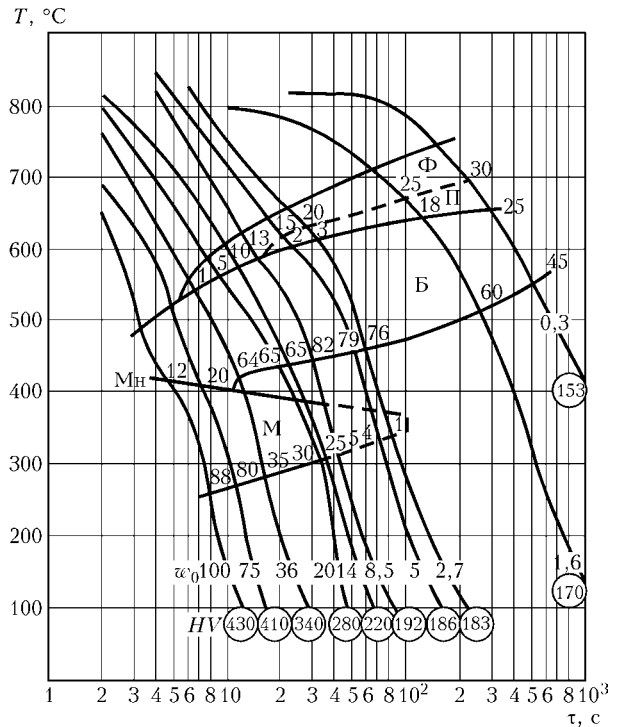


Рис. 2. Диаграмма анизотермического превращения стали типа X60 в зависимости от скорости охлаждения образцов ω_0 (°C/с): HV — твердость; M — мартенсит; M_n — начало мартенситного превращения; B — бейнит; Π — перлит; Φ — феррит; цифрами обозначено количество соответствующей структурной составляющей

женных под углом к распространению магистральной трещины (рис. 1, в). Наиболее часто они встречаются в областях с бейнитной структурой вблизи границ ЗТВ.

Выполненное металлографическое исследование металла ЗТВ однозначно показывает, что условия нагрева и охлаждения при подводной сварке принципиальным образом меняют структуру и свойства сварного соединения по сравнению со сваркой на воздухе. В 2...3 раза уменьшаются размеры ЗТВ, возрастает ее твердость, формируются закалочные структуры и образуются трещины, т. е. происходит деградация структуры и контролируемых ею механических свойств сварного соединения. Очевидно, что степень деградации свойств той или иной области сварного соединения зависит от ее фазового состава, который прежде всего определяется максимальной температурой нагрева и скоростью последующего охлаждения, т. е. термическим циклом сварки.

На рис. 2 приведена диаграмма анизотермического превращения стали X60 в зависимости от скорости охлаждения в интервале температур 800... 500 °C в диапазоне 100... 0,3 °C/с. В исследованном диапазоне скоростей охлаждения превращение аустенита происходит в мартенситной, бейнитной, ферритной и перлитной областях. Особенностью диаграммы является наличие широкой бейнитной области во всем диапазоне скоростей охлаждения. Это свидетельствует о неизбежном формировании этой структурной составляющей как основной в широком диапазоне скоростей охлаждения. Даже при таких незначитель-

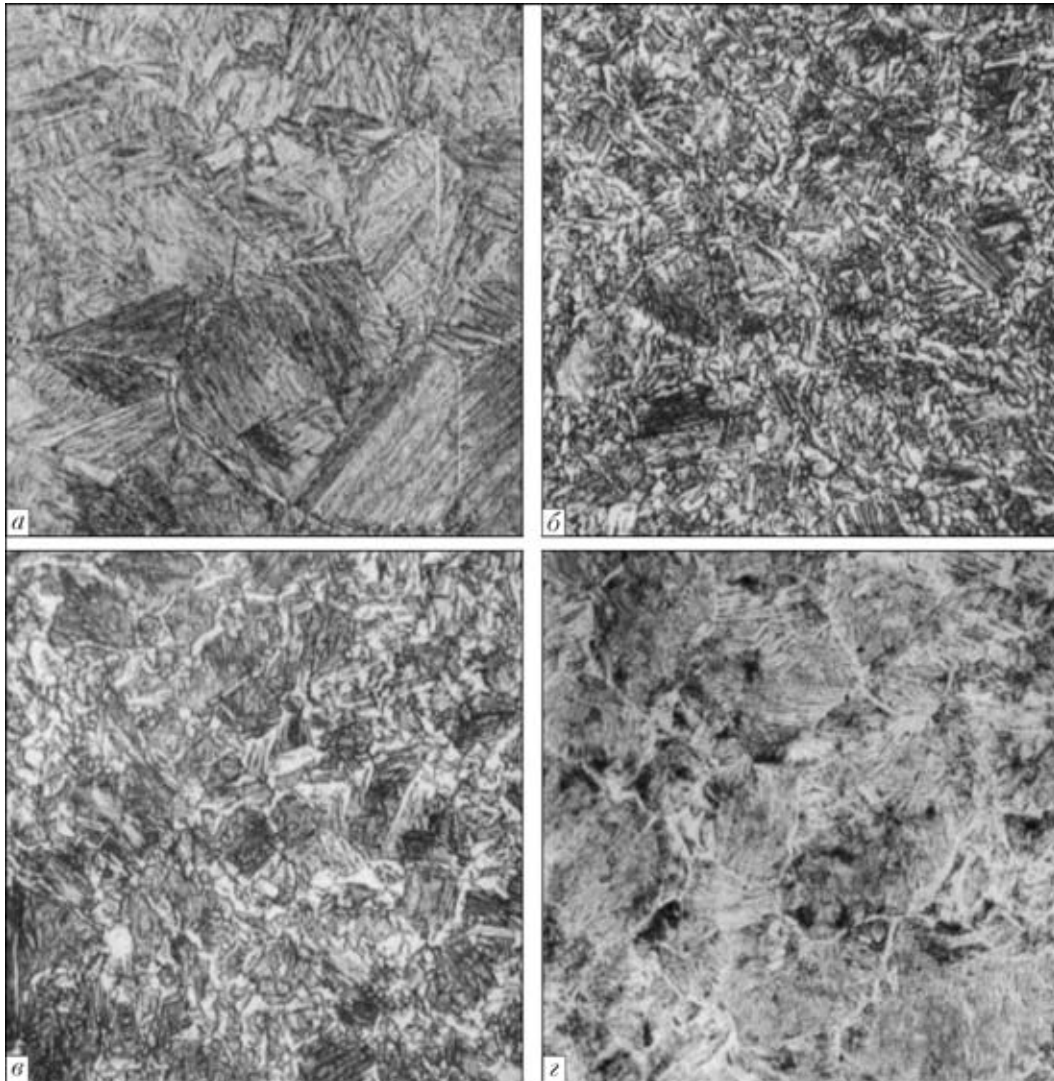


Рис. 3. Микроструктура стали типа X60 в зависимости от скорости охлаждения ($\times 320$): *a* – 75; *b* – 20; *v* – 5; *z* – 1,6 °C/с

ных скоростях, как 1,6...0,3 °C/с, доля бейнита в структуре составляет 60...45 %.

Ферритное и перлитное преобразования определяются достаточно узкими областями диаграммы, что свидетельствует о сравнительно невысокой вероятности формирования ферритной и перлитной составляющих в неравновесных условиях образования структуры металла ЗТВ. Этот факт подтверждается относительно малыми долями упомянутых выше составляющих в конечной структуре: до 10 % при $w_{8/5} = 36...14$ и до 20 при $w_{8/5} = 5...2,7$ °C/с. Только при скоростях охлаждения, меньших 0,3 °C/с, ферритные и перлитные составляющие занимают существенный объем в металле ЗТВ (почти половину). Характерный вид микроструктуры при разных скоростях охлаждения приведен на рис. 3.

В соответствии с выводами работ [3, 4] сталь считается предрасположенной к образованию холодных трещин при дуговой сварке, если содержание мартенситной составляющей в структуре металла ЗТВ превышает 50 % и интегральная твердость по Виккерсу в металле ЗТВ достигает *HV* 350. На рис. 4 показана зависимость доли мартенситной составляющей и твердости от ско-

рости охлаждения в интервале температур 800...500 °C, полученная на основе анализа диаграммы, приведенной на рис. 2. Как видно из рисунка, 50 % мартенсита образуется при $w_{8/5} > 49$, а твердость *HV* 350 при $w_{8/5} > 41$ °C/с. Таким образом, можно считать, что во время сварки реальных объектов из стали типа X60 исключается опасность образования холодных трещин, если скорость охлаждения металла ЗТВ не превышает 41 °C/с. При скорости охлаждения порядка 100 °C/с, характерной для условий сварки под водой [5], содержание мартенсита достигает 88 %, а твердость *HV* 430, что свидетельствует о высокой вероятности образования холодных трещин.

Сопоставление результатов проведенного анализа с металлографическими исследованиями позволяет заключить, что реальный термический цикл при подводной сварке стали X60 обуславливает риск образования трещин в большей части объема металла ЗТВ, однако, как было отмечено выше, большая часть зародышевых трещин наблюдается на границах ЗТВ в областях с бейнитной структурой. Это позволяет утверждать, что, помимо термического, имеет место и иной фактор, влияющий на образование трещин в металле ЗТВ. Учитывая

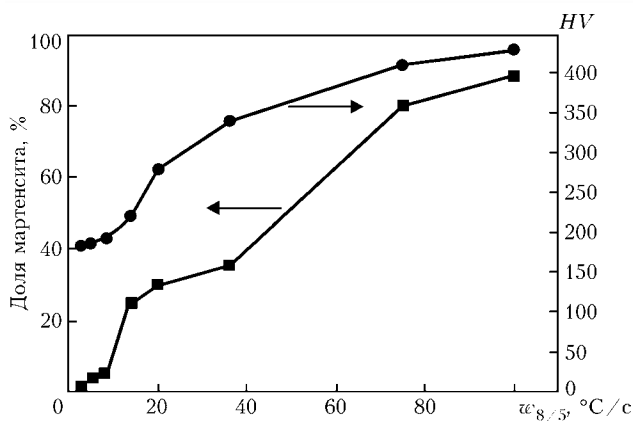


Рис. 4. Влияние скорости охлаждения на долю мартенсита в металле ЗТВ стали X60 и его твердость

условия горения электрической дуги под водой, таким фактором можно считать насыщение металла ЗТВ водородом и появлением, вследствие этого, водородной хрупкости [6].

Результаты численных исследований перераспределения водорода в сварных соединениях, выполненных под водой [7], свидетельствуют о повышении концентрации водорода в металле ЗТВ вблизи линии сплавления. Как показали приведенные выше результаты металлографических исследований, именно в этой зоне возникает весьма дефектная мартенситная структура, содержащая значительное количество потенциальных ловушек для диффундирующего сюда водорода. При наличии микротрещин и других несплошностей, а также развитых поверхностей раздела водород, диффундирующий в металл ЗТВ, заполняет внутренние полости в металле и молизуется в них. В случае приложения внешней растягивающей нагрузки внутреннее давление водорода суммируется с ней и при условии формирования напряженного состояния, соответствующего условиям разрушения по теории Гриффитса [8], вызывает рост трещины.

Evaluation of phase composition of the HAZ microstructure in welded joints of steel X60, made under the water, was performed proceeding from analysis of the diagram of anisothermal transformation of austenite and results of metallographic examination. It is established that at cooling rates characteristic for the conditions of underwater welding, the HAZ inevitably develops a martensitic structure determining the brittle nature of welded joint fracture under the impact of external load.

Возможно и иное объяснение разрушения металла при насыщении его водородом, например, на основе теории локализации пластической деформации в областях с растворенным водородом и разрушение как следствие неоднородной деформации [9].

Таким образом, в условиях мокрой подводной сварки низколегированных сталей, склонных к закалке, вероятность образования холодных трещин в металле ЗТВ очень высока. Учитывая весьма ограниченные возможности снижения скорости охлаждения в результате повышения погонной энергии сварки, для решения указанной проблемы необходимо уменьшить поступление водорода в металл ЗТВ, что возможно путем применения либо специальных технологических приемов, либо электродных материалов, обеспечивающих аустенитную структуру металла шва.

1. Wegst C. W. Stahlschlüssel. Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH, 1995. — 660 p.
2. Лукьянов В. Ф., Напрасников В. В. Влияние типа инициатора разрушения на развитие трещин в сварных соединениях // Свароч. пр-во. — 1983. — № 5. — С. 3–5.
3. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
4. Сеферьян Д. Металлургия сварки. — М.: Машгиз, 1963. — 347 с.
5. Чигарев В. В., Устинов А. В. Расчетно-экспериментальная оценка возможности уменьшения скорости охлаждения металла ЗТВ при подводной мокрой сварке // Автомат. сварка. — 2000. — № 5. — С. 25–30.
6. Морозов А. Н. Водород и азот в стали. — М.: Metallurgizdat, 1980. — 252 с.
7. Махненко В. И., Максимов С. Ю., Королева Т. В. Исследование особенностей переноса водорода при подводной сварке плавлением конструкционных сталей // Автомат. сварка. — 2004. — № 1. — С. 12–22.
8. Banmann H., Behrens U., Bethe K. Analysis of hydrogen in solids // Nucl. Phys. Meth. Mater. Res.: Proc. 7 Div. conf. (Darmstand, 23–26 Sept., 1980). — Weisbaden, 1980. — P. 337–339.
9. Gavriljuk V. G., Shivanjuk V. N., Foct J. Diagnostic experimental results on the hydrogen embrittlement of the austenitic steel // Acta Materialia. — 2003. — 51. — P. 1293–1305.

Поступила в редакцию 12.10.2005



ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК СКАНДИЯ НА ТОНКУЮ СТРУКТУРУ МЕТАЛЛА ШВА СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1460

Л. И. МАРКАШОВА, д-р техн. наук, члены-корреспонденты НАН Украины Г. М. ГРИГОРЕНКО, А. Я. ИЩЕНКО,
А. В. ЛОЗОВСКАЯ, канд. техн. наук, О. С. КУШНАРЕВА, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Методом трансмиссионной электронной микроскопии исследованы особенности структурно-фазового состояния металла швов и сварных соединений, полученных при аргонодуговой сварке сплава 1460 с использованием присадочных проволок стандартной Sv1201 и опытной 1201 с добавкой скандия. Основные изменения структуры при введении скандия связаны с измельчением зерна, увеличением объемной плотности дислокаций, формированием дисперсных включений, содержащих скандий, и активацией процессов распада твердого раствора.

Ключевые слова: дуговая сварка, алюминиевый сплав, легирование скандием, металл шва, тонкая структура, фазовые выделения, эвтектика, плотность дислокаций

Известно, что практически все свойства любых материалов в основном определяются их структурно-фазовым состоянием: химическим составом, наличием примесей, размерами зерна и фазовых выделений различного типа. Информацию об этом можно получить с помощью исследований на различных структурных и масштабных уровнях — зеренном, субзеренном, дислокационном [1–3].

К сожалению, не все необходимые данные о структуре материалов могут быть получены такими доступными и экспрессными методами исследования, какими являются оптическая металлография, растровая электронная микроскопия. Важные структурные параметры, относящиеся к субзеренному и дислокационному уровню исследований, которые отражают реальную картину состояния материала, могут быть выявлены только благодаря прямым методам анализа тонких фольг с использованием просвечивающей электронной микроскопии. К тому же локальность метода позволяет анализировать наличие и распределение структурных и фазовых изменений непосредственно в любых зонах объекта, выявлять области концентраций внутренних напряжений и причины их формирования [4–7].

Особый интерес представляют подобные исследования при изучении структурных особенностей алюминиевых сплавов с добавками скандия, поскольку эти сплавы отличаются, как известно, сложным структурно-фазовым составом [8] и многообразием фазовых выделений различного типа. Именно изменение размерности, морфологии и распределения последних некоторые исследователи [9] считают определяющим фактором для обеспечения ряда необходимых свойств материалов [8]. Особо актуальным представляются исследования сварных соединений, проведенные в этом направлении, поскольку микроструктура металла шва и зоны термического влияния существенно услож-

няется вследствие неравновесности их структурно-фазового состояния.

Целью настоящей работы являлось уточнение особенностей структурно-фазового состояния металла во внутренних объемах зерен, на межзеренных границах эвтектик, а также выявление размеров и распределения фазовых образований в различных областях металла швов, полученных при аргонодуговой сварке (АДС) сплава 1460 с использованием стандартной Sv1201 и опытной 1201+Sc присадочных проволок.

Исследовали центральную зону металла сварных соединений алюминиевого сплава 1460 (Al–3 % Cu–2 % Li–0,08 % Sc), полученного с использованием стандартной Sv1201 (Al–6,5 % Cu–0,25 % Zr–0,3 % Mn) и опытной 1201 (Al–6,5 % Cu–0,25 % Zr–0,3 % Mn) + 0,5 % Sc присадочных проволок.

Для изучения структуры металла швов тонкие фольги подготавливали с помощью предварительной механической шлифовки, электролитической полировки в уксусно-хлорном электролите с последующим многократным ионным утонением ионизированными потоками аргона в специально разработанной установке [10]. Исследования подготовленных фольг проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM-200CX (фирма «Джеол», Япония) при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Структура металла шва сплава 1460 с использованием присадочной проволоки Sv1201 (без скандия), полученного непосредственно после АДС, характеризуется прежде всего равномерным распределением дислокаций при минимальной плотности дефектов кристаллической решетки, которая составляет $\rho \cong (2...5) \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. При этом формировались отдельные протяженные дислокации без их локальных скоплений и взаимодействий, а также единичные системы скольжения (рис. 1, а–г).

Что касается фазовых выделений в металле шва, то по размеру d их условно можно разделить на две группы: крупные (от 1,3...1,5 до 3,0 мкм)

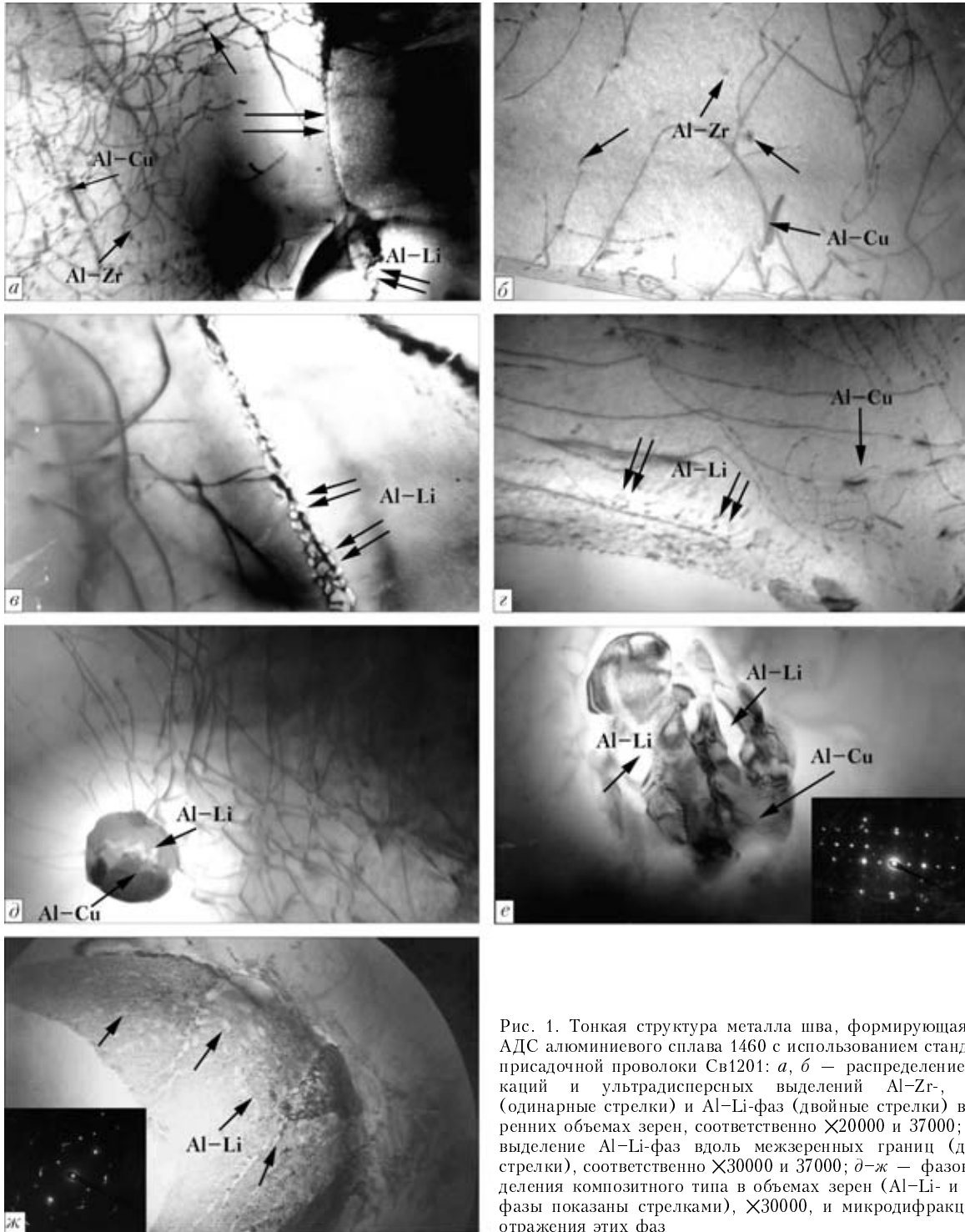


Рис. 1. Тонкая структура металла шва, формирующаяся при АДС алюминиевого сплава 1460 с использованием стандартной присадочной проволоки Св1201: *а, б* — распределение дислокаций и ультрадисперсных выделений Al-Zr-, Al-Cu- (одинарные стрелки) и Al-Li-фаз (двойные стрелки) во внутренних объемах зерен, соответственно $\times 20000$ и 37000 ; *в, г* — выделение Al-Li-фаз вдоль межзеренных границ (двойные стрелки), соответственно $\times 30000$ и 37000 ; *д-ж* — фазовые выделения композитного типа в объемах зерен (Al-Li- и Al-Cu-фазы показаны стрелками), $\times 30000$, и микродифракционные отражения этих фаз

(рис. 1, *е, ж*) и менее крупные ($d \cong 1$ мкм) (рис. 1, *д*). Видно, что относительно дисперсные выделения имеют композитное строение и состоят из Al-Li-фазы (внутри фазовых выделений), окаймленных Al-Cu-фазой (рис. 1, *д*). Выделения более крупных размеров преимущественно представляют собой конгломерат фазовых составляющих (блоков) различного размера и состава. На рис. 1, *е* светлые блоки ($d \cong 0,15...0,30$ мкм) соответствуют Al-Li-фазе, а блоки с более темным контрастом — Al-Cu-фазе.

В некоторых случаях подобные включения также имеют сложное композитное строение, однако состоят они не из блоков, а насыщены весьма дисперсными Al-Li-фазами ($d \cong 0,03...0,07$ мкм) (рис. 1, *ж*).

Другой группой фазовых образований, формирующихся внутри объемов зерен, являются фазы ультрадисперсных размеров ($d \cong 0,02...0,03$ мкм). Некоторые из них отличаются преимущественно глобулярной формой, темным контрастом (рис. 1, *а, б*) и, как правило, не имеют конкретной привязки к месту расположения дислокаций. Одной

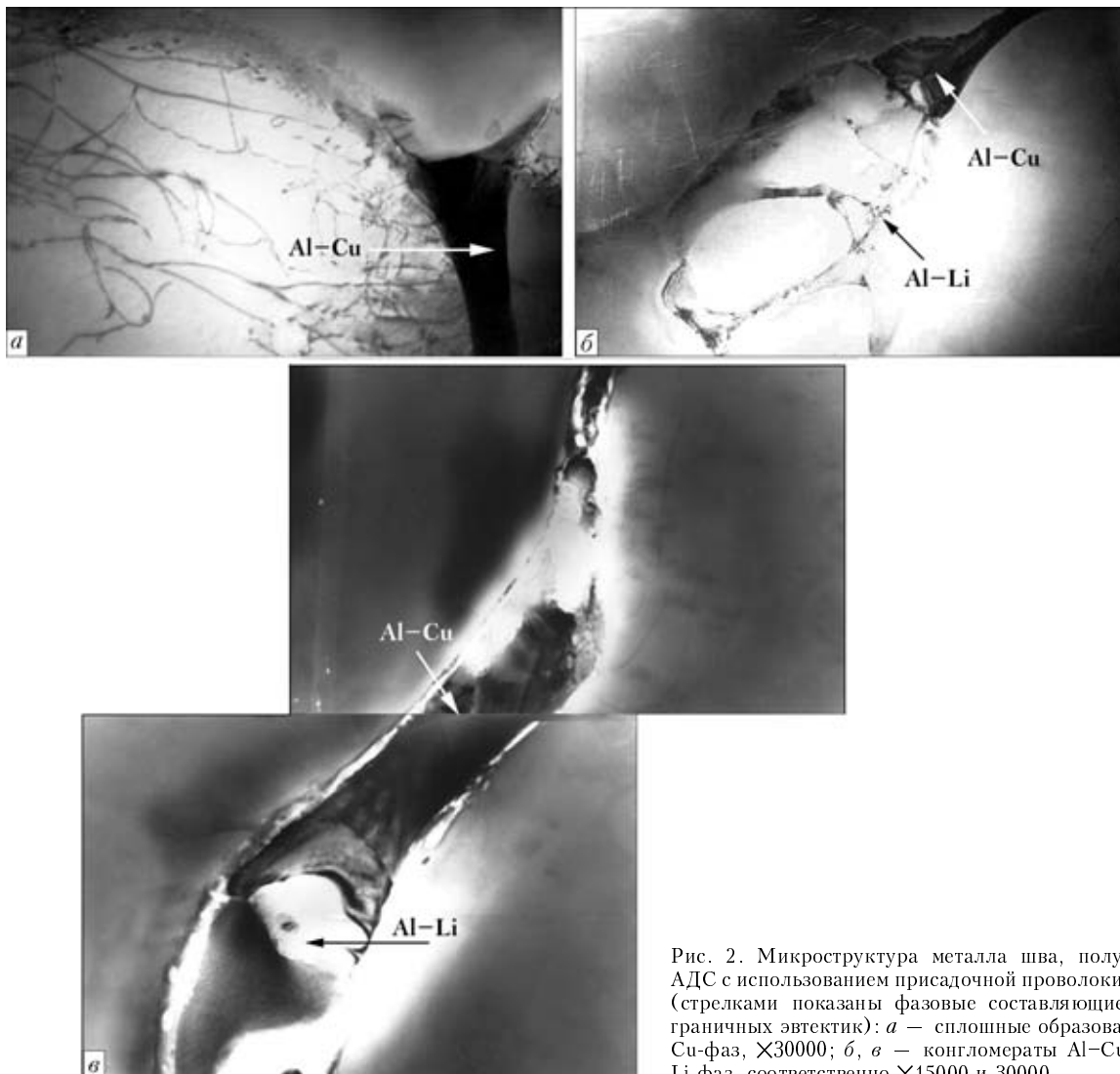


Рис. 2. Микроструктура металла шва, полученного АДС с использованием присадочной проволоки Св1201 (стрелками показаны фазовые составляющие зернограничных эвтектик): *a* – сплошные образования Al-Cu-фаз, $\times 30000$; *b, в* – конгломераты Al-Cu- и Al-Li-фаз, соответственно $\times 15000$ и 30000

из разновидностей образований такого типа являются циркониевые фазы. Обнаруживаются также ультрадисперсные фазы стержневидной формы протяженностью примерно $0,10 \dots 0,15$ мкм, которые, как правило, формируются на отдельных дефектах кристаллической решетки и их скоплениях. На рис. 1, *a, б, г* эти фазовые выделения имеют вид утолщенных темных штрихов на отдельных дислокациях. Кроме того, во внутренних объемах зерен наблюдаются Al-Li-фазы ($d \cong 0,01 \dots 0,03$ мкм), имеющие более светлый контраст (на рис. 1, *a* отмечены двойными стрелками) по сравнению с фоном матричных зерен.

Межзеренные границы так же, как и субзеренные, в основном характеризуются равновесной дислокационной структурой (рис. 1, *a, в, г*). Однако следует отметить, что межзеренные границы являются участками активного локального зарождения цепочки литиевых фаз с $d \cong 0,03 \dots 0,17$ мкм. На некоторых участках границ в областях с более высокой плотностью дислокаций и дислокационных петель наблюдается формирование достаточно широких ($d \cong 0,3 \dots 0,4$ мкм) прослоек, состоящих из скоплений литиевых фаз (рис. 1, *в*).

Следующим характерным структурным элементом металла шва без скандия являются зернограничные эвтектические прослойки, общий вид и более детальное изображение которых показаны на рис. 2. Как видно из рисунка, эвтектические прослойки представляют собой либо сплошные образования Al-Cu-фаз (рис. 2, *a*), либо конгломераты Al-Cu- (имеющих темный контраст) и Al-Li-фаз (с характерным светлым контрастом) (рис. 2, *б, в*).

Анализ фазовых составляющих металла шва свидетельствует о том, что крупные внутризеренные фазовые выделения являются конгломератом фаз (рис. 1, *д, е*), по составу и морфологии подобные эвтектическим выделениям, формирующимся вдоль межзеренных границ. Однако в отличие от зернограничных эвтектик внутризеренные фазы имеют обособленную форму и находятся, как уже отмечалось, во внутреннем объеме зерен.

В микроструктуре металла шва алюминиевого сплава 1460 с использованием присадочной проволоки с добавкой 0,5 % скандия, полученного при АДС, наблюдается следующее. Для металла шва характерна прежде всего высокая и нерегулярная плотность дефектов кристаллической ре-

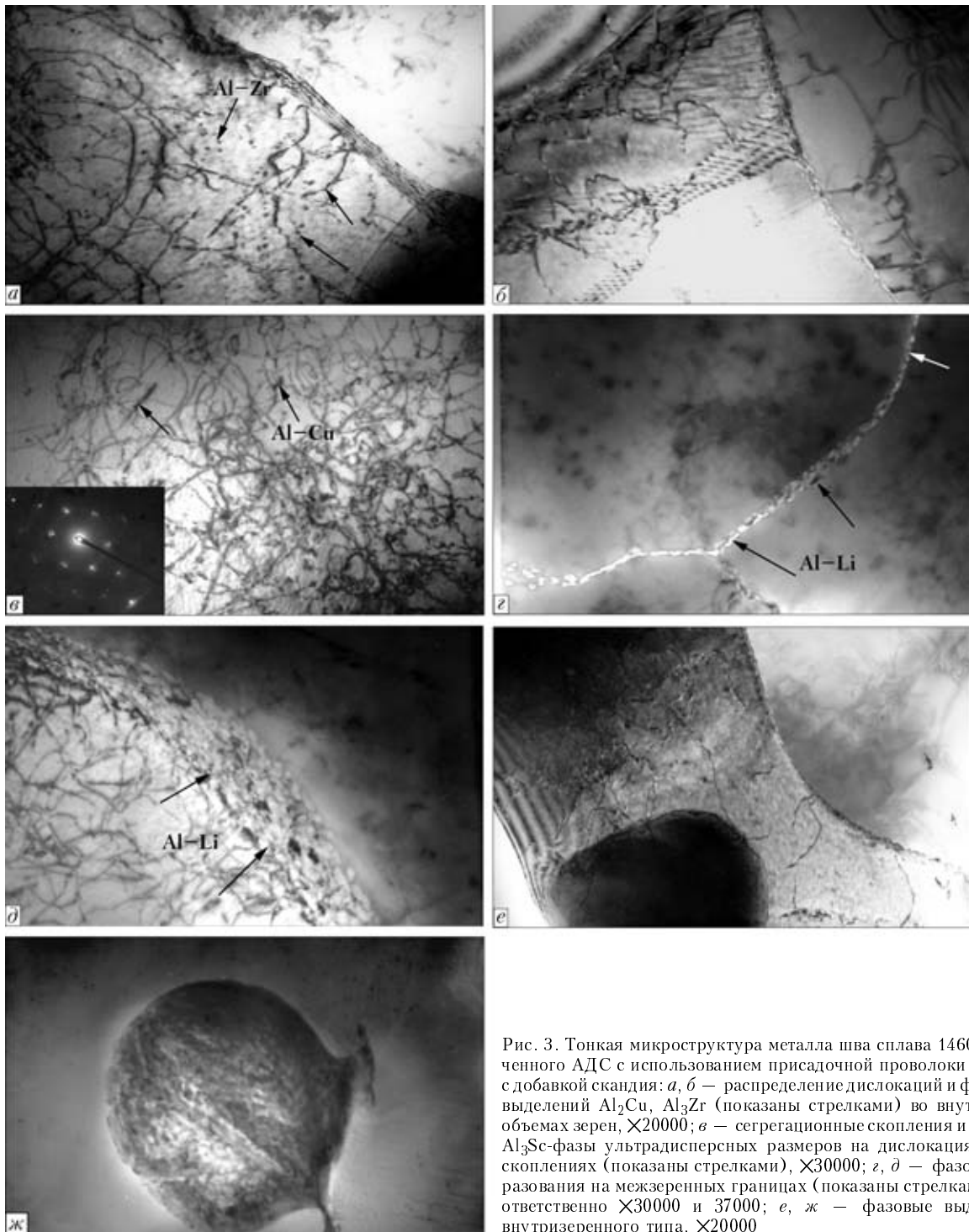


Рис. 3. Тонкая микроструктура металла шва сплава 1460, полученного АДС с использованием присадочной проволоки Св1201 с добавкой скандия: *а, б* — распределение дислокаций и фазовых выделений Al_2Cu , Al_3Zr (показаны стрелками) во внутренних объемах зерен, $\times 20000$; *в* — сегрегационные скопления и Al_2Cu -, Al_3Sc -фазы ультрадисперсных размеров на дислокациях и их скоплениях (показаны стрелками), $\times 30000$; *г, д* — фазовые образования на межзеренных границах (показаны стрелками), соответственно $\times 30000$ и 37000 ; *е, ж* — фазовые выделения внутризеренного типа, $\times 20000$

шетки — линейных дислокаций и дислокационных петель. Плотность дислокаций составляет от $6 \cdot 10^9$ до $(5...6) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Имеет место активное дислокационное скольжение, взаимодействие дислокаций, проявляющееся в формировании дислокационных стенок и сеток, а также субструктурных элементов различного типа — ячеек, блоков, субзерен (рис. 3, *а-в*). Причем значительная часть дислокационных линий декорирована сегрегациями химических элементов и мелкодисперсными фазовыми образованиями. Исходя из вида микродифракционных отражений, на которых проявляются слабые «сателлитные» рефлекссы непосред-

ственно у основных рефлекссов (рис. 3, *в*), можно сделать вывод, что в металле шва происходят процессы формирования предфазных выделений когерентных с матрицей. Кроме того, образуются также фазы глобулярной (Al_3Zr) и стержневой (Al_2Cu) форм (рис. 3, *а, в*). На межзеренных границах просматриваются цепочки $Al-Li$ -фаз (рис. 3, *г*) и прослоек, состоящих из плотных скоплений алюминиево-литиевых частиц (рис. 3, *д*). Последние аналогичны наблюдаемым фазам при отсутствии скандия в присадочной проволоке. В случае добавок скандия в зоне скоплений $Al-Li$ -фаз формируются включения другого типа —

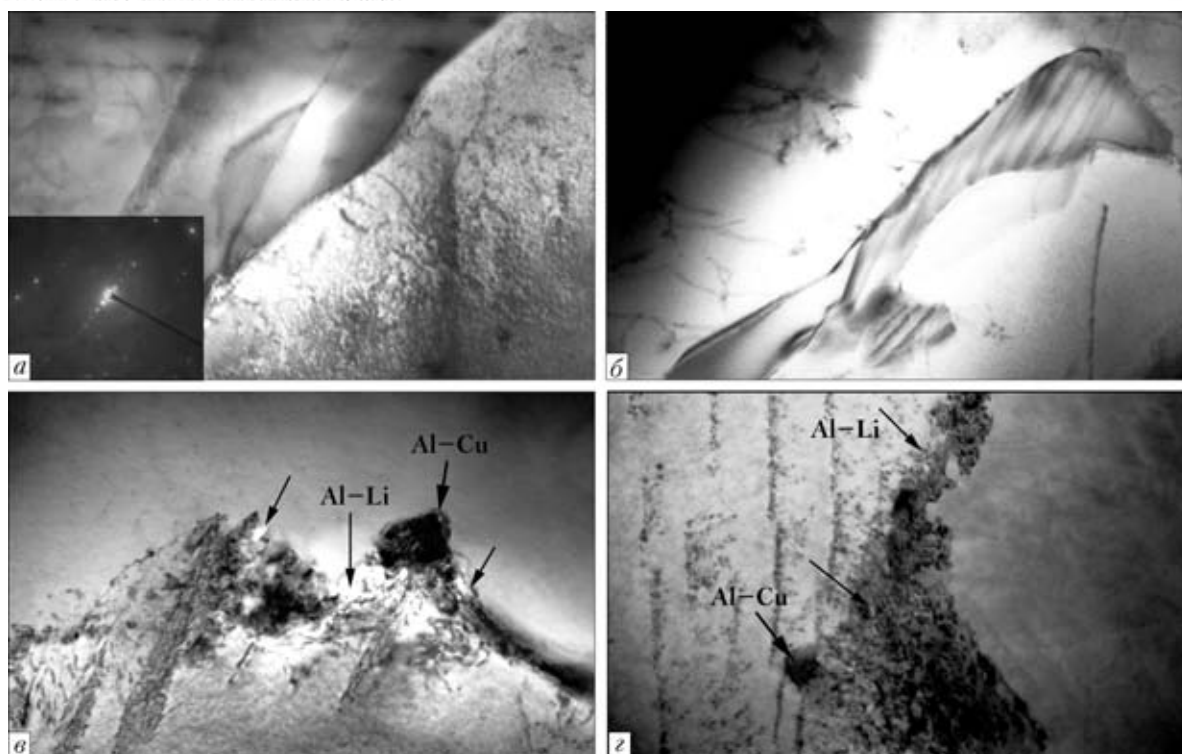


Рис. 4. Микроструктура металла шва сплава 1460, полученного с использованием присадочной проволоки Св1201 с добавкой скандия: *а, б* — монолитные эвтектики, $\times 30000$; *в, г* — «рыхлые» эвтектики в виде скопления фаз различной дисперсности преимущественно состава Al-Li, Al-Cu (показаны стрелками), соответственно $\times 30000$ и 37000

фазы Al_2Cu , Al_3Sc , характеризующиеся заметным темным контрастом (рис. 3, *в-д*). Наблюдаются также фазовые выделения крупных размеров ($d > 2$ мкм) преимущественно внутризеренного типа, которые в одних случаях сравнительно однородны по составу (рис. 3, *е*), в других состоят из смеси различных по размеру, в том числе и весьма мелкодисперсных ($d \cong 0,05...0,10$ мкм), литийсодержащих фаз (рис. 3, *ж*).

Имеются существенные отличия и в характере эвтектических образований в металле шва, полученного при введении скандия в присадочную проволоку (рис. 4). Как видно из рис. 4, для эвтектических пограничных выделений в случае добавок скандия присуща неоднородность в структуре, морфологии и, как отмечалось выше, в их химическом и фазовом составе: наряду с плотными монолитными массивными образованиями, имеющими композитное строение (рис. 4, *а, б*), наблюдаются и «рыхлые» эвтектики с дисперсными включениями фаз различной контрастности (рис. 4, *в, г*).

Структура первого типа эвтектик (состоящих из плотных, монолитных, массивных фазовых образований) толщиной более 1,5 мкм показана на рис. 4, *а, б*. На рис. 4, *б* хорошо просматривается слоистое строение эвтектики с толщиной слоев примерно 0,03...0,10 мкм. Более темные слои эвтектики, обогащенные медью, последовательно чередуются с более светлыми по контрасту зонами, обогащенными литием.

Структура плотных эвтектик, имеющих в центральной части (темный контраст) состав типа Al_2Cu , окруженных оболочкой Al-Li-фазы (более светлого контраста), показана также и на рис. 5,

а. Примечательно, что эвтектика такого композитного типа окаймлена по контуру дисперсными выделениями ($d \cong 0,01...0,03$ мкм), содержащими скандий.

Второй тип эвтектик, имеющий «рыхлую» структуру, представляет собой скопление мелкодисперсных (от 0,03...0,07 до 0,13 мкм) Al-Cu и Al-Li-фаз (рис. 4, *в, г*).

Однако наиболее примечательной особенностью металла шва при использовании присадочной проволоки со скандием является формирование структур, связанных с процессами начала распада твердого раствора (рис. 5). Наиболее ярко эти процессы выражены в зонах, имеющих определенные структурные состояния — вдоль систем скольжения дислокаций (рис. 5, *а-д, ж, з*), на участках межзеренных и малоугловых границ (рис. 5, *б, д, е*) и участках скопления дефектов кристаллической решетки. В указанных зонах, как правило, наблюдается формирование особых структур [11] типа зон Гинье-Престона (ГП), имеющих вид плотных сегрегационных скоплений при наличии высокой плотности дислокационных петель (рис. 5, *г, з*). Следует отметить присутствие мелкодисперсных выделений скандия (рис. 5, *ж, з*) во всех областях, где происходит распад твердого раствора, что подтверждается микродифракционными отражениями исследуемых участков.

Как видно из результатов электронно-микроскопических исследований тонкой структуры на просвет, при сварке с использованием присадочной проволоки с добавкой до 0,5 % скандия имеют место весьма существенные изменения структурно-фазового состояния металла шва, в том числе измельчение зерна и субзерна (что соответствует

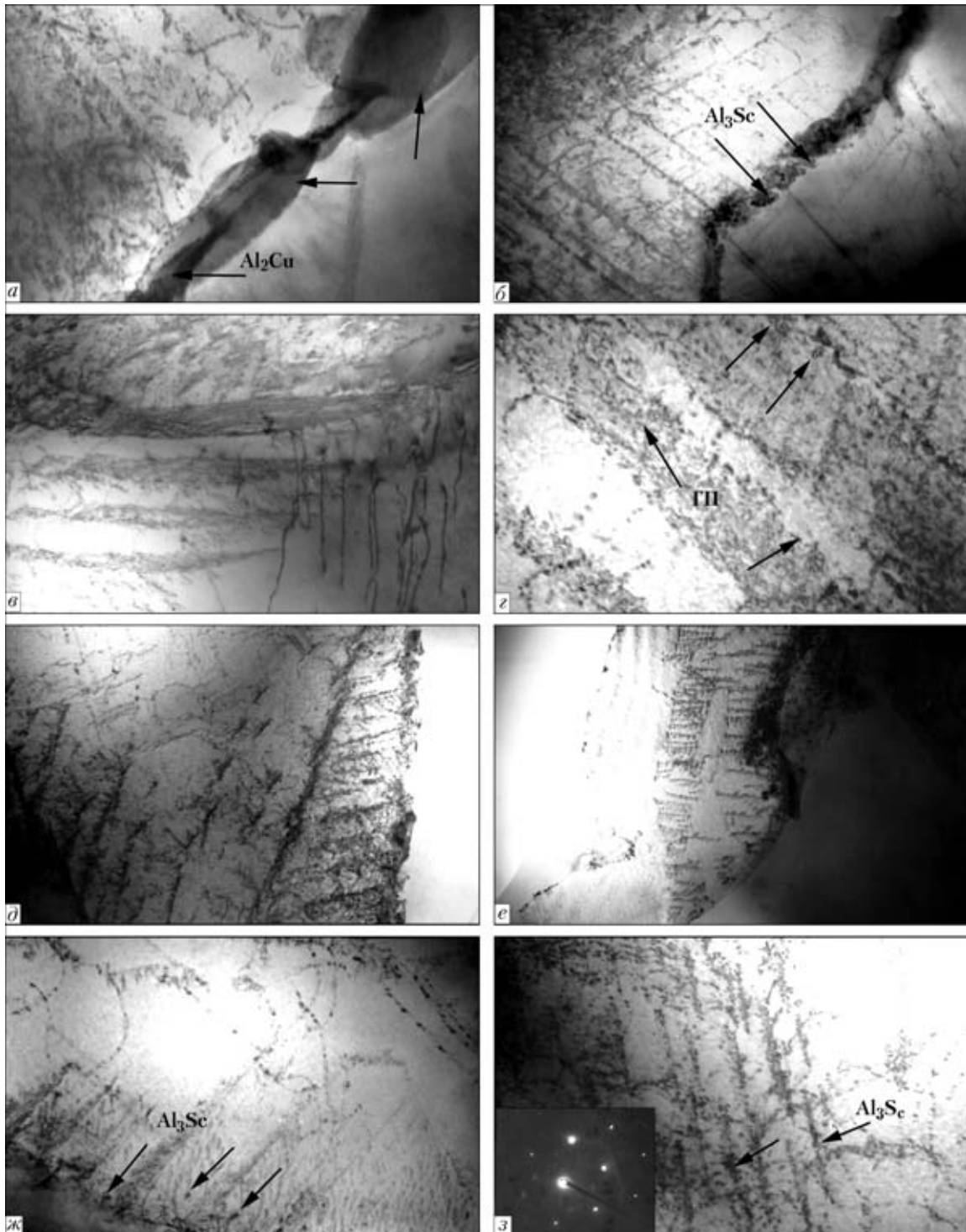


Рис. 5. Зернограничные выделения и структурные элементы распада твердого раствора в металле шва, полученном при АДС сплава 1460 с использованием присадочной проволоки Св1201+Sc: *a, б* — сегрегационные и фазовые выделения в зернограничных зонах металла шва (фазы Al_3Sc и Al_2Cu показаны стрелками), соответственно $\times 37000$ и 20000 ; *в* — характер распада в зонах распространения систем скольжения, $\times 20000$; *г* — формирование структур типа зон ГП (показаны стрелками), $\times 50000$; *д, е* — образование субгранц, $\times 15000$; *ж, з* — ультрадисперсные выделения фаз Al_3Sc (показаны стрелками) на дислокационных петлях, отдельных дислокациях и их скоплениях, $\times 30000$

полученным данным [8, 9]), а также увеличение объемной плотности дислокаций, активации процессов распада твердого раствора и эвтектических образований. Это сопровождается формированием локальных сегрегаций химических элементов и ультрадисперсных фаз на участках межзеренных границ вдоль отдельных дислокаций и их скоплений.

Отмеченные изменения структуры и фазового состава металла в зоне сварки позволяют научно обосновать положительные эффекты, связанные с улучшением свариваемости и механических свойств сварных соединений перспективного высокопрочного материала для аэрокосмической техники [12].



1. Берштейн М. Л. Механизмы упрочнения твердых тел. — М.: Металлургия, 1965. — 368 с.
2. Эшби И. Ф. О напряжении Орована // Физика прочности и пластичности. — М.: Металлургия, 1972. — С. 88–107.
3. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. — М.: Мир, 1972. — 408 с.
4. Kosik J., Abson D. J., Jonas J. J. Strengthening effect of hot work subgrains at room temperature // J. Iron and Steel Inst. — 1971. — 209, № 8. — P. 624–629.
5. Embury J. D. Ductile fracture, strength of metals and alloys (ICSMAG) // Proc. 6th Intern. conf. (Melbourne, Aug. 16–20, 1982). — Melbourne, 1982. — Vol. 3. — P. 1189–1203.
6. Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов / В. С. Иванова, Л. К. Гордиенко, В. Н. Геминев, П. В. Зубарев и др. — М.: Наука, 1965. — 180 с.
7. Гордиенко Л. К. Субструктурное упрочнение металлов и сплавов. — М.: Наука, 1973. — 224 с.
8. Березина А. Л., Колобнев Н. И., Молебный О. А. Влияние Sc и Zr на структуру и свойства сплавов Al–Cu–Li в зависимости от концентрации меди // Металлофиз. новейшие технологии. — 2001. — 23, № 11. — С. 1531–1539.
9. Структурные изменения в быстрозакаленных бинарных Al–Sc-сплавах / А. Л. Березина, У. Шмидт, Т. А. Монастырская, К. В. Чуистов // Там же. — 2002. — 24, № 2. — С. 221–234.
10. Метод препарирования для электронномикроскопических исследований / Ю. Ф. Даровский, Л. И. Маркашова, Н. П. Абрамов и др. // Автомат. сварка. — 1985. — № 12. — С. 60.
11. Дюмонт С. Д., Лафлин Д. Е., Вильямс Дж. К. Влияние сварки на микроструктуру термически обрабатываемого сплава 2219. — Киев: Наук. думка, 1984. — С. 58–62.
12. Ищенко А. Я. Особенности применения алюминиевых высокопрочных сталей для сварных конструкций // Автомат. сварка. — 2004. — № 9. — С. 16–26.

Peculiarities of structure-phase condition of metal of welded joints made on alloy 1460 by argon-arc welding using filler wires Sv-1201 and Sv-1201+Sc were studied by transmission electron microscopy. Main structural changes caused by adding scandium are characterised by grain refining, increase in volume density of dislocations, formation of fine inclusions containing scandium, and activation of solid solution decomposition processes.

Поступила в редакцию 30.06.2004

ЭЛЕКТРОННАЯ ШИРОГРАФИЯ — ОПЕРАТИВНЫЙ МЕТОД НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ КАЧЕСТВА ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ

В Институте электросварки им. Е. О. Патона создана мобильная широкографическая аппаратура и технология для неразрушающего контроля качества объектов произвольной формы, выполненных из различных конструкционных материалов.



Электронная широкография позволяет непосредственно получать линии постоянных значений производных от смещений вдоль заданного направления сдвига. Этим обусловлена нечувствительность широкографии к жестким смещениям объекта, вызванным влиянием окружающей среды, и, как следствие, возможность применения ее для контроля качества конструкций в производственных условиях.

Мобильный широкографический комплекс состоит из лазерного источника света 1, разводящей оптической системы 2, малогабаритного широкографического интерферометра 3 и портативного компьютера 4.

Ширографическая аппаратура работает в режиме реального времени и позволяет выявлять дефекты типа трещин, непроваров, включений, участки концентрации деформаций и некачественного приклея или пайки в элементах конструкций, изготовленных из металлических и композиционных материалов.

Контакты: 03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11
 Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, отд. № 8
 Тел.: (38044) 287 24 55
 Факс: (38044) 555 65 71
 E-mail: zaichkovs@ukr.net



ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ШВОВ ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ АЛЮМИНИЕВО-МЕДНЫХ СПЛАВОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ СКАНДИЙСОДЕРЖАЩИХ ПРИСАДОК

А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, А. В. ЛОЗОВСКАЯ, кандидаты техн. наук, А. А. ГРИНЮК, М. Р. ЯВОРСКАЯ, А. А. ЧАЙКА, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проведен сравнительный анализ механических свойств наплавленного металла, полученного при использовании присадочных проволок типа Св1201 с различным содержанием меди и скандия. Показано, что введение скандия (0,5%) в сварочные проволоки создает предпосылки для дополнительного повышения предела прочности и условного предела текучести швов. Предложены способы дополнительного повышения прочности сварных соединений и металла швов непосредственно в процессе сварки за счет пропускания тока через участок присадки и применения послесварочной термической обработки по специальному режиму.

Ключевые слова: дуговая сварка, алюминий-медные сплавы, скандийсодержащие присадки, сварные соединения, подогрев присадочной проволоки, закалка, термическая обработка, механические свойства

Для изготовления сварных конструкций в различных областях машиностроения среди высокопрочных алюминий-медных сплавов наиболее широкое применение находят сплавы 1201 (Al-6,3Cu-0,3Mn-0,06Ti-0,17Zr-0,1V) и 1460 (Al-3,0Cu-2,0Li-0,1Mg-0,12Ti-0,08Sc). После полной термической обработки (закалка + искусственное старение) листовой прокат из этих сплавов имеет достаточно высокие механические свойства (табл. 1). Для их сварки используют серийную проволоку Св1201, близкую по химическому составу к соответствующему основному металлу. Однако под воздействием тепла при дуговой сварке происходит разупрочнение этих сплавов и прочность сварных соединений, как и литого металла швов, становится намного ниже, чем у основного металла [1].

Одним из эффективных способов упрочнения швов из алюминиевых сплавов является использование при сварке проволок, легированных скандием [2-5]. Однако при наличии в сварочной ванне меди, поступающей из основного металла или присадочной проволоки, поведение скандия оставалось неизвестным. При определенных соотношениях в

сплаве этих элементов медь может взаимодействовать со скандием, существенно снижая эффективность его применения [6].

В данной работе проведена оценка механических характеристик сварных соединений, полученных дуговой сваркой сплавов 1201 и 1460 при использовании сварочных проволок с различным содержанием меди и добавок скандия. Целесообразность использования скандия в присадочных проволоках системы Al-Cu, содержащих от 3 до 6 % меди, оценивали сначала на литом металле, полученном при трехслойной наплавке швов на лист из сплава 1201 толщиной 6 мм. Наплавку аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом проводили со скоростью 12 м/ч на установке АС-ТВ-2М от источника питания MW-450. Первый слой состоял из трех швов, полученных на токе 250 А при скорости подачи 125 м/ч присадочной проволоки диаметром 1,6 мм. Второй слой выполняли двумя швами на тех же режимах, третий — одним швом на токе 270 А. После выполнения каждого шва пластина остывала до комнатной температуры, а перед наложением последующего валика поверхность металла зачищали до блеска механическим способом. Пределы прочности и пластичности швов оценивали при растяжении круглых образцов, изготовленных из верхних слоев наплавленного металла для устранения влияния легирующих элементов металла подложки. Резуль-

Таблица 1. Механические свойства алюминий-медных сплавов

| Марка сплава | Толщина металла, мм | Предел прочности σ_b , МПа | Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа | Относительное удлинение δ , % | Ударная вязкость a_n , Дж/см ² | Угол загиба α , град |
|--------------|---------------------|-----------------------------------|--|--------------------------------------|---|-----------------------------|
| 1201 | 6 | $\frac{436,2 \dots 435,1}{435,7}$ | $\frac{353,8 \dots 353,4}{353,6}$ | $\frac{9,6 \dots 9,5}{9,6}$ | $\frac{8,9 \dots 8,6}{8,8}$ | $\frac{30 \dots 28}{29}$ |
| | | $\frac{586,4 \dots 556,5}{573,6}$ | $\frac{546,5 \dots 508,0}{532,2}$ | $\frac{3,9 \dots 2,9}{3,5}$ | $\frac{2,6 \dots 2,2}{2,4}$ | $\frac{20 \dots 16}{17}$ |
| 1460 | 6 | $\frac{514,4 \dots 509,3}{511,7}$ | $\frac{467,7 \dots 460,1}{463,8}$ | $\frac{4,6 \dots 4,4}{4,5}$ | $\frac{4,3 \dots 3,7}{4,0}$ | $\frac{29 \dots 26}{28}$ |

Примечания. 1. Образцы для механических испытаний вырезаны вдоль проката. 2. Здесь и далее в числителе приведены максимальные и минимальные, а в знаменателе — средние значения по результатам испытаний 2...5 образцов.



Таблица 2. Механические свойства наплавленного металла, полученного аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом при использовании присадочных проволок с различным содержанием меди и скандия

| Содержание легирующих элементов в присадке, % | После сварки | | После искусственного старения (170 °С, 16 ч) | | После закалки в воду (525 °С, 5 мин) и искусственного старения (170 °С, 16 ч) | |
|---|-----------------------------------|--|--|--|---|--|
| | предел прочности σ_b , МПа | условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа | предел прочности σ_b , МПа | условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа | предел прочности σ_b , МПа | условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа |
| 6Cu | <u>258,5...231,8</u> 245,5 | <u>174,4...165,2</u> 171,2 | <u>300,3...264,1</u> 281,3 | <u>252,7...238,4</u> 245,8 | <u>315,1...311,2</u> 314,6 | <u>275,1...268,7</u> 272,6 |
| 6Cu-0,2Sc | <u>264,6...251,6</u> 258,1 | <u>175,9...173,7</u> 174,8 | <u>288,9...281,7</u> 285,3 | <u>249,8...247,4</u> 248,6 | <u>326,3...314,4</u> 320,4 | <u>279,6...274,8</u> 277,2 |
| 6Cu-0,5Sc | <u>299,7...287,8</u> 289,4 | <u>281,8...247,9</u> 260,9 | <u>319,8...304,1</u> 314,0 | <u>262,2...258,6</u> 261,6 | <u>344,5...342,6</u> 343,3 | <u>286,4...277,4</u> 280,7 |
| 5Cu-0,2Sc | <u>212,5...186,5</u> 199,5 | <u>147,6...143,1</u> 145,4 | <u>256,7...224,1</u> 240,4 | <u>223,4...220,7</u> 222,1 | <u>310,3...309,9</u> 310,2 | <u>272,3...246,9</u> 259,6 |
| 5Cu-0,5Sc | <u>254,8...242,5</u> 248,7 | <u>171,3...168,1</u> 169,7 | <u>272,1...269,8</u> 271,0 | <u>246,3...243,6</u> 244,2 | — | — |
| 3Cu-0,2Sc | <u>197,3...178,9</u> 188,1 | <u>125,4...118,0</u> 121,7 | <u>223,1...212,0</u> 217,6 | <u>167,3...165,8</u> 166,6 | <u>268,0...257,8</u> 262,9 | <u>212,5...207,5</u> 210,0 |
| 3Cu-0,5Sc | <u>231,8...220,8</u> 226,3 | <u>157,6...152,3</u> 155,0 | <u>263,5...254,8</u> 259,2 | <u>219,6...207,3</u> 214,0 | <u>278,9...275,1</u> 277,0 | <u>235,2...232,7</u> 234,0 |

таты механических испытаний образцов, вырезанных в продольном направлении из наплавленного металла, приведены в табл. 2.

Введение 0,5 % Sc в присадку Св1201 позволило повысить предел прочности наплавленного металла на 18, а условный предел текучести — на 52 %. При последующем искусственном старении образцов прочность металла швов, наплавленных с использованием этой присадки, также сохраняется более высокой (на 12 %). Полная термическая обработка швов после сварки, включающая их закалку по специальному режиму и искусственное старение, позволяет сохранить эффект упрочнения, достигнутый за счет основного легирующего элемента — меди, и дополнительно повысить прочность за счет скандия. При использовании присадочных проволок с более низким содержанием меди также прослеживается прямо пропорциональная зависимость между пределами прочности и пластичности с одной стороны и процентным со-

держанием скандия в присадке с другой. Таким образом, полученные данные свидетельствуют о целесообразности применения скандийсодержащих присадок при аргонодуговой сварке алюминий-медных сплавов, в которых концентрация меди изменяется в пределах 3...6 %.

С целью определения влияния добавок 0,5 % Sc на механические свойства реальных стыковых соединений сваривали листы сплавов 1201 и 1460 толщиной 6 мм аргонодуговой сваркой плавящимся (ПЭ) и неплавящимся (НЭ) электродами. Результаты механических испытаний плоских образцов, изготовленных из полученных соединений, приведены в табл. 3.

При использовании НЭ для сварки листов толщиной 6 мм состав присадочной проволоки на прочность сварных соединений существенно не влиял. Образцы с усилением при растяжении разрушались в зонах сплавления швов с основным металлом, где отмечался его большой перегрев. Уменьшение

Таблица 3. Механические свойства сварных соединений листов толщиной 6 мм сплавов 1201 и 1460

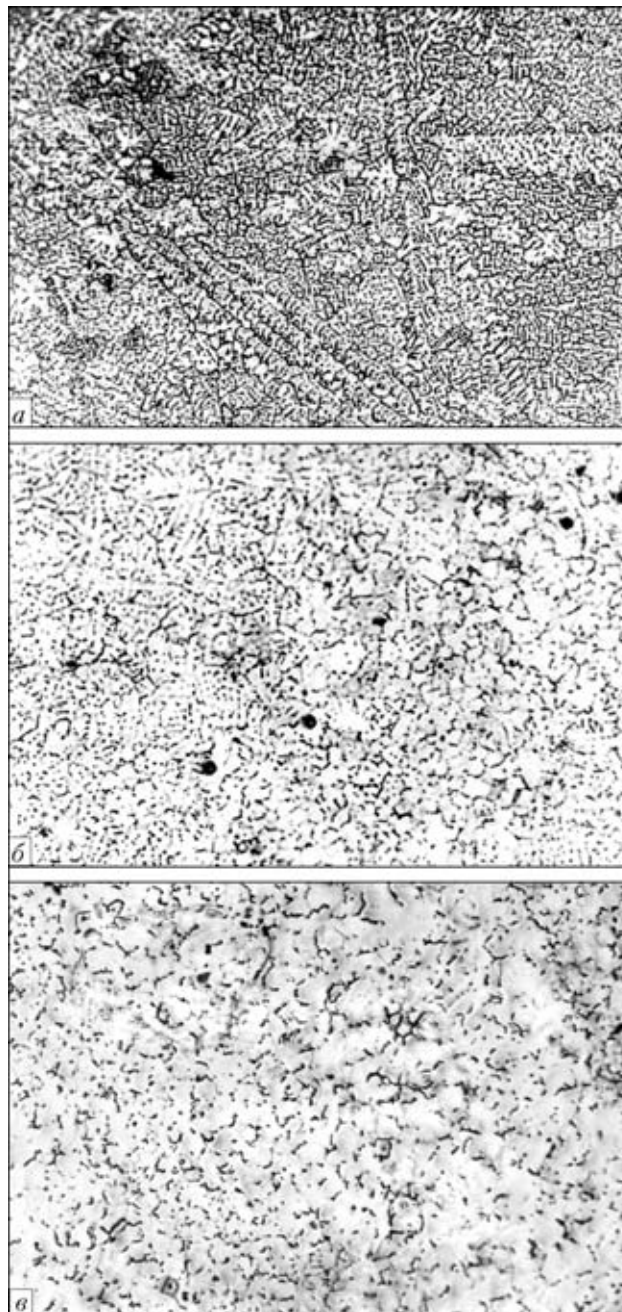
| Марка сплава | Марка присадки | Способ сварки | Временное сопротивление разрыву, МПа | | Ударная вязкость металла шва a_n , Дж/см ² |
|--------------|----------------|---------------|--------------------------------------|-------------------------------|---|
| | | | сварного соединения σ_b | металла шва $\sigma_b^{м.ш}$ | |
| 1201 | Св1201 | НЭ | <u>243,8...237,4</u> 240,6 | <u>238,0...234,2</u> 236,1 | <u>12,2...11,8</u> 12,0 |
| | | | <u>245,4...242,2</u> 243,8 | <u>262,2...250,0</u> 256,1 | <u>9,4...9,0</u> 9,2 |
| | Св1201 | ПЭ | <u>269,4...263,0</u> 266,2 | <u>262,8...257,8</u> 260,3 | <u>18,4...18,0</u> 18,2 |
| | | | <u>285,3...272,5</u> 278,9 | <u>273,8...269,8</u> 271,8 | <u>14,2...14,0</u> 14,1 |
| 1460 | Св1201 | НЭ | <u>279,4...270,4</u> 274,9 | <u>251,2...244,4</u> 247,8 | <u>14,6...14,2</u> 14,4 |
| | | | <u>284,0...276,2</u> 280,1 | <u>279,8...270,0</u> 274,9 | <u>10,2...10,0</u> 10,1 |
| | Св1201 | ПЭ | <u>292,2...286,6</u> 289,4 | <u>289,3...283,9</u> 286,6 | <u>17,0...16,4</u> 16,8 |
| | | | <u>306,4...299,8</u> 303,1 | <u>298,8...292,6</u> 295,7 | <u>14,6...14,2</u> 14,4 |



погонной энергии при сварке ПЭ способствует некоторому повышению предела прочности соединений, в том числе и при использовании скандийсодержащей проволоки. При кристаллизации металла сварочной ванны скандий способствует повышению дисперсности остаточных фаз, образованию сложного, насыщенного медью и скандием, твердого раствора и измельчению структуры шва в результате формирования субдендритов. Поэтому прочность металла швов, полученных с использованием такой проволоки, несколько повышается как при сварке ПЭ, так и НЭ. Однако коэффициент прочности стыковых соединений сплавов 1201 и 1460, полученных дуговой сваркой, не превышает соответственно значений 0,65 и 0,60 даже при использовании проволоки типа Св1201, легированной 0,5 % Sc. Для повышения прочности сварных соединений их подвергают дополнительному термическому воздействию. Обычно применяют низкотемпературное искусственное старение или высокотемпературную закалку с последующим искусственным старением.

В какой-то степени термическую обработку соединений удалось осуществить непосредственно в процессе сварки путем пропускания тока через участок присадочной проволоки. Взаимодействие электромагнитных полей, возникающих вокруг дугового разряда и токопроводящей присадки, способствует постоянному изменению пространственного положения дуги [7, 8]. В совокупности с изменением теплового баланса в сварочной ванне, возникающим в результате поступления в нее подогретой проволоки, создаются благоприятные условия для эффективного теплового воздействия дуги на кристаллизующийся металл шва, что приводит к изменению его структуры (рисунок). При обычной аргодуговой сварке НЭ сплава 1460 с использованием серийной присадочной проволоки Св1201 в шве образуются крупные направленные кристаллиты. Введение 0,5 % скандия в присадочную проволоку способствует формированию смешанной дендритной и субдендритной структуры. Подогрев поступающей в сварочную ванну присадочной проволоки позволяет получить наиболее мелкую субдендритную структуру швов. Это обеспечивает повышение прочности швов со скандием сразу после сварки до уровня, получаемого на образцах, которые подверглись дополнительно искусственному старению (табл. 4).

Режимы закалки соединений после сварки выбирали таким образом, чтобы реализовать одновременно оба механизма упрочнения металла в результате выделения частиц основных легирующих элементов и алюминиево-скандиевых фаз. Исследования показали, что при кратковременном нагреве до 550 °С когерентность фазы ScAl₃ с матрицей, по-видимому, не нарушается. Поэтому объединение операций высокотемпературного кратковременного старения с целью выделения алюминиево-скандиевой фазы и высокотемпературного возврата к закаленному состоянию (с последующим низкотемпературным старением) для выделения упрочняющих частиц основных легирующих элементов позволило значительно повысить прочность



Микроструктура швов (×156), полученных аргодуговой сваркой неплавящимся электродом, листов толщиной 3 мм сплава 1460 с использованием присадочной проволоки Св1201 (а); 1201+0,5 % Sc (б) и подогретой присадочной проволоки 1201 + 0,5 % Sc

металла шва и сварного соединения в целом. Коэффициент прочности сваренных со скандийсодержащей проволокой соединений повысился до 0,76. Причем сравнительный анализ данных, полученных при сварке проволоками Св1201 и 1201 + 0,5 % Sc, показывает, что достигнутый вследствие полной термической обработки прирост прочности (105,6 МПа) примерно на 46 % (49,1 МПа) обеспечен благодаря введению скандия в присадку. При этом ударная вязкость металла шва выше, чем для основного металла. С целью повышения прочности определенных сварных конструкций или отдельных сварных узлов можно дополнительно применять после сварки термическую обработку,



Таблица 4. Механические свойства сварных соединений листов толщиной 3 мм сплава 1460, полученных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом

| Состояние сварного соединения | Присадка | Предел прочности сварного соединения $\sigma_{\text{в}}^{\text{св}}$, МПа | Предел прочности металла шва $\sigma_{\text{в}}^{\text{м.ш}}$, МПа | Ударная вязкость металла шва $a_{\text{ч}}$, Дж/см ² | Угол загиба сварного соединения α , град |
|--|-----------------|--|---|--|---|
| После обычной аргонодуговой сварки | Св1201 | $\frac{313,0 \dots 306,0}{307,2}$ | $\frac{258,6 \dots 243,7}{251,4}$ | $\frac{18,5 \dots 18,1}{18,3}$ | $\frac{180 \dots 163}{174}$ |
| | 1201 + 0,5 % Sc | $\frac{313,7 \dots 304,2}{308,1}$ | $\frac{301,3 \dots 281,4}{288,3}$ | $\frac{18,7 \dots 18,4}{18,6}$ | $\frac{80 \dots 78}{79}$ |
| После сварки с подогревом присадки | Св1201 | $\frac{310,9 \dots 303,9}{306,9}$ | $\frac{281,9 \dots 268,8}{274,6}$ | $\frac{15,9 \dots 15,6}{15,8}$ | $\frac{104 \dots 102}{103}$ |
| | 1201 + 0,5 % Sc | $\frac{334,3 \dots 329,1}{331,2}$ | $\frac{316,2 \dots 292,4}{304,3}$ | $\frac{13,7 \dots 13,3}{13,5}$ | $\frac{93 \dots 92}{93}$ |
| После искусственного старения (130 °С, 20 ч + 160 °С, 16 ч) | Св1201 | — | $\frac{296,3 \dots 286,9}{290,3}$ | $\frac{13,2 \dots 12,0}{12,7}$ | $\frac{42 \dots 37}{40}$ |
| | 1201 + 0,5 % Sc | — | $\frac{304,2 \dots 302,4}{303,8}$ | $\frac{12,9 \dots 12,4}{12,6}$ | $\frac{39 \dots 35}{37}$ |
| После нагрева до 550 °С, мгновенного охлаждения и последующего искусственного старения (130 °С, 20 ч + 160 °С, 16 ч) | Св1201 | $\frac{401,9 \dots 377,7}{387,7}$ | $\frac{378,2 \dots 354,1}{364,9}$ | $\frac{9,2 \dots 9,1}{9,2}$ | $\frac{33 \dots 32}{32}$ |
| | 1201 + 0,5 % Sc | $\frac{440,2 \dots 433,4}{436,8}$ | $\frac{397,0 \dots 390,5}{393,5}$ | $\frac{5,5 \dots 5,1}{5,3}$ | $\frac{21 \dots 16}{19}$ |

включающую кратковременную высокотемпературную (550 °С) закалку и последующее искусственное старение (130 °С, 20 ч + 160 °С, 16 ч).

Выводы

1. Предел прочности и условный предел текучести швов, полученных дуговой сваркой с использованием алюминивно-медных проволок, повышается при введении в их состав скандия. При кристаллизации металла шва образуется сложный, насыщенный медью, твердый раствор скандия в алюминии, повышается дисперсность остаточных фаз и измельчается структура швов в результате образования кристаллов субдендритной формы.

2. Применение для аргонодуговой сварки неплавящимся электродом сплава 1460 присадочной проволоки типа Св1201, легированной 0,5 % Sc и подогретой проходящим током, позволяет повысить прочность металла швов и сварных соединений до уровня, достигаемого при дополнительном их искусственном старении.

3. Разработанные режимы термической обработки сварных соединений сплава 1460 позволяют повысить прочность швов и сварных соединений путем объединения механизмов высокотемпературного возврата металла к закаленному состоянию с растворением упрочняющих фаз, образованных его основными легирующими элементами, и высокотемпературного старения с выделением частиц

алюминивно-скандиевой фазы ScAl₃. При последующем низкотемпературном старении происходит выделение упрочняющих частиц основных легирующих элементов. Коэффициент прочности сварных соединений сплава 1460 толщиной 3 мм повышается при этом от 0,53 до 0,76, а коэффициент прочности металла шва — с 0,43 до 0,69.

1. *Разупрочнение* высокопрочных алюминиевых сплавов при различных способах сварки плавлением / А. В. Лозовская, А. А. Чайка, А. А. Бондарев и др. // Автомат. сварка. — 2001. — № 3. — С. 15–19.
2. *Лукин В. И.* Sc — перспективный легирующий элемент для присадочных материалов // Свароч. пр-во. — 1996. — № 6. — С. 13–14.
3. *Елагин В. И., Захаров В. В., Ростова Т. Д.* Перспективы легирования алюминиевых сплавов скандием // Цвет. металлы. — 1982. — № 12. — С. 96–99.
4. *Структура* и свойства соединений, полученных при сварке сплава АМг6 с использованием присадочных проволок со скандием / А. Я. Ищенко, А. В. Лозовская, А. Г. Покляцкий и др. // Автомат. сварка. — 1999. — № 4. — С. 19–25.
5. *Повышение* прочности швов при дуговой сварке сплава 1420 с применением скандийсодержащих присадок / А. Я. Ищенко, А. В. Лозовская, А. Г. Покляцкий и др. // Там же. — 2002. — № 1. — С. 11–15.
6. *Захаров В. В., Ростова Т. Д.* Легирование скандием алюминиевых медьсодержащих сплавов // Металловедение и терм. обработка металлов. — 1995. — № 2. — С. 23–27.
7. *Аргонодуговая* сварка алюминиевых сплавов неплавящимся электродом с колебаниями дуги / А. Г. Покляцкий, А. Я. Ищенко, А. А. Гринюк и др. // Автомат. сварка. — 2002. — № 2. — С. 18–22.
8. *Покляцкий А. Г., Лозовская А. В., Гринюк А. А.* Предотвращение образования оксидных плен в швах при сварке литийсодержащих сплавов // Там же. — 2002. — № 12. — С. 45–48.

Comparative analysis of mechanical properties of deposited metal produced by using filler wires of the Sv-1201 type with a different content of copper and scandium has been conducted. It is shown that an addition of scandium (0.5 %) to welding wires creates prerequisites for extra increase in tensile strength and proof stress of the welds. Methods are offered to provide an extra increase of strength of welded joints and weld metal directly during the welding process by passing the current through a filler region and using postweld heat treatment under special conditions.

Поступила в редакцию 20.05.2005

СОВРЕМЕННЫЕ ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ЛАЗЕРОВ

В. П. ГАРАЦУК, В. Д. ШЕЛЯГИН, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проанализированы на основе материалов ярмарки «Laser-2005» и выставки «Schweissen und Schneiden» в Эссене современные тенденции развития технологических CO₂-лазеров, твердотельных с оптическим возбуждением и полупроводниковых. В последние годы технологические параметры волоконных и полупроводниковых лазеров улучшаются, CO₂-лазеров остаются практически без изменений. В технологических комплексах, построенных на декартовых манипуляторах, дополнительно применяют двухкоординатную развертку. В технологиях сварки особое внимание уделяют комбинированным способам сварки, в которых объединяются лазерное излучение с другими источниками тепла: электрической дугой, некогерентными источниками света и др.

Ключевые слова: технологические лазеры, CO₂-лазеры, дисковые и волоконные твердотельные лазеры, лазерные технологические комплексы, комбинированные способы сварки

13–16 июня 2005 г. в Мюнхене (ФРГ) состоялась XVII Международная ярмарка и международный конгресс «Laser-2005 World of Photonics», 10–21 сентября 2005 г. — XVI Международная ярмарка «Schweissen & Schneiden 2005» в Эссене.

На ярмарке «Laser-2005» были представлены следующие разделы: лазеры и опtronика; оптика; технологии изготовления оптических деталей; измерительная и испытательная техника; оптические измерительные системы; медицинская техника; технологическое оборудование; изображение. Во время проведения ярмарки состоялись также XVII Международная конференция по лазерам и электронике в Европе и международная профессиональная ярмарка и конгресс по оптическим, информационным и коммуникационным технологиям «FiberComm».

На ярмарке авторов наиболее интересовало технологическое лазерное оборудование для термических технологий обработки материалов: сварки, резки, термообработки, наплавки. По этим направлениям в ярмарке принимало участие 43 фирмы, в том числе по сварке — 27, пайке — 9, резке — 26, поверхностной обработке — 19; из них постоянных участников — более половины.

Данные о мировых объемах продаж лазерного оборудования в 2004 г. опубликованы в специально выпущенном сборнике [1]. Общий объем продаж лазерных систем для обработки материалов в 2004 г. составил 4,65 млрд евро. Из них 3,45 млрд — сумма продаж лазерных систем для макрообработки, в том числе для сварки и резки — 2,45 млрд, маркировки — 650 млн, структурных превращений, перфорации и др. — 350 млн евро. Остальные 1,2 млрд евро — сумма продаж лазерных систем для микрообработки в полупроводниковой промышленности, производстве электронных приборов и электронных плат, а также эксимерных лазеров для фотолитографии.

По отраслям промышленности в стоимостном отношении лазерные технологические системы

распределились следующим образом: автомобильная — 475 млн, электротехническая — 400, металлообработка в других отраслях — 1130, обработка неметаллов — 445, «джоб-шоп» — 950, электроника, полупроводники, производство дисплеев — 1250 млн евро.

Объем продаж в Европе составляет 34 % мировых продаж, в Северной Америке, Японии — по 22, в Восточной Азии — 19, в других регионах — 3 %. Основным потребителем лазерного оборудования в Европе является Германия, состояние развития промышленности которой существенно отражается на рынке сбыта.

Мировой объем продаж лазерных источников света в 2004 г. составил 1,65 млрд евро. Из них CO₂-лазеры были реализованы на сумму 660 млн евро, что составляет 40 % всех продаж, при этом CO₂-лазеры мощностью более 500 Вт проданы на сумму почти 600 млн евро. Сумма продаж твердотельных лазеров составила 650 млн евро (или 39 % общего рынка). Эксимерные лазеры реализованы на сумму 320, диодные за короткое время достигли уровня 20 млн евро. Таким образом, в настоящее время CO₂-лазеры, судя по реализации, потеряли лидирующее положение, занимаемое с середины 1970-х гг. Дальнейшее развитие твердотельных лазеров еще больше потеснит CO₂-лазеры, однако и в дальнейшем они будут применяться в значительных количествах.

Спрос на лазеры и лазерные системы для материалообработки существенно зависит от динамики развития промышленности. Прогнозируется, что в ближайшие 10 лет ежегодный прирост мирового рынка лазерных систем для материалообработки составит примерно 14 % и будет оцениваться суммой около 9,5 млрд евро, при этом 6,1 и 3,4 млрд евро — лазерные системы соответственно для макро- и микротехнологий (с условием, что в прогнозируемом интервале времени не будет никаких революционных изменений в методах обработки материалов).

В лазерных технологических технологиях обработки материалов (ЛТТОМ) в основном используются лазеры трех типов: CO₂-лазеры с диффузионным (трубчатые и щелевые) и конвективным охлаж-



дением (в основном с осевой прокачкой); твердотельные лазеры с оптическим возбуждением (стержневые, дисковые, волоконные) и диодные (полупроводниковые) лазеры [2].

Технологические возможности лазеров для резки и сварки определяются не только мощностью лазерного излучения, но и постоянной преобразования пучка Q (произведение минимального поперечного размера фокусируемого пучка на его расходимость) [2]. При фокусировке пучка произведение минимального поперечного размера сфокусированного пучка на угол его сходимости также равно постоянной Q . Следовательно, чем она меньше, тем в меньшие размеры можно сфокусировать лазерный пучок с меньшей расходимостью сфокусированного пучка. Поэтому чем меньше постоянная преобразования пучка, тем выше его качество, поскольку при этом обеспечивается большая глубина резкости при тех же значениях минимального сечения сфокусированного пучка.

СО₂-лазеры. В группе СО₂-лазеров особых новинок не появилось. Трубочатые лазеры с диффузионным и конвективным охлаждением не улучшили своих технологических параметров, достигнув, очевидно, своих предельных значений. В будущем возможно еще появление отдельных инженерных решений, однако их основные технологические параметры уже predetermined. Щелевые лазеры, получившие развитие в последнее десятилетие, были представлены лазером мощностью 3000 Вт и $Q < 4$ мм-мрад фирмы «Rofin Sinag» с параметрами лазерного пучка, практически соответствующими одноименному режиму генерации. Такой же лазер рекламировался (но не экспонировался) Институтом лазерной физики из С.-Петербурга. По-видимому, этот тип лазеров будет конкурировать с одноименными трубочатыми.

Твердотельные лазеры с оптическим возбуждением. Технологические параметры стержневых лазеров за последние два года не изменились. Их максимальная мощность составляет 4500 Вт и $Q = 25$ мм-мрад. Лазеры мощностью менее 1000 Вт имеют постоянную преобразования пучка в 2 раза лучше ($Q = 12$ мм-мрад).

Намного улучшились технологические параметры дисковых лазеров. Фирма «TRUMPF» рекламировала свои дисковые лазеры мощностью излучения от 250 до 4000 Вт с постоянной преобразования пучка $Q = 8$ мм-мрад для самых мощных лазеров и 4 мм-мрад для лазеров мощностью до 500 Вт. Следовательно, с увеличением мощности излучения лазера качество лазерного пучка ухудшается (так как Q увеличивается). Для сравнения на ярмарке 2003 г. эта же фирма представляла лазеры такого типа с мощностью только 1000 Вт и $Q = 6$ мм-мрад.

В области волоконных лазеров наиболее плодотворно работает транснациональная компания «IPG Laser GmbH» (РФ, ФРГ, США). Если на ярмарке «Laser-2003» она представила лазерный модуль мощностью 300 Вт и $Q = 0,4$ мм-мрад, то на ярмарке 2005 г. такой модуль имел мощность уже 1000 Вт и то же значение Q , соответствующее

одноименному режиму генерации, т. е. предельно возможному. Лазеры многокиловаттной мощности создаются из отдельных одноименных блоков, выходные концы волокон которых укладываются параллельно друг другу, благодаря чему образуется многоканальный лазерный пучок. Его постоянная преобразования увеличивается примерно в корень квадратный раз из количества использованных выходных волокон. В волоконных лазерах используются световолокна, легированные итербием, с длиной волны генерации 1,07...1,12 мкм. Для их возбуждения используются диодные лазеры. Создан типоразмерный ряд промышленных лазеров (по мощности 100, 200, 500, 1000, 2000, 5000, 10000, 20000 и 50000 Вт) с КПД 25%. Такие значения мощности лазерного излучения были достигнуты только в СО₂-лазерах при значительно худшем качестве пучка. На ярмарке экспонировался лазер мощностью 20 кВт с габаритами примерно 800×800×1500 мм без охлаждающего блока и источника питания.

За короткое время компания IPG создала самый мощный твердотельный лазер, в то время как твердотельные лазеры стержневого типа достигли мощности 4500 Вт почти за двадцать лет развития. По-видимому, использование принципа оптоволоконного лазера способствует устранению многих проблем, которые не удается решить в лазерах другой конструкции. Лазеры IPG имеют высокое качество пучка, что позволяет их использовать для резки, сварки, сверления, микрообработки, термической печати, гравировки. Фирмой созданы также оптоволоконные лазеры для медицинских целей с очень высоким качеством пучка. Их активная среда легирована тулием с длиной генерируемых волн 1,75...2,2 мкм.

Диодные (полупроводниковые) лазеры. Значительный успех достигнут в развитии диодных (полупроводниковых) лазеров — их мощности увеличились за два года более чем в полтора раза. Данные о технологических параметрах лазеров прямого действия и с передачей излучения по оптоволокну фирмы «LASERLINE», экспонированных на ярмарках в 2003 и 2005 гг., приведены в табл. 1 и 2.

Достигнутые плотности световой мощности позволяют использовать их излучение для сварки, пайки твердыми припоями, наплавки и термообработки. Большие значения постоянной преобразования пучка не позволяют использовать эти лазеры для высококачественной резки толстого металла, хотя резка листа толщиной около 1 мм вполне возможна (то же можно сказать и о сварке в режиме глубокого проплавления). Рекордно высокий КПД таких лазеров ставит перед разработчиками задачу достичь не только больших значений мощности, но и возможности сфокусировать лазерный луч в меньшие размеры при малой расходимости сфокусированного пучка, т. е. малых значениях постоянной преобразования пучка, что создает условия использования их в технологиях обработки материалов без ограничений.

Фирмы-разработчики технологических лазеров уделяют большое внимание автоматизации сварочных, резательных и маркировочных процессов. На

Таблица 1. Сравнение технологических параметров полупроводниковых лазеров прямого действия

| Постоянная преобразования пучка, мм-мрад | Минимальные размеры светового пятна при фокусировке линзой ($F = 100$ мм), мм | Максимальная мощность лазера, Вт | | Достигнутая плотность световой мощности в сфокусированном пучке $\cdot 10^{-6}$, Вт/см ² |
|--|--|----------------------------------|---------|--|
| | | 2003 г. | 2005 г. | |
| 40×40 | 0,4×0,4 | 600 | 1500 | 0,94 |
| 40×60 | 0,4×0,6 | 900 | 2000 | 0,84 |
| 60×100 | 0,6×1,0 | 1600 | 3500 | 0,58 |
| 60×300 | 0,6×3,0 | 6000 | 10000 | 0,55 |

Таблица 2. Сравнение технологических параметров полупроводниковых лазеров с передачей излучения по оптоволокну

| Постоянная преобразования пучка, мм-мрад | Диаметр оптоволокна с числовой апертурой $A_N = 0,2$, мкм | Минимальный диаметр светового пятна при фокусировке линзой ($F = 100$ мм), мм | Максимальная мощность лазера, кВт | | Достигнутая плотность световой мощности в сфокусированном пучке $\cdot 10^{-6}$, Вт/см ² |
|--|--|--|-----------------------------------|---------|--|
| | | | 2003 г. | 2005 г. | |
| 40 | 400 | 0,4 | 0,85 | 1,4 | 1,11 |
| 60 | 600 | 0,6 | 1,30 | 3,0 | 1,06 |
| 100 | 1000 | 1,0 | 4,00 | 6,0 | 0,76 |
| 150 | 1500 | 1,5 | 4,00 | 6,0 | 0,34 |

ярмарке были представлены роботизированные комплексы фирм «Reis» и «Kuka» для выполнения сварочных и резательных операций в трехмерном измерении (в частности в автомобильной промышленности). В большинстве случаев лазерное излучение подводится к исполняющему органу робота с помощью оптоволокна, в котором неизбежны потери мощности пучка, особенно на его входе и выходе. Кроме того, передача пучка по оптоволокну несколько ухудшает его качество. Компактность и легкость лазерной головки диодного лазера позволило фирме «Reis» разместить ее на исполняющем органе антропоморфного робота и избежать указанных выше потерь и искажений пучка.

Сварку, резку, маркировку на плоскости целесообразнее выполнять с помощью двухкоординатной развертки. Эта задача решается не только декартовыми манипуляторами, но и сканаторами, у которых развертка на плоскости выполняется с помощью двух зеркал, колеблющихся во взаимно перпендикулярных плоскостях. Сканаторы применяются в составе технологической аппаратуры с любыми лазерами. Так, фирма «LASERLINE» использует их вместе с полупроводниковыми лазерами, а завод «FENA» — с CO₂-лазерами. На рисунке показана пластина, на которую приварена скоба, а в нее вварено кольцо и сделаны надписи. Все эти операции выполнены за одну установку предварительно механически собранной конструкции в течение 1 мин. Одним из разработчиков сканаторов является фирма «Scanlab».

В предыдущие годы на ярмарках демонстрировались сканаторы, обеспечивавшие развертку на плоскости диаметром не более 500 мм. На XVI сварочной ярмарке в Эссене, состоявшейся в сентябре 2005 г., фирма «TRUMPF» демонстрировала лазерный комплекс TrumaScan L4000, снабженный CO₂-лазером мощностью 6 кВт, в котором сканатор обрабатывал поле диаметром 1500 мм. По требованиям производства можно установить несколько

сканаторов или перемещать один в пределах 2400 мм. Рабочий объем комплекса составляет 1500×2400×500 мм. Сканатор обеспечивает скорость перемещения сфокусированного пучка по поверхности обрабатываемой детали 4 м/с, что для механического перемещения фокусирующей головки является трудновыполнимой задачей.

Фирма «FENA» специализируется на разработке и серийном выпуске CO₂-лазеров, которые могут генерировать на длинах волн 9,3; 9,6; 10,3; 10,6 и 11,2 мкм, что позволяет использовать их не только для сварки и резки металлов, но и пластмасс. При обработке пластмасс выбирают наиболее подходящую длину волны для данной операции. Например, полипропилен имеет наибольшую прозрачность на длине волны 9,3, несколько меньшую на длине 10,6 и полностью непрозрачный на длине волны 10,3 мкм. Очевидно, что резать полипропилен наиболее эффективно излучением именно этой длины волны. За последние несколько лет разработана технология получения неразъемных нахлесточных соединений пластмасс проникающей сваркой. Суть способа заключается в том, что верхний лист пластмассы прозрачный для данного излучения, а нижний поглощает его, благодаря чему нагревается и подогревает нижнюю поверхность верхнего листа. При последующих сжатии и остывании образуется неразъемное со-



Образец, выполненный и промаркированный с одной установки



единение. При этой сварке нижним листом может быть также металл. Для получения соединений различных пластмасс проникающей сваркой используются лазеры, изготавливаемые заводом «ФЕНА».

Из технологических разработок по сварке металлов необходимо отметить комбинированные способы, разрабатываемые также в ИЭС им. Е. О. Патона [3], в которых используются лазерное излучение совместно с электрической дугой с плавящимся или неплавящимся электродом, а также светолучевыми подогревателями. Для реализации таких процессов специально разрабатываются фокусирующие головки, на которых монтируются механизмы подачи проволоки, дуговые электроды, светолучевые подогреватели. В этой области заметное положение занимают фирмы «Precitec» и «Highyag», которые специализируются на производстве фокусирующих головок. Так, «Precitec» выпускает фокусирующие головки для сварки

внахлест с прижимом свариваемых листов с одной и двух сторон с помощью вращающихся роликов, которые применяются в автомобильной промышленности при производстве кузовов.

На ярмарке были представлены также всевозможные комплектующие к лазерам и технологической оснастке различных фирм. Это в первую очередь оптика (линзы, окна, зеркала), измерители мощности, оптоволоконна, сканаторы, фокусирующие головки для сварки и резки, компрессоры для быстропотоочных CO₂-лазеров, холодильники для охлаждения активных лазерных сред, очистители воздуха и др.

1. *World of laser technology. Core of photonics.* — 7th Ed. — Frankfurt am Main: VDMA Verlag GmbH. — 2005. — 38 p.
2. *Гаращук В. П.* Основы фізики лазерів. Лазери для термічних технологій: Навч. посібник. — К.: Ін-т електродозварювання ім. Є. О. Патона, 2005. — 244 с.
3. *Laser-arc and laser-plasma welding and coating technologies* / V. D. Shelyagin, I. V. Krivtsov, Yu. S. Borisov et al. // *The Paton Welding J.* — 2005. — № 8. — P. 44–49.

Current trends in development of technological CO₂-lasers, optically excited solid-state lasers and semiconductor lasers have been analysed on the basis of information derived from exhibition «Laser-2005» and Essen Fair «Schweissen und Schneiden». Process parameters of fibre and semiconductor lasers have been improved in the last years, and those of CO₂-lasers have remained almost unchanged. Two-coordinate scanning is additionally applied in technological systems based on the Cartesian manipulators. In welding technologies, the special consideration is given to hybrid welding methods, which combine laser radiation with other heat sources, such as electric arc, non-coherent light sources, etc.

Поступила в редакцию 26.09.2005



6-я ЕВРОПЕЙСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО СВАРКЕ, СОЕДИНЕНИЮ И РЕЗКЕ

6-я Европейская конференция, спонсируемая Европейской федерацией соединения, сварки и резки (EWF), будет проведена в г. Сантьяго-де-Компостела (Испания) с 28 по 30 июня 2006 г. одновременно с 16-й технической сессией по сварке, проводимой раз в два года Испанской ассоциацией технологий сварки и соединений (CESOL).

Программа конференции включает следующие темы:

сварка, соединение, наплавка, резка

лазерная, плазменная и дуговая сварка

пайка

сварка трением с перемешиванием

сварка сопротивлением

сварочное оборудование

материалы для сварки

высокопрочные стали

легкие сплавы и конструкции из низких сплавов

соединение разнородных материалов

производство и применение

обучение, сертификация персонала

технические стандарты в сварке, соединение, тестирование и инспекция

безопасность и здоровье при сварке и соединении

моделирование сварочных процессов, моделирование металлургических процессов при сварке

стоимость производства

www.palaciosantiago.com

ПУТИ СНИЖЕНИЯ СОДЕРЖАНИЯ ВОДОРОДА В МЕТАЛЛЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ СВАРКЕ ПОД ФЛЮСОМ

В. В. ГОЛОВКО, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Описаны результаты термодинамических расчетов возможных металлургических реакций при сварке под агломерированными флюсами, способствующими снижению парциального давления водорода в зоне горения сварочной дуги и подавлению диффузионной подвижности водорода в сварном шве. Они хорошо согласуются с экспериментальными данными. Сделан вывод о целесообразности использования плавящихся полупродуктов при изготовлении сварочных флюсов с целью снижения содержания водорода в металле швов.

Ключевые слова: дуговая сварка, низколегированная сталь, сварные соединения, водород в швах, флюс, металлургические процессы

При сварке низколегированных сталей больших толщин предупреждение образования холодных трещин продолжает оставаться актуальной проблемой. Методы, применяемые сегодня, как правило, предусматривают подогрев свариваемых кромок или применение специальных сварочных материалов аустенитного класса. Однако в ряде случаев применение подогрева нецелесообразно, а зачастую даже невозможно, поэтому основное внимание уделяют использованию специальных сварочных материалов, обеспечивающих низкое содержание водорода в сварных швах благодаря своей металлургической активности.

На сегодня известно три основных металлургических пути снижения содержания водорода в металле низколегированных швов:

связывание водорода в стойкие газообразные соединения, которые являются нерастворимыми в жидком металле;

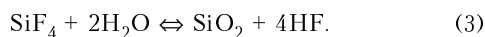
разбавление атмосферы дуги газами, которые не растворяются в металле сварочной ванны;

связывание водорода в гидриды, стойкие при высоких температурах.

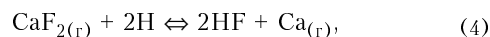
С целью реализации первого из указанных направлений в металлургии сварочных процессов часто используют реакции образования четырехфтористого кремния как промежуточного звена при связывании водорода во фторид водорода, растворимость которого в жидкой стали значительно меньше, чем у атомарного водорода. Одной из наиболее вероятных является реакция типа



Летучий тетрафторид кремния в газовой фазе реагирует с водородом или с водяным паром в соответствии с реакциями



Кроме того, возможны реакции прямого взаимодействия фторида кальция с водородом или с водяным паром в газовой фазе



Для термодинамической оценки вероятности протекания этих реакций воспользуемся приближенным расчетом свободной энергии в соответствии с известной формулой

$$\Delta G_T^0 = \Delta H_{298}^0 - T\Delta S_{298}^0,$$

где ΔH_{298}^0 , ΔS_{298}^0 — соответственно алгебраическая сумма стандартных теплосодержаний продуктов реакции и стандартных энтропий, взятых со знаком плюс, и исходных веществ со знаком минус.

Рассматриваемая формула не учитывает энтальпии фазовых и полиморфных превращений, однако позволяет качественно оценить возможность протекания тех или иных реакций. Реакция (1), которая исследована в [1], в зависимости от температурного интервала протекает с различной интенсивностью. С точки зрения насыщения металла шва водородом наиболее значимым параметром является концентрация водорода на границе с расплавленным металлом, поэтому исходя из данных работы [2] выберем в качестве расчетной среднюю температуру сварочной ванны (1770 ± 100 °С). Тогда для приведенных реакций можно определить значение свободной энергии:

$$\Delta G_1^0 = -3375 \text{ кДж}; \Delta G_2^0 = -342,5 \text{ кДж};$$

$$\Delta G_3^0 = -3561,5 \text{ кДж}; \Delta G_4^0 = +442,5 \text{ кДж};$$

$$\Delta G_5^0 = -64 \text{ кДж}.$$

Видно, что реакция образования тетрафторида кремния требует участия достаточно больших количеств CaF_2 и SiO_2 . Образовавшийся SiF_4 наиболее эффективно будет связывать водород в соответствии с реакциями (3) и (5), развитие реакции (4) при данных температурах маловероятно.

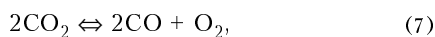


Шихтовыми компонентами, за счет которых осуществляется протекание реакций (1)... (5), служат, как правило, плавиковошпатовый концентрат и кварцевый песок. Повышенные требования к уровню холодо- и трещиностойкости металла сварных швов высокопрочных низколегированных (ВПНЛ) сталей могут быть обеспечены только при низком содержании в них фосфора [3]. При сварке под флюсом отсутствует возможность заметного снижения концентрации фосфора в металле швов в результате металлургических реакций, поэтому к сварочным материалам предъявляются высокие требования по содержанию последнего. С этой точки зрения плавиковошпатовый концентрат, который в соответствии с ДСТУ 4421 может содержать до 0,15 % фосфора, имеет определенные ограничения при использовании во флюсах для сварки ВПНЛ сталей.

Другим важным требованием к качеству металла швов является содержание в нем неметаллических включений. В результате выполнения специальных исследований [4, 5] установлено, что оптимальным для сварных швов ВПНЛ сталей является содержание 0,02...0,04 % кислорода, а основную массу неметаллических включений должны составлять оксиды титана и алюмосиликаты марганца [6, 7]. Для получения такого состава включений необходимо проведение специальных мероприятий по подавлению кремнийвосстановительного процесса. Одно из них заключается в снижении содержания свободного кремнезема в составе сварочных флюсов. При этом то ограниченное количество диоксида кремния, которое необходимо для обеспечения сварочно-технологических свойств флюса, вводится в виде комплексных силикатов кальция или марганца.

Таким образом, ограничения в использовании плавиковошпатового концентрата и кремнезема во флюсах, предназначенных для сварки ВПНЛ сталей, не позволяют в достаточной мере использовать метод связывания водорода в газообразные гидриды с целью уменьшения содержания диффузионного водорода в металле швов. Практика использования как плавящихся, так и агломерированных флюсов подтверждает такой вывод [8].

Вторым возможным путем снижения содержания водорода в металле швов является использование в составе сварочных материалов компонентов, способных разбавлять атмосферу дуги газами, имеющими пониженную растворимость в жидкой стали (CO_2 , CO и OH^-). Однако, кроме снижения парциального давления водорода в результате разбавления атмосферы в зоне горения сварочной дуги, углекислый газ может вступать в реакцию с водородом:



Кроме того, высшие оксиды металлов при их введении в состав сварочных материалов разлагаются под влиянием тепла сварочной дуги с вы-

делением кислорода, который также реагирует с водородом.

Используя приведенную выше методику, рассчитаем значение свободной энергии для реакций (6)... (8):

$$\Delta G_6^0 = +360 \text{ кДж}; \Delta G_7^0 = -925 \text{ кДж}; \Delta G_8^0 = -240 \text{ кДж}.$$

Полученные данные показывают, что в данном температурном интервале может получить развитие только реакция диссоциации диоксида углерода и окисления атомарного водорода (7) и (8), протекание реакции (6) энергетически невозможно, следовательно, для снижения парциального давления водорода в атмосфере сварочной дуги целесообразно использовать в составе флюсов карбонаты. Введение соединений, разлагающихся при нагреве с выделением кислорода, позволит снизить парциальное давление водорода, но протекание при этом реакций в газовой фазе между кислородом и водородом с образованием иона OH^- маловероятно.

С целью исследования возможности снижения содержания диффузионного водорода в металле швов в результате разбавления атмосферы дуги были изготовлены опытные флюсы, в состав которых входили примеси железорудного концентрата (Fe_2O_3) или мрамора (CaCO_3) (рис. 1). Основной флюсов служила шлаковая система $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2-\text{CaF}_2$. Определение содержания диффузионного водорода в металле проводили по методике, изложенной в ДСТУ 17745. Параллельно отбирали образцы металла и получали результаты по методике, изложенной в ГОСТ 23338. Оба эти метода показали хорошую сходимость результатов.

Из приведенных данных видно, что введение в шихту флюса 4 % мрамора позволяет снизить содержание диффузионного водорода до 2,0 см^3 на 100 г металла шва. Влияние железорудного концентрата на этот процесс значительно менее эффективно, что соответствует сделанным оценочным расчетам. Снижение парциального давления водорода в атмосфере сварочной дуги происходит в результате выделения кислорода (в случае введения высших оксидов железа) или диоксида углерода (в случае введения карбоната) за счет реакции диссоциации компонентов-примесей. При этом в наплавленном металле увеличивается содержание кислорода и неметаллических включений. В случае введения 4 % железорудного концентрата содержание кислорода в наплавленном металле составляет 0,056, а неметаллических включений — 0,44 %. При введении в состав флюса 4 % мрамора содержание кислорода в наплавленном металле составляет 0,038, а неметаллических включений 0,35 %. На основании полученных результатов можно сделать вывод о нецелесообразности введения в состав флюсов примесей железорудного концентрата, так как это приводит к повышению загрязнения металла швов неметаллическими включениями. Содержание последних в швах, выполненных под флюсами, содержащими добавки мрамора, немного ниже, но и оно превышает приемлемое в таких случаях значение

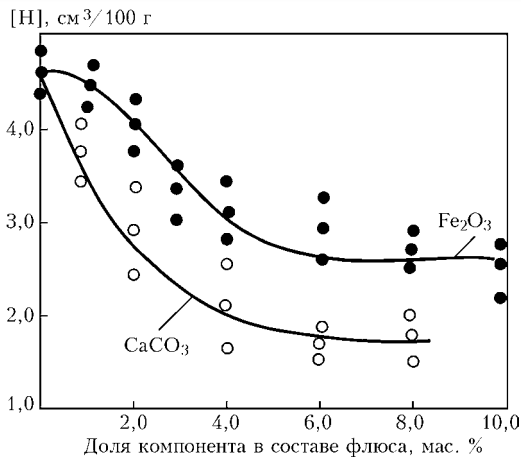
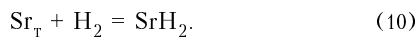
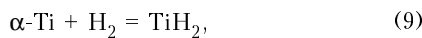


Рис. 1. Влияние мрамора и железорудного концентрата в составе агломерированных флюсов на содержание водорода в металле швов

0,25 %. Кроме того, наличие добавок мрамора в шихте флюсов ухудшает его сварочно-технологические свойства.

Исходя из приведенных соображений были выполнены исследования по изучению возможности использования третьего пути снижения содержания диффузионного водорода в металле швов. С этой целью в состав флюсов вводили добавки компонентов, способствующих образованию гидридов как в металле сварочной ванны, так и в металле сварного шва в процессе его охлаждения (Ti, Sr, PЗМ):



Рассчитаем значение свободной энергии реакций (9) и (10) для температурного диапазона существования двухфазной области затвердевающего металла сварных швов низколегированных сталей:

$$\Delta G_9^0 = -77,5 \text{ кДж}; \Delta G_{10}^0 = -46 \text{ кДж}.$$

Из расчета видно, что наиболее эффективным с точки зрения снижения содержания водорода в металле швов должно быть введение в состав флюсов соединений титана. В связи с тем, что при высоких температурах, характерных для существования жидкого металла в сварочной ванне, легирующие элементы, участвующие в реакциях (9) и (10), имеют высокое сродство к кислороду и азоту в качестве добавок использовали не только лигатуры и ферросплавы, но и оксиды и фториды металлов.

Введение в состав флюсов добавок оксидов титана, алюминия и бора не повлияло на содержание диффузионного водорода, но при введении в шихту 8 % оксидов PЗМ содержание диффузионно-подвижного водорода в металле шва удалось снизить до 3,2... 3,5 см³/100 г. Значительно более действенным с этой точки зрения оказалось использование фторидов PЗМ. При введении 8 % такого компонента содержание диффузионного водорода снизилось до 1,3... 1,5 см³/100 г металла шва (рис. 2). К сожалению, использовать в полной мере полученный эффект оказалось невозможным,

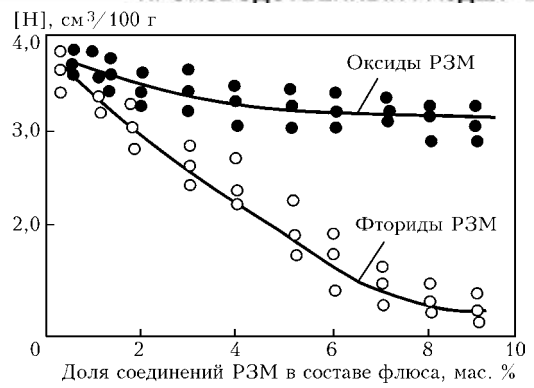


Рис. 2. Влияние соединений PЗМ в составе агломерированных флюсов на содержание водорода в металле швов

так как фториды PЗМ имеют повышенную токсичность и использование их при изготовлении сварочных материалов вызывает серьезное осложнение технологического процесса.

С целью введения в состав флюсов металлических добавок использовали ферротитан, ферробор и комплексный модификатор, содержащий 15 % PЗМ, 10 % Al, 15 % Ca и остальное — Fe (АКЦе-0). Результаты исследований, приведенные на рис. 3, показывают, что введение 3 % комплексного модификатора в состав флюса позволило снизить содержание диффузионного водорода в металле швов до 1,5... 1,8 см³. Следует отметить, что при этом повысилось содержание остаточного водорода в металле швов до уровня 0,0003 %. Использование в качестве добавок ферротитана и ферробора дало наиболее заметный эффект при их совместном введении в состав флюса. При содержании во флюсе 2,5 % ферротитана и 0,5 % ферробора количество диффузионного водорода в наплавленном металле находилось на уровне 2,5 см³/100 г.

Таким образом, для снижения содержания диффузионно-подвижного водорода в металле сварных швов ВПНЛ сталей в качестве добавок в составе флюса можно использовать либо комплексный модификатор, используемый при выплавке специальных марок электросталей, либо ферротитан в сочетании с ферробором. Первый вариант предусматривает использование достаточно дорогос-

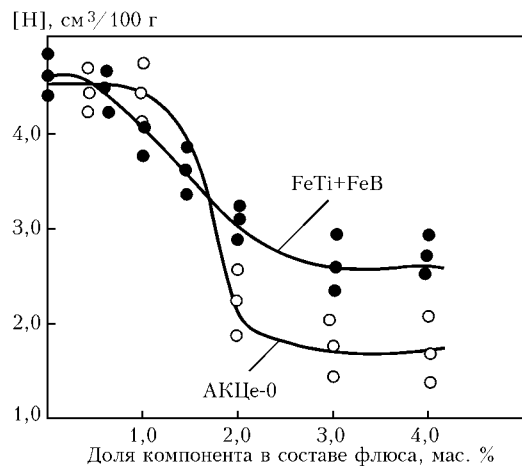


Рис. 3. Влияние ферротитана и ферробора, а также лигатуры АКЦе-0 в составе агломерированных флюсов на содержание водорода в металле швов

**Таблица 1. Содержание влаги в компонентах агломерированных флюсов, см на 100 г компонента**

| Компонент | Состояние поставки | После термической обработки при 900 °С |
|-----------------|--------------------|--|
| Корунд | 92 | 13 |
| Кварцевый песок | 240 | 15 |
| Плавиновый шпат | 340 | 15 |
| Магнезит | 6300 | 1080 |

Таблица 2. Химический состав опытных образцов синтетических шлаков, мас. %

| Обозначение шлака | SiO ₂ | Fe ₂ O ₃ | Al ₂ O ₃ | CaO | MgO | MnO | CaF ₂ | S | P |
|-------------------|------------------|--------------------------------|--------------------------------|------|-------|------|------------------|-------|-------|
| ШСМ | 27,52 | 3,45 | 16,96 | 7,66 | 38,79 | 1,23 | 3,67 | 0,038 | 0,024 |
| ШСС | 26,00 | 1,75 | 20,07 | 6,44 | 41,02 | 1,10 | 3,40 | 0,019 | 0,012 |

тоящего и дефицитного компонента — комплексного модификатора, способствующего повышению содержания остаточного водорода в металле швов, а второй не позволяет снизить содержание диффузионного водорода ниже 2,5 см³/100 г металла шва.

Технология изготовления агломерированных флюсов предусматривает введение компонентов в состав флюсов без высокотемпературной обработки или плавления, поэтому для флюсов этого типа большое значение имеет содержание влаги в исходных компонентах. Основными исходными компонентами флюсов шлаковой системы MgO–Al₂O₃–SiO₂–CaF₂ являются обожженный магнезит, электроплавленный корунд, кварцевый песок и плавиновошпатовый концентрат. Содержание влаги в этих компонентах в состоянии поставки и после термообработки при температуре 900 °С определяли методом хроматографического анализа (табл. 1).

Как видно из приведенных данных, один из основных компонентов агломерированных флюсов высокой основности (магнезит) включает большое количество влаги, причем удалить ее полностью даже при его высокотемпературной термообработке не удастся. Такое явление может быть объяснено тем, что обожженный магнезит активно адсорбирует влагу из окружающего воздуха с образованием гидроксида Mg(OH)₂, способного удерживать влагу при высоких температурах. Кроме того, магнезит имеет в своем составе определенную часть свободного оксида кальция, который также является активным адсорбентом влаги.

Наиболее радикальный путь снижения содержания влаги в компонентах агломерированных флюсов — использование компонентов, прошедших операцию плавления. Для этого были выплавлены опытные образцы синтетических шлаков, химический состав которых приведен в табл. 2.

The article gives results of thermodynamic calculations of probable metallurgical reactions in submerged-arc welding using agglomerated fluxes, which lead to decrease in partial pressure of hydrogen within the arc zone and suppress diffusivity of hydrogen in the weld. They are in good agreement with experimental data. It is concluded that the use of fused intermediate products is indicated for production of welding fluxes in order to decrease the hydrogen content of the weld metal.

Шлак ШСМ после выплавки был гранулирован «мокрым» методом, т. е. в воду, а ШСС — «сухим», на стальную плиту. По результатам хроматографического анализа установлено, что в шлаке ШСМ содержится 303, а в ШСС — 241 см³/100 г шлака. С использованием синтетических шлаков изготовлены опытные партии агломерированных флюсов, в состав которых входило 78... 82 % синтетических шлаков. Анализ образцов металла, наплавленного под этими флюсами, показал, что они содержат 1,3... 1,5 см³ водорода на 100 г наплавленного металла. Таким образом, была подтверждена целесообразность построения шлакообразующей части высокоосновных агломерированных флюсов на базе синтетических шлаков с высоким содержанием оксидов магния и алюминия.

В заключение следует отметить, что условия работы сварных соединений ВПНЛ сталей требуют дальнейшего повышения их стойкости против хрупкого разрушения, что связано в первую очередь со снижением содержания водорода в металле сварных швов. Существуют несколько вариантов снижения содержания водорода в металле швов, базирующихся на металлургических характеристиках сварочных флюсов, каждый из которых имеет свои ограничения. Наиболее перспективным является комплексный подход, при котором в качестве шихтовых материалов используются плавленые шлаковые полупродукты с пониженным содержанием влаги в сочетании с компонентами, способствующими снижению парциального давления водорода на границе металл — шлак и содержания диффузионного водорода в металле сварного шва.

1. Кузьменко В. Г. Особенности реакции взаимодействия фтористого кальция и кремнезема при 800...1900 °С // Автомат. сварка. — 1980. — № 6. — С. 33–35.
2. Фрумпи И. И., Походня И. К. Исследование средней температуры сварочной ванны // Там же. — 1955. — № 4. — С. 13–30.
3. Влияние фосфора на ударную вязкость и химическую микронеоднородность металла сварных швов / И. К. Походня, В. Г. Войткевич, А. А. Алексеев и др. // Там же. — 1992. — № 2. — С. 3–7.
4. Widgery D. J. Deoxidization practice for mild steel weld metal // Welding J. — 1976. — № 3. — P. 57–68.
5. Notch toughness of low oxygen content submerged arc deposits / T. H. North, H. B. Bell, A. Koukabi, I. Craig // Ibid. — 1979. — № 12. — P. 343–354.
6. Liu S., Olson D. L. The role of inclusions in controlling HSLA steel weld microstructures // Ibid. — 1986. — № 6. — P. 139–149.
7. Chemical composition and crystal structure of oxide inclusions promoting acicular ferrite transformation in low alloy submerged arc weld metal / Y. Horii, K. Ichikawa, S. Ohkita et al. // Quart. J. Jap. Weld. Soc. — 1995. — 13, № 4. — P. 500–507.
8. Davidson J. L. Advances in hydrogen management: the science based design of low hydrogen consumables for the future // Australian Welding J. — 1998. — 43. — P. 33–39.

Поступила в редакцию 17.10.2005

САНИТАРНО-ГИГИЕНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ С ЛОКАЛЬНО ИЗМЕНЕННЫМ ХИМИЧЕСКИМ СОСТАВОМ ЗЕРЕН

В. Г. КУЗЬМЕНКО, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
В. И. ГУЗЕЙ, инж. (Киев. гор. гос. администрация)

Исследованы интенсивность образования сварочного аэрозоля и его состав при сварке под плавными флюсами типа АН-60 с различным способом введения фтора: посредством добавки флюоритового сырья в шихту с последующим ее плавлением в печи, а также термической обработки в среде фторсодержащих газов — продуктов разложения фторида аммония NH_4F .

Ключевые слова: электродуговая сварка, сварочные флюсы, фторированная обработка, сварочные аэрозоли, санитарно-гигиенические характеристики

Электрическая сварочная дуга, используемая в различных технологиях, обеспечивает значительную производительность процесса плавления основного и присадочного металла и высокий уровень эксплуатационных характеристик шва. Однако при этом возникает проблема защиты рабочей и окружающей среды от вредных выбросов [1] — сварочных аэрозолей, включающих твердую и газообразную составляющие. При этом практически все компоненты шлака, участвующие в сварочном процессе, в той или иной степени попадают в воздух рабочей зоны. Единственным электродуговым процессом, при котором имеет место улавливание сварочных аэрозолей, является сварка под флюсом. В случае нормального протекания этого процесса флюс полностью экранирует дугу от светового излучения, существенно снижая, но в то же время изменяя характер образования выбросов при сварке. В высокотемпературной области сварочной ванны, где происходит плавление основного и присадочного металла, а также флюса, исходя из особенностей выброса сварочных аэрозолей в рабочее пространство, можно выделить следующие зоны (рис. 1): генерирования (межэлектродный промежуток 1); концентрации аэрозолей (околодуговое пространство 2); фильтрации аэрозолей (слой твердого флюса 3).

С одной стороны, присутствие флюса в высокотемпературной зоне сварочной ванны способствует увеличению количества и изменению состава аэрозолей в зоне 1, а с другой, флюс в зоне 3 верхнего холодного слоя обеспечивает охлаждение и улавливание аэрозолей при фильтрации в межзеренном пространстве. Фтор, находящийся в составе сварочных материалов, в зависимости от степени ионизации плазмы может оказывать значительное влияние на электропроводность дугового промежутка и состояние дуги в целом. Поскольку этот элемент имеет наибольший потенциал ионизации (при сопоставлении с прочими), увеличение

содержания фтора в сварочной дуге приводит к повышению ее электрического сопротивления, изменение которого в свою очередь влияет на размеры, форму и температуру сварочной дуги. По данным работы [2], снижение содержания CaF_2 во флюсе приводит к возрастанию длины дуги, о чем свидетельствует увеличение ее разрывного промежутка l_d . Согласно работам [3, 4] увеличение содержания фтора и галогенидов в зоне дуги приводит к уменьшению l_d и диаметра столба, а также к повышению температуры последнего.

Вклад флюсов в образование аэрозолей при сварке определяется их химическим составом и физическими свойствами. При этом в зоне дуги из флюса прежде всего испаряются компоненты с низкой температурой кипения и высоким давлением пара, особенно имеющие в шлаковом расплаве значительные положительные отклонения от закона Рауля. Кроме того, состав сварочного аэрозоля зависит от образования газообразных продуктов взаимодействия, в частности, фторидов, появление которых связано с химической реакцией, протекающей между фторидом кальция CaF_2 и оксидами в высокотемпературной зоне сварочной ванны. К таковым прежде всего следует отнести тетрафторид кремния SiF_4 , образующийся при взаимодействии CaF_2 с соответствующим оксидом.

На количество образовавшегося сварочного аэрозоля и его состав оказывает влияние характер горения дуги, зависящий, в свою очередь, от состава флюса. В зависимости от его состава, а следовательно, и состава газопаровой фазы, в которой горит дуга, состояние последней может изменяться.

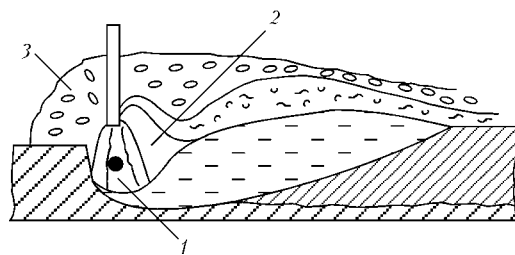


Рис. 1. Схема зоны образования и улавливания аэрозолей в высокотемпературной области сварочной ванны при электродуговой сварке под флюсом (см. объяснения в тексте)

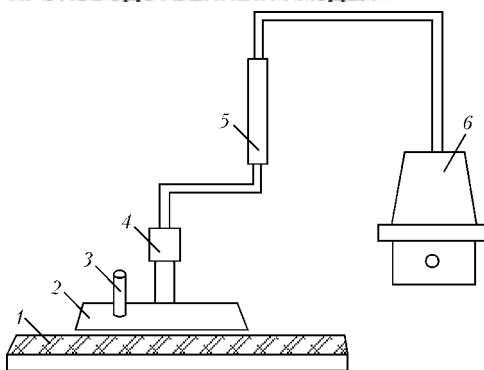


Рис. 2. Схема установки для улавливания аэрозолей при электродуговой сварке под флюсом: 1 — флюс; 2 — колпак; 3 — мундштук сварочного автомата; 4 — патрон с фильтром; 5 — ротаметр; 6 — пылесос

Так, присутствие компонентов с высоким потенциалом ионизации в дуге будет приводить к уменьшению ее длины и диаметра столба, а также к повышению его температуры. Противоположное воздействие оказывают компоненты с низким потенциалом ионизации. При этом в зависимости от состояния дуги интенсивность образования аэрозолей при сварке увеличивается или уменьшается.

Ранее [5, 6] нами исследовались склонность к гидратации флюсов, содержащих повышенную концентрацию фтора в поверхностном слое зерен, а также их способность обеспечивать стойкость металла шва против образования пористости от ржавчины при сварке. Как показали результаты исследований, такие флюсы в 2...3 раза менее склонны к поглощению влаги из воздуха и обеспечивают значительно более высокую стойкость металла шва к порообразованию по сравнению со стандартными флюсами с равномерным распределением фтора в объеме зерна. Причем эти показатели обеспечиваются при содержании фтора (в пересчете на CaF_2) в пределах 0,5...1,5%. Благодаря более низкому (по сравнению со стандартными флюсами) общему содержанию фтора в поверхностно-фторированных флюсах их использование предположительно может улучшить пока-

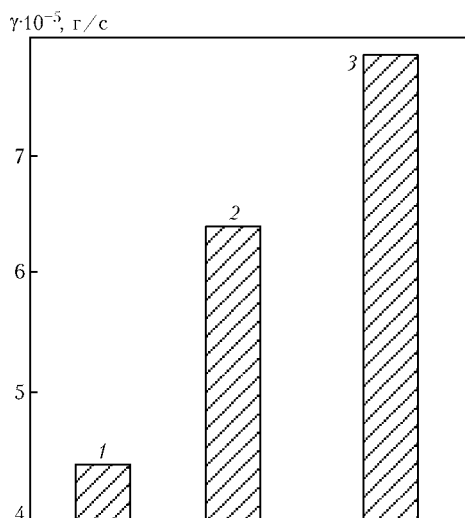


Рис. 3. Интенсивность γ выделения твердой составляющей сварочного аэрозоля при сварке под флюсами типа АН-60, фторированным 0,5 мас. % NH_4F (1) и 1,0 мас. % NH_4F (2) и стандартным АН-60 (3)

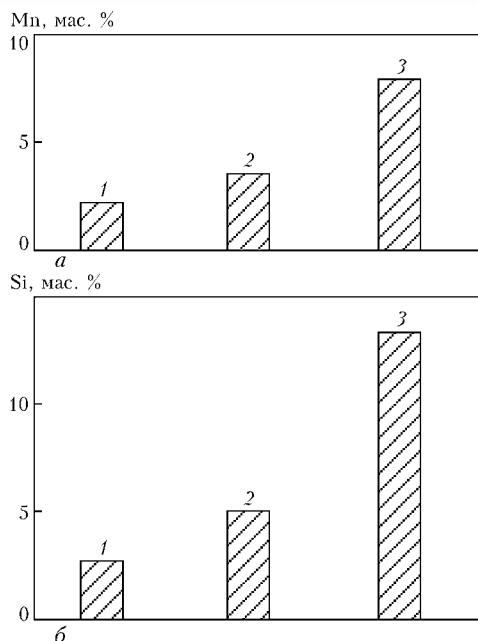


Рис. 4. Содержание марганца (а) и кремния (б) в твердой составляющей сварочного аэрозоля, образующегося при электродуговой сварке под флюсами разных типов (1-3 — см. рис. 3)

затели санитарно-гигиенических характеристик фторированных флюсов.

Влияние фторированных флюсов на санитарно-гигиенические характеристики сварочного процесса исследовали на экспериментальной установке для улавливания аэрозолей при электродуговой сварке под флюсом (рис. 2). В установке воздух со сварочным аэрозолем прокачивали через специальный фильтр, задерживающий твердые частицы. Количество аэрозоля, накопившегося на фильтре, определяли посредством его взвешивания до и после экспозиции. В экспериментах наплавку осуществляли на следующем режиме: постоянный ток (обратная полярность) 600...620 А; напряжение на дуге 37 В; скорость наплавки 32 м/ч; напряжение холостого хода трансформатора 50 В; вылет электрода 70 мм; высота засыпки слоя флюса 40 мм. В исследованиях использовали стандартный флюс АН-60 и два бесфтористых марганец-силикатных флюса, близких по составу к флюсу указанной марки (таблица), но прокаленных при температуре 500 °С в закрытой емкости в смеси с 0,5 и 1,0 мас. % соли фторида аммония NH_4F . Химические составы исходного и фторированных флюсов представлены в таблице.

Данные об интенсивности выделения твердой составляющей сварочного аэрозоля в зависимости от типа флюса приведены на рис. 3. Из рисунка видно, что их количество на 12...37% меньше

Химический состав исследованных флюсов типа АН-60, мас. %

| Содержание NH_4F в смеси с бесфтористым флюсом при фторировании термообработке, мас. % | MnO | SiO_2 | CaF_2 | CaO | Fe_2O_3 |
|--|------|----------------|----------------|-----|-------------------------|
| 0 | 36,5 | 45,3 | — | 8,9 | 0,28 |
| 0,5 | 36,7 | 45,0 | 0,48 | 8,2 | 0,23 |
| 1,0 | 36,9 | 45,3 | 0,84 | 7,9 | 0,32 |

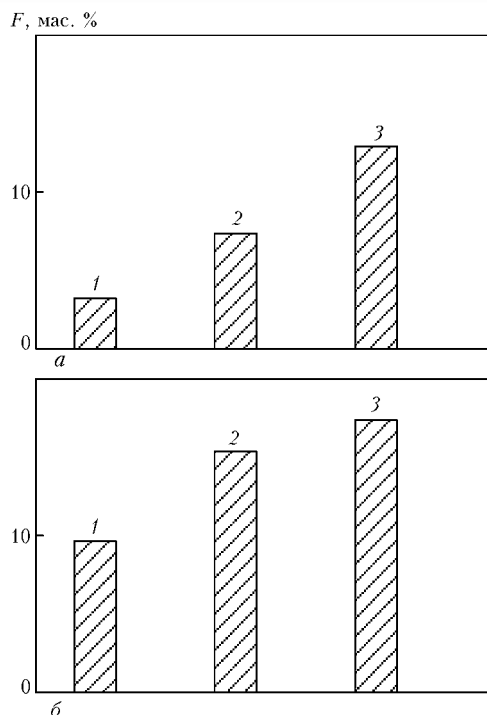


Рис. 5. Содержание фтора в растворимых (а) и нерастворимых (б) соединениях в сварочном аэрозоле, образующемся при сварке под флюсами: 1–3 то же, что и на рис. 3

при использовании фторированных флюсов, чем стандартного АН-60, и снижается еще больше по мере уменьшения содержания NH_4F . Установлен также химический состав твердой составляющей аэрозоля и в нем определено содержание марганца, кремния, а также растворимых и нерастворимых соединений фтора (рис. 4 и 5). Химический состав твердой составляющей сварочного аэрозоля при сварке под фторированными флюсами отличается от такового при сварке под флюсом АН-60 пониженным содержанием компонентов: марганца на 56...75 %, кремния на 62...80 %, нерастворимых фторидов на 40...75 % и растворимых на 10...50 %.

Для выяснения причины такого улучшения показателей санитарно-гигиенических характеристик фторированных флюсов определяли l_d при использовании бесфтористых флюсов типа АН-60 и АН-348-А, прошедших термическую обработку в смеси с 0,1, 0,2, 0,4, 0,6, 1,0 и 1,5 мас. % NH_4F при температуре 500 °С. Этот же показатель определяли и у стандартных флюсов марок АН-60 и АН-348-А. Результаты исследований приведены на рис. 6. Разрывная длина дугового промежутка в объеме фторированных флюсов уменьшается по мере увеличения содержания NH_4F , используемого для их обработки, и достигает уровня стандартных флюсов: для пемзовидного флюса типа АН-60 при 1,7 % указанной соли и стекловидного флюса типа АН-348-А при 0,9 % NH_4F , что в пересчете на CaF_2 составляет соответственно приблизительно 1,3 и 0,7 мас. %.

Investigated are the intensity of formation of welding aerosol and its composition in submerged-arc welding using fused flux AN-60 containing fluoride added by different methods, e.g. by adding fluorite raw materials to the charge, followed by its furnace melting, or by heat treatment in the fluorine-containing gases, i.e. products of decomposition of ammonium fluoride NH_4F .

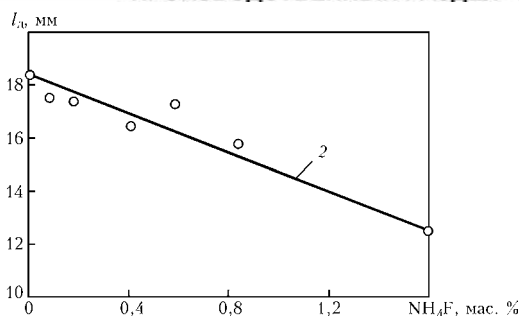


Рис. 6. Изменение длины дугового промежутка l_d при возбуждении и угасании дуги в объеме фторированного флюса типа АН-60 (для стандартного флюса АН-60 $l_d = 12$ мм)

Таким образом, локальный характер размещения фтора на поверхности зерен приводит к существенному улучшению санитарно-гигиенических характеристик флюса по сравнению с его равномерным распределением в объеме зерен стандартных флюсов прежде всего за счет уменьшения общего содержания фтора, а также, по-видимому, за счет снижения температуры дуги.

Выводы

1. Санитарно-гигиенические исследования исходных бесфтористых флюсов марганец-силикатного типа, подвергнутых фторирующей обработке, показали, что при их использовании имеет место снижение содержания твердой составляющей сварочного аэрозоля на 12...37 %, марганца на 56...75 %, кремния на 62...80 %, нерастворимых фторидов на 40...75 %, а растворимых — на 10...50 % (по сравнению со стандартными флюсами).
2. Результаты исследований длины дугового промежутка флюсов с фтором, локально размещенным на поверхности зерен, полученные при фторирующей обработке, показали, что ощутимое улучшение санитарно-гигиенических характеристик сварочного процесса происходит в результате снижения общего содержания фтора и изменения параметров горения дуги.

1. Мигай К. В. Гигиена и безопасность труда при электросварочных работах в судостроении. — Л.: Судостроение, 1975. — 128 с.
2. Курдо И. В., Подгаецкий В. В. Влияние флюсов на пористость автоматного шва, вызванную ржавчиной // Тр. по автомат. сварке под флюсом. — 1949. — № 6. — С. 36–62.
3. Лапин И. А., Туркин П. С., Самсонов В. И. Влияние плавикового шпата на структуру дуги, горящей в атмосфере воздуха // Свароч. пр-во. — 1978. — № 4. — С. 1–2.
4. Влияние плавикового шпата на температуру сварочной дуги / Г. Д. Шевченко, П. С. Туркин, М. Л. Лапин, В. И. Самсонов // Там же. — 1974. — № 11. — С. 3–4.
5. Кузьменко В. Г., Гузей В. И. Гидратация флюсов с локально измененным химическим составом зерен // Автомат. сварка. — 2004. — № 6. — С. 44–46.
6. Кузьменко В. Г., Гузей В. И. Порообразование в металле шва при сварке под флюсом с поверхностным насыщением зерен фтором // Там же. — 2005. — № 1. — С. 16–20.

Поступила в редакцию 08.12.2005



ОПЫТ РАБОТЫ АТТЕСТАЦИОННОГО ЦЕНТРА ФГУП ЦНИИТМАШ ПО ПРАВИЛАМ РОСТЕХНАДЗОРА

Н. Н. ПОТАПОВ, д-р техн. наук (АЦ ЦНИИТМАШ, г. Москва, РФ)

Приведены сведения об основных правилах и технологическом регламенте аттестации сварщиков и специалистов сварочного производства в России. Описана организационная структура системы аттестации и опыт работы одного из аттестационных центров.

Ключевые слова: сварочное производство, система аттестации, правила, технологический регламент, аттестационные центры

В 1999 г. вступили в действие новые правила Госгортехнадзора РФ (ныне Технологический надзор) «Правила аттестации сварщиков и специалистов сварочного производства» (ПБ 03-273-99), зарегистрированные Минюстом РФ 04.03.99 и «Технологический регламент проведения аттестации сварщиков и специалистов сварочного производства», утвержденный постановлением Госгортехнадзора РФ.

Основные особенности новых правил в отличие от действующих в СССР состоят в следующем:

аттестацию проходят не только сварщики, но и специалисты сварочного производства, имеющие среднее и высшее образование, и связанные с изготовлением, реконструкцией, ремонтом и монтажом опасных технических устройств;

все специалисты сварочного производства разделены на четыре уровня, при этом сварщикам присваивается первый;

работодатель не имеет права аттестовывать своих сварщиков и специалистов сварочного производства. Для этой цели созданы специальные организации с любой формой собственности — аттестационные центры (АЦ);

все аттестованные сварщики и специалисты сварочного производства заносятся в общероссийский реестр с указанием уровня, групп опасных технических устройств и т. д.

Созданная система аттестации персонала с определенными оговорками соответствует европейским нормам, в частности, EN 45013, EN 719, EN 287 и др.

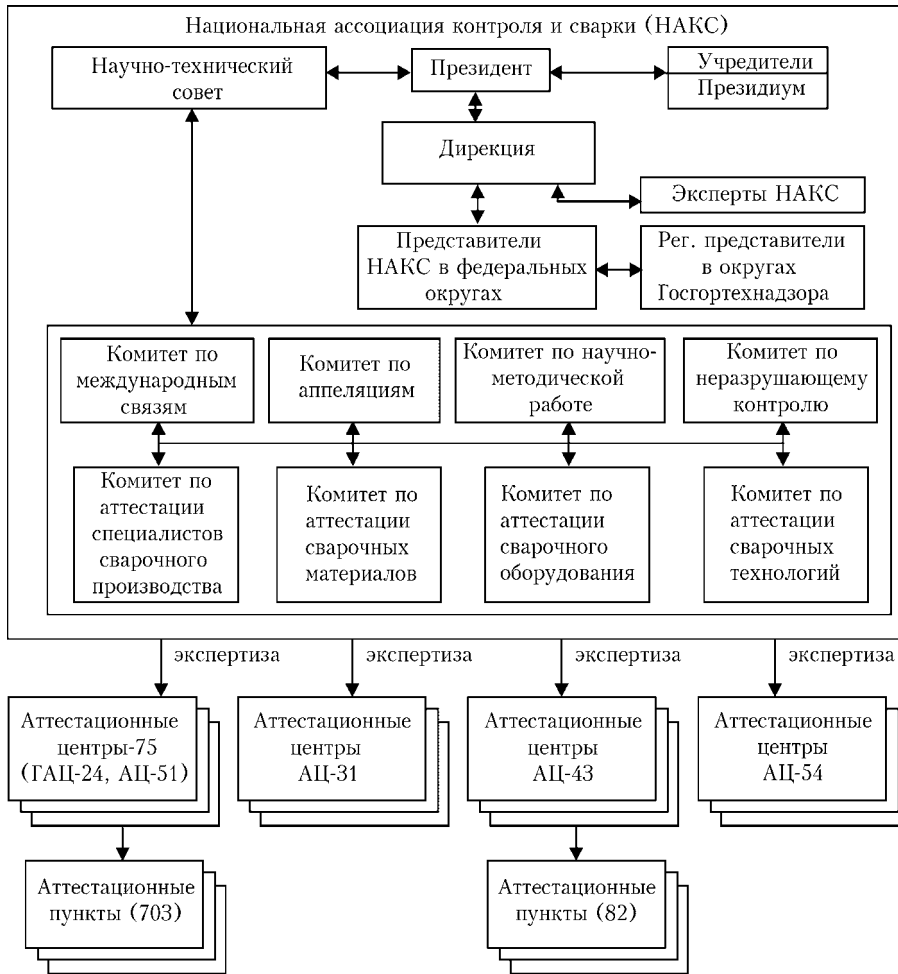
К настоящему времени на территории России создано около 70 АЦ, одним из которых и является АЦ ЦНИИТМАШ. Аккредитация АЦ Госгортехнадзором РФ была поручена Национальному аттестационному комитету по сварочному производству (ныне Национальная ассоциация контроля и сварки — НАКС). Исполнительная дирекция НАКС во главе с ее генеральным директором обеспечивает всю техническую текущую работу по взаимодействию с АЦ, включая содержание общероссийского реестра.

С 2003 г. система аттестации сварочного производства, помимо аттестации персонала, распространена на аттестацию сварочных материалов (нормативный документ Ростехнадзора РД 03-613-03), сварочного оборудования (РД 03-614-03) и сварочных технологий (РД 03-615-03). По аттестованным компонентам сварочного производства (материалам, оборудованию и технологиям) исполнительная дирекция НАКС также ведет общероссийские реестры, доступные для всех пользователей Интернета. По аттестации сварочных материалов в настоящее время организовано 34 АЦ, сварочному оборудованию — 49, технологиям — 58.

Аттестационный центр ФГУП ЦНИИТМАШ (АЦ ЦНИИТМАШ) проводит аттестации как персонала, так и сварочных материалов, оборудования и технологий. Опыт работы первоначально по персоналу (с 1999 г.), а затем по сварочным материалам, оборудованию и технологиям (с 2003 г.) показал, что несмотря на ряд недочетов в системе аттестации данная система в целом является важным фактором в обеспечении качества сварочных работ. Это особенно важно применительно к объектам повышенной опасности, подведомственным органам федерального надзора за промышленной безопасностью.

За прошедшие годы с момента распада СССР и образования на его территории ряда независимых государств в России было акционировано и приватизировано несколько тысяч бывших государственных предприятий. В дополнение к этому образовались тысячи частных предприятий с численностью персонала 50...100 человек. В результате существовавшая ранее система технического обеспечения производства была нарушена. С бывших госпредприятий ушли наиболее квалифицированные специалисты, а на вновь образованных «малых» предприятиях чаще всего не имеется даже инженера по сварке, и сварочными работами руководят строители, электрики, историки и т. д. В сложившейся ситуации система аттестации сварочного производства, созданная Ростехнадзором, имеет важное значение. Организационная структура такой системы приведена на рисунке.

Комитеты призваны проводить методическую проработку существующих нормативных документов, совершенствовать их и разрабатывать мето-



Организационная структура системы аттестации сварочного производства

дические пособия. Все изменения и дополнения затем рассматриваются и утверждаются научно-техническим советом НАКС, возглавляемым начальником Управления Ростехнадзора. Комитеты работают на общественных началах, возглавляют их высококвалифицированные специалисты сварочного производства.

Основная проблема работы АЦ ЦНИИТМАШ по аттестации персонала состоит прежде всего в предаттестационной подготовке. Руководители предприятий с большим трудом отпускают сварщиков на занятия, поэтому в АЦ ЦНИИТМАШ созданы специальные обучающие компьютерные программы (тренажеры). В результате не надо ждать комплектации группы, а сварщики и специалисты сварочного производства в любое удобное для них время могут подойти в АЦ и потренироваться за компьютером. Программу можно приобрести в АЦ и тренироваться непосредственно на предприятии. Такая система предаттестационной подготовки, во-первых, удовлетворяет не только руководителей предприятий, но и самих обучаю-

щихся. Во-вторых, лучше усваивается материал, поскольку на конкретный вопрос необходимо дать правильный ответ из трех приведенных. Оппонентам такого вида подготовки следует возразить следующее. Главное, чтобы сварщик и специалист знали, как надо поступить правильно в соответствии с нормативным документом в данном конкретном случае, а не тот факт, каким путем получено знание.

В заключение следует отметить, что аттестация персонала, сварочных материалов, оборудования и технологий по новым правилам Ростехнадзора является, несомненно, положительным мероприятием, позволяющим значительно повысить уровень качества сварочных работ на потенциально опасных промышленных объектах. Учитывая важность работы в этом направлении ЦНИИТМАШ включился в процесс аттестации наряду с другими организациями и пытается разработать и внедрить предложения, позволяющие повысить эффективность проводимых работ по аттестации.

Data are presented on basic rules and technology specifications applied for certification of welders and welding production specialists in Russia. Organisation structure of the certification system and experience of functioning of one of the certification centres are described.

Поступила в редакцию 08.11.2005



НАПЛАВОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ УПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ УДАРНО-АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ

А. Н. БАЛИН, А. В. БЕРЕЗОВСКИЙ, А. А. ВИШНЕВСКИЙ, Б. А. КУЛИШЕНКО, кандидаты техн. наук
(Завод сварочных материалов, г. Березовский, РФ)

Приведены сведения о порошковых проволоках и электродах, применяемых в качестве наплавочных материалов при упрочнении деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания.

Ключевые слова: дуговая наплавка, порошковая проволока, покрытые электроды, ударно-абразивное изнашивание, упрочнение деталей

Для упрочнения деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания, завод сварочных материалов наряду с известными марками наплавочных материалов (табл. 1) выпускает ряд материалов собственной разработки.

Для упрочнения деталей горнодобывающей техники, эксплуатирующихся в условиях абразивного изнашивания со значительными ударными нагрузками (зубья и челюсти ковшей экскаваторов, дражные черпаки, коронки рыхлителей), успешно используется порошковая проволока марки ПП-Нп-60Х12Д5Р2Т. Срок службы наплавленных этой проволокой деталей по сравнению с ненаплавленными увеличивается в 2,5...3,0, а по сравнению с использованием известной проволоки марки ПП-200Х15С1ГРТ — в 1,5...1,8 раза. Разработанная экономнолегированная порошковая проволока ПП-Нп-200Х8Т2Р используется для упрочнения деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания и частых ударов (детали грунтовых насосов, дробильно-помольное оборудование).

Срок службы деталей, наплавленных данной проволокой и эксплуатирующихся на оборудовании Невьянского прииска (Свердловская обл.), увеличивается в 2...4 раза по сравнению с ненаплавленными (из стали 110Г13).

Осваивается выпуск проволок малого диаметра (2,0 мм) для упрочнения деталей небольшой толщины, подверженных абразивному изнашиванию (лопасти вентиляторов, элементы кирпичных прессов и т. д.).

Выпускаются также проволоки для наплавки деталей, подверженных кавитационно-коррозионному и коррозионно-абразивному изнашиванию (детали нефтегазовой запорной арматуры, водяные задвижки и т. д.) В таких условиях эксплуатации хорошо зарекомендовали себя проволоки марок ПП-ЗСМ-101, ПП-ЗСМ-110, ПП-ЗСМ-112 и др.

Для деталей, работающих в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания также разработаны и серийно производятся электроды ЗСМ-6 (Э-150Х8Т2Р). Металл, наплавленный этими электродами в исходном состоянии, имеет структуру, состоящую из аустенитно-мартенситной

Таблица 1. Химический состав и твердость наплавленного металла

| Марка порошковой проволоки | Массовая доля элементов в наплавленном металле, % | | | | | | | | | | Твердость наплавленного металла HRC ₃ |
|----------------------------|---|------|-----|-----|-----|------------|-----|-----|---------|--------|--|
| | C | Cr | Mn | Si | Mo | Cu (Nb, N) | B | Ti | S | P | |
| ПП-ЗСМ-101 | 0,10 | 17,0 | 1,0 | 5,0 | — | — | — | 0,5 | ≤ 0,04 | ≤ 0,04 | 29...36 |
| ПП-ЗСМ-104 | 0,60 | 12,0 | 0,5 | 0,5 | 0,5 | 5,3 | 1,3 | 1,4 | ≤ 0,03 | ≤ 0,04 | 58...62 |
| ПП-ЗСМ-110 | 0,20 | 9,0 | 9,0 | 0,3 | — | — | — | 0,5 | ≤ 0,04 | ≤ 0,04 | 22...45 |
| ПП-ЗСМ-111 | 1,50 | 8,0 | — | — | — | — | 0,8 | 1,8 | ≤ 0,03 | ≤ 0,04 | 45...62 |
| ПП-ЗСМ-112 | 0,11 | 14,0 | 0,5 | 0,3 | — | — | — | 0,5 | ≤ 0,04 | ≤ 0,04 | 39...48 |
| ПП-ЗСМ-125 | 2,00 | 15,0 | 1,1 | 1,5 | — | — | 0,7 | 0,5 | ≤ 0,04 | ≤ 0,04 | 47,5...59 |
| ПП-ЗСМ-150 | 1,50 | 15,0 | — | 0,5 | — | — | 2,5 | 2,0 | ≤ 0,03 | ≤ 0,04 | 58...68 |
| ПП-ЗСМ-151 | 2,50 | 10,0 | — | 2,0 | — | 7Nb | — | — | ≤ 0,04 | ≤ 0,04 | 51,5...59 |
| ПП-ЗСМ-155 | 0,15 | 14,0 | 1,5 | 0,5 | 1,0 | — | — | — | ≤ 0,03 | ≤ 0,03 | 40...48 |
| ПП-ЗСМ-170 | 0,80 | 20,0 | — | — | — | — | 3,0 | 0,6 | ≤ 0,04 | ≤ 0,04 | 59...68 |
| ОЗН-6 | 0,90 | 4,4 | 2,6 | 3,7 | — | — | 1,0 | — | ≤ 0,035 | ≤ 0,04 | ≥ 55 |
| ОЗН-7 | 0,70 | 4,6 | 4,1 | 3,2 | — | 0,15N | 1,1 | — | ≤ 0,035 | ≤ 0,04 | ≥ 56 |
| ЗСМ-6 | 1,30 | 8,0 | — | ≤ 1 | — | — | 0,3 | 2,2 | ≤ 0,035 | ≤ 0,04 | ≥ 50 |



Таблица 2. Химический состав углеродистого хрома марки X75B (ТУ 14-5-124-81), мас. %

| № партии | Cr | C | Si | Al | Cu | S | P |
|----------|------|------|------|------|-------|------|-------|
| К 11 | 82,5 | 10,2 | 1,15 | 1,38 | 0,022 | 0,07 | 0,047 |
| К 19 | 83,0 | 10,2 | 1,13 | 0,72 | 0,023 | 0,05 | 0,045 |
| К 20 | 79,7 | 10,2 | 1,20 | 3,11 | 0,023 | 0,05 | 0,045 |

матрицы и первичных карбидов и карбоборидов хрома и титана (примерно 20...25 %). Под действием ударных нагрузок метастабильный аустенит превращается в мартенсит, что позволяет обеспечить достаточно высокое сопротивление абразивному изнашиванию. Износостойкость при испытании на трение о закрепленный абразив в 5...7 раз выше, чем для стали 110Г13. Наличие 50...70 % аустенита в исходной структуре позволяет наплавленному металлу противостоять ударным нагрузкам.

Технология изготовления перечисленных выше наплавочных материалов должна обеспечивать определенный химический состав наплавленного металла, особенно содержание углерода. Углерод в наплавленный металл переходит в виде графита из высокоуглеродистого феррохрома. Введение в шихту порошковых проволок и в обмазку электродов электродного боя (измельченный графит) не обеспечивает стабильного содержания углерода в наплавленном металле. Поэтому при разработке

составов шихты и обмазочных масс целесообразно минимизировать содержание графита.

Ключевской завод ферросплавов выпускает высокоуглеродистый феррохром марок ФХ60У9, ФХ55У10, ФХ55У12, ФХ50У12 по ТУ 14-141-02-96, ТУ 14-141-37-00. Однако для формирования партии феррохрома на заводе применяется состав сплава (с низким и высоким содержанием хрома). Химический состав, указанный в сертификате, рассчитывается как средневзвешенный двух ферросплавов. Таким образом, каждая упаковка (бочка) содержит два перемешанных между собой материала. Это обстоятельство сильно усложняет производственный процесс, так как приходится вводить дополнительную операцию по тщательному перемешиванию содержимого каждой бочки в отдельности. Недостатком ферросплавов ФХ60У9, ФХ55У10, ФХ55У12 является высокое содержание в них фосфора и кремния. В настоящее время завод получает с Ключевского завода углеродистый хром марки X75B (табл. 2). Применение последнего в наплавочных материалах обеспечивает более стабильный химический состав наплавленного металла по содержанию углерода и хрома, а также позволяет снизить коэффициент заполнения порошковых проволок и коэффициент массы покрытия электродов.

Information is given on flux-cored wires and electrodes used as cladding consumables for hardening of parts operating under impact-abrasive wear conditions.

Поступила в редакцию 12.10.2005

УДК 621.791.75.042

ХИМИЧЕСКАЯ АКТИВНОСТЬ ФЕРРОСПЛАВОВ В ЖИДКОМ СТЕКЛЕ*

Н. В. СКОРИНА, А. Е. МАРЧЕНКО, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изложены результаты исследований химической активности тонко измельченных ферросплавов (ферросилиция ФС-45, ферромарганца, ферросиликомарганца и др.), используемых при производстве электродов в качестве раскислителей и легирующих металла шва. Выявлена чрезвычайно высокая активность отдельных партий ферросилиция ФС-45. Высказано предположение о том, что такая высокая активность связана с особенностями технологии производства — ухудшением гомогенности слитков ферросилиция, либо образованием особо активных структурных составляющих.

Ключевые слова: производство электродов, обмазочные массы, жидкое стекло, ферросплавы, химическая активность, газовыделение, пассивация

В процессе приготовления и переработки электродных обмазочных масс зерна их ферросплавных и металлических порошкообразных составляющих взаимодействуют с жидким стеклом (связующим), при этом выделяются тепло и газ. Это приводит к постепенному загустению обмазки вплоть до полной потери ею пластичности, сопровождается уве-

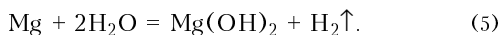
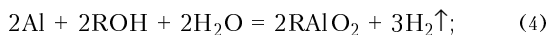
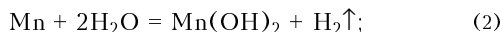
личением разнотолщинности, вспуханием покрытия и образованием в нем пор и трещин, а также существенным снижением прочности покрытия после термообработки электродов.

По сути указанные процессы взаимодействия являются химическими реакциями между активными металлами (кремнием, марганцем, карбидом марганца и др.) и щелочью ROH (где R — Na

*Данный материал в виде доклада представлен на 2-м научно-практическом семинаре «Дуговая сварка. Материалы и качество» (г. Магнитогорск, 26–30 сент. 2005 г.).



и/или К), образующейся вследствие гидролиза жидкого стекла, или водой:



С трудностями, связанными с протеканием химических реакций в обмазочных массах (1)–(3), технологам приходится считаться с самого начала промышленного изготовления покрытых электродов. К настоящему времени на основании результатов исследований и накопленного опыта их удалось преодолеть с помощью пассивации поверхности частиц активных порошков, т. е. путем создания на ней прочной пленки оксидов.

Тем не менее ряд производств, изготавливающих покрытые сварочные электроды, в разные годы последнего десятилетия сталкивались с указанной проблемой. Применение некоторых традиционных технологических приемов пассивации порошков ферросилиция положительных результатов не дало. В отдельных случаях оказалось, что они приводят к противоположному эффекту, а именно, усиливают химическое взаимодействие порошков ферросилиция с жидким стеклом, провоцируя тем самым сбой в технологии изготовления электродов.

В настоящей работе приведены результаты исследований, выполненных в ИЭС им. Е. О. Патона в содружестве с ведущими в области изготовления электродов предприятиями Украины и РФ. Они иллюстрируют особенности химического взаимодействия с жидким стеклом порошков ферросплавов и металлических порошков, которые широко применяются при производстве электродов. Исследовали пробы, отобранные из промышленных партий продукции, изготовленной Запорожским (ЗЗФ), Никопольским (НЗФ), Новокузнецким заводами ферросплавов и Челябинским электрометаллургическим комбинатом, которые в процессе промышленного использования продемонстрировали различную степень химической активности. Одновременно с помощью известных технологических приемов проверяли эффективность подавления их активности. Активность ферросплавов и металлических порошков оценивали по объему V газа (метод выравнивания объема), выделяющегося за время взаимодействия 1 г порошка ферросплава, просеянного через сетку размером 160 мкм, со 170 г натриево-калиевого жидкого стекла, имеющего плотность 1400 кг/м^3 и вязкость $50...70 \text{ мПа}\cdot\text{с}$. Модуль жидкого стекла составлял $2,9...3,0 \text{ ед.}$, температура реакционной зоны — $70 \text{ }^\circ\text{C}$. Навески порошков с очень низкой активностью увеличивали до 3 г (полученные результаты также приведены к 1 г порошка ферросплава). Продолжительность наблюдения за реакцией обычно составляла 1,5 ч.

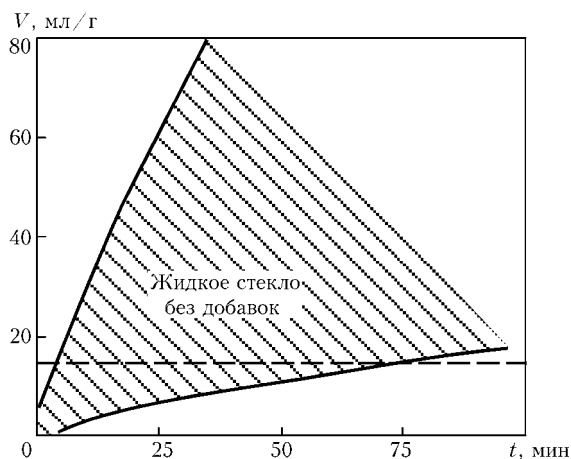


Рис. 1. Кинетика выделения газа при взаимодействии порошка ферросилиция марки ФС-45 с жидким стеклом

На рис. 1–3 показана активность порошков ферросилиция марки ФС-45 (47 партий) и ферросиликомарганца (131 партия), а также низкоуглеродистого и углеродистого ферромарганца (соответственно 34 и 10 партий) и металлического марганца (11 партий). Полученные результаты свидетельствуют о том, что технологи могут столкнуться с весьма высокой активностью порошков ферросилиция и ферросиликомарганца в жидкостекляной среде. Объем выделившегося газа за 90 мин протекания реакции порошков ферросплавов с жидким стеклом, значительно превышает критический объем 15 мл/г (штриховая линия на рис. 1). Несмотря на то, что химический состав изученных ферросплавов оставался в пределах, регламентированных государственным стандартом, по степени активности они существенно отличались друг от друга (см. заштрихованные области). Химическая активность ферросиликомарганца может быть даже выше, чем стандартного ферросилиция, хотя концентрация кремния в ферросиликомарганце существенно ниже. При этом не удалось выявить однозначной связи между изменениями содержания составляющих ферросплава и их химичес-

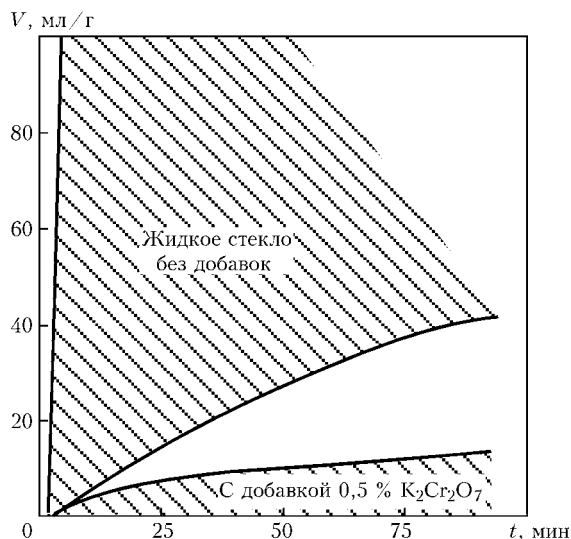


Рис. 2. Кинетика выделения газа при взаимодействии порошка ферросиликомарганца с жидким стеклом (химический состав ферросиликомарганца, мас. %: 0,2...1,5 С; 62...71 Мn; 15...29 Si)

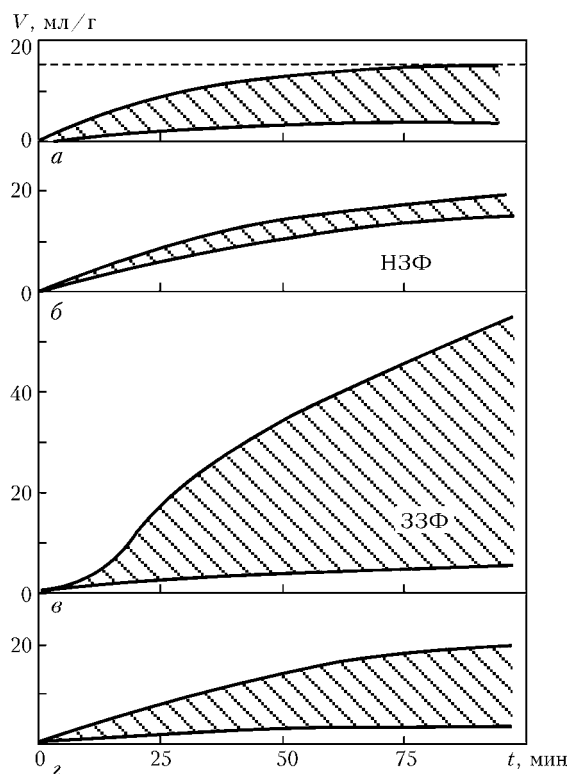


Рис. 3. Кинетика выделения газа при взаимодействии порошков ферромарганца (а-в) и металлического марганца (г) с жидким стеклом (мас. %): а — среднеуглеродистый ферромарганец (0,8...2,0 С; 1,1...2,9 Cr; 86,0...93,2 Mn); б, в — высокоуглеродистый (б — 6,4...6,5 С; 77,1...78,0 Mn; 1,1...1,4 Si; 0,18...0,50 P; в — 6,1...6,4 С; 77,6...81,1 Mn; 2,6...3,5 Si; 0,25 P); г — металлический марганец (0,10...0,16 С; 95,7...97,7 Mn; 0,6...0,8 Si; 0,05...0,07 P)

кой активностью в жидком стекле. Однако установлено, что с увеличением содержания кремния в ферросилиции и ферросиликомарганце в пределах марочного допуска их химическая активность во многих случаях возрастает. Добавка $K_2Cr_2O_7$ (хромпика) в жидкое стекло подавляет реакцию взаимодействия ферросиликомарганца с ним. Об эффективности этого способа применительно к ферросилицию будет сказано ниже.

Среднеуглеродистый и углеродистый ферромарганец производства НЗФ, а также металлический марганец характеризуются невысокой химической активностью в жидком стекле. Эти ферросплавы не нуждаются в пассивации. В то же время отмечалось увеличение активности углеродистого ферромарганца, поставляемого ЗЗФ, что можно объяснить более высоким содержанием в нем кремния.

Порошки алюминия марки ПА-3 и алюмомагниевого марки ПАМ-4 отличаются весьма низкой химической активностью в жидкостекольной среде (4), (5). Добавки хромпика в жидкое стекло подавляют их активность еще больше, особенно это касается порошка марки ПАМ-4. Порошок магния характеризуется большой активностью, но и в этом случае хромпик является довольно эффективной пассивирующей добавкой. В принципе порошки всех названных типов в состоянии поставки в дополнительной пассивации не нуждаются.

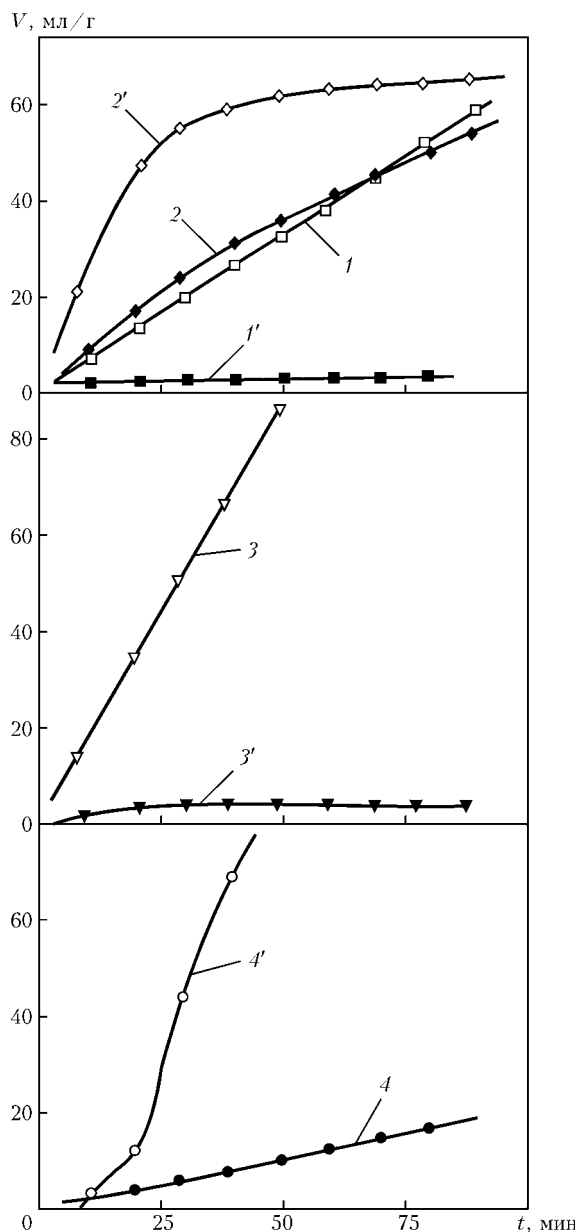


Рис. 4. Влияние добавок хромпика (0,5 %) в жидкое стекло на кинетику выделения газа (исследованы различные партии ферросилиция ФС-45): 1-4 — жидкое стекло без добавки; 1'-4' — то же с добавкой хромпика

Пассивирующий эффект, вызываемый взаимодействием хромпика, добавленного в жидкое стекло, с ферросилицием неоднозначен. Замечено, что есть партии ферросилиция, активность которых, как и ожидалось, подавляется при добавке хромпика в жидкое стекло (сравни кривые 1 и 1'; 3 и 3' на рис. 4). В то же время активность других партий указанного ферросплава существенно возрастает под влиянием этой же добавки (сравни кривые 2 и 2'; 4 и 4'). Неблагоприятное влияние добавок хромпика наблюдалось также при исследовании ферросилиция, в составе которого содержание кремния приближается к 52 %, и стандартного ферросилиция марки ФС-65. Можно предположить, что современные технологии производства ферросилиция марки ФС-45 способствуют неоднородному распределению кремния и примесей в

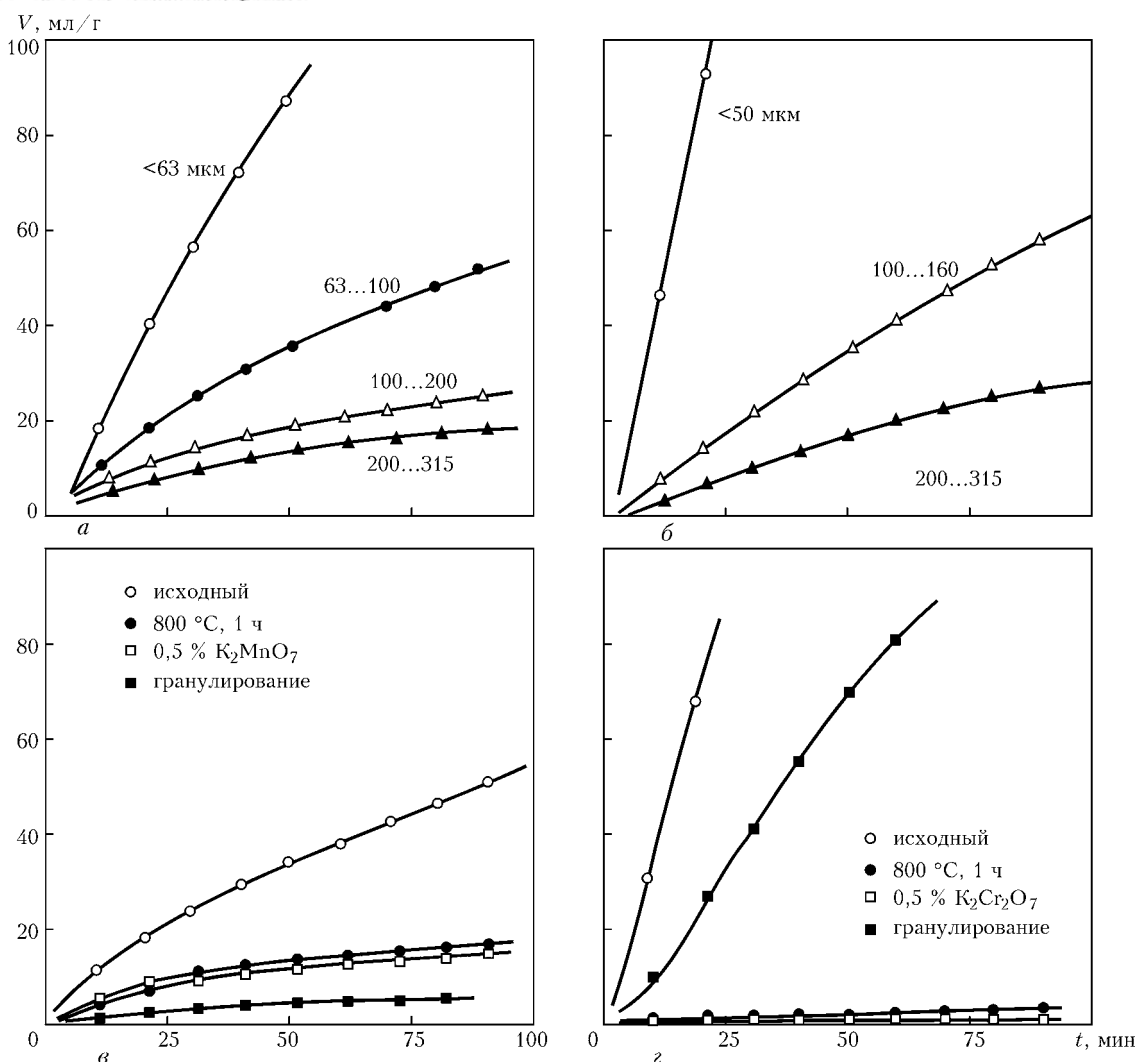


Рис. 5. Влияние дисперсности зерна различных способов подавления химической активности порошков ферросилиция ФС-45 (а, в) и ферросиликомарганца (б, г) на кинетику выделения газа при их взаимодействии с жидким стеклом

слитках или вызывают образование особо активных структурных составляющих.

Активность порошка ферросилиция можно уменьшить, используя порошки с невысоким содержанием мелких фракций (63 мкм и менее), применяя пассивирующий нагрев (800 °С в течение 1 ч), добавляя 0,5 % насыщенного водного раствора перманганата калия в смесь или распыляя (гранулируя) расплав водной струей (рис. 5). Последний способ является наиболее эффективным.

Активность порошка ферросиликомарганца также понижается при уменьшении содержания

мелкозернистых фракций в порошке (но получаемый эффект от снижения активности меньше, чем у ферросилиция), добавке хромпика в жидкое стекло (эта технология должна быть исключена из применения по экологическим соображениям) или раствора перманганата калия в смесь, а также использовании пассивирующего нагрева при 800 °С. Технология гранулирования ферросиликомарганца водной струей не дает нужного технологического эффекта (рис. 5) и поэтому не рекомендуется для применения.

Given are the results of investigation into reactivity of fine ferroalloys (ferrosilicium FS-45, ferromanganese, silicomanganese, etc.) used in production of electrodes as weld metal deoxidisers. Individual batches of ferrosilicium FS-45 were revealed to have an extremely high reactivity. It was suggested that such a high reactivity might be associated with peculiarities of the production technology, which could either deteriorate homogeneity of ferroalloy ingots, or cause formation of particularly reactive structural components.

Поступила в редакцию 10.10.2005



НОВОСТИ



Системотехническая компания выбирает цифровые технологии сварки

Трубопровод длиной 700 км и диаметром 42 дюйма (приблизительно 106 см) предназначен для транспортировки газа из Индонезии в Таиланд. Три корабля оборудованы сварочными линиями для соединения секций длиной 24 м. Системотехническая фирма «CRC Evans» выбрала для проекта по строительству морского трубопровода последние технологические разработки фирмы «Fronius». Впервые фирма оснащает шесть рабочих станций для данного проекта морского трубопровода цифровой технологией сварки. Качество и производительность оказались решающими факторами для заказчика — «Hyundai Heavy Industries».

Качество играет ключевую роль в строительстве трубопроводов, поскольку восстановительные работы требуют слишком много времени и средств. Расходы на строительство морского трубопровода составляют приблизительно 300 тыс. дол. США в день. Применение 36-ти сварочных систем TransPuls Synergic 3200 Pipe, отличающихся стабильностью горения дуги и отсутствием разбрызгивания металла, обеспечит производительность, необходимую для реализации третьего проекта строительства морского магистрального трубопровода РТТ. Данные системы обеспечивают очень высокое качество швов с частотой отказов 1,5 % (в подобных проектах частота отказов составляет, как правило, 5 %).

Для данного проекта компания CRC выбрала исключительно цифровую технологию сварки «Fronius», которой будут оснащены две рабочие станции на каждом из трех кораблей. Внешний диаметр трубных секций длиной 24 м из высокопрочной стали X70 составляет 42 дюйма (приблизительно 106 см) при толщине стенок 23,85 мм. Первая станция, использующая четыре системы TransPuls Synergic 3200 Pipe, в первом цикле заваривает корневой шов и выполняет горячий проход, и затем наносит два первых перекрывающих слоя. При выполнении первого прохода медная подкладка под сварочной ванной обеспечивает отличное формирование корня. В то же время восемь



Сварочная система TransPuls Synergic 3200 Pipe для одновременного нанесения двух перекрывающих слоев в одном соединении

систем, которыми оснащена вторая станция, за два цикла наплавляют от третьего до шестого заполняющих слоев. Четыре горелки на первой станции соединены попарно и расположены одна за другой. Начиная с верхней части трубы, каждая из горелок перекрывает угол в 180°, т. е. переходит из положения зенита (верхней точки) влево и вправо вниз в положение надира (нижней точки).

Горелки восьми сварочных систем на второй станции также соединены попарно, одна за другой. При этом они проходят не половину, а только четверть круга. Благодаря накоплению опыта по сварке трубопроводов в узкий зазор фирма «Fronius» смогла усовершенствовать свои сварочные программы, включая синхронизацию двух дуг, горящих в каждой сварочной ванне.

Фирмы «CRC Evans» и «Fronius» тесно сотрудничают на протяжении последних двух лет. За это время фирма «Fronius» адаптировала все системные компоненты для удовлетворения специфических требований, возникающих при строительстве трубопроводов. Фирма «Fronius» — австрийский изготовитель сварочных систем — только в 2005 г. продала около 100 систем для сварки трубопроводов фирме CRC. На сегодня фирма, имеющая представительства в более чем 100 странах, стала самой крупной системотехнической организацией в мире.



ПАТЕНТЫ В ОБЛАСТИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА*

Способ управления положением электросварочной горелки относительно стыка, при котором дуге сообщают колебательные перемещения поперек стыка, измеряют сварочный ток, формируют сигнал рассогласования и используют его для коррекции положения оси горелки относительно середины стыка, отличающийся тем, что колебания электрода создают автоколебательным контуром, замкнутым по первой гармонике тока сварки. Патент РФ 2261159. В. С. Карпов, В. М. Панарин, Ю. И. Лебеденко, А. Н. Ивутин (Тульский ГТУ) [27].

Установка для автоматической индукционной наплавки, отличающаяся тем, что она снабжена не менее чем двумя манипуляторами, датчиком режима наплавки, блоком памяти и сравнения (БП), блоком управления (БУ), механизмами манипуляторов и источником питания индуктора, датчиками положений механизмов, датчиками температуры, задатчиками времени. Приведены и другие отличительные признаки. Патент РФ 2261160. С. И. Антипенко, В. В. Вдовкин, А. М. Дубравкин [27].

Состав сварочной проволоки, отличающийся тем, что он дополнительно содержит вольфрам, титан и цирконий при следующем соотношении элементов, мас. %: 0,005...0,030 углерода; 1,60...2,40 кремния; 1,00...2,00 марганца; 15,00...17,00 хрома; 10,00...13,00 никеля; 1,20...2,00 вольфрама; 0,20...0,60 титана; 0,06...0,18 циркония; остальное — железо. При этом отношение суммарного содержания титана и циркония к содержанию углерода должно быть больше или равно 22. Патент РФ 2261161. Г. П. Карзов, Б. И. Бережко, Ю. В. Зеленин и др. (ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей») [27].

Устройство для определения параметров резания объектов сфокусированным лазерным лучом, отличающееся тем, что подвижное основание выполнено в виде вращающейся платформы, установленной на ведомом валу механизма дискретной регулировки скорости вращения, выполненного в виде набора соединяемых приводным ремнем ведомых и ведущих шкивов, причем ведущий шкив установлен на оси синхронного двигателя, а на вращающейся платформе укреплен в качестве разрезаемого объекта модель объекта, при этом приводной ремень, соединяющий ведомый и ведущий шкивы, выполнен из демпфирующего колебания материала, причем ведомый вал вращающейся платформы установлен в подшипниках, снабжен механизмом регулирования натяжения приводного ремня и размещен на координатном устройстве. Патент РФ 2261784. В. П. Бурдаков, В. В. Ягодин (ОАО «РКК «Энергия» им. С. П. Королева) [28].

Устройство для сварки секционных трубчатых отводов, отличающееся тем, что оно дополнительно снабжено двумя настроенными узлами, содержащими площадку с закрепленной на ней обоймой, при этом узлы разнесены и ориентированы между собой под углом, равным углу между секциями отвода, каждая площадка настроенного узла смонтирована на закрепленных на балке опорах с возможностью перемещения относительно указанных опор перпендикулярно закрепляемой секции отвода. Патент РФ 2261785. Н. Д. Засульский [28].

Способ дуговой сварки плавлением стыковых соединений с зазором, отличающийся тем, что значения силы сварочного тока $I_{св}$, напряжения на дуге $U_{д}$, скорости сварки $v_{св}$ и вылета электродной проволоки $L_{э}$ определяют с допуском $\pm 5\%$ решением системы уравнений

$$h = e^k \left(\frac{I_{св} U_{д} \eta}{T^{0,5} \lambda} \right)^m \left(\frac{b}{d_s} \right)^n \frac{\alpha^p}{v_{св}^r}; \quad \mu_{св} h + bhg = \frac{\alpha p (1 - \psi_n) I_{св}}{\gamma v_{св} 3600},$$

$$U_{д} = \omega I_{св}^2 d_s^x,$$

где e — основание натурального логарифма; αp — коэффициент расплавления. Патент РФ 2262423. А. С. Бабкин (Лицейский ГТУ) [29].

Способ автоматической аргонодуговой импульсной сварки стальных труб неплавящимся электродом, отличающийся тем, что на внутренних поверхностях стыков труб выполняют кольцевые фаски, перемещение свариваемых кромок относительно электрода осуществляют путем шагового осевого вращения состыкованных труб со скоростью 1...1,5 об/мин, дугу зажигают за 2...5 с до начала вращения труб, а сварку ведут горелкой, наклонно установленной под углом 60...85° относительно вертикали к оси трубы, при этом поддерживают силу тока дуги в интервале 110...155 А, длительность импульса 0,7...0,9 с, длительность паузы 0,5...0,7 с, ток паузы 10...30 А при перекрытии шва в интервале 10...25 мм. Патент РФ 2262424. В. М. Бельских, А. Л. Беляев, А. М. Блинов и др. (ОАО «Чепецкий механический завод») [29].

Способ многопроходной автоматической дуговой сварки титановых сплавов, отличающийся тем, что на свариваемых кромках выполняют вырез, который при сборке деталей с щелевым зазором формируют в виде П-образной разделки кромок с отношением глубины разделки к ее ширине менее 1, при этом острые углы разделки скругляют. Патент РФ 2262425. Б. И. Долотов, П. Г. Дёмышев, В. И. Панькин и др. (ОАО «Комсомольское-на-Амуре авиационное ПО им. Ю. А. Гагарина») [29].

Способ ультразвуковой шовной сварки металлополимерной трубы, отличающийся тем, что сварку производят при скорости V_p вращения ролика, большей скорости V_t перемещения трубчатой заготовки, при этом скорость V_p вращения ролика выбирают в пределах $V_p = (1,1+1,4)V_t$ и обеспечивают усилие F_{np} прижима ролика к трубчатой заготовке в интервале от 4 до 8 кг. Патент РФ 2262426. Е. Ю. Бухарев, А. М. Мирзоян, Н. Н. Рыжов (ЗАО НПП «Маяк») [29].

Способ ультразвуковой шовной сварки металлополимерной трубы, отличающийся тем, что сварку производят при скорости V_t перемещения трубчатой заготовки, большей скорости V_p вращения ролика, при этом скорость V_t перемещения трубчатой заготовки выбирают в пределах $V_t = (1,05+2,0)V_p$ и обеспечивают усилие F_{np} прижима ролика к трубчатой заготовке в интервале от 3 до 6 кг. Патент РФ 2262427. Е. Ю. Бухарев, А. М. Мирзоян, Н. Н. Рыжов (То же) [29].

Шихта для изготовления стержней электродов ручной дуговой наплавки твердых сплавов, отличающаяся тем, что смесь включает порошки строго определенного гранулометрического состава при следующем отношении фракций, мас. %: 5...6 фракция крупностью 0,002...0,005 мм; 9...10 фракция крупностью 0,045...0,056 мм; 20...22 фракция крупностью 0,10...0,16 мм; остальное — фракция крупностью 0,35...0,45 мм. Патент РФ 2262429. О. М. Масюто, Н. В. Авдеев (Оренбургский ГТУ) [29].

Флюс для пайки твердосплавного припоя на поверхность инструментальной стали, отличающийся тем, что в качестве фторсодержащего компонента он содержит фтористый аммоний при следующем соотношении компонентов, мас. %: 5...12 фтористого аммония; 30...35 борной кислоты; остальное — бора. Патент РФ 2262430. О. В. Тихонов, Л. Е. Макарова (ООО «Биттехника») [29].

* Приведены сведения о патентах, опубликованных в бюллетене РФ «Изобретения. Полезные модели» за 2005 г. (в квадратных скобках указан номер бюллетеня).



Способ изготовления штучных электродов для дуговой сварки, при котором на металлический стержень наносят покрытие и оболочку в виде эластичной ленты, отличающийся тем, что покрытие наносят путем намотки на металлический стержень поочередно эластичных лент из различных материалов, из которых формируют покрытие требуемого состава, а в качестве оболочки из эластичной ленты используют верхний слой наматываемого покрытия. Патент РФ 2262431. Ю. В. Казаков, И. Г. Уренцов (Тольяттинский госуниверситет) [29].

Подкладка для формирования сварного шва преимущественно листовых деталей из алюминиевых сплавов, содержащая формирующую канавку и отверстия для крепления подкладки в сварочном приспособлении, отличающаяся тем, что на ней с противоположной стороны от формирующей канавки выполнены поперечные пазы. Патент РФ 2263011. В. М. Мухин (ОАО «Казанский вертолетный завод») [30].

Способ электроконтактной наплавки, при котором на поверхность наплавляемого вала наносят частично перекрывающиеся друг друга по ширине валики металлопокрытия, пластически деформируя разогреваемую импульсами тока присадочную проволоку усилием вращения вращающегося и подающего вдоль оси вала направляющего ролика, отличающийся тем, что создают подвижное ограничение деформации присадочной проволоки в направлении подачи ролика, перемещая ограничение совместно с движением подачи ролика, например, в форме кольца. Патент РФ 2263012. М. З. Нафиков, В. И. Карамов (Башкирский государственный аграрный университет) [30].

Способ изготовления прецизионных биметаллических длинномерных цилиндрических изделий типа труб, отличающийся тем, что холодное деформирование оболочки и заготовки радиальной ковкой ведут при степени деформирования 3...50 %, при этом в очаг деформирования в процессековки поддают жидкую смазку, а после соединения оболочки и внутренней заготовки проводят поверхностное упрочнение рабочей поверхности сформированного биметаллического изделия методом низкотемпературного гальванического хромирования путем непрерывного прокачивания хромсодержащего электролита через внутреннюю полость биметаллического цилиндрического изделия. Приведены и другие отличительные признаки. Патент РФ 2263013. С. А. Хареев, В. П. Решетов, Н. А. Бочков и др. (ЗАО «ЭЛИАМ-нефтемаш») [30].

Способ получения плакированных листов из алюминия или низколегированных алюминиевых сплавов, отличающийся тем, что плакирующие заготовки предварительно плакируют алюминием, перед сборкой пакета слитки из алюминия или низколегированных сплавов нагревают до температуры, составляющей 0,45...0,56 температуры плавления алюминия, а плакирующие заготовки нагревают до температуры 0,72...0,76 температуры плавления алюминия, затем собранный двух- или трехслойный пакет прокатывают по многопроходовой схеме со скоростью деформации 0,02...2,0 с⁻¹ и обжатием 5...10 % в первых трех проходах. Патент РФ 2263014. Н. Д. Лукашкин, А. Н. Лукашкин (Московский государственный вечерний металлургический институт) [30].

Способ изготовления трубчатых переходников из циркониевых и стальных втулок, отличающийся тем, что после диффузионной сварки переходник охлаждают в интервале температур, в котором в циркониевом сплаве присутствует двойная фаза, состоящая из альфа-циркония и бета-циркония, после чего производят горячую деформацию внутренней поверхности втулки из циркония на глубину не менее 0,5 мм при степени обжатия не менее 10 %, а потом переходник охлаждают до интервала температур 540...580 °С и выдерживают в этом интервале не менее 30 мин. Патент РФ 2263015. А. Н. Семенов, В. Н. Тюрин, Г. Н. Шевелёв (ФГУП НИКИ энергетики им. Н. А. Доллежалея) [30].

Пароводяной плазмотрон, отличающийся тем, что сопло снаб-

жено защитным чехлом, установленным с теплоотводящим зазором относительно сопла, при этом величина этого зазора на рабочем конце сопла достаточна для охлаждения в режиме парообразования, выход зазора обращен в рабочую зону плазмотрона, а на его входе установлена капиллярно-пористая структура с водоотводящими и пароводящими каналами, связанная с теплоотводящим зазором на рабочем конце сопла, а электрод снабжен капиллярно-пористой структурой с водоотводящими и пароводящими каналами, расположенной внутри него. Патент РФ 2263564. С. П. Пенкин, И. С. Пенкин [31].

Способ определения коэффициента перекрытия сварных площадок при электроконтактной наплавке, отличающийся тем, что замеряют суммарную осевую деформацию присадочной проволоки, определяют по ней относительную осевую деформацию, а при определении длин контактных площадок учитывают действительные значения осадки присадочной проволоки со стороны образца и со стороны ролика. Патент РФ 2263565. М. З. Нафиков (Башкирский государственный аграрный университет) [31].

Способ изготовления титанового образца-эталоны для ультразвукового контроля с плоскодонным отражателем, включающий диффузионную сварку в условиях нагрева и сжатия заготовки, образованной соединением двух цилиндрических деталей с плоскими торцами и имитатором дефекта в виде отверстия в одной из них, отличающийся тем, что цилиндрические детали заготовки выполняют с фланцами со стороны стыка, отверстие выполняют несквозным с выходом в зону стыка деталей, перед сваркой зону соединения герметизируют, а сварку проводят в условиях всестороннего сжатия, по завершении которой производят удаление кольцевого выступа фланцевого соединения и донной части детали с отверстием до выхода упомянутого отверстия на поверхность полученного образца-эталоны. Патент РФ 2263566. Л. В. Усачева, В. В. Мешков, В. Ф. Селиванов, В. Р. Петренко (Воронежский ГТУ) [31].

Способ влажной лазерной очистки твердых поверхностей, отличающийся тем, что облучение поверхности производят пространственно-модулированным пучком лазерного излучения, причем расстояние между максимумами интенсивности пространственно-модулированного пучка составляет $l > \sqrt{\alpha\tau}$, где τ — длительность минимумов лазерного излучения, α — наибольшее значение температуропроводности из двух величин: температуропроводности облучаемого материала и температуропроводности жидкости. Патент РФ 2263567. В. П. Вейко, Е. А. Шахно, А. Н. Позднякова (С.-Петербургский госуниверситет информационных технологий, механики и оптики) [31].

Паста для пайки алюминия и его сплавов, отличающаяся тем, что использован порошкообразный припой с размером частиц 100...200 мкм, в качестве органического связующего использован 10%-й раствор высокомолекулярного соединения в изоамилацетате, при этом паста дополнительно содержит мелкодисперсный порошок алюминия с размером частиц равным или меньше 20 мкм и/или пигментную алюминиевую пудру при следующем соотношении компонентов, мас. %: 24...28 10%-го раствора высокомолекулярного соединения в изоамилацетате; 10...40 мелкодисперсного порошка алюминия и/или пигментная алюминиевая пудра; остальное — порошкообразный припой системы алюминий-кремний. Патент РФ 2263568. Н. П. Литвиненко, В. Ф. Шиханов, Э. В. Лобова (ФГУП НИИ «Исток») [31].

Флюс для низкотемпературной пайки, отличающийся тем, что в качестве производной канифоли используют резинат щелочного металла, а в качестве растворителя — водорастворимый спирт или смесь водорастворимых спиртов, при следующем соотношении компонентов, мас. %: 15...60 резината щелочного металла; 40...85 водорастворимого спирта или смесь водорастворимых спиртов. Патент РФ 2263569. В. Ф. Шиханов, Н. П. Литвиненко (То же) [31].



По зарубежным журналам*

TWI CONNECT (Англия). — 2005. — № 134 (January/February) (англ. яз.)

Роботизированная дуговая сварка — успешное заключение для Европейского проекта, с. 2.

Термическое напыление для новой конструкции подшипников, с. 3.

Mathers G. Испытание на твердость, с. 4–5.

Решение проблем качества зубных протезов, с. 6.

VARILNA TEHNIKA (Словения). — 2005. — Let. 54, № 1 (слов. яз.)

Pekkarri B. Сварка или соединение в будущем, с. 3–12.

Polajnar I. Трехмерные измерения поверхности контакта электрода при сварке покрытого толстолистового материала, с. 13–17.

WELDING and CUTTING (Германия). — 2005. — № 2 (англ. яз.)

Wiebe J. Оптимизация процесса и контроль при лазерной резке, с. 65–67.

Neudel J. Выплески металла и дефекты — проблемы, имеющие место при сварке МАГ мелкозернистых конструкционных сталей S460M и S460ML, с. 71–74.

Tolke. Безопасное соединение — сварка чугуна с шаровидным графитом в серийном производстве, с. 79–82.

Yurioka N. Сравнение методов прогнозирования предварительного нагрева, с. 87–93.

Hart P. H. M. Влияние атмосферной влаги в процессе сварки на содержание водорода в сварном шве, с. 94–99.

WELDING INTERNATIONAL (Великобритания). Translations from the World's Welding Press. — 2004. — Vol. 18, № 6 (англ. яз.)

Klimpel A., Gorka J. Качество сварных соединений стали OH18N9 и St3S, сваренных диодным лазером, с. 425–429.

Mecka K. Механические свойства соединений дуплексных сталей, с. 430–435.

Ichiyama Y., Saito T. Факторы, влияющие на свариваемость высокопрочных сталей — исследование повышения ударной вязкости соединений высокопрочной стали, выполненных сваркой оплавлением, с. 436–443.

Takegami H. et al. Сварка трением трубы к плите — оценка тепловложения и сравнение со сваркой МАГ, с. 444–449.

Honma S., Yasuda K. Исследование полуавтоматической сварки ТИГ, с. 450–455.

Hori K. et al. Разработка методов сварки ТИГ подогретой проволокой благодаря использованию импульсного тока для нагрева присадочной проволоки — исследование процессов импульсной сварки ТИГ подогретой проволокой, с. 456–468.

Tregubov G. P., Grbach V. D. Оптимизация размеров сварных соединений с помощью адаптивного контроля процесса дуговой сварки, с. 469–471.

Saraev Yu. N. et al. Формирование структуры и свойств сварных соединений в процессе импульсно-дуговой сварки покрытыми электродами крупных конструкций в условиях низкочастотных термических циклов, с. 472–477.

Ammosov A. P., Kornilova E. G. Расход электродов при ручной дуговой сварке металлических конструкций, с. 478–479.

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



Andreeva L. P. et al. Диффузионное перераспределение углерода в аустенитной фазе зоны термического влияния контактного точечного сварного соединения низкоуглеродистой стали, с. 480–485.

Knyaz'kov A. F. et al. Усовершенствование процесса импульсно-дуговой сварки CO₂ в узкий зазор, с. 486–488.

WELDING INTERNATIONAL (Великобритания). Translations from the World's Welding Press. — 2004. — Vol. 18, № 7 (англ. яз.)

Nowacki J. Проблемы сварки дуплексных сталей при производстве грузовых судов для транспортировки химических продуктов, с. 509–515.

WELDING INTERNATIONAL (Великобритания). Translations from the World's Welding Press. — 2004. — Vol. 18, № 8 (англ. яз.)

Klimpel et al. Наплавка валиков алюминиевой бронзы сваркой МИГ с использованием порошковой проволоки на никелевой основе, с. 593–598.

Brozda J. Свариваемость, характеристики и экономический эффект нового поколения сталей, стойких к ползучести, и свойства сварных соединений, с. 599–608.

Zeman M. Сварка современной стальной арматуры RB 500 W, используемой для железобетона, с. 609–617.

Katayama. Лазерная сварка алюминиевых сплавов и разнородных металлов, с. 618–625.

Shirai H. et al. Анализ характера деформации изгиба при кольцевой сварке цилиндрических деталей — исследование деформации автомобильных деталей, сваренных лазерной сваркой, на микроном и субмикронном уровне, с. 626–634.

Sharapov M. Q., Shvedikov V. M. Эффективность струи защитного газа при аргонодуговой сварке, с. 635–640.

An'shakov A. S. et al. Разработка вольфрамового катода для микроплазменной сварки компонентов на токе обратной полярности, с. 641–645.

Lutfullin R. Ya. et al. Сварка давлением при изготовлении сферических сосудов и титановых сплавов в условиях сверхпластичности, с. 646–651.

Lozovan A. A. Ионно-плазменная модификация поверхностей компонентов сложной конфигурации, с. 652–655.

Pokataev E. P., Trykov Yu. P. Остаточные напряжения в магниев-алюминиевых композитных материалах, полученных сваркой взрывом, с. 656–659.

Vasil'ev K. V. et al. Новая плазменная технология для фасонной перфорации, с. 660–661.

Fomin N. I. et al. Использование эффекта сверхпластичности при сварке трением заготовок режущих инструментов в машине I-228, с. 662–664.

Frolov V. A. et al. Технологические особенности применения плазменного напыления при изготовлении авиационных двигателей, с. 665–669.

WELDING INTERNATIONAL (Великобритания). — 2004. — Vol. 18, № 9 (англ. яз.)

Sakamoto H. et al. Влияние схемы двойного луча на передачу энергии в процессе сварки. Исследование сварки лазером Nd:ИАГ двойным пучком применительно к алюминиевым сплавам, с. 677–682.

Ichiyama Y. et al. Влияние режимов осадки на ударную вязкость сварных швов, выполненных сплавлением. Исследование повышения ударной вязкости сварных соединений из высокопрочной стали, с. 683–691.

Hayashi T. et al. Высокомощный лазер CO₂ для гибридной сварки МИГ при повышении допусков на зазор. Свариваемость толстолистовой стали без скоса кромок, с. 692–701.

Hirano S. et al. Микроструктура поверхности раздела разнородных соединений магниевого сплава с алюминиевым, выполненных сваркой трением с перемешиванием, с. 702–708.

Lazzarin P., Livieri P. Исследование усталостной прочности сварных соединений из стали и легкого сплава относительно энергии деформации на границах наружной поверхности шва и в орне, с. 709–715.

Lebedev V. A., Romanyuk V. S. Однофазные сварочные источники питания для механизированной сварки в CO₂, с. 489–493.

Kolomeichenko A. V. Технология восстановления алюминиевых компонентов с помощью аргонодуговой наплавки и упрочнения путем микродугового окисления, с. 494–497.

Bakunov A. S., Muzhitskii V. F. Контроль намагничивания компонентов перед выполнением сварочных работ, с. 498–500.

Ochi H. et al. Образование интерметаллических соединений в сварных швах алюминиевого сплава с медью, выполненные сваркой трением, и их влияние на эффективность соединения, с. 516–23.

Terasaki T., Kjtamura T. Прогнозирование статического сопротивления разрушению нахлесточных соединений, выполненных лазерной сваркой, с помощью численного анализа, с. 524–530.

Otani T. et al. Механические свойства сварных соединений, выполненных высокомоощным CO₂-лазером на сверхмелкозернистой высокопрочной стали, с. 531–537.

Bloem A. S. et al. Микроструктурное изменение ЗТВ в сварном соединении, выполненном сваркой МИГ на алюминиевом сплаве AA7020 — скорость роста трещины при коррозии под напряжением в сварных швах из разнородных металлов, с. 538–542.

Goldschmitz M. et al. Разработки в области сварки сверхмарганцевитных нержавеющей сталей — последние достижения и области применения, с. 543–549.

Babkin A. S., Epifantsev L. T. Методы расчета оптимальных режимов дуговой сварки и наплавки, с. 550–553.

Melyukov V. V. et al. Определение оптимальных режимов импульсной лазерной сварки тонкостенных компонентов с учетом требуемого проплавления, с. 554–556.

Onyusov S. F. et al. Низкотемпературная диффузионная сварка пластически деформированного молибдена, с. 557–561.

Suslov A. A. Высокотемпературная пайка секций из алюминиевого сплава в вакуумных печах с использованием активирующего металла, с. 562–564.

Shvalev N. A., Semenov E. I. Методы управления электронным пучком в соединении между кромками шва, с. 565–572.

Kuskov Yu. M., Sarychev I. S. Ремонт чугунных валков прокатного стана 2000 с помощью электрошлаковой наплавки, с. 573–577.

Sergeev V. V. et al. Ремонт коленчатых валов отечественных и зарубежных дизельных двигателей с помощью электродуговой наплавки, с. 578–580.

Gorbach V. D. et al. Снижение количества вредных выделений и отходов при плазменной резке металлов, с. 581.

Dyurgerov N. G., Sagirov D. Определение свойств дуги при импульсных процессах сварки, с. 716–720.

Chernyi O. M. Влияние сил поверхностного натяжения на струйный перенос металла при сварке на обратной полярности тока, с. 721–723.

Yazavskikh V. M. et al. Механизм процессов вторичной эмиссии при электронно-лучевой сварке с модулированием электронного пучка, с. 724–729.

Markashova L. I. et al. Особенности процессов переноса при сварке давлением разнородных металлов, с. 730–736.

Shakhmatov M. V., Shakhmatov D. M. Особенности контактной стыковой сварки чугуна, с. 737–741.

Shtrikman M. M. et al. Сварка трением листовых конструкций из алюминиевых сплавов 1201 и AMg6, с. 742–747.

Ggnyusov S. F. et al. Сварка трением стали R6M5 в условиях сверхпластичности. Разработка алгоритма сварки и определение диапазона изменения сварочных режимов, с. 748–752.



Brozda J. B. Свариваемость и свойства сварных соединений нового поколения сталей, стойких к ползучести, с. 761–770.

Nishio N. et al. Роликовая сварка внахлестку листового материала из титана и малоуглеродистой стали, с. 771–776.

Ono M. et al. Свариваемость лазером высокопрочных стальных листов при производстве листовых сварных раскромочных заготовок, с. 777–784.

Masseti F. Новые технологии сварки для сооружения подвесных мостов, с. 785–797.

Lawrjanec D. et al. Цифровое моделирование процесса сварки трением с перемешиванием, с. 798–802.

Norin P. A., Arkhinova E. V. Зажигание открытой сварочной дуги и переход к стабильному горению, с. 803–804.

Dil'man V. L., Ostsemin A. A. Статическая прочность сварного соединения с твердыми прослойками и дефекты на линии сплавления шва, с. 805–808.

Bovk L. P. Математическое исследование особенностей концентрации и динамических напряжений вблизи паяного соединения в условиях резонанса, с. 809–813.

Makhlin N. M. et al. Электронные регуляторы сварочного тока для многопостовых сварочных установок, с. 814–818.

Deikun V. K. Оптимизация основных рабочих характеристик одноступенчатых редукционных газовых клапанов, с. 819–821.

Buryakin A. V. Усовершенствованное оборудование для термического напыления, с. 822–824.

Eremin E. N. Электрошлаковая сварка кольцевых компонентов, изготовленных из сплавов, стойких к ползучести, с. 825–828.

Yurkevich S. N. et al. Лазерная наплавка компонентов из стали 30ХГСФ без ухудшения физико-механических свойств основного материала, с. 829–830.

Bernadskii V. N., Makovetskaya O. K. Вклад сварки в экономику США, с. 831–836.

Tanaka M. Введение в физические явления, имеющие место в процессах дуговой сварки, с. 845–851.

Okamura H., Aota K. Соединение разнородных материалов с помощью сварки трением с перемешиванием, с. 852–860.

Kato K., Tokisue H. Сварка трением алюминиевых сплавов с другими материалами, с. 861–867.

Aizawa T. Методы роликовой сварки давлением в магнитном поле листов из алюминия/железа, с. 868–872.

Klimpel A. et al. Наплавка ручным и полуавтоматическим методами дуговой сварки плавящимся электродом в среде защитного газа для устранения дефектов отливок из чугуна с шаровидным графитом с использованием порошковой проволоки, с. 873–876.

Aristotele R. et al. Сварка сталей X100 для газопроводов, с. 877–882.

Nikitinskii A. M. et al. Влияние разных химических соединений на свойства обработки флюсов для пайки твердым припоем меди или латуни, с. 883–887.

Lukin V. I. et al. Свариваемость мартенситных сталей, стойких к ползучести, с. 888–894.

Mikheev A. A. Диффузионное соединение магнитных сплавов, с. 895–898.

Gnyusov S. F. et al. Сварка трением стали R6M5 в условиях сверхпластичности. Изменения структуры, фазового состава и свойств сварных соединений в процессе сварки, с. 899–903.

Leont'ev L. B., Aron A. V. Свойства сварных соединений из чугуна, выполненных разными методами наплавки и сварки, с. 904–910.

Glebova M. A. et al. Повышение качества термонапыленных покрытий при термообработке током высокой частоты и лазерным лучом, с. 911–914.

Gorbach V. D., Evdokimov Yu. A. Инфракрасное излучение в дуге при сварке металлов в области судостроения, с. 915–920.

IIW International Conference «TECHNICAL TRENDS AND FUTURE PROSPECTIVES OF WELDING TECHNOLOGY FOR TRANSPORTATION, LAND, SEA, AIR AND SPACE»

Тенденции и перспективы развития технологии сварки для применения на транспорте, земле, в море, воздухе и космосе.

Tsuge A. Задачи японских обрабатывающих отраслей в 21 веке, с. 5.

Matsui H. Сессия 1: Перспективы развития в автомобильных отраслях (основные идеи). Тенденции, и перспективы развития дуговой сварки деталей шасси (импульсная GMA), с. 7–17.

Dilthey U., Stein L. Тенденции и перспективы развития европейской автомобильной промышленности, с. 19–30.

Dilthey U., Mocker F. Сессия 2: Ключевые технологии для применения на земле (1). Последние разработки и применение дуговой пайки плавящимся электродом в защитных газах, с. 31–41.

Shi G. et al. Совершенствование процессов сварки мощным лучом для наземного транспорта, с. 43–52.

Sasabe S. Сварочные характеристики алюминиевых сплавов для автомобильных конструкций, с. 53–64.

Hirano S. et al. Технологии и оборудование для сварки трением с перемешиванием для применения в автомобильной промышленности, с. 65–68.

Iwashita T. Точечная сварка трением для снижения массы корпусов автомобилей, с. 71–77.

Nishikawa H., Fujimoto M. Контроль коробления при вращении при сварке трением с перемешиванием, с. 79–85.

Sonsino C. M. et al. Оценка усталостной прочности сварных соединений при нагрузке переменной амплитудой — текущий уровень знаний и рекомендации по разработке правил расчета на усталость, с. 87–102.

Dong P. Сессия 3: Ключевые технологии для применения на земле. Комплексный математический расчет сварных конструкций с высокими показателями, с. 103–113.

Herold H. et al. Применение высоколегированной стали при решении проблем сварки конструкций транспортных средств, с. 115–123.

Fukui K. et al. Темы последних работ и будущие работы по листовым сталям для автомобильной промышленности, с. 125.

Suzuki R. et al. Проволоки для сварки МАГ тонколистовых сталей в автомобильной промышленности Японии, с. 127–137.

Ueyama T. et al. Скоростная сварка листовых алюминиевых сплавов с помощью гибридного процесса лазерной сварки и импульсной сварки МИГ, с. 139–144.

Urushizaki M. et al. Снижение сварочных деформаций при использовании метода двоянного луча, с. 145–155.

Boekholt R. Сессия 4: Перспективы развития в судостроительной промышленности (основные идеи). Тенденции и перспективы развития европейского судостроения, с. 157–172.

Sugitani Y. Тенденции и перспективы развития в судостроительной промышленности Японии, с. 173–184.

Kim S. H. Сессия 5: Ключевые технологии для моря. Технологии автоматизации судостроительной промышленности, с. 185–190.

Miyazaki T. Новое развитие производственной технологии в судостроении, с. 191–204.

Ludewig H. W. et al. Методы количественного определения улучшения экологии в тяжелом машиностроении, с. 205–216.



Kanjo Y. Сварочная установка с несколькими роботами на основе САПр/АСУТП и оптимизация процесса, с. 217–227.

Nakamura K. et al. Применение сварки трением с перемешиванием для скоростных пассажирских судов из алюминиевых сплавов, с. 229.

Vollertsen F. et al. Сессия 6: Перспективы развития в авиационной и космической промышленности (основные мысли). Новые стратегии применения сварки при изготовлении крупных самолетов, с. 231–247.

Fujiwara C. Технологии получения соединений для аэрокосмических ЛА, с. 249–254.

Bolser D. et al. Сессии 7: Ключевые технологии для применения в аэрокосмическом производстве. Применение сварки трением с перемешиванием в компании Боинг, с. 255–259.

Vaidya W. V. et al. Механические характеристики алюминиевых сплавов, сваренных лазерным лучом и сваркой трением с перемешиванием для фюзеляжей, с. 261–273.

Imuta B., Kamimuki K. Развитие и применение сварки трением с перемешиванием для аэрокосмической промышленности, с. 275–281.

Levert E. Сварка терморегулирующих установок MKC; «Поддержание прохлады в космосе», с. 283–291.

Yushchenko K. Новые процессы и материалы для соединения конструкций для применения в аэрокосмической промышленности (текст отсутствует), с. 293.

Yamaoka H., Ochiai H. Технологии сварки и тенденции развития производства узлов реактивных двигателей, с. 295–300.

WELDING in the WORLD (Франция). — 2004. — Vol. 48, № 7/8 July/August (англ. яз.)

Colegrove P. A. Премия Гранжона за 2004. Док. ПW-1647-04 (ex-doc. 111-1289-04), с. 10–26.

Kodama S. et al. Математическая модель переноса короткими замыканиями с высокой частотой колебаний при сварке МАГ. Разработка установки для автоматической сварки МАГ с датчиком дуги и ее применение для сварки газопроводов. Док. ПW-1622-03 (ex-doc. XI-775-03/ XII-1758-03), с. 27–34.

Kobayashi K. et al. Практическое применение высокопроизводительного метода сварки ТИГ последовательными

дугами (SEDAR-TIG) при изготовлении резервуаров для хранения сжиженного природного газа. Док. ПW-1626-03 (ex-doc. XI-783-03/ XII-1766-03), с. 35–39.

Iwata T., Matsuoka K. Усталостная прочность углового сварного соединения из титана марки 2 в судостроительной конструкции. Док. ПW-1627-03 (ex-doc. XIII-1963-03), с. 40–47.

WELDING JOURNAL (США). — 2005. — Vol. 84, № 3 (англ. яз.)

Woodward H. M. Стимулирование работ сотрудников лаборатории «Moraine Valley Weld Lab», с. 28–32.

Spencer M. Контроль сварных швов, выполняемых студентами в процессе обучения, с. 34–39.

Hidden S., Buhler B. Обоснование выбора между плазменной и кислородной резкой, с. 40–44.

Cullison A. От исследований к передаче технологии в производство, с. 46–47.

Johnsen M. R. Вопросы занятости — практические решения, с. 48–49.

Watanabe T. et al. Разработка флюса и припоя для высокотемпературной пайки магниевого сплава AZ31В, с. 37–40.

McKeown J. T. et al. Обработка поверхностей раздела оксида алюминия-ниобия при соединении с помощью жидкой пленки, с. 41–51.

WELDING JOURNAL (США). — 2005. — Vol. 84, № 4 (англ. яз.)

Emmerson J. G. Строительство трубопровода в центре Африки, с. 28–32.

Merrifield T. Руководящие указания по внедрению роботизированной дуговой сварки, с. 34–37.

Louthan M. R. et al. Влияние H_2 в защитном газе при сварке аустенитных нержавеющей сталей, с. 38–40.

Surian E. et al. Влияние молибдена на свойства металла шва при дуговой сварке высокопрочным плавящимся электродом в среде защитного газа, с. 53–62.

Cao G., Kou S. Ликвационные трещины при полном проплавлении сварных швов литых алюминиево-кремниевых сплавов, с. 63–71.

WELDING TECHNOLOGY (Япония). Journal of the Japan Welding Engineering Society. — 2004. — Vol. 52, № 8 (яп. яз.)

Gokyu T. Повышение качества сварки после внедрения японской системы производства в европейские системы, с. 51–55.

Kumakura M. Разработка и применение высокопроизводительного способа сварки ТИГ магнитным управлением, с. 58–62.

Kawano H., Saruhashi S., Shintate H. Применение в строительстве стальных листов для сварки со сверхвысокой погонной энергией, с. 63–70.

Nakagawa N. Проблемы современной резки и пути их решения. Решение экологических проблем на этапе резки в заводских условиях, с. 72–77.

Sano Y., Nagahori M., Ishii K. Эксплуатационные расходы на термическую резку толстолистового материала, с. 78–83.

Сварка в мире. Гибридная лазерная сварка в судостроении. (Весь текст на яп. яз.), с. 84.

Fukuda T. Технический форум. Разработка способа CO-MELD (соединение металлов с композитами), с. 86–90.

Kodama M., Iwabuchi H., Gouda H. et al. Разработка способа сварки МАГ с использованием высокой скорости колебания горелки и электропривода, с. 91–95.

Watanabe G. Ремонтная наплавка ИАГ-лазером, с. 96–99.

Andou N. Технология соединения наноформовкой полимеров с алюминиевыми сплавами, с. 100–110.

Murakami K. Актуальная тема. Микросоединения в электронике. Окончание. Примеры применения пайки бессвинцовыми припоями и лазерной пайки, с. 111–117.

Shimizu K. Экология и охрана труда. Ч. 4. Защита глаз, с. 118–122.

Iguchi M. Контроль и слежения в процессе сварки. Ч. 2. Оперативный мониторинг, с. 122–125.

Hiraoka K. Серия лекций. Сварка в узкий зазор. Окончание. Разработка систем для сварки в узкую разделку, с. 126–130.

WELDING TECHNOLOGY (Япония). Journal of the Japan Welding Engineering Society. — 2004. — Vol. 52, № 9 (яп. яз.)

Направления развития сварки в мире, с. 57–64.

Aoki A. Сварка без деформации листового металла сверхмалой толщины, с. 66–70.

Imamura S., Imamura K. Автоматический способ пайки крупногабаритных изделий, с. 71–76.

Tokuyama T. Разработка системы «Alize» для предупреждения отказов, основанной на знаниях о повреждениях и моделировании зависимости надежности от распределения прочности и напряжений, с. 77–84.



- Harada S., Hisagai K.** Специальный выпуск. Международная сварочная выставка-2004 в Японии. Автоматы для дуговой сварки, с. 86–91.
- Masahiro Satou.** Сварочные материалы, с. 92–94.
- Araya T.** Лазерная обработка, с. 95–100.
- Masaki K.** Роботы, с. 101–104.
- Sano Y.** Оборудование для резки, с. 105–108.
- Arakawa T.** Неразрушающий контроль, с. 109–112.
- Lida F.** Микрообработка, с. 113–116.
- Yanaamoto Y.** Разработка оборудования для высокоскоростной ЭЛС, с. 118–119.
- Motomura K.** Система лазерной очистки, с. 120–123.
- Yamashita S. et al.** Разработка способа сварки давлением с использованием природного газа, с. 124–126.
- Yamamoto S.** Сварка в мире. Сварка труб из стали сверхвысокой прочности при строительстве газопроводов, с. 127.
- Shida S.** Сварочные материалы. Ч. 1. Покрытые электроды для дуговой сварки, с. 128–133.
- Koga S.** Сварка трением с перемешиванием. Ч. 1, с. 136–139.
- Nakata K.** Теоретические основы сварки разнородных материалов и их разработка. Ч. 1. Теоретические основы сварки разнородных материалов, с. 141–146.

ZVARANIE-SVAROVANI (Словакия). — 2004. — Рс. 53, № 10 (слов. яз.)

- Hrivnak I.** Философский аспект ремонтной сварки компонентов тепловых электростанций, поврежденных при ползучести. Ч. 1, с. 251–256.
- Radscheit C. R., Boldocky K.** Плазменная пайка при изготовлении кузовов автомобилей «Фольксваген», с. 257–261.
- Приварка** шпилек в производстве композитных конструкций, с. 261–264.

ZVARANIE-SVAROVANI (Словакия). — 2004. — Рс. 53, № 11–12 (слов. яз.)

- Hrivnak I.** Философский аспект ремонтной сварки компонентов тепловых электростанций, поврежденных при ползучести. Ч. 2, с. 281–286.
- Vagvulgyi G. et al.** Влияние защитного газа и профиля рабочего конца вольфрамового электрода на геометрию сварных швов аустенитных сталей, с. 286–294.
- Mizuno R. et al.** Ремонтная сварка сосудов давления из стали SQV2A без последующей термообработки. Ч. 1. Моделирование идеальных термических циклов сварки, с. 295–305.
- Hudak J.** Опыт восстановления алюминиевых вагонов-цистерн с помощью сварки, с. 305–309.

ZVARANIE-SVAROVANI (Словакия). — 2005. — № 1 (слов. яз.)

- Brziak P. et al.** Ремонтная сварка сосудов давления из стали SQV2A без последующей термообработки. Ч. 2. Исследование параметров автоматизированной сварки ТИГ для определения необходимых термических циклов, с. 3–10.
- Comaj M., Zohn J.** Вварка патрубков в корпусе криогенных резервуаров-хранилищ под давлением с помощью трубчатых порошковых проволок, с. 11–14.
- Huza R., Kucik P.** Ультразвуковые испытания соединений, выполненных точечной контактной сваркой, с. 15–19.

ZVARANIE-SVAROVANI (Словакия). — 2005. — № 2 (слов. яз.)

- Libra O.** Материалы и сварные соединения, эксплуатирующиеся в среде сероводорода, с. 35–38.
- Kalna K.** Механическая обработка сварных соединений конструкций — значение стандарта STN 05 0211, с. 39–45.
- Vytrisal J. et al.** Требования к качеству сварки в соответствии со стандартом STN EN 729-2 для выполнения работ на трубопроводах и других сетях под давлением без операции отключения, с. 46–50.

НОВЫЕ КНИГИ

Большаков М. В. Англо-український словник зі зварювання і споріднених технологій: Навчальний посібник. — Львів: Магнолія плюс, 2005. — 353 с.

Словарь содержит около 20 тыс. терминов, относящихся к различным разделам сварочного производства: теории сварочных процессов, сварным конструкциям, сварочному оборудованию, сварочным материалам, сварке плавлением, сварке давлением, газопламенной обработке, пайке, резке, напылению, сварке неметаллических материалов, автоматизации, механизации и роботизации, компьютерным технологиям, прочности, надежности и диагностике сварных соединений, дефектам и неразрушающему контролю.

Рассчитан на инженеров, работающих с англоязычной технической литературой, на специалистов, принимающих участие в международных конференциях, студентов вузов, может быть использован при изучении английского языка.



Англо-український словник зварювальної термінології. Українсько-англійський словник зварювальної термінології / За ред. канд. техн. наук В. М. Бернадського. — Київ: Экотехнологія, 2005. — 256 с.

Двуязычный словарь терминов по сварке и родственным технологиям на украинском и английском языках подготовлен Институтом электросварки им. Е.О. Патона и Институтом украинского языка НАН Украины.

Словарь состоит из двух самостоятельных разделов: «Англо-украинского словаря сварочной терминологии» и «Украинско-английского словаря сварочной терминологии». Англо-украинский раздел словаря содержит около 8000, а украинско-английский — 5000 простых и составных терминов, относящихся к сварке и родственным технологиям.

Рассчитан на научных и инженерно-технических работников, переводчиков и специалистов информационных служб, аспирантов и студентов.

Стоимость словаря — 40 грн. Для студентов по заявкам предоставляется скидка.



Заказать книгу можно по тел./факс: (+38 044) 287 6502

ЭКОНОМИКО-СТАТИСТИЧЕСКИЕ ДАННЫЕ ПО СВАРОЧНОМУ ПРОИЗВОДСТВУ. СВЭСТА-2005 / Под ред. акад. НАНУ Л. М. Лобанова; авторы-составители В. Н. Бернадский, О. К. Маковецкая. — Киев: Экотехнология, 2005. — 87 с.

В очередном информационно-статистическом сборнике «СВЭСТА-2005» представлена систематизированная экономико-статистическая информация о состоянии и развитии рынка сварочной техники в период 2003–2004 гг. Приведены количественные и стоимостные показатели объемов производства, потребления, экспорта-импорта оборудования и расходуемых материалов для сварки и родственных технологий в мире, отдельных регионах и ряде стран: Германии, Польше, России, Украине и др. Впервые в сборник включены сведения по ведущим странам азиатского региона, в частности, Китаю и Индии. В качестве самостоятельных разделов в сборнике представлена информация о мировом, региональном и национальных рынках сварочных роботов, а также стали — основного материала сварных конструкций.

Предназначен для руководителей и главных сварщиков предприятий, а также для широкого круга специалистов сварочного производства, занимающихся технико-экономическими исследованиями, организацией производства, коммерческой и внешнеэкономической деятельностью.



Заказать книгу можно по тел./факс: (+38 044) 287 6502

2-й НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКИЙ СЕМИНАР «ПОВЫШЕНИЕ НАДЕЖНОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ МОНТАЖЕ И РЕМОНТЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ В ЭНЕРГЕТИКЕ»

6–8 декабря 2005 г. НТК «Институт электросварки им.Е.О.Патона НАН Украины» совместно с ОАО «Южтеплоэнергомонтаж» и Украинским информационным центром «Наука. Техника. Технология» при поддержке Министерства топлива и энергетики, Государственного комитета ядерного регулирования, НАЭК «Энергоатом» и Государственного комитета по надзору за охраной труда провели международный научно-технический семинар «Повышение надежности сварных соединений при монтаже и ремонте технологического оборудования в энергетике». В семинаре приняли участие ученые и специалисты из 40 организаций и предприятий энергетики Украины и Российской Федерации — всего более 80 человек. Характерно, что основной состав участников семинара — это сотрудники научно-исследовательских и учебных институтов, специалисты тепловых и атомных электростанций, а также представители монтажных и ремонтных организаций.

На семинаре обсуждались вопросы оборудования и материалов для сварки, наплавки, резки, термообработки и ремонта оборудования и трубопроводов электростанций. Заслушаны работы по нанесению покрытий, упрочнению и восстановлению поверхностей, а также по контролю качества, технической диагностике и определению ресурса. Кроме того, большое внимание было уделено вопросам аттестации технологических процессов сварки, наплавки, резки и созданию нормативно-технической документации по сварке, термообработке и контролю качества при монтаже и ремонте оборудования электростанций. Непосредственно на семинаре был заслушан 31 доклад, общее количество докладов, опубликованных в сборнике — 40.

Следует отметить, что тематика семинара и содержание докладов отличались актуальностью. Особый интерес участники семинара проявили к технологиям ремонта турбин, парогенераторов и паровой арматуры (ОАО «Всероссийский теплотехнический научно-исследовательский институт», г. Москва, РФ; ИЭС им. Е. О. Патона, НТУУ «КПИ»; ННЦ «Харьковский физико-технический институт»; Ивановский энергетический университет, РФ; ООО «Кастолин Украина», г. Киев и др.). При этом, по мнению специалистов Украины и РФ, наиболее актуальной проблемой является технология ремонта, восстановления и упрочнения ра-

бочих и направляющих лопаток паровых и газовых турбин.

Большое внимание на семинаре было уделено проблемам сварки, термообработки и контроля качества при ремонте компонентов оборудования и элементов трубопроводов атомных энергоблоков (ОП «Атомремонтсервис» НАЭК «Энергоатом», г. Славутич; ОАО «ВНИИмонтажспецстрой», г. Москва, РФ; ИЭС им. Е. О. Патона; ОП «Ровенская АЭС и ОП «Южно-Украинская АЭС НАЭК «Энергоатом»).

Весьма интересный доклад, посвященный использованию высокоэффективных угольных энерготехнологий при создании новых котлоагрегатов для тепловых электростанций, был представлен Институтом угольных энерготехнологий НАН и Минтопэнерго Украины (г. Киев). Предложенные высокоэффективные технологии сжигания отечественных углей в значительной степени решают вопрос энергосбережения, улучшают технико-экономические показатели пылеугольных блоков, дают возможность работы в маневренном режиме и обеспечивают значительное сокращение выбросов вредных веществ в окружающую среду.

Участники семинара отметили актуальность и важность создания нормативно-технической документации в области ремонта и реконструкции основного и вспомогательного оборудования в энергетике Украины. Особо подчеркнуто недостаточное количество нормативных документов по вопросам аттестации технологических процессов сварки и термообработки.

После обсуждения докладов и общей дискуссии было решено ежегодно проводить семинар по обеспечению надежности технологического оборудования и трубопроводов в энергетике. При этом в тематику семинара предлагается включить отдельно проблему энергосбережения и организовать секцию по технологиям ремонта и восстановлению лопаток паровых и газовых турбин. Кроме того, следует приглашать к участию в семинаре разработчиков и конструкторов энергетического оборудования, а также больше ремонтных и монтажных предприятий в области энергетики. Целесообразно проведение специализированной научно-технической конференции по ремонтным технологиям в ТЭК, в частности, в области горнодобывающей и металлургической промышленности.

А. К. Царюк, канд. техн. наук



НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!



Н. П. Тригуб



В. Н. Замков



С. В. Ахонин



В. М. Кирьяков

Коллектив Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, редколлегии и редакции журналов «Автоматическая сварка» и «Современная электрометаллургия» горячо и сердечно поздравляют с присуждением Государственной премии Украины в области науки и техники за 2005 г. ведущим ученым института, заведующим отделами, докторам технических наук **Николаю Петровичу Тригубу, Вадиму Николаевичу Замкову** (посмертно), **Сергею Владимировичу Ахонину** за цикл работ по теме «Разработка физико-

металлургических и технологических основ изготовления и обработки титана и сплавов на его основе и их внедрение в промышленность Украины», а также кандидату технических наук, ведущему научному сотруднику **Виктору Михайловичу Кирьякову** за участие в работе «Исследования, разработка и внедрение технологий и конструкций маскировки для эффективной защиты объектов от современной разведки» (Указ Президента Украины № 1782/2805 от 19.12.05).

К 90-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ А. М. МАКАРЫ



31 января 2006 г. исполнилось 90 лет со дня рождения выдающегося ученого — сварщика, металловеда, металлурга, члена-корреспондента АН УССР, доктора технических наук, профессора, лауреата Государственной премии УССР и Премии им. Е. О. Патона Арсения Мартыновича Макары.

А. М. Макара родился в с. Лубянка Киевской области. Работал слесарем в Киевском областном транспортном тресте и одновременно учился на рабфаке.

В 1935 г. Е. О. Патон организовал в КПИ подготовку инженеров-сварщиков и Арсений Макара стал одним из первых студентов. Он слушал лекции В. И. Дятлова, П. П. Бушедта и других специалистов, создававших новую технику. После окончания КПИ А. М. Макара был направлен на работу в Институт электросварки.

С середины 1930-х годов особое внимание в институте уделялось улучшению качества сварных соединений и повышению производительности дуговой сварки. Е. О. Патон организовал комплексные исследования: рациональное конструирование сварных изделий, создание высокопроизводительного оборудования и основ металлургии сварочных процессов. Младший научный сотрудник Арсений Макара работал в технологическом отделе под руководством В. И. Дятлова и подключился к решению металлургических

проблем, над которыми в этот период работали специалисты во многих странах. Этому сложнейшему направлению сварочной науки он остался верен до конца жизни.

Талант исследователя проявился уже в трудных условиях работы в военные годы на «Уралвагонзаводе» в Нижнем Тагиле. По ночам, в свободное от работы на конвейере время, на одолженном осциллографе Б. Е. Патон и А. М. Макара исследовали процессы, протекающие при автоматической сварке под флюсом и доказали наличие дугового разряда. В монографии молодых ученых впервые были описаны условия разработки новых флюсов, выбор режимов, изложена теория создания автоматов для дуговой сварки. В этот же период А. М. Макара участвует в экспериментах по сварке несколькими дугами, проверяет перспективность ряда идей. Полученные результаты в последующем были развиты в высокопроизводительные технологии.

Однако главным в научной деятельности А. М. Макары стала сварка специальных сталей. Именно ему довелось закрепить приоритет Института электросварки в области создания (впервые в мире) технологии дуговой автоматической сварки броневых сталей. В 1946 г. А. М. Макара защищает кандидатскую диссертацию, а с 1948 г. возглавляет лабораторию, которая вскоре была преобразована в отдел сварки высокопрочных среднелегированных сталей.

К этому времени широкое применение сварных конструкций из сталей, особенно тех, что ранее использовались для клепаных конструкций, сдерживалось из-за склонности их к разрушениям. Единого мнения о причинах разрушения не было, высказывались различные предположения.

В 1948 г. статья А. М. Макары и Б. И. Медовара о кристаллизации сварочной ванны инициировала дискуссию, в результате которой сформировался ряд актуальных направлений развития сварочной науки. В частности, были получены уникальные результаты исследования условий кристаллизации швов при больших скоростях сварки.

А. М. Макара участвует в выполнении программы из 25 тем, выдвинутой Е. О. Патеном в 1948 г. в связи с дискуссией о сварных мостах и начинает вести еще одно научно-практическое направление — улучшение и создание новых конструкционных низколегированных сталей.

В 1952 г. А. М. Макара участвует в разработке низкокремнистых и низкомарганцовистых плавящихся флюсов, которые обеспечивают снижение вредных примесей и сдвигают порог хладноломкости легированных сталей. В отделе создаются и новые электродные проволоки. Работы А. М. Макары находят широкое применение в танко- и судостроении, в производстве строительных конструкций. В этот же период благодаря внедрению высокоскоростной многодуговой сварки решается проблема выпуска труб на заводах Харцызска и Мариуполя.

Преимущества электрошлаковых процессов не могли бы полностью реализоваться без участия А. М. Макары и сотрудников его отдела. Исследования условий возникновения трещин при сварке легированных сталей, влияния параметров режима сварки и термообработки на механические свойства соединений и ряд других работ открыли новые возможности электрошлаковой сварки сталей, из которых изготавливают конструкции мощного металлургического и энергетического оборудования, стартовых установок для баллистических ракет, корпусов подводных лодок и др. В 1964 г. А. М. Макара защищает докторскую диссертацию.

В последние годы А. М. Макара работает над созданием технологий и материалов для электродуговой, электрошлаковой, электронно-лучевой и диффузионной сварки высокопрочных и разнородных сталей, получения традиционными методами стойких против обработки перегрева сталей и их термической обработки, получения методами специальной электрометаллургии и сварки композиционных сталей. Он изучает закономерности плавления, изменения химического состава, кристаллизации металла, формирования соединений при сварке и родственных процессах, диффузии элементов в зоне соединения. Большое внимание уделяет глубоким и всесторонним исследованиям природы и механизма образования холодных трещин в сварных соединениях закаливаемых сталей, фазовых и структурных превращений при сварке.

В 1954 г. А. М. Макара назначается заместителем директора Института электросварки. Длительное время является председателем научных семинаров, членом Ученого совета института. При этом постоянно поддерживает тесную творческую связь с различными научными учреждениями и производственными предприятиями.

А. М. Макара пользовался большим уважением среди сотрудников и коллег, работать с ним было интересно. Обсуждение вопросов исследований проводилось в условиях доброжелательности, учета мнения и точки зрения не столь маститых сотрудников, чувствовалось стремление его проникнуть в глубину изучаемой проблемы. Вопросы научного и организационного характера решались им не спеша, с тщательным обдумыванием мелочей, что обеспечивало полное их выполнение. В коллективе царила атмосфера взаимного уважения, дух творчества и причастности к делу создания новых технологий. Им подготовлено свыше 15 кандидатов и докторов наук, опубликовано 8 монографий.

Арсений Мартынович остался в памяти сотрудников добрым и обаятельным человеком, не лишенным ироничности и остроумия.

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

В. В. ПАНАСЮКУ — 80



27 февраля 2006 г. исполнилось 80 лет со дня рождения директора Физико-механического института им. Г. В. Карпенко НАН Украины, академика НАН Украины, заслуженного деятеля науки и техники Украины, профессора Владимира Васильевича Панасюка.

В 1951 г. Владимир Васильевич после окончания физико-математического факультета Львовского национального университета им. Ивана Франко был направлен по распределению на работу в созданный в этом же году Институт машиноведения и автоматики АН УССР во Львове (ныне Физико-механический институт им. Г. В.

Карпенко НАН Украины). В этом институте он прошел путь от младшего научного сотрудника и аспиранта до руководителя отдела физических основ прочности материалов (с 1962 г.) и директора (с 1971 г.).

В 1954 г. В. В. Панасюк защитил кандидатскую, а в 1967 г. — докторскую диссертацию. В 1972 г. он избран членом-корреспондентом, а в 1978 г. — действительным членом АН УССР по Отделению физико-технических проблем материаловедения.

В. В. Панасюк — выдающийся украинский ученый в области механики и физики прочности материалов и конструкций, один из основателей Львовской научной школы механиков-материаловедов. Им внесен крупный вклад в формирование научных основ теории механики разрушения материалов с учетом влияния



коррозионных и водородсодержащих сред, сформулирована широко известная в мире σ_c -модель упруго-пластических тел с трещинами, построены решения новых контактных задач теории упругости.

Связанная с именем В. В. Панасюка δ_k -модель служит главным инструментом в разработке расчетных методов прогнозирования поведения в условиях эксплуатации пластичных конструкционных материалов. Концепция трещиностойкости конструкционных материалов и влияния рабочих сред на их прочность, в частности, концепция коррозионной ситуации в вершине трещины, получила научное признание мирового сообщества и способствовала развитию новых научных направлений оценки долговечности материалов и конструкций, методов определения трещиностойкости, неразрушающих методов контроля материалов.

Результаты выполненных В. В. Панасюком фундаментальных теоретических и экспериментальных исследований по проблеме напряженно-деформированного и предельного состояний, упруго-пластических тел с трещинами, физико-химической механики материалов, трещиностойкости материалов под влиянием коррозионных и водородсодержащих сред нашли применение в инженерной практике для оценки прочности и ресурса металлоконструкций, а также служили основой при создании Государственных стандартов, методических рекомендаций и справочников.

За цикл исследований по теории предельного равновесия хрупких тел с трещинами В. В. Панасюку в 1974 г. присуждена премия им. А. Н. Динника АН УССР, а в 1977 г. он удостоен звания лауреата Государственной премии УССР как соавтор комплексной разработки методов оценки работоспособности материалов и технологии повышения служебных характеристик конструкционных корпусных сталей.

Большое внимание В. В. Панасюк уделяет проблемам прочности и долговечности сварных металлоконструкций. Для оценки их остаточного ресурса разработана соответствующая модель, которая учитывает неоднородность физико-механических свойств сварных соединений и наличие остаточных напряжений. По многим вопросам, касающимся несущей способности сварных металлоконструкций, специалисты Физико-механического института плодотворно сотрудничают с учеными Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. За высокий вклад в решение проблемы обеспечения работоспособности сварных металлоконструкций В. В. Панасюк в 1994 г. удостоен Премии им. Е. О. Патона НАН Украины.

Под руководством В. В. Панасюка Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко НАН Украины стал наибольшим научно-исследовательским учреждением в Западной Украине. В институте созданы уникальная научно-экспериментальная база для решения фундаментальных научных и крупных научно-технических проблем, а также благоприятные условия для подготовки высококвалифицированных научных кадров. В настоящее время Физико-механический институт занимает передовые позиции в Украине и в мировом научном сообществе по проблеме физико-химической механики разрушения, теории коррозионно-механического разрушения и технологии защиты ме-

таллоконструкций от коррозии, информационно-измерительным системам и неразрушающего контроля свойств материала. Среди наиболее весомых фундаментальных результатов необходимо отметить создание теории деформирования и развития разрушения конструкционных материалов с учетом дефектности их структуры, пластической деформации, сложных условий нагружения, а также воздействия коррозионных и водородсодержащих сред.

В 1992 г. по инициативе и при непосредственном руководстве В. В. Панасюка было создано Украинское общество по механике разрушения материалов. Это общество, состоящее из ведущих ученых в области разрушения и прочности материалов, плодотворно работает и сегодня. В. В. Панасюк выступает инициатором и организатором проведения членами общества международных и всеукраинских конференций. Особое место среди них занимает проведенный впервые в странах Восточной Европы (г. Киев, 1993 г.) мировой научный форум — 8-я Международная конференция по механике разрушения (МКР-8). Благодаря усилиям В. В. Панасюка Украина стала полноправным членом Международного конгресса по разрушению (ICF) и Европейского общества целостности конструкций (ESIS). Свидетельством признания мировым научным сообществом огромного вклада В. В. Панасюком в науку о разрушении служит избрание его вице-президентом (1993–1997) ICF, награждение дипломом ICF и почетной медалью Гриффитса — основателя механики разрушения.

Много сил и энергии отдает В. В. Панасюк подготовке научных кадров по основным направлениям деятельности института. Им подготовлено 16 докторов и около 50 кандидатов наук.

В. В. Панасюк — автор около 500 научных работ, в том числе 15 монографий и 22 изобретений. Среди них — первая в Восточной Европе монография по проблеме механики хрупкого разрушения квазихрупких материалов (1968), переведенная на английский язык в США (1971). Цикл монографий «Физико-химическая механика разрушения материалов и целостности конструкций» был удостоен Государственной премии Украины в 1995 г., а монография «Влияние коррозионных сред на локальное разрушение металлов возле концентраторов напряжений» — Премии им. Г. В. Карпенко НАН Украины.

За весомый вклад в развитие науки и подготовку научных кадров В. В. Панасюк удостоен высоких правительственных наград.

Неустанная энергия, широкий кругозор, глубина знаний, постоянное желание щедро поделиться накопленным опытом, научная объективность, простота и доброжелательность снискали Владимиру Васильевичу искреннее уважение коллег и высокий авторитет.

Сердечно поздравляем Владимира Васильевича Панасюка с 80-летием со дня рождения и желаем ему крепкого здоровья, счастья и новых творческих свершений.

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

В. А. ТРОИЦКОМУ — 70



21 февраля 2006 г. исполнилось 70 лет доктору технических наук, профессору Владимиру Александровичу Троицкому — руководителю одного из ведущих отделов Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. Свою научную деятельность он начал в 1958 г. после окончания с отличием Московского электро-

механического института. В первые годы инженерной и научной деятельности он занимался различными электромагнитными устройствами. В 1961 г. впервые начал использовать магнитодиэлектрики в низкочастотной технике. Это научное направление радикально изменило технологию производства некоторых электрических машин (например, серия «Украина», выпускаемая на ХЭМЗ и др.), реакторов и других устройств. По проблеме низкочастотных магнитодиэлектриков В. А. Троицкий защитил кандидатскую диссертацию, получил много авторских свидетельств, написал три книги, 26 статей в ведущих научных журналах, включая зарубежные. Начиная с 1964 г. В. А. Троицкий плодотворно занимается различными электромагнитными вопросами сварочной техники. В этот период им разработаны теоретические основы принципа амплитудного регулирования, получившего название магнитной коммутации, методики расчета различных сварочных источников питания, созданы сварочные источники с ускоренными переходами тока через нулевое значение, резонансные источники сварочного тока. Результаты исследований были обобщены В. А. Троицким в докторской диссертации (1973 г.). Созданное в этот же период под руководством В. А. Троицкого оборудование было освоено на 12 предприятиях СССР.

С 1976 г. В. А. Троицкий руководит отделом «Не разрушающих методов контроля качества сварных соединений». В отделе представлены все основные физические методы (радиационные, магнитные, акустические, капиллярные, вихретоковые, тепловые и т. п.). При отделе функционируют Аттестационный центр неразрушающего контроля (НК), Центр сертификации персонала УО НКТД и штаб-квартира Украинского общества неразрушающего контроля и технической диагностики, что содействует быстрому внедрению разработок научного отдела.

В. А. Троицким созданы теоретические основы намагничивания сложных магнитных цепей, возникающих при магнитных видах НК, сформулированы условия, ограничивающие возможности магнитных методов с учетом геометрии детали, форм частиц магнитного порошка. Впервые магнитная суспензия представлена как магнитодиэлектрик. Под его руковод-

ством разработана и внедрена в различных отраслях промышленности гамма магнитных дефектоскопов, три из которых выпускается серийно. Это широко известные магэксы. Результаты этих работ обобщены в монографии «Магнитопорошковый контроль сварных соединений и деталей машин». На протяжении 30 лет им ведется разработка концепций систем и организации служб НК на разных заводах, в том числе на трубопрокатных и машиностроительных. Так, системы НК, внедренные на Харьцызском, Выксунском и других трубных заводах, на многих машиностроительных предприятиях, включают участки рентгеновского, магнитного, ультразвукового, визуального контроля, работающие по определенной логике.

Под руководством В. А. Троицкого созданы уникальные методики и приборы для неординарных задач дефектоскопии таких, как УЗК продольных и кольцевых швов с раздельной фиксацией дефектов шва и зон термического влияния, с точным слежением за осью сварных швов; УЗК ванной сварки арматуры, способы для послойного контроля толстостенных конструкций, тренажеры различных систем для подготовки операторов УЗ контроля, устройства для запоминания и анализа результатов УЗК; внедрены ультразвуковые методы TOFD, SAFT для точного определения размеров внутренних дефектов, основанные на использовании дифрагированных волн и математических методов построения искусственных апертур, УЗ методики и устройства для нахождения дефектов типа матовых пятен и оксидных пленок, не имеющих раскрытия (объема), являющихся предвестниками будущих усталостных трещин.

Под руководством В. А. Троицкого созданы комплексы для цифровой радиографии, так называемые рабочие места рентгенолога для обработки и архивации *R*-информации, улучшения качества *R*-изображений, документирования результатов *R*-контроля; им разработана методика диагностики тел вращения (труб, реакторов и т. п.) без снятия изоляции так называемый метод тангенциального просвечивания.

В. А. Троицкий является членом многих обществ НКТД мира, в том числе Германии, России, Англии, США и др. Он активно работает во Всемирном конгрессе (ISNDT) и в Европейской федерации (EFNDT), принимает участие в подготовке специалистов по линии МАГАТЭ, занимается гармонизацией правил аттестации персонала НК. Принимал участие в подготовке и гармонизации более 30 стандартов по проблеме НК качества.

Институт электросварки, редколлегия и редакция журнала «Автоматическая сварка» сердечно поздравляют Владимира Александровича с юбилеем, желают ему доброго здоровья и успехов в его многогранной научной деятельности.

К 45-ЛЕТИЮ КОМИТЕТА ПАЙКИ СЕКЦИИ СВАРКИ ЦП НТО «МАШПРОМ»

Научно-технический прогресс во второй половине прошлого столетия неразрывно связан с разработкой и созданием новой техники в различных отраслях промышленности: авиакосмической, энергетической, электронной, судо- и машиностроении и т. п.

Развитию технологии пайки в 1960-х годах как ресурсосберегающего и высокопроизводительного процесса способствовали работы ученых высших учебных заведений, академических и отраслевых НИИ: МВТУ им. Н. Э. Баумана (ныне МГТУ), МАТИ им. К. Э. Циолковского (ныне РГТУ «МАТИ»), ВИАМ (ныне ФГУП «ВИАМ»), ИЭС им. Е. О. Патона, ВВИА им. профессора Н. Е. Жуковского, МИИГА (ныне МГАТУ ГА), НКИ им. адмирала С. О. Макарова (ныне НУК) и др., а также ученых и специалистов НИИ, производственных предприятий, объединений и КБ авиационной, судостроительной и энергетической промышленности: НИТМ (ныне ГП НПО «Техномаш»), НИИД (ныне филиал ФГУП МПП «Салют»), ММЗ «Сатурн» (ныне ОАО «А. Люлька-Сатурн»), СПБ «Машпроект» и ЮТЗ «Заря» (ныне ТП НПКГ «ЗоряМашпроект»), НИАТ (ныне ОАО «НИАТ»), КМПО «Труд» (ныне «СНТК им. Н. Д. Кузнецова»), МПП «Салют» (ныне ФГКП МПП «Салют»), НПО «Прометей» (ныне ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей»), Ленинградских предприятий ЛЗТЛ, ЛМЗ и НПО ЦКТИ им. И. И. Ползунова (ныне филиалы под тем же названием, входящие в ОАО «Силовые Машины»).

Результаты научно-исследовательских, проектно-конструкторских и прикладных работ в области создания новых технологий, оборудования и материалов для пайки черных и цветных металлов, специальных сплавов, композиционных материалов и нанесения защитных покрытий на детали и узлы горячего тракта ГТД различного назначения широко известны научной общественности и производителям не только в Украине и России, но и в дальнем зарубежье. Это работы Б. Е. Патона, Б. А. Мовчана, С. Н. Лоцманова, В. П. Фролова, И. Е. Петрунина, Г. А. Николаева, Г. Д. Никифорова, Ю. В. Найдича, В. Ф. Хорунова, Р. Е. Есенберлина, И. И. Ильевского, О. П. Шлыкова, С. В. Лашко, В. Ф. Квасницкого, А. А. Алова, Б. Н. Перевезенцева, А. Ю. Краснопецева, А. А. Россопинского, Л. Л. Гржимальского, И. Ю. Марковой, Ю. Н. Маркина, А. Ф. Нестерова, В. С. Новосадова, В. А. Гейкина, И. П. Ключникова, О. А. Барабановой, В. М. Неровного, В. М. Ямпольского, М. И. Чекунова, Ю. М. Прохорова, И. Н. Пашкова, В. А. Ермолова, Н. М. Петренко, А. В. Козякова, С. В. Максимовой, Л. Г. Пузрина, Ю. С. Долгова, Ю. И. Березникова, Ф. Л. Конопелько, А. Я. Куфайкина, Ю. В. Горбатского, Е. И. Чулкова, В. К. Ерошева, А. И. Губина, Н. С. Баранова, Ю. Ф. Шейна, В. П. Плаунова, В. Н. Семенова, Н. Н. Сирченко, И. К. Склярова, Л. С. Лантушенко, В. А. Горохова, Е. И. Строчай, В. С. Рыльникова, Г. Н. Стрекалова, Н. Д. Кузнецова, С. Т. Кишкина, И. С. Малашенко, Ю. А. Тамарина и многих других.

К 1970-м годам научные школы в области пайки материалов подготовили более 50-ти высококвалифицированных специалистов-паяльщи-

ОРГАНИЗАТОРЫ КОМИТЕТА ПАЙКИ СЕКЦИИ СВАРКИ НТО «МАШПРОМ»



С.Н.Лоцманов



В.П.Фролов



И.Е.Петрунин



Р.Е.Есенберлин



И.И.Ильевский



О.П.Шлыков

ков кандидатов технических наук и около десяти докторов технических наук, что обеспечило рост научного потенциала в этой области. Известный еще в древние времена технологический процесс соединения металлов пайкой, позволил создать сотни шедевров, украшающих музеи многих стран мира. Вторая половина прошлого столетия, характеризующаяся бурным научно-техническим прогрессом во многих отраслях промышленности, дала импульс для развития новых технологических процессов пайки при создании изделий новой техники. Разработки неизвестных ранее новейших технологий в авиационной, космической, машиностроительной и ядерной технике и высокая эффективность их применения поставили перед паяльщиками страны задачу координации работ в области пайки изделий новой техники.

15–16 декабря 1960 г. в Московском политехническом музее под эгидой ЦП НТО «Машпром» было заслушано 17 докладов специалистов по пайке в ведущих отраслях страны. В принятом «Решении...», вышедшем в виде брошюры, среди других задач был поставлен вопрос о создании государственного НИИ пайки современных и перспективных конструкционных материалов (полупроводников, керамики, графита, стекла, специальных сплавов, стратегических и тугоплавких материалов). Его создание поддержал в беседе с С. Н. Лоцмановым академик Б. Е. Патон как логическую и обоснованную задачу. В 1961 г. по предложению инициативной группы в составе С. Н. Лоцманова, В. П. Фролова, И. Е. Петрунина, Р. Е. Есенберлина, И. И. Ильевского и О. П. Шлыкова был создан Комитет пайки секции сварки НТО «Машпром» при Московском доме научно-технической пропаганды. Председателем комитета стал С. Н. Лоцманов, а его заместителем — В. П. Фролов, который с 1973 г. возглавил этот комитет. Отличительной чертой обоих руководителей комитета является безграничная преданность делу, постоянное стремление поднять пайку на уровень современной науки, объединение научных и производственных сил паяльщиков по разработке и внедрению в промышленность новых технологий пайки, широкая пропаганда новейших достижений, разработка и практическое осуществление долгосрочной программы работы комитета.



С. Н. Лоцманов и В. П. Фролов за обсуждением плана очередной научно-технической конференции по пайке (ноябрь 1979 г.)



Участники семинара по пайке: *слева направо: 1-й ряд* — С. С. Бакулин, Ю. Ф. Шейн, И. Ю. Маркова, Р. Е. Ковалевский; *2-й ряд* — Н. В. Кургузов, И. И. Ильина, И. Е. Петрунин, В. П. Фролов, И. Н. Иванов, Л. С. Лантушенко, А. Ю. Краснопевцев; *3-й ряд* — Б. В. Рыбкин, Ф. Л. Конопелько, Ю. И. Березников, В. Ф. Хорунов, В. П. Плаунов (ноябрь, 2004 г., Москва)

За 45-летнюю историю существования Комитета пайки было проведено около 50-ти совещаний, семинаров и научно-технических конференций, на которых рассмотрены вопросы технологии пайки современных конструкционных материалов, разработки новых припоев, флюсов и паст для пайки, методов вакуумного, автовакуумного, печного и радиационного локального нагрева, создания новых технологических процессов с применением давления и контейнеров, пайки-сварки и т. п. Весьма обширна тематика конференций: современное состояние и перспективы развития пайки, пайки в создании современной техники, новые достижения в области пайки, прогрессивные методы пайки и т. д. Цель этих конференций довести результаты последних научно-технических и прикладных работ до широкого круга специалистов-паяльщиков.

Проведенные под эгидой этого комитета научно-технические конференции, семинары и симпозиумы, обмен опытом, публикации результатов научно-исследовательских работ в ведущих профильных журналах и специальных изданиях позволили консолидировать научные кадры страны в области пайки и обеспечить рост научно-технического потенциала в области пайки во многих отраслях промышленности, в том числе и в области ремонтных технологий изделий гражданской и оборонной техники.

Большая заслуга в этом деле принадлежит бессменному председателю комитета пайки В. П. Фролову, юбилей которого научная общественность отметила в 2004 г.

Имея богатый педагогический опыт работы он умеет удивительным образом видеть всхожесть научных зерен, гарантирующий дальнейшее развитие научно-технического и экономического потенциала в области пайки. В. П. Фролов достойно продолжает дело своих учителей и соратников С. Н. Лоцманова и С. М. Белоцерковского.

А. М. Жадкевич, инж.

ВНИМАНИЮ СПЕЦИАЛИСТОВ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА

НТК «ИЭС им. Е. О. Патона» НАН Украины организывает в рамках научного туризма коллективные деловые поездки с целью участия в международных профильных выставках или их посещением.

Ниже представлен перечень международных выставок по сварке и родственным технологиям на 2006 г., которые Вы сможете посетить.

Ваши предложения необходимо отправить по факсу (044) 2895529 или по E-mail: Gurehidze@ntk.in.ua или Proskudin@ntk.in.ua.

В случае Вашей заинтересованности Вам будет направлена более подробная информация о конкретной выставке и форма заявки на участие в ней.

| № п/п | Название выставки | Экспозиции | Место проведения, дата |
|-------|--|--|---|
| 1 | Middle East Electricity-2006 Международная выставка по электроэнергетике | Энергетика, сварка, нефтегазовая и нефтехимическая, газовая промышленность. Новые технологии. Сжиженный газ. Химия. Приборы сенсоры, датчики. Лабораторное и аналитическое оборудование. Контрольное оборудование. Автоматика. | ОАЭ, г. Дубай 05-08.02.2006 |
| 2 | SOUNDAGE-2006 Специализированная выставка сварочного оборудования и технологий | Сварка. Телекоммуникации, информатика, связь. Экология. Метизное, проволочно-канатное производство. Оборудование для сварки и пайки, станки, роботы, технологии автоматизации, расходимые материалы для сварки различных видов и т. д. | Франция, г. Париж 27-31.03.2006 |
| 3 | «WIN-2006» «Мир промышленности-2006» Международные выставки «Сварка. Родственные технологии», «Трубопроводный транспорт» | Сварка, автоматика, электротехника, машиностроение, обработка материалов, химия, гидравлика и пневматика Сварка и родственные технологии | Турция, г. Стамбул 16-19.03.2006 Украина, г. Киев 10-13.04.2006 |
| 4 | Zavarivanje-2006 Международная выставка технологий и оборудования для сварки | Сварка и родственные технологии | Хорватия, г. Загреб 25-27.04.2006 |
| 5 | Международная выставка по сварке | Сварка и родственные технологии | Малайзия, г. Куала-Лумпур 03-07.05.2006 |
| 6 | Международная сварочная выставка | Сварка и родственные технологии | Таиланд, г. Бангкок 10-14.05.2006 |
| 7 | WELDEX-2006 Крупнейшая международная специализированная выставка сварки, резки и производство металлов | Сварка, телекоммуникации, информатика, связь, безопасность, защита, охрана труда | Великобритания, г. Бермингем 15-18.05.2006 |
| 8 | Vačenje in rezanje-2006 Выставка сварки и резки | Сварка | Словения, г. Селье 16-19.05.2006 |
| 9 | WELDING-2006 Сварка-2006 | Сварка, машиностроение | Чехия, г. Брно 16-19.05.2006 |
| 10 | Wire Expo-2006 Выставка кабельно-проводниковой промышленности США | Сварка. Метизное, проволочно-канатное производство | США г. Бостон 20-24.05.2006 |
| 11 | Международная выставка по сварке | Сварка и родственные технологии | Индонезия, г. Сурабая 07-10.06.2006 |
| 12 | Beijing Essen Welding-2006 Международная выставка сварки и резки-2006 | Сварка | Китай, г. Пекин 28.06-01.07.2006 |
| 13 | Trade Fair for Joining Welding Technology Выставка сварочных и соединительных технологий | Сварка. Системы и оборудование, материалы и аксессуары для различных направлений | Германия, г. Штутгарт 19-23.09.2006 |

| № п/п | Название выставки | Экспозиции | Место проведения, дата |
|-------|---|--|---|
| 14 | Weld Expo Canada Международная выставка по сварке | Сварка, машиностроение | Канада, г. Торонто 26-28.09.2006 |
| 15 | METAL WORKING CHINA Международная выставка по металлообработке | Машиностроение, сварка, подшипники, шестерни, детали станков | Китай, г. Шанхай 10-13.10.2006 |
| 16 | VIENNA-TEC 2006 Международная выставка «ВЕНАТЕХ-2006» | Сварка, машиностроение | Австрия, г. Вена 10-13.10.2006 |
| 17 | Международная сварочная выставка | Сварка и родственные технологии | Финляндия, г. Тампере 08-10.11.2006 |

Уважаемые коллеги!

Приглашаем Вас в Санкт-Петербург
на научно-практический семинар

**«ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ
ДЛЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
МАТЕРИАЛОВ ВЫСОКОКОНЦЕНТРИ-
РОВАННЫМИ ИСТОЧНИКАМИ ЭНЕРГИИ
(лазер, электронный луч)»**

место и время
проведения:

**20-22
февраля
2006 года**

**Санкт-Петербург
Институт сварки России**

Цель семинара: ознакомление участников
с опытом сегодняшнего использования
лучевых технологий, перспективами
их развития и создания нового поколения
технологических комплексов.

Контактные телефоны:
(812) 245-03-08
(812) 596-33-20
(812) 333-25-70

ПРЕДЛАГАЮТСЯ ИЗДАНИЯ ИЭС им. Е. О. ПАТОНА НАН УКРАИНЫ

Книги ❖ Монографии ❖ Труды конференций



- Ryabov V.R., Dobrushin L.D., Jung-Gi Moon. Welding of Bimetals. – 2003. – 130 p., format 140×200 mm, 100 грн./720 руб./38\$*.
- Lysak V.I., Kuzmin S.V. Explosive Welding of Metal Layered Composite Materials. – 2003. – 118 p., format 140×200 mm, 100 грн./720 руб./38\$.
- Juttner B., Vasenin Yu.L. Cathodic Processes of the Metal Vapor Arc. – 2003. – 68 p., format 140×200 mm, 100 грн./720 руб./38\$.
- Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. докл. Междунар. конф., 16–20 сент. 2002 г., пос. Кацивели, Крым / Под ред. проф. В.И. Махненко. – 266 с., формат 200×290 мм, 100 грн./720 руб./38\$.
- Laser Technologies in Welding and Materials Processing: Сб. докл. Междунар. конф., 19–23 мая 2003 г., пос. Кацивели, Крым / Под ред. проф. В. С. Коваленко. – 2003. – 256 с., формат 200×290 мм (англ. яз.), 100 грн./720 руб./38\$.
- Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. докл. Второй Междунар. конф., 13–17 сент. 2004 г., пос. Кацивели, Крым / Под ред. проф. В.И. Махненко. – 256 с., формат 200×290 мм, 100 грн./720 руб./38\$.
- Контактная сварка и другие виды сварки давлением: Сборник. Содержит подборку статей, опубликованных в журнале «Автоматическая сварка» за 2001–2005 гг., по проблемам различных видов сварки давлением. – 2005. – 128 с., мягкий переплет, формат 200×297 мм, 75 грн./720 руб./38\$.
- Трубопроводный транспорт: Сборник. Содержит подборку статей, опубликованных в журналах «Автоматическая сварка» и «Техническая диагностика и неразрушающий контроль» за 2001–2005 гг., по проблемам трубопроводного транспорта. – 2005. – 178 с., мягкий переплет, формат 200×297 мм, 75 грн./720 руб./38\$.
- КАТАЛОГ. Технологии. Материалы. Оборудование. Содержит информацию о разработанных в последние годы в ИЭС технологиях, материалах и оборудовании для сварки, резки, наплавки, пайки, нанесения защитных покрытий и других родственных процессов, предлагаемых для коммерческой реализации. – 2005. – 260 с., мягкий переплет, формат 200×297 мм, 100 грн./960 руб./50\$.
- ТИТАН: технологии, оборудование, производство: Сборник. Содержит подборку статей, опубликованных в журналах «Современная электрометаллургия» и «Автоматическая сварка» за 2001–2004 гг., по электрометаллургии и сварке титана и его сплавов. – 2005. – 196 с., мягкий переплет, формат 200×297 мм, 100 грн./960 руб./50\$.
- Письменный А. С. Индукционный нагрев при сварке и родственных технологиях. – 2005. – 140 с. – формат 140×200 мм, мягкий переплет, 25 грн./240 руб./20\$.
- Гаращук В.П. Вступ до фізики лазерів. – 2005. – 244 с. – формат 140×200 мм, мягкий переплет, 40 грн./360 руб./38\$.
- Сборник докладов Второй международной конференции «Laser Technologies in Welding and Materials Processing» (23–27 мая 2005 г., пос. Кацивели, Крым) / Под ред. проф. В. С. Коваленко. – 2005. – 246 с., формат 200×290 мм (англ. яз.), 100 грн./720 руб./38\$.
- Makhnenko V. I., Pochynok V. E. Strength Calculation of Welded Joints with Adjacent Sharp Cavities (англ. яз.). – 2006. – 266 с. – формат 165×235 мм, твердый переплет, 250 грн./2250 руб./90\$.
- Kononenko V. Ya. Technologies of Underwater Wet Welding and Cutting. – 2006. – 140 с. – формат 142×200 мм, мягкий переплет, 100 грн./900 руб./40\$.

По вопросам заказа изданий следует обращаться
в редакцию журнала «Автоматическая сварка»
Тел./факс: (38044) 271 24 03, 529 26 23, 528 04 86
E-mail: journal@paton.kiev.ua

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