



РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. ПАТОН

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

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

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

УЧРЕДИТЕЛИ:

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

ИЗДАТЕЛЬ:

Международная ассоциация
«Сварка»

Адрес редакции:

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

Редакторы:

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

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788
от 09.01.2001

**Журнал входит в перечни
утвержденных ВАК Украины
и Российской Федерации изданий
для публикации трудов
соискателей ученых степеней**

За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет

Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ

НОВОСТИ 3

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Коваленко Д. В., Павляк Д. А., Судник В. А., Коваленко И. В. Адекватность термогидродинамической модели сквозного проплавления при сварке ТИГ и А-ТИГ никелевого сплава NIMONIC-75 5
Махненко В. И., Бут В. С., Козлитина С. С., Дзюбак Л. И., Олейник О. И. Оптимальное снижение рабочего давления в трубопроводе при ремонте наплавкой участков утонения 10
Радкевич И. А., Шваб С. Л., Прилуцкий В. П., Ахонин С. В. Особенности управления дугой внешним магнитным полем (Обзор) 14
Покляцкий А. Г., Чайка А. А., Ключков И. Н., Яворская М. Р. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов различных систем легирования 18
Максимова С. В., Хорунов В. Ф., Шонин В. А. Механические свойства паяных соединений дисперсно-упрочненного медного сплава 23
Борисова А. Л., Туник А. Ю., Адеева Л. И., Грищенко А. В., Цымба-листая Т. В., Коломыцев М. В. Многослойные теплозащитные плазменные покрытия $ZrO_2-NiCrAlY$ 29

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Шелягин В. Д., Хаскин В. Ю., Бернацкий А. В., Сиора А. В. Перспективы применения лазерной и гибридной технологий сварки сталей для повышения эксплуатационного ресурса трубопроводов 37
Кныш В. В., Соловей С. А., Кузьменко А. З. Повышение циклической долговечности сварных соединений с накопленными усталостными повреждениями высокочастотной проковкой 41
Лебедев В. А. Тенденции развития механизированной сварки с управляемым переносом электродного металла (Обзор) 45

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Бондарев А. А., Тюрин Ю. Н., Дуда И. М., Погребняк А. Д. Свойства покрытий $Al_2O_3+Cr+TiN$ после электронно-лучевой обработки 54
По страницам журнала «Welding Journal» 2009, № 11/12 56
Новая книга 17

ХРОНИКА

Международный симпозиум в Черногории 60
Украинско-немецкий семинар «Плазменные и электронно-лучевые технологии защитных покрытий» 61
63-я Международная ассамблея Международного института сварки 62
Памяти В. Н. Бернадского 65

ИНФОРМАЦИЯ 66

Avtomaticheskaya Svarka

№ 10 (690)
October 2010
Published since 1948

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B. E. PATON

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

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

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

FOUNDERS:

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

PUBLISHER:

International Association «Welding»

Address of Editorial Board:

11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 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. Yushina
Electron galley:
I. R. Naumova,

I. V. Petushkov, A. I. Sulima

State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001

All rights reserved

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

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

CONTENTS

NEWS 3

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Kovalenko D. V., Pavlyak D. A., Sudnik V. A., Kovalenko I. V. Adequacy of thermal hydrodynamic model of through penetration in TIG and A-TIG welding of nickel alloy NIMONIC-75 5
Makhnenko V. I., Boot V. S., Kozlitina S. S., Dzyubak L. I., Olejnik O. I. Optimum reduction of operating pressure in pipeline in hard-facing repair of thinning areas 10
Radkevich I. A., Shvab S. L., Prilutsky V. P., Akhonin S. V. Specifics of arc control by external magnetic field (Review) 14
Poklyatsky A. G., Chaika A. A., Klochkov I. N., Yavorskaya M. R. Friction stir welding of aluminium alloys of different systems of alloying 18
Maksimova S. V., Khorunov V. F., Shonin V. A. Mechanical properties of brazed joints of dispersion-strengthened copper alloy 23
Borisova A. L., Tunik A. Yu., Adeeva L. I., Grishchenko A. V., Tsymbalistaya T. V., Kolomytsev M. V. Multi-layer heat protective plasma coatings ZrO₂-NiCrAlY 29

INDUSTRIAL

Shelyagin V. D., Khaskin V. Yu., Bernatsky A. V., Siora A. V. Prospects of application of laser and hybrid technologies of welding steels for improving the service life of pipelines 37
Knysh V. V., Solovej S. A., Kuzmenko A. Z. Improvement of cyclic life of welded joints with accumulated fatigue damages by using the high-frequency peening 41
Lebedev V. A. Tendencies of development of mechanized welding with controllable electrode metal transfer (Review) 45

BRIEF INFORMATION

Bondarev A. A., Tyurin Yu. N., Duda I. M., Pogrebnyak A. D. Properties of coatings Al₂O₃+Cr+TiN after electron beam treatment 54
Review of «Welding Journal» No.11/12, 2009 56
New book 17

NEWS

International Symposium in Montenegro 60
Ukrainian-German Seminar «Plasma and electron beam technologies of protective coatings» 61
63rd International Congress of IIW 62
In memory of V. N. Bernadsky 65

INFORMATION 66

*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.*



УДК 621.791.75.037

АДЕКВАТНОСТЬ ТЕРМОГИДРОДИНАМИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ СКВОЗНОГО ПРОПЛАВЛЕНИЯ ПРИ ТИГ И А-ТИГ СВАРКЕ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА NIMONIC-75*

Д. В. КОВАЛЕНКО¹, инж., Д. А. ПАВЛЯК², инж., В. А. СУДНИК², д-р техн. наук, И. В. КОВАЛЕНКО¹, инж.
(¹ Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины; ² Тульский гос. ун-т, РФ)

Представлены результаты экспериментов по формированию шва при сварке ТИГ и А-ТИГ сплава Nimonic-75 и компьютерной имитации влияния конвекции расплава на форму шва в виде «песочных часов». Эксперименты выполнены с применением активирующего флюса PATIG Nim-75-A и без него на пластинах толщиной 3,15 мм. Адекватность модели оценивали путем сопоставления размеров реальных и имитационных шлифов. Проанализированы причины рециркуляционных течений. Выявлено совпадение экспериментальных и расчетных данных.

Ключевые слова: сварка ТИГ и А-ТИГ, никелевый сплав, проплавление, математическая модель, адекватность математической модели

Положительные результаты, связанные с резким увеличением глубины проплавления при нанесении активирующего флюса на поверхность свариваемого металла при сварке ТИГ (способ А-ТИГ) титана, полученные в Институте электросварки им. Е. О. Патона [1, 2], стимулировали исследования по контрагированию столба дуги при сварке ТИГ сталей и других материалов [3–5].

Начало исследованиям конвекции при сварке положила работа [6], посвященная влиянию поверхностно-активных веществ на глубину проплавления. В работе [7] экспериментально подтверждены положения [6] о ключевом факторе глубины проплавления — изменении знака температурного коэффициента поверхностного натяжения $d\sigma/dT$ с отрицательного на положительный. Введение поверхностно-активных веществ понижает поверхностное натяжение при температуре плавления, а значения коэффициента $d\sigma/dT$ становятся положительными. Но при повышении температуры до 1900 °С поверхностное натяжение достигает значений, характерных для чистого металла с максимумом при критической температуре, а значения коэффициента $d\sigma/dT$ снова становятся отрицательными, как и для чистого металла.

Первая в мире двухмерная модель конвекции сварочной ванны [8], созданная в 1983 г., теоретически подтвердила положения работы [6] и показала, что силы поверхностного натяжения Ма-

рангони являются доминирующими и вместе с электромагнитными силами Лоренца — ответственными за появление двойных вихревых областей. Позднее установлено [9], что знак термokonцентрационной зависимости поверхностного натяжения и его значения определяют направление конвективного теплопереноса под дугу и количество вихрей. Моделирование роли электромагнитных сил в процессе сварки А-ТИГ продолжается, и до сих пор не определена природа механизма этого явления. Установлено, что сжатие дуги не влияет на проплавление аустенитных сталей, но должно учитываться как вспомогательный фактор [10, 11]. При этом доказано, что электромагнитная конвекция способствует глубокому проплавлению [12] и центростремительная составляющая электромагнитной силы является доминирующим фактором проплавления [13]. Опубликованные результаты представлены только для простейшего осесимметричного случая стационарного источника тепла несквозного проплавления на неподвижном изделии из аустенитной стали.

Технология сварки А-ТИГ никелевого сплава Nimonic-75 впервые была опробована в ИЭС им. Е. О. Патона [14]. Она основана на использовании короткой (1,5 мм) дуги и активирующего флюса PATIG Nim-75-A, содержащего фториды и оксиды металлов. Фториды способствуют контракции дуги [5] и влияют на развитие в ней физических процессов [15, 16]. С помощью фторидных флюсов можно сваривать титановые листы толщиной до 8 мм [17, 18]. Коллективом ученых во главе с Б. Е. Патоном [19] разработана теоретическая модель контракции дуги фторидными флюсами. Так, для фторида натрия NaF на сварочном токе $I_{св} = 100$ А получено значение радиуса анодного пятна $r_a \approx 1,5$ мм.

* Публикуется по материалам доклада, представленного на V Международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных технологиях» (25–28 мая 2010 г., пос. Кацивели, Крым).



Рис. 1. Макрошлифы поперечных сечений швов с полным проплавлением, выполненных на сплаве Nimonic-75 сваркой А-ТИГ на $I_{\text{св}} = 100$ А (а) и сваркой ТИГ на $I_{\text{св}} = 180$ А (б) при одинаковой (200 мм/мин) скорости сварки

Другой никелевый сплав Nimonic-263 сваривали по слою отдельных оксидов титана и их смесей, процесс сварки моделировали с помощью программы «PHOENICS» [20]. Результаты вычислений отличались от полученных экспериментальных данных.

В последнее время компьютерное моделирование становится основным методом научных исследований. Перед разработчиками программных кодов и экспериментаторами, использующими такие программы, стоит вопрос: как должна быть оценена ошибка результатов моделирования? Компьютерная имитация заканчивается прогнозом результата сварки, наиболее важной характеристикой прогноза является доверительный уровень. Согласно работе [2] ошибка прогноза представляется векторной суммой ошибок имитации и эксперимента с учетом нормального случайного распределения данных. Значимость несоответствия результатов имитации (прогноза) экспериментальным данным определяется по статистическим критериям, например, при сравнении дисперсий по критерию Фишера [21] или при неизвестной дисперсии (что часто имеет место на практике) по критерию Стьюдента [22].

Целью настоящей работы является сравнение экспериментальной формы шва, выполненного на сплаве Nimonic-75 сваркой ТИГ и А-ТИГ со сквозным проплавлением с имитационной формой, а также анализ влияния конвекции расплава на форму шва.

Экспериментальные исследования. Их проводили автоматической сваркой на весу стыковых соединений пластин из никелевого сплава Nimonic-75 толщиной 3,15 мм и размером 2005 20 мм. Химический состав исследуемого сплава согласно [23] следующий, мас. %: 0,14 С; 0,14 Si; 0,39 Mn; 21,0 Cr; 3,4 Fe; 0,28 Ti; 0,05 Cu; 0,001 S; 0,008 P; 0,0175 O; Ni — основа.

Использовали неплавящийся вольфрамовый электрод с 2 мас. % Th диаметром 2,1 мм, с углом

заточки 30° и притуплением 0,5...0,8 мм. В качестве защитного газа (расход 10 л/мин), а также для поддува (расход 2 л/мин) применяли аргон с содержанием примесей не более 0,1 мас. %. Сварку выполняли на сварочном источнике питания ВСВУ-315. Эксперименты проводили с применением аэрозольного активирующего флюса (активатора) PATIG Nim-75-A и без него на токе $I_{\text{св}} = 40...240$ А, длина дуги составляла 1...4 мм, скорость сварки $v_{\text{св}} = 50...500$ мм/мин.

В каждом опыте на поверхность пластины наносили равномерный слой активатора толщиной 80...100 мкм. В процессе экспериментов контролировали сварочный ток, напряжение на дуге и скорость сварки. После сварки изготавливали макрошлифы и производили замеры геометрических размеров швов и визуальную оценку качества их формирования.

На рис. 1 показаны поперечные сечения швов с полным проплавлением, выполненных на сплаве Nimonic-75 при одинаковой (200 мм/мин) скорости сварки на $I_{\text{св}} = 100$ (сварка А-ТИГ) и 180 А (сварка ТИГ). Как видно из рисунка, при сварке А-ТИГ для полного проплавления шва можно уменьшить сварочный ток и тепловложение почти в 2 раза по сравнению со сваркой ТИГ.

На рис. 2 представлены макрошлифы шва, выполненного сваркой А-ТИГ, которые вырезаны из разных мест образца из сплава Nimonic-75 по его длине — в начале (рис. 2, а), середине (рис. 2, б) и конце (2, в) ($I_{\text{св}} = 100$ А, напряжение на дуге $U_d = 10$ В, длина дуги 1,5 мм, $v_{\text{св}} = 200$ мм/мин). На рисунке хорошо виден разброс формы и размеров шва по его ширине, что вызвано некоторой нестабильностью формирования шва при сварке с полным проплавлением на весу.

Имитация процессов сварки. Термогидродинамическая модель сквозного проплавления, разработанная в ТулГУ, построена на основе уравнений энергии, движения Навье–Стокса и неразрывности с соответствующими граничными условиями, учитывающими особенности сварки ТИГ и А-ТИГ. Она используется для имитации рассматриваемых процессов.

Теплофизические свойства сплава Nimonic-75 изучены лишь при комнатной температуре [23]. Аналогом указанному сплаву в России является никелевый сплав ХН55ВМТКУ, в США — Inconel-718 [24], в Германии — Nicrofer 2520-alloy 75 [25]. Температурные зависимости теплофизи-

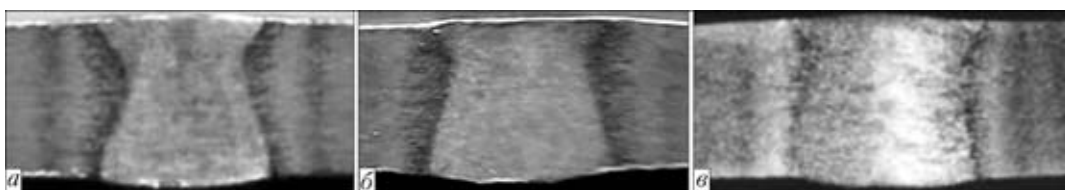


Рис. 2. Макрошлифы поперечного сечения шва, выполненного на сплаве Nimonic-75 сваркой А-ТИГ: а–в см. в тексте

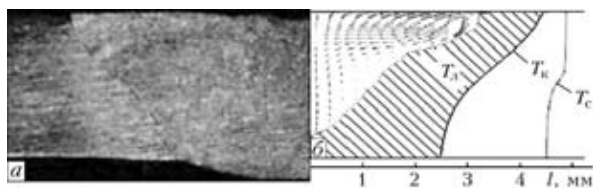


Рис. 3. Экспериментальное (а) и расчетное (б) сечение швов, выполненных сваркой ТИГ на $I_{св} = 180$ А

ческих свойств сплавов Inconel-718 и Nicrofer 2520-alloy 75 известны из работ [24, 25], их сравнение с реперными точками сплава Nimonic-75 показывает хорошее соответствие.

Для процесса сварки ТИГ принимали следующие исходные параметры режима: $I_{св} = 180$ А, $U = 9$ В, длина дуги 1,5 мм, КПД короткой дуги 94 %, $v_{св} = 200$ мм/мин, температурный коэффициент поверхностного натяжения $-0,017$ Н/(см·К) [24], радиусы электрического и теплового пятна соответственно 5,1 и 6,8 мм.

Расчетная максимальная температура сварочной ванны $T_{max} = 1780$ °С, расчетная ширина шва — 8,87 мм, экспериментальная — 10,5 мм, расчетная ширина проплавления — 5 мм, экспериментальная — 0...5 мм. Нестабильность ширины проплавления в эксперименте объясняется выбором режима в области перехода от неполного ($I_{св} = 170$ А) к сквозному ($I_{св} = 180$ А) проплавлению (рис. 3). Оценка положения границы проплавления может определяться принятой температурой плавления сплава (температурой ликвидуса $T_{л} = 1380$ °С) или когерентности (связности) $T_{к}$, при которой отсутствует жидкая фаза при температуре кипения 1367 °С, равной $T_{л} - (T_{л} - T_{с})/3$, где $T_{с}$ — температура солидуса [26]. На рис. 3, б эта область заштрихована.

Для процесса сварки А-ТИГ принимали следующие исходные параметры режима: $I_{св} = 100$ А, $U_{д} = 10$ В, длина дуги 1,5 мм, КПД короткой дуги 94 %, $v_{св} = 200$ мм/мин. С учетом особенностей этого процесса сварки принимали радиус теплового пятна 2,2 мм (из-за изоляционного действия активирующего флюса); радиус токового пятна 0,9 мм (из-за контракции дуги фтором); на верхней поверхности температурный коэффициент поверхностного натяжения $+0,01$ Н/(см·К) с учетом обратной конвекции Марангони; на нижней поверхности, где условия не изменялись, температурный коэффициент поверхностного натяжения составлял $-0,017$ Н/(см·К).

На рис. 4 показан трехмерный вид пластины из сплава Nimonic-75 при имитации процесса сварки А-ТИГ с необычной для дуговой сварки шириной и формой шва. Максимальная температура сварочной ванны $T_{max} = 2700$ °С хорошо соответствует современным представлениям о сварке неплавящимся электродом с учетом охлажда-

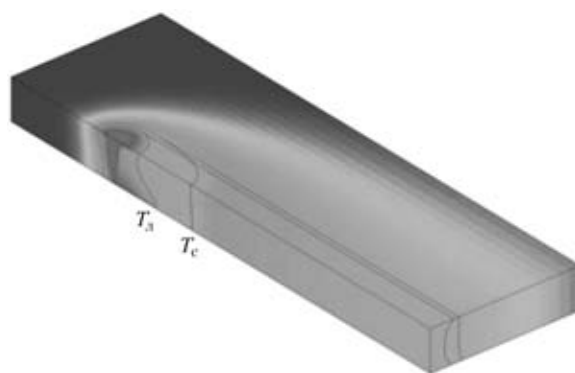


Рис. 4. Трехмерный вид пластины из сплава Nimonic-75 при имитации процесса сварки А-ТИГ

ющего действия процесса испарения, который учитывается в граничных условиях модели.

На рис. 5 приведены результаты расчета продольного сечения шва, выполненного сваркой А-ТИГ ($x = -12$ мм), которые свидетельствуют о хорошем воспроизведении формы шва в виде «песочных часов». Анализ полученных результатов показывает, что в сварочной ванне с двумя свободными поверхностями образуются две вихревые области с конвекцией Марангони. Причем у нижней поверхности сварочной ванны температурно-капиллярное течение Марангони имеет классический вид — от центра к краям сварочной ванны. На верхней же поверхности картина течения более сложная с элементами как прямой (от центра к краям сварочной ванны), так и обратной конвекции Марангони к центру сварочной ванны. Размеры поперечных сечений шва в виде «песочных часов» и картины течений в них в разных сечениях различаются. Для таких картин более целесообразно трехмерное объемное представление течений подобно тому, как это представлено в работе [26].

Предложенный возможный механизм сквозного проплавления при сварке А-ТИГ заключается в образовании следующих течений жидкого металла сварочной ванны: основного потока теплопереноса перегретого расплава по толщине листа в зоне контрагированной дуги, вызванного элект-

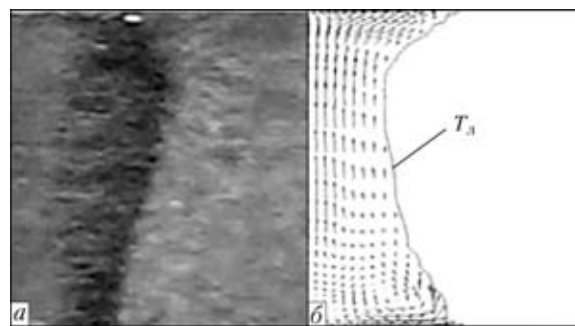


Рис. 5. Экспериментальное (а) и расчетное (б) сечение швов, выполненных сваркой А-ТИГ на $I_{св} = 100$ А; стрелками показано направление движения жидкого металла с максимальной скоростью 0,232 м/с



Таблица 1. Результаты экспериментов и расчетов, полученные по ширине швов, выполненных сваркой А-ТИГ и ТИГ на верхней W и нижней B поверхностях листа

Способ сварки	$I_{св}, A$	$v_{св}, мм/мин$	Ширина шва, мм					
			$W_{экс}$	$W_{мод}$	S	$B_{экс}$	$B_{мод}$	S
А-ТИГ	100	200	3,90	3,60	0,72	3,6	3,1	0,42
			3,80			4,1		
			3,30			3,4		
			Среднее 3,67					
ТИГ	180	200	10,50	8,87	1,62	5,0	2,5	2,95
			10,00			4,6		
			9,00			3,6		
			Среднее 9,83					

Примечания. 1. Здесь и в табл. 2 критерий Стьюдента $t_{m, 1-\alpha} = 4,3$. 2. Принимается условие адекватности. 3. Индексы «экс» и «мод» обозначают соответственно экспериментальное и модельное значения.

ромагнитными силами и определяющего ширину узкой горловины шва в виде «песочных часов», и двух дополнительных потоков рециркуляционных пограничных течений, вызванных термокапиллярными силами на обеих поверхностях сварочной ванны, которые определяют ширину расплавленных зон шва, уменьшающихся до размера горловины.

Адекватность математической модели. Под этим термином обычно понимают степень соответствия одноименных свойств объекта и модели. Процедура оценки адекватности компьютерной имитации процесса сварки А-ТИГ сплава Nimonic-75, характеризующегося проплавлением в форме «песочных часов» (см. рис. 5), и сварки ТИГ состояла в статистической обработке результатов эксперимента и получении оценки среднеквадратического отклонения S значений параметра (каждого из размеров ширины шва на верхней W и нижней B сторонах листа, а также ширины $W_{г}$ и высоты $H_{г}$ горловины «песочных часов»)

$$S = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{j=1}^n (y_{экс} - y_{мод})^2},$$

где n — объем выборки; $y_{экс}$, $y_{мод}$ — соответственно экспериментальное и расчетное значения параметра.

Оценку адекватности производили по статистическому критерию Стьюдента

$$t_{m, 1-\alpha} \geq \frac{y_{экс} - y_{мод}}{S} \sqrt{n},$$

где $t_{m, 1-\alpha}$ — табличное значение t -распределения; α — уровень значимости, равный 0,05.

Результаты экспериментов и расчетов приведены в табл. 1 и 2.

Выдвинутые гипотезы совпадения средних значений двух совокупностей экспериментальной

и расчетной, оцененные по критерию Стьюдента, принимаются с доверительной вероятностью 0,95.

Таким образом, эксперименты по способу сварки А-ТИГ пластин из никелевого сплава Nimonic-75 толщиной 3,15 мм показали, что сварной шов при полном (сквозном) проплавлении принимает форму «песочных часов». Имитация с помощью термогидродинамической модели сварочной ванны процесса сварки А-ТИГ пластин из никелевого сплава Nimonic-75 воспроизводит форму полного (сквозного) проплавления в виде «песочных часов». Оценка точности воспроизведения размеров поперечного сечения шва данной моделью путем сравнения средних экспериментальных и расчетных значений по критерию Стьюдента показала, что адекватность данной модели с доверительной вероятностью 0,95. Предложенный механизм сквозного проплавления сварки А-ТИГ включает основной поток теплопереноса перегретого расплава по толщине листа в зоне контрагированной дуги, вызванный электромагнитными силами и определяющий ширину узкой горловины в виде «песочных часов», а также два дополнительных потока рециркуляционных пограничных течений, вызванных термокапиллярными силами на обеих поверхностях сварочной ванны и определяющих ширину распла-

Таблица 2. Результаты экспериментов и расчетов, полученных по ширине $W_{г}$ и высоте $H_{г}$ горловины шва в виде «песочных часов» при имитации процесса сварки А-ТИГ

$I_{св}, A$	$v_{св},$ мм/мин	Ширина горловины, мм			Высота горловины, мм		
		$W_{г\ экс}$	$W_{г\ мод}$	S	$H_{г\ экс}$	$H_{г\ мод}$	S
100	200	3,1	0,95	1,32	1,5	0,8	0,28
		3,0			1,2		
		2,4			0,9		
		Среднее 2,83			Среднее 1,2		



ленных зон шва, которые уменьшаются до размера горловины «песочных часов».

1. Гуревич С. М., Замков В. Н., Кушниренко Н. А. Повышение эффективного проплавления при аргодуговой сварке // Автомат. сварка. — 1965. — № 9. — С. 1–4.
2. Гуревич С. М., Замков В. Н. Некоторые особенности сварки титана неплавящимся электродом с применением флюсов // Там же. — 1966. — № 12. — С. 12–16.
3. Влияние активирующих флюсов на проплавляющую способность сварочной дуги и концентрацию энергии в анодном пятне / О. Е. Островский, В. Н. Крюковский, Б. Б. Бук и др. // Свароч. пр-во. — 1977. — № 3. — С. 3–4.
4. Савицкий М. М., Лесков Г. И. Механизм влияния электроотрицательных элементов на проплавляющую способность дуги с вольфрамовым катодом // Автомат. сварка. — 1980. — № 9. — С. 17–22.
5. Замков В. Н., Прилуцкий В. П. Распределение плотности тока в анодном пятне при дуговой сварке титана // Там же. — 1987. — № 3. — С. 19–22.
6. Heiple C. R., Roper J. R. Mechanisms for minor element effects on GTA fusion zone geometry // Welding J. — 1982. — **61**, № 4. — P. 97–102.
7. The surface tension of 304 and 316 type steels and their effects on weld penetration / K. S. Mills, B. I. Keene, R. F. Brooks, A. Olusanya // Conf. «Centenary of metallurgy teaching». — Glasgow, 1984. — P. 1–11.
8. Oreper G. M., Eagar T. W., Szekeley J. Convection in arc weld pools // Welding J. — 1983. — **62**, № 11. — P. 307–312.
9. Zhao Y. The study of surface-active element oxygen on flow patterns and penetration in A-TIG welding // Metall. Mater. Trans. B. — 2006. — **37**, № 6. — P. 485–493.
10. Tanaka M. Effect of surface active elements on weld pool formation using TIG arcs // Welding Intern. — 2005. — **19**, № 11. — P. 870–876.
11. Zhang R. H., Fan D. Numerical simulation of effects of activating flux on flow patterns and weld penetration in A-TIG welding // Sci. Techn. of Welding and Joining. — 2007. — **12**, № 1. — P. 15–23.
12. Wang Y., Shi O., Tsai H. L. Modelling of the effects of surface-active elements on flow patterns and weld pool penetration // Metal. Mater. Trans. B. — 2001. — **32**, № 2. — P. 145–161.
13. Experimental studies and mathematical modelling of metal penetration in TIG and A-TIG stationary arc welding / K. A. Yushchenko, D. V. Kovalenko, I. V. Krivtsun et al. — S. I. [2008]. — 18 p. (Intern. Inst. of Welding; Doc. 212-1117-2008).
14. А-ТИГ сварка никелевого сплава НИМОНИК-75 / К. А. Ющенко, И. В. Коваленко, Д. В. Коваленко и др. // Сварщик. — 2000. — № 4. — С. 26–27.
15. Lucas W., Howse D. Activating flux — increasing the performance and productivity of the TIG and plasma processes // Welding & Metal Fabrication. — 1996. — **65**, № 1. — P. 11–17.
16. Howse D., Lucas W. Investigation into arc constriction by active fluxes for tungsten inert gas welding // Sci. and Techn. of Welding and Joining. — 2000. — **5**, № 3. — P. 189–193.
17. Perry N., Marya S., Soutif E. New perspectives of flux assisted GTA welding in titanium structures // Conf. proc. — S.I., 1999. — P. 55–62.
18. Effect of flux containing fluorides on TIG welding process / S. Leconte, P. Pillard, P. Chaelle et al. // Sci. and Techn. of Welding and Joining. — 2007. — **12**, № 2. — P. 120–126.
19. Контракция дуги флюсом при сварке вольфрамовым электродом в аргоне / Б. Е. Патон, В. Н. Замков, В. П. Прилуцкий, П. В. Порицкий // Автомат. сварка. — 2000. — № 1. — С. 3–9.
20. Marangoni convection and weld pool shape variation in A-TIG welding process / Y. L. Xu, Z. B. Dong, Y. H. Wei, C. L. Yang // Theoretical and Applied Fracture Mechanics. — 2007. — **48**. — P. 178–186.
21. Sudnik W., Radaj D., Erofeev W. Validation of computerized simulation of welding processes // Mathematical-Modelling of weld phenomena 4. — London: IOM Communications, 1998. — P. 477–493.
22. Ерофеев В. А., Карпунин Е. В., Судник В. А. Компьютерная имитация нестационарной лазерной сварки. Компьютерные технологии в соединении материалов // Сб. науч. тр. 3-й Всерос. науч.-техн. конф., г. Тула, 9–11 окт. 2001 г. — ТулГУ, 2001. — С. 111–118.
23. B5 HR 20–72. Specification for nickel-chromium-titanium heat-resisting alloy plate, sheet and strip. — Великобритания.
24. Numerical modelling of the EBW process / V. A. Sudnik, V. A. Erofeev, K.-H. Richter, K.-U. Heins // Computer Techn. in Welding and Manufacturing. — Kiev: Paton Electric Welding Institute, 2006. — P. 295–300.
25. Nicrofer 2520-alloy 75. Material Data Sheet. — ThessenKrupp VDM. — № 4035.
26. Unsteady interfacial phenomena during inward weld pool flow with an active surface oxide / C. X. Zhao, V. van Steijn, L. M. Richardson et al. // Sci. and Techn. of Welding and Joining. — 2007. — **14**, № 2. — P. 132–140.

Results of experiments on weld formation in TIG and A-TIG welding of alloy Nimonic-75, and results of computer simulation of the effect on the «sand-glass» shaped weld by the melt convection are presented. The experiments were carried out with and without activating flux PATIG Nim-75-A on 3.15 mm thick plates. Adequacy of the model was evaluated by comparing sizes of the real and simulated weld sections. The causes of recirculation flows were analysed. Correlation of the experimental and computation data was revealed.

Поступила в редакцию 20.07.2010



ОПТИМАЛЬНОЕ СНИЖЕНИЕ РАБОЧЕГО ДАВЛЕНИЯ В ТРУБОПРОВОДЕ ПРИ РЕМОНТЕ НАПЛАВКОЙ УЧАСТКОВ УТОНЕНИЯ

Академик НАН Украины **В. И. МАХНЕНКО**, **В. С. БУТ**, канд. техн. наук, **С. С. КОЗЛИТИНА**,
Л. И. ДЗЮБАК, **О. И. ОЛЕЙНИК**, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрена возможность выполнения ремонта дефектов коррозионного происхождения на стенке трубопровода, находящегося под внутренним давлением, с использованием наплавки. Показано, что на безопасное выполнение сварочных работ оказывают влияние не только габаритные размеры дефекта, но и форма утонения стенки трубы. С помощью расчетных алгоритмов обоснована возможность устранения дефектов наплавкой за счет оптимального снижения внутреннего давления в магистрали на период ремонта.

Ключевые слова: магистральный трубопровод, ремонт сваркой, наплавка, размеры дефектов, остаточная толщина стенки трубы, оптимальное давление

Ремонт магистральных трубопроводов сваркой без вывода их из эксплуатации, т. е. под давлением, в настоящее время находит все более широкое применение, поскольку позволяет оптимально сократить время простоев и загрязнение окружающей среды. Ключевым моментом такой технологии является безопасность проведения ремонтных работ на трубопроводе под давлением в зависимости от вида дефекта, его формы и размеров. Наиболее распространенными дефектами для подземных магистральных газопроводов являются коррозионные дефекты утонения стенки, связанные с нарушением гидроизоляции. Такие дефекты с габаритными размерами $s_0 \times c_0 \times a$ (рис. 1), где s — размер дефекта по оси трубы, c , a — то же соответственно по окружности и толщине стенки, достаточно хорошо изучены. Разработаны различные критерии оценки риска разрушения в зоне таких дефектов в зависимости от их размеров, геометрических параметров трубопровода, его механических свойств, давления в трубе [1–3] и др. Так, в работе [1] приведены достаточно простые соотношения, основанные на многочисленных экспериментальных исследованиях и позволяющие судить о допустимости дефектов утонения стенки трубопроводов в зависимости от перечисленных выше параметров.

Условие допустимости в трубопроводе коррозионного дефекта утонения с размерами $s(t)$, $c(t)$ в момент времени t по [3] представляется в виде

$$y(t) = \delta - a(t) - [\delta] R_j > 0, \quad (1)$$

где

$$R_j = \delta^{\min} / [\delta] \quad (j = s, c), \quad (1a)$$

$\delta^{\min}$ — минимально измеренная толщина стенки в зоне дефекта ($\delta^{\min} = \delta - a$); $[\delta]$ — допустимая расчетная толщина стенки трубопровода без учета дефектов утонения, т. е.

$$[\delta] = \frac{PD}{2[\sigma]}, \quad (2)$$

где P — рабочее давление в трубе с наружным диаметром D из материала с допускаемыми в данных условиях напряжениями $[\sigma]$; для величины R_j ($j = s, c$) в [1] предложены следующие зависимости:

$$R_s = \begin{cases} 0,2, & \text{если } \lambda = \frac{1,285}{\sqrt{D[\delta]}} \quad s \leq 0,3475, \\ \left[0,9 - \frac{0,9}{\sqrt{1 + 0,48\lambda^2}}\right] \left[1,0 - \frac{0,9}{\sqrt{1 + 0,48\lambda^2}}\right]^{-1}, & \text{если } \lambda > 0,3475; \end{cases}$$

$$R_c = \begin{cases} 0,2, & \text{если } c/D \leq 0,348, \\ \frac{10,511(c/D)^2 - 0,7358}{1,0 + 13,838(c/D)^2}, & \text{если } c/D > 0,348. \end{cases} \quad (3)$$

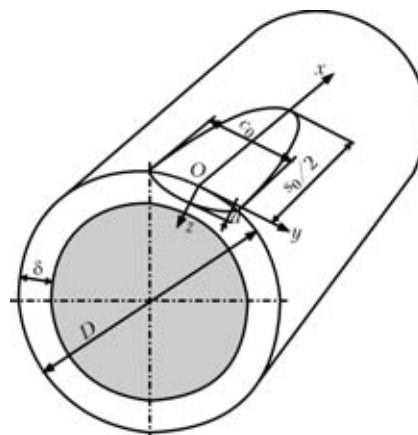


Рис. 1. Схема трубопровода с дефектом утонения в виде эллипсоида размером $s_0 \times c_0 \times a$ перед наплавкой



В практике ремонта обнаруженных дефектов утонения часто возникают прогнозные задачи безопасности с учетом технологического действия в зоне дефекта (зачистки, наплавки), при которых меняются геометрические параметры $a(t)$, $s(t)$, $c(t)$. Особенно важно оперативно прогнозировать увеличение глубины дефекта $a(t)$ в результате зачистки поверхности от коррозии (примерно 1 мм), либо от сварочного нагрева при соответствующей технологии наплавки [4] (примерно по глубине проникновения изотермы около 1000 °С для стали в зависимости от положения источника нагрева в зоне утонения с учетом изменения размеров $s(t)$ и $c(t)$ за счет уже наплавленных участков к моменту времени t).

Очень важно при этом учитывать дополнительный резерв обеспечения безопасности путем достаточного кратковременного снижения давления в трубопроводе, при котором существенно не нарушается эксплуатационный режим, т. е. достаточно оперативно требуется компромиссная оценка по минимальному снижению давления в трубе, обеспечивающему необходимую безопасность — выполнение условий (1). Этому вопросу посвящена данная работа.

Положим, что в момент времени t заданы размеры дефекта $a(t)$, $s(t)$, $c(t)$ в трубопроводе с геометрическими размерами $D \times \delta$ из материала с допускаемыми напряжениями $[\sigma]$ вне дефекта.

Из зависимостей (1)–(3) при $y = 0$ следует

$$\begin{cases} \lambda(R_s) = \left[0,81 \left(\frac{1 - R_s}{0,9 - R_s} \right)^2 - 1 \right]^{0,5} & 1,4434 \text{ при } R_s > 0,2, \\ \lambda(R_s) = 0,3475 & \text{при } R_s \leq 0,2, \end{cases}$$

$$s_{\text{кр}}(R_s) = \lambda(R_s) \frac{\sqrt{D[\delta]}}{1,285}, \quad (4)$$

$$c_{\text{кр}}(R_c) = D \left[\frac{R_c + 0,73589}{10,511 - 13,838 R_c} \right]^{-0,5} \text{ при } R_c \geq 0,2,$$

$$c_{\text{кр}}(R_c) = 0,348 D \text{ при } R_c < 0,2, \quad (5)$$

где $s_{\text{кр}}$, $c_{\text{кр}}$ — допустимые критические размеры при данных R_s и R_c .

Используя (1а) и (2), можем записать

$$R_j = \frac{\delta_{\min}}{P} \frac{2[\delta]}{D} \quad (j = s, c). \quad (6)$$

Из (4)–(6) следует, что

при $R_j \leq 0,2$ допустимые размеры s и c для дефекта утонения не зависят от величины $\delta_{\min}$ и равны соответственно $s = 0,27 D \sqrt{P/2[\delta]}$, $c = 0,348 D$;

при фиксированных $\delta_{\min}$ за счет снижения P по (6) можно как угодно близко приближаться

Таблица 1. Результаты расчета $s_{\text{кр}}$ и $c_{\text{кр}}$ для $P = 7,5$ МПа

$\delta_{\min}$, мм	$R_s = R_c$	$s_{\text{кр}}$, мм	$c_{\text{кр}}$, мм
3,10	0,2	40,1	494,2
4,65	0,3	53,3	573,7
6,20	0,4	68,0	678,8
7,25	0,5	83,1	835,0
9,30	0,6	118,0	1104,8
10,85	0,7	151,1	1874
12,40	0,8	192,0	—
13,185	0,85	417,9	—

к предельным значениям параметров $R_s = 0,9$ и $R_c = 10,511/13,838$, при которых $s_{\text{кр}}$ и $c_{\text{кр}}$ по (4) и (5) $\rightarrow \infty$, т. е. такие дефекты утонения становятся «абсолютно допустимые».

Рассмотрим конкретный пример. Труба диаметром 1420×20 мм из стали ($[\sigma] = 345$ МПа, $P = 7,5$ МПа, $[\delta]_p = 15,5$ мм). Задав ряд значений $\delta_{\min} = 20 - a(t)$, получим соответствующий ряд значений $R_s = R_c$ для $P = 7,5$ МПа (табл. 1), на основе которых определяем $s_{\text{кр}}$ и $c_{\text{кр}}$ по (4), (5).

Из результатов табл. 1 и кривых P на рис. 2, а, б следует, что для данного примера при рабочих

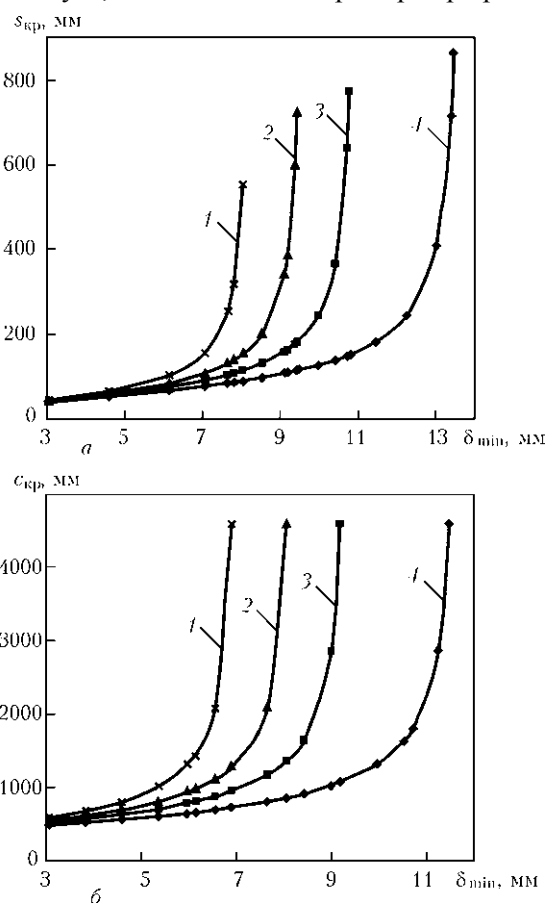


Рис. 2. Зависимость $s_{\text{кр}}$ (а) и $c_{\text{кр}}$ (б) от минимальной толщины $\delta_{\min}$ стенки трубы диаметром 1420×20 мм и $[\sigma] = 345$ МПа при $P = 7,5$ МПа: 1 — 0,6P; 2 — 0,7P; 3 — 0,8P; 4 — P

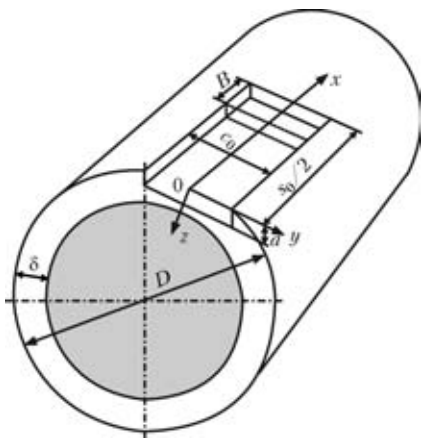


Рис. 3. Схема трубопровода с дефектом утонения прямоугольной формы размером $s_0 \times c_0 \times a$ перед наплавкой

давлениях критические значения $s_{кр}$ на порядок выше $s_{кр}$ во всем диапазоне значений $\delta_{\min} \geq 3,1$ мм. Значения $s_{кр}$ достаточно низкие, особенно при малых $\delta_{\min}$. Здесь снижение рабочего давления при ремонте является достаточно актуальной мерой для обеспечения безопасности. Это наглядно демонстрируют данные табл. 2 и кривые 1, 3 на рис. 2, а, б.

Видно, что при малых $\delta_{\min}$ вблизи $0,2[\delta]_p = 3,1$ мм влияние снижения давления не дает заметных изменений значений $s_{кр}$ и $c_{кр}$. Однако при $\delta_{\min} > 6$ мм снижение рабочего давления на 40 % увеличивает $s_{кр}$ и $c_{кр}$ на порядок и больше, что очень важно для практики.

В качестве примера использования таких кривых рассмотрим безопасность заправки дефекта утонения с размерами $s_0 = s_{кр} = 100$ мм, $c = 40$ мм при $\delta_{\min} = 8,5$ мм (рис. 3). Заварка проводится с концов дефекта вдоль окружности на режиме, обеспечивающем проникновение изотермы 1000 °С на глубину $\xi = 3$ мм (с определенным консерватизмом) при ширине наплавочного валика $B = 10$ мм. Соответственно в зоне наплавляемого валика остаточная условная толщина стенки $\delta_{\text{усл}} = \delta - a(x) - \xi$. Если $\delta_{\text{усл}} > \delta_{\min} = \delta - a_{\max}$, то предельный критический размер $s_{кр}$ (см.

Таблица 2. Результаты расчета $s_{кр}$ и $c_{кр}$ для давлений $0,8P = 6$ МПа и $0,6P = 4,5$ МПа

$\delta_{\min}, \text{ мм}$	0,8P = 6 МПа			0,6P = 4,5 МПа		
	$R_s = R_c$	$s_{кр}, \text{ мм}$	$c_{кр}, \text{ мм}$	$R_s = R_c$	$s_{кр}, \text{ мм}$	$c_{кр}, \text{ мм}$
3,10	0,250	41,70	531	0,333	44,9	596
4,65	0,375	57,30	649	0,500	66,5	833
6,20	0,500	76,80	833	0,667	119,5	1485
7,25	0,5846	94,10	1051	0,7796	192,7	—
9,30	0,750	166,60	—	—	—	—
10,85	0,875	654,00	—	—	—	—

рис. 2, а) остается равным s_0 и необходимости в снижении рабочего давления нет.

На следующем шаге выполнения заварки наплавочный валик вдоль окружности на другом конце дефекта, когда $s = s_0 - B = 90$ мм, и согласно рис. 2, а при рабочем давлении $\delta_{\min}$ должно быть не ниже примерно 8 мм. Если $\delta_{\text{усл}}$ при этом выше 11 мм, то необходимости в снижении давления нет.

В общем виде при наплавке с концов получим изменение длины $s_n = s_0 - nB$, где n — номер прохода. Соответственно для длины s дефекта, зная его глубину $a(x)$, где x — координата вдоль оси дефекта n -го прохода, вычисляем условную глубину дефекта $a_{\text{усл}} = a(x) + \xi$, а затем разность $\delta - a_{\text{усл}}$ сравниваем с соответствующей допустимой (см. рис. 2, а) величиной $\delta_{\min}$ для s_n при давлении P . На основе такого сравнения принимаем решение о необходимости и степени снижения давления. В табл. 3 для данного примера приведены величины s_n , x_n , $\delta - a_{\text{усл}}$ и $\delta_{\min}(s_n)$ (см. рис. 2, а) для $n = 1, 2, \dots$ при различных давлениях в трубе.

Для дефекта, имеющего форму эллипсоида, который описывается уравнением

$$a(x) = a_0 \sqrt{1 - \left(\frac{2x}{s_0}\right)^2 - \left(\frac{2y}{c_0}\right)^2},$$

где $a_0 = \delta - \delta_{\min}$, соответственно по оси $y = 0$

$$a(x) = (\delta - \delta_{\min}) \sqrt{1 - \left(\frac{2x}{s_0}\right)^2} \quad \text{при} \quad -\frac{s_0}{2} < x < \frac{s_0}{2}.$$

Условная глубина дефекта для n -го прохода составит

$$a_{\text{усл}}^n = 11,5 \sqrt{1 - \left(\frac{2x_n}{s_0}\right)^2} + 3 \text{ мм}.$$

Из данных табл. 3 видно, что для рассматриваемого дефекта и режимов наплавки ($\xi = 3$ мм) процесс вполне можно проводить при рабочем давлении 7,5 МПа.

Рассмотрим наиболее консервативную форму дефекта (рис. 3) в виде

$$a(x, y) = \begin{cases} \delta - \delta_{\min} & \text{при} \quad -\frac{s_0}{2} < x < \frac{s_0}{2}, \quad -\frac{c_0}{2} < y < \frac{c_0}{2}, \\ 0 & \text{при} \quad |x| > \frac{s_0}{2}, \quad |y| > \frac{c_0}{2}. \end{cases}$$

В этом случае при $\delta = 20$ мм и $\delta_{\min} = 8,5$ мм дефект на пределе допустимого при $P = 7,5$ МПа. Однако при наплавке на глубину $\xi = 3$ мм условие допустимости по s для $\delta_{\min}(s_n) = 8,5 - 3 = 5,5$ мм при $s_0 = 100$ мм выполняется только при $P \leq$



Т а б л и ц а 3. Пример расчета необходимости снижения давления при наплавке дефекта утонения $s_0 = 100$ мм, $c_0 = 20$ мм, $\delta_{\min} = 8,5$ мм в трубе диаметром 1420×20 мм (см. рис. 2)

n	s_n , мм	x_n , мм	$a_{\text{усл}}^n$, мм	$\delta - a_{\text{усл}}^n$, мм	$\delta_{\min}(s_n)$ ($P = 7,5$ МПа)	$\delta_{\min}(s_n)$ ($P = 6,0$ МПа)	$\delta_{\min}(s_n)$ ($P = 4,5$ МПа)
0	100	50	3,0	17,0	8,5	7,3	5,6
1	90	–50	3,0	17,0	8,0	6,6	5,1
2	80	40	9,9	10,1	6,0	6,0	4,6
3	70	–40	9,9	10,1	6,0	5,5	4,3
4	60	30	12,2	7,8	5,1	4,5	3,9
5	50	–30	12,2	7,8	4,0	3,6	3,3
6	40	20	13,7	6,3	3,0	3,0	—
7	30	–20	13,7	6,3	3,1	—	—

≤ 4,5 МПа, т. е. такой дефект можно наплавить, снизив давление до указанного уровня (4,5 МПа).

В заключение можно заметить, что при ремонте дефектов утонения магистральных трубопроводов с использованием наплавки в зависимости от габаритных размеров и формы утонения с учетом снижения при нагреве сопротивления материала деформированию безопасность работ можно повысить за счет соответствующего давления в трубопроводе.

Показано, что габаритные размеры дефекта утонения далеко не всегда определяют безопасность выполнения наплавочных работ. Форма дефекта утонения, в частности, наличие развитого по площади участка в зоне максимальной глубины дефекта существенно влияет на безопасность выполнения наплавочных работ, связанных с устранением дефекта утонения. Тем не менее всегда существует уровень давления в трубе, ниже которого устранение дефекта утонения наплавкой является безопасной операцией с точки зрения сохранения целостности трубы. Важно, чтобы этот уровень удовлетворял, хотя бы кратковре-

менно, условиям эксплуатации трубопровода. Для этого целесообразно для типовых размеров и прочности материала магистральных трубопроводов разработать диаграммы допустимости дефектов, типа приведенных на рис. 2, а, б, по которым нетрудно было бы для типовых дефектов с развитой площадью в зоне максимальной глубины определять оптимальный уровень давления в трубопроводе для безопасности ремонта на соответствующих сварочных режимах.

1. *Fitness-for-Service*. American Petroleum Institute. Recommended Practice 579. — First ed. — 2000. — 623 p.
2. ВРД 39-1.10-004-99. Методические рекомендации по количественной оценке состояния магистральных газопроводов с коррозионными дефектами, их ранжирование по степени опасности и определение остаточного ресурса. — М.: ОАО Газпром, 2000. — 48 с.
3. РД ЭО 0571-2006. Нормы допустимости толщин элементов трубопроводов из углеродистых сталей. — М.: Росэнергоатом, 2006. — 98 с.
4. Риск разрушения магистрального трубопровода с дефектами утонения стенки при ремонте под давлением / В. И. Махненко, В. С. Бут, С. С. Козлитина, О. И. Олейник // Автомат. сварка. — 2010. — № 1. — С. 11–14.

Possibility of applying surfacing to repair defects of corrosion origin in the wall of a pipeline under inner pressure, is considered. It is shown that safe performance of welding operations is influenced not only by overall dimensions of the defect, but also by the shape of pipe wall thinning. Calculation algorithms are applide to substantiate the possibility of defect repair by surfacing due to an optimum lowering of pressure in the main pipeline for the repair period.

Поступила в редакцию 26.03.2010



ОСОБЕННОСТИ УПРАВЛЕНИЯ ДУГОЙ ВНЕШНИМ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ (Обзор)

И. А. РАДКЕВИЧ, С. Л. ШВАБ, инженеры, **В. П. ПРИЛУЦКИЙ**, канд. техн. наук,
С. В. АХОНИН, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены теоретические и практические аспекты методов воздействия переменного магнитного поля на дугу, горящую на вольфрамовом электроде в аргоне, с целью управления пространственным положением дуги. Выполнен анализ эффективности использования управления дугой переменным поперечным магнитным полем при сварке и влияния его на формирование и качество швов.

Ключевые слова: аргонодуговая сварка, вольфрамовый электрод, сварочная ванна, магнитное поле, управление дугой, вертикальная сварка

Одним из существенных недостатков аргонодуговой дуги является небольшое количество параметров (сварочный ток, скорость сварки и длина дугового промежутка), оказывающих существенное влияние на изменение размеров получаемых сварных швов (ширину, глубину проплавления и высоту усиления шва). Этот недостаток несколько ограничивает области использования этого способа сварки. Влияние на такую дугу магнитного поля может расширить ее применение не только при сварке, но и при наплавке, поскольку возможности управления размерами наплавленного металла и глубиной проплавления становятся более эффективными и надежными.

Авторами сделан анализ теоретических и практических исследований закономерностей перемещения дуги, горящей на вольфрамовом электроде в аргоне, при воздействии на нее магнитного поля.

В настоящее время наметилось два принципиально разных подхода к исследованиям дуги, горящей в магнитном поле, — микро- и макрокинетический. Одни исследователи электрическую дугу в магнитном поле рассматривают как проводник (гибкий, газообразный, плазменный), перемещения которого подчиняются законам электродинамики [1, 2]. Другие полагают, что перемещение электрической дуги в магнитном поле — это распространение состояния ионизации, при котором энергия передается от частицы к частице, а не движение всей совокупности частиц плазмы проводника [3–5]. Можно полагать, что микро- и макропроцессы, которые протекают в дуге под действием магнитного поля, тесно связаны между собой.

Влияние магнитного поля в микропроцессах проявляется через своеобразное движение заряженных частиц под действием электромагнитных сил, от которых зависят такие параметры, как

плотность тока, изменение напряжения в активных пятнах дуги, градиент потенциала столба дуги и др. Известны работы по изучению микрокинетических явлений в сварочной магнитоуправляемой дуге с целью объяснения механизма ее перемещения [6, 7].

Явления макроскопического характера проявляются в изменении формы, размеров и положения дуги в пространстве. Именно поэтому принято рассматривать сварочную дугу в магнитном поле как одно целое.

Для установления закономерностей отклонения дуги в поперечном магнитном поле в работе [1] рассматривали дугу как упругий проводник с током в магнитном поле. При этом столб сварочной дуги по мере увеличения напряженности магнитного поля плавно деформируется. Катодное пятно остается практически неподвижным, а анодное перемещается в направлении действия электродинамической силы.

Управлять сварочной дугой поперечным магнитным полем довольно трудно в связи с ограниченной способностью дуги удлиняться без обрыва при отклонении ее магнитным полем. Обрыв дуги происходит не за счет простого ее удлинения, а в результате срыва анодного пятна при некотором критическом значении напряженности магнитного поля. В местах перехода от пятна дуги к столбу через разную плотность тока резко уменьшается напряженность магнитного поля, и следовательно, возникает отрицательный градиент давления вдоль оси столба, который обуславливает стационарное течение плазменных потоков от активных пятен дуги. Электродинамическая природа плазменного течения создает поле скоростей, в котором ядро дуги имеет скорость перемещения на один-два порядка выше, чем скорость факела [8]. Поэтому при перемещении дуги в магнитном поле следует ожидать разную амплитуду отклонения факела и ядра. Такой дифференцированный характер отклонения ядра и факела наблюдается в дугах с вольфрамовым като-



дом [9] вследствие значительных плотностей тока в сравнении с другими катодами (например, угольным).

Во всех дугах с высокой плотностью тока в анодном пятне наблюдается поток плазмы [8]. В обычных условиях осесимметричного расположения активных пятен потоки из анода и катода направлены навстречу друг другу, но катодный поток подавляет анодный. При сдвиге одного активного пятна относительно другого картина взаимодействия плазменных потоков, направленных перпендикулярно поверхностям активных пятен, изменяется: деформация дуги в магнитном поле определяется деформацией двух потоков, направленных под углом. В зоне контакта двух плазменных потоков происходит интенсивный вынос заряженных частиц из столба дуги, который, по мнению авторов [9], является главной причиной аномального повышения напряжения на дуге, деформированной поперечным магнитным полем. Нарушение термического равновесия в месте контакта двух потоков, обусловленное этим явлением, вызывает обрыв дуги.

Наибольший эффект повышения стойкости дуги в поперечном магнитном поле дает стабилизация дуги струей газа [9]. Это объясняется тем, что, во-первых, короткая дуга, особенно в верхней части столба, деформируется как одно целое и, во-вторых, катодное пятно стабилизировано на торце катода.

Стойкость дуги в поперечном магнитном поле зависит от термического равновесия на участке контакта катодного и анодного потоков плазмы. Обеспечив каким-нибудь образом термическое равновесие, можно рассчитывать на стойкое горение отклоненной дуги или на увеличение угла ее отклонения. На таком предположении основан способ стабилизации дуги в поперечном магнитном поле с помощью «направляющей стенки» [9] (рисунок). Стенки, изготовленные из графита или меди, электрически изолированы от анода и катода и имеют направляющий профиль параболической формы.

Это обеспечивает максимальное значение сдвига анодного пятна. Стабилизирующая стенка отбивает анодный поток $+A$ и направляет его навстречу катодному потоку K , что вызывает сохранение термического равновесия в столбе дуги при отклонениях в 2...2,5 раза больших, чем при отсутствии направляющей стенки.

Сжатие столба дуги собственным магнитным полем и стабилизация его плазменной струей дает ему свойства гибкого проводника с током, отклонение которого в поперечном магнитном поле происходит за счет действия электродинамических сил. Поэтому изменение направления тока при постоянном магнитном поле или изменение направления поперечного магнитного поля при

постоянном токе должно приводить к изменению направления отклонения дуги.

Рассмотрим поведение дуги постоянного тока в поперечном переменном магнитном поле. Отклонение дуги можно определить, рассматривая движение столба дуги как колебание упругого проводника переменной длины вокруг определенной точки. Согласно эмпирическим уравнениям скорость скольжения анодного пятна зависит от амплитудного угла отклонения дуги, частоты поперечного переменного магнитного поля и времени. При постоянстве тепловой мощности дуги ее погонная энергия будет изменяться в соответствии со скоростью перемещения дуги, что позволяет регулировать тепловое влияние дуги на основную металл. На участках со сниженной погонной энергией заметна меньшая глубина проплавления.

Сварочная дуга в переменном поперечном магнитном поле менее стойкая, чем в постоянном [9]. Меньшее значение критической напряженности магнитного поля для дуги в переменном магнитном поле объясняется разной инерцией движения столба и активных пятен при перемещении дуги. В момент изменения направления движения дуги анодное пятно стабилизируется потоком плазмы. Столб дуги, имея высокую подвижность, стремится переместиться, что приводит к отставанию пятна от столба, а при определенных условиях и к обрыву дуги.

Стабилизация дуги струей газа приводит к повышению ее стойкости в переменном поперечном магнитном поле. Некоторый эффект повышения стойкости дуги дает дополнительное поперечное магнитное поле, силовые линии которого перпендикулярны линиям переменного поля. Авторы работы [9] объясняют это тем, что постоянное поле, которое действует на столб дуги с постоянной силой, немного стабилизирует катодное пятно. Уменьшение амплитуды колебаний катодного пятна на торце электрода под действием этой силы и является причиной повышения стойкости дуги в переменном магнитном поле.

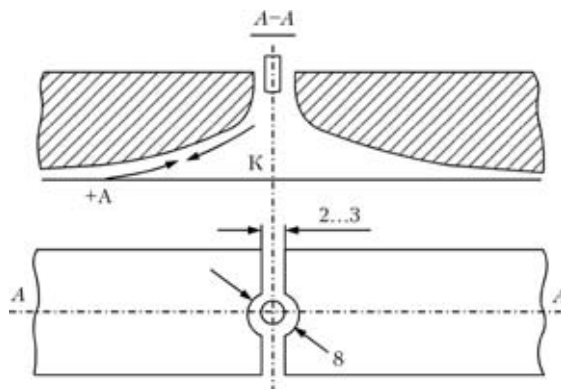


Схема стабилизации дуги «направляющей стенкой» в поперечном магнитном поле



Рассмотренные особенности магнитоуправляемой дуги расширяют ее технологические возможности. Как правило, глубину проплавления регулируют путем изменения соотношения значения тока и скорости сварки. Во избежание прожога металла при повышении сварочного тока скорость сварки увеличивают, что может вызвать скачкообразное перемещение активного пятна по поверхности, и, как следствие, неудовлетворительное формирование шва. Избежать прожога можно путем наложения на дугу постоянного поперечного магнитного поля, направленного вдоль оси шва. При этом наблюдается снижение глубины проплавления и некоторое уменьшение ширины шва. Существенное изменение ширины шва достигается при сварке в поперечном переменном магнитном поле путем регулирования амплитуды колебания дуги, которая прямо пропорциональна магнитной индукции в зоне горения дуги [10].

Таким образом, применение поперечных постоянного и переменного магнитных полей позволяет сваривать металл в разных технологических вариантах — с поперечными и продольными колебаниями, углом вперед и назад, т. е. управлять формой и размерами сварных швов в широких пределах. При этом изменяется и форма сварочной ванны, что оказывает влияние на характер кристаллизации металла шва. Показательной характеристикой изменения формы сварочной ванны является коэффициент формы ванны (отношение ширины шва к длине кристаллизующейся части). Этот коэффициент возрастает с 1,1...1,4 (при сварке без магнитного управления) до 3...3,3 при влиянии поперечного переменного магнитного поля с амплитудной напряженностью 4030 А/м. Влияние поперечного магнитного поля на перемещение металла сварочной ванны в процессе кристаллизации открывает возможности изменения первичной структуры кристаллизующегося металла. При движении дуги по поверхности сварочной ванны расплавленный металл, находящийся под дугой, также перемещается под действием электромагнитной силы. Многократное прохождение дуги поперек шва и перемещение жидкого слоя металла приводят к изменению условий кристаллизации и получению мелкозернистой структуры шва.

Определенный интерес вызывает использование магнитоуправляемой дуги при сварке на вертикальной плоскости для повышения качества швов. При выполнении горизонтальных швов расплавленный металл под влиянием силы тяжести натекает на нижнюю кромку, что приводит к неравномерному формированию валика с подрезом у верхней кромки и наплывом у нижней. Это иногда является причиной возникновения таких дефектов, как непровары, которые сложно устранить, особенно при многопроходной сварке. В ус-

ловиях, когда погонная энергия и скорость сварки ограничены, неминуем неудовлетворительный результат сварочных работ.

С целью решения указанной проблемы авторы [11] разработали способ сварки, при котором электрическое поле в сварочной ванне подвергается влиянию дополнительного электромагнитного поля, вызванного прохождением электрического тока через две присадочные проволоки. Возникающее магнитное поле оказывает воздействие на жидкий металл электромагнитной силой, которая направлена вверх, уравнивает силу тяжести и способствует предотвращению провисания валика. Таким образом удается контролировать поток расплавленного металла и форму валика. Показателем, который определяет качество формирования валика, может служить соотношение между плотностью магнитного потока и краевым углом смачивания. С увеличением плотности магнитного потока краевой угол смачивания уменьшается.

Приведенный выше способ сварки опробован при выполнении горизонтальных швов крупногабаритных стальных конструкций. Наряду с достигнутой высокой скоростью наплавки (до 100 г/мин) следует отметить некоторое усложнение процесса сварки, так как наличие двух присадочных проволок создает дополнительные трудности в связи с увеличением количества регулируемых параметров.

Для изменения пространственного положения дуги представляется более перспективным использование способа сварки вольфрамовым электродом в аргоне магнитоуправляемой дугой, который реализован как при автоматической сварке титана в узкий зазор [12, 13], так и при ручной (механизированной) сварке в монтажных условиях [14].

Таким образом, применение поперечного переменного магнитного поля при сварке значительно расширяет ее технологические возможности, поскольку позволяет управлять распределением тепловой энергии дуги между свариваемыми кромками, присадочной проволокой и металлом сварочной ванны, изменяя условия кристаллизации металла сварочной ванны и, как следствие, регулировать форму и размеры сварного шва.

1. Бачелис И. А. О расчете отклонения сварочной дуги в постоянном поперечном магнитном поле // Свароч. пр-во. — 1963. — № 7. — С. 8–10.
2. Брон О. Б. Движение электрической дуги в магнитном поле. — М.; Л.: Госэнергоиздат, 1961. — 215 с.
3. Гвоздецкий В. С., Мечев В. С. К вопросу о перемещении электрической дуги в магнитном поле // Автомат. сварка. — 1966. — № 6. — С. 38–41.
4. Гвоздецкий В. С., Мечев В. С. Перемещение электрической дуги в магнитном поле // Там же. — 1963. — № 10. — С. 54–62.
5. Мечев В. С. Амплитуда колебания электрической дуги в переменном магнитном поле // Свароч. пр-во. — 1968. — № 3. — С. 9–11.



6. Мечев В. С., Дудко Д. А. Сварка дугой, вращающейся в магнитном поле // Автомат. сварка. — 1967. — № 1. — С. 59–63.
7. Мечев В. С., Дудко Д. А. Особенности аппаратуры для сварки дугой, вращающейся в магнитном поле // Там же. — 1966. — № 10. — С. 39–44.
8. Финкельбург В., Меккер Г. Электрические дуги и термическая плазма: Пер. с нем. / Под ред. В. А. Фабриканта. — М.: Изд-во иностр. лит., 1961. — 370 с.
9. Ковалев И. М., Акулов А. И. Устойчивость сварочной дуги в поперечном магнитном поле // Свароч. пр-во. — 1965. — № 10. — С. 6–9.
10. Сердюк Г. Б., Корниенко А. Н. Сварочная дуга в переменном поперечном магнитном поле // Автомат. сварка. — 1963. — № 10. — С. 9–14.
11. Разработка способа сварки ТИГ с применением двух проволок и электромагнитного управления сварочной ванной / Ю. Фуджита, Ю. Манабе, С. Зенитани, С. Уракава // Там же. — 2000. — № 9/10. — С. 152–156.
12. Paton B. E., Zamkov V. N., Prilutsky V. P. Narrow-groove welding proves its worth on thick titanium // Welding J. — 1996. — № 5. — P. 37–41.
13. Сварка титана в узкий зазор дугой, управляемой магнитным полем / В. П. Прилуцкий, В. Н. Замков, С. В. Лапченко и др. // Автомат. сварка. — 1989. — № 3. — С. 71–73.
14. Замков В. Н., Прилуцкий В. П. Способы сварки титановых сплавов // Там же. — 2005. — № 8. — С. 45–48.

Theoretical and practical aspects of the methods of applying a variable magnetic field to the arc burning on a tungsten electrode in argon to control arc position in space are considered. Analysis of effectiveness of application of arc control by variable magnetic field in welding and its influence on weld formation and quality was performed.

Поступила в редакцию 06.04.2010

НОВАЯ КНИГА

Патонівська школа: Науково-інформаційне видання. — Київ: Наук. думка, 2010. — 440 с. — Іл., ISBN 978-966-00-0953-1.

В книге приведены сведения о всемирно известной патоновской научно-инженерной школе в области сварки и родственных технологий. Описан жизненный путь выдающегося ученого академика Е. О. Патона, основателя Института электросварки. Развернутые им и его школой целенаправленные фундаментальные исследования стали теоретической основой науки о сварке, преобразовали ее в мощный инструмент технического прогресса, что обеспечило революционные достижения во многих отраслях производства.

Под руководством академика Б. Е. Патона патоновская школа приобрела дальнейшее бурное развитие, существенно расширила тематику исследований и разработок, основала новые научно-технические направления, приобрела большой авторитет и широкое признание в мире.

Она воспитала плеяду известных ученых, членов Национальной академии наук, докторов и кандидатов наук, талантливых инженеров, которые наследуют и утверждают идеи и методы работы своих наставников, основополагающие принципы и традиции школы, воспитывают новые поколения учеников и последователей, приумножающих добрую славу своей альма-матер.

Книга полезна для научных и инженерно-технических работников, аспирантов, студентов, а также всех, кто интересуется историей развития науки и техники.

С книгой можно ознакомиться НБУ им. В. И. Вернадского, Львовской научной библиотеке им. В. Стефаника, библиотеке ИЭС им. Е. О. Патона.





СВАРКА ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ РАЗЛИЧНЫХ СИСТЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ

А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, канд. техн. наук, А. А. ЧАЙКА, И. Н. КЛОЧКОВ, М. Р. ЯВОРСКАЯ, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проведен сравнительный анализ степени разупрочнения и уровня прочности сварных соединений разноименных высокопрочных сложнелегированных алюминиевых сплавов АМг6М, 1420, 1201, 1460 толщиной 1,8 мм, полученных сваркой трением с перемешиванием, а также аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом. Рассмотрены особенности формирования структуры швов при обоих способах сварки. Показано, что деформационное упрочнение швов высокопрочных сложнелегированных алюминиевых сплавов при сварке трением с перемешиванием обеспечивает более высокий уровень их прочности, чем при сварке плавлением.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, аргонодуговая сварка, высокопрочные алюминиевые сплавы, комбинированные соединения, степень разупрочнения, временное сопротивление, структура металла сварных соединений

Алюминиевые сплавы различных систем легирования широко используются при изготовлении сварных конструкций. Для получения неразъемных соединений применяют разные способы сварки плавлением, основанные на кристаллизации металла шва из расплава сварочной ванны. Высокотемпературный нагрев зоны сварки приводит к структурным и фазовым превращениям не только в металле самого шва, но и в примыкающих к нему участках. В связи с этим прочность металла швов и сварных соединений нагартованных и термически упрочняемых алюминиевых сплавов в большинстве случаев не превышает 70 % прочности основного металла [1, 2]. Кроме того, многие алюминиевые сплавы в процессе кристаллизации расплава склонны к образованию горячих трещин в шве или зоне его сплавления (ЗС) с основным металлом. Такое межкристаллитное разрушение также обусловлено нагревом металла в зоне сварки до температуры плавления и происходит в местах выделения вторичных легкоплавких фаз [3]. Введение в шов присадочного материала определенного химического состава позволяет повысить стойкость сварных соединений против образования горячих трещин и обеспечить требуемый уровень их прочности [4].

Однако при создании современных высокоэффективных, многофункциональных и экономичных конструкций, в которых рационально используются определенные преимущества каждого материала, возникает необходимость сваривать разноименные алюминиевые сплавы. Естественно,

что при соединении таких сплавов сваркой плавлением система легирования металла в расплаве существенно усложняется, что создает дополнительные трудности при выборе состава присадочной проволоки. Последняя, смешиваясь со свариваемыми сплавами, способствует получению композиции металла шва, обеспечивающей минимальную склонность соединений к горячему растрескиванию и высокий уровень их механических свойств [5, 6]. Поэтому, если из технологического процесса сварки алюминиевых сплавов исключить разогрев зоны соединения до температуры солидуса, то можно устранить условия, приводящие к возникновению кристаллизационных трещин в швах, и повысить их прочностные характеристики.

Эффективным способом получения неразъемных соединений в твердой фазе без расплавления основного металла является сварка трением с перемешиванием (СТП). При этом способе сварки сварной шов образуется в результате перемещения в ограниченном пространстве небольшого объема пластифицированного металла, нагретого за счет трения до температуры, не превышающей 75 % температуры плавления сплава [7, 8].

Цель настоящей работы — оценить степень разупрочнения, особенности структуры и уровень прочности сварных соединений разноименных тонколистовых алюминиевых сплавов, полученных СТП и автоматической аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом (АДСНЭ).

В исследованиях использовали широко применяемые при изготовлении элементов летательных аппаратов [9, 10] высокопрочные алюминиевые сплавы АМг6 (Al–Mg–Mn) и 1201 (Al–Cu–Mn), а также литийсодержащие сплавы 1420 (Al–Mg–Li) и 1460 (Al–Cu–Li), имеющие повышенную удельную прочность. Листы толщиной 1,8 мм сваривали способом АДСНЭ со скоростью 20 м/ч на



установке MW-450 («Fronius», Австрия) с использованием присадочных проволок СвАМг6, СвАМг63 и Св1201 на токе 130...145 А. СТП осуществляли на сконструированной в ИЭС им. Е. О. Патона лабораторной установке. Для получения стыковых соединений использовали специальный инструмент с коническим наконечником и буртом диаметром 12 мм. Скорость вращения инструмента составляла 1420 об/мин, а линейная скорость его перемещения вдоль стыка — 8...14 м/ч. Из полученных сварных соединений изготавливали образцы для исследования их структуры, определения твердости и временного сопротивления при одноосном растяжении. Стандартные образцы, выполненные АДСНЭ, испытывали как со снятыми заподлицо с основным металлом проплавами, так и с дополнительно зачищенными усилениями. Испытания проводили с помощью универсальной многоцелевой сервогидравлической системы MTS 810. Для исследования структуры металла сварных соединений использовали оптический микроскоп МИМ-8М. Поперечные шлифы сварных соединений предварительно подготавливали с помощью электролитического полирования и дополнительного травления в растворе хлорной, азотной и плавиковой кислот. Твердость металла сварных соединений измеряли на лицевой поверхности швов, предварительно зачистив усиление и проплав заподлицо с основным металлом. При этом ширина швов, выполненных АДСНЭ, составляла в среднем 6,5 мм, а способом СТП — 3,5 мм при ширине зоны термомеханического воздействия (ЗТМВ) 11 мм. Степень разупрочнения металла в зоне сварки оценивали по результатам измерения его твердости на приборе «ROSKWELL» при нагрузке $P = 600$ Н.

Анализ распределения твердости показал, что степень разупрочнения металла как в шве, так и на примыкающих к нему участках, при СТП всегда меньше, чем при АДСНЭ. Так, при сварке сплава 1201 со сплавом АМг6 способом АДСНЭ с использованием присадочной проволоки СвАМг6 минимальная твердость металла шва составляет HRB 80, а с использованием проволоки Св1201 — HRB 83. Способ СТП позволяет повысить этот показатель до HRB 86. При сварке между собой термически упрочняемых сплавов 1420 и 1201 металл шва, выполненного сваркой плавлением с использованием присадочных проволок СвАМг63 и Св1201, имеет минимальную твердость соответственно HRB 78 и 84. Применение способа СТП обеспечивает твердость металла шва до уровня HRB 86 (рис. 1). Минимальная твердость металла швов, выполненных АДСНЭ на разноименных сплавах АМг6М и 1460 с использованием присадочной проволоки СвАМг6, также находится на уровне HRB 78. Применение присадочной проволоки Св1201 позволяет повысить твердость

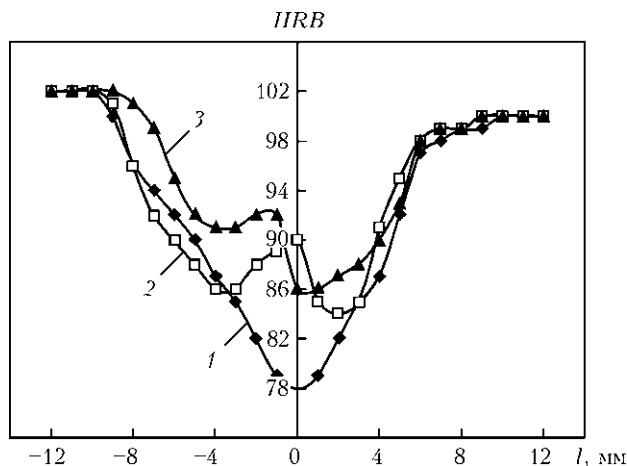


Рис. 1. Распределение твердости металла в соединениях разноименных алюминиевых сплавов 1420 и 1201, полученных АДСНЭ с использованием присадочных проволок СвАМг63 (1) и Св1201 (2), а также способом СТП (3); l — расстояние от оси шва

металла швов до HRB 84, но и в этом случае она намного ниже, чем при сварке в твердой фазе (HRB 89). При соединении литийсодержащих алюминиевых сплавов 1420 и 1460 АДСНЭ с использованием присадочных проволок СвАМг63 и Св1201 обеспечивается минимальная твердость металла в шве соответственно около HRB 78 и 86. При сварке их в твердой фазе этот показатель составляет не ниже HRB 87. Сварные швы разноименных соединений термически упрочняемых медьсодержащих алюминиевых сплавов 1201 и 1460, выполненные АДСНЭ с использованием присадочной проволоки Св1201, имеют минимальную твердость HRB 71. При СТП она повышается до HRB 88 (рис. 2).

Измерения температуры у края бурта инструмента, проведенные с помощью хромель-алюмелевых термопар, показали, что более низкий уровень разупрочнения металла при СТП разноименных алюминиевых сплавов обусловлен меньшим

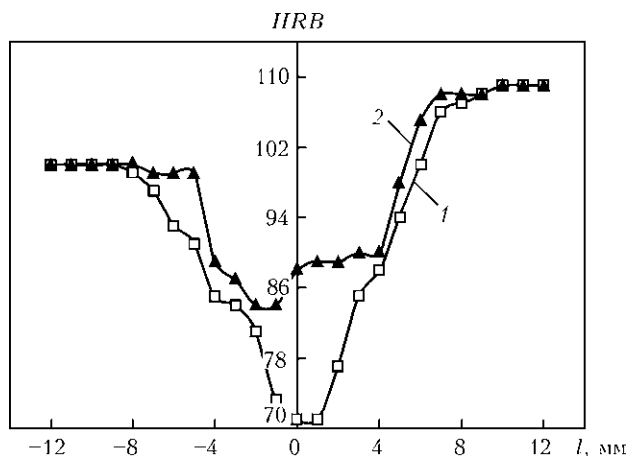


Рис. 2. Распределение твердости металла в соединениях разноименных медьсодержащих алюминиевых сплавов 1201 и 1460, полученных АДСНЭ с использованием присадочной проволоки Св1201 (1), а также способом СТП (2)

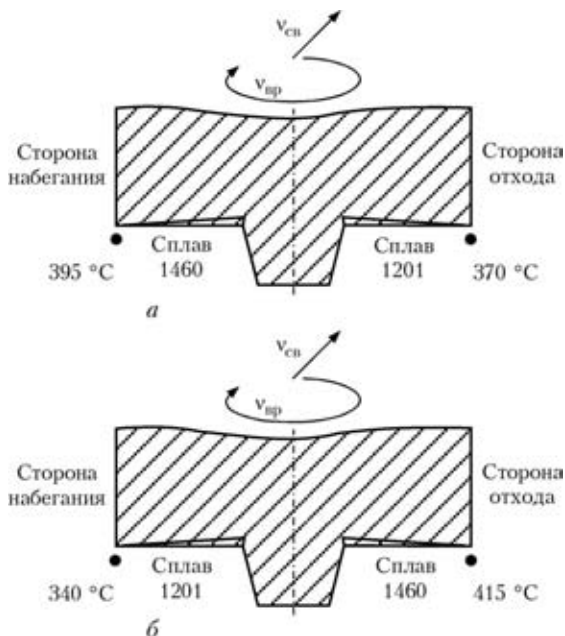


Рис. 3. Зависимость максимальной температуры металла у края бурта инструмента при СТП разноименных алюминиевых сплавов 1460 и 1201 от их расположения относительно направления вращения инструмента: *a* — сплав 1460 со стороны набегания инструмента, сплав 1201 со стороны отхода; *б* — наоборот; $v_{св}$ — скорость сварки; $v_{вр}$ — скорость вращения инструмента

нагревом металла в зоне сварки. Так, в зависимости от расположения сплавов 1460 и 1201 со стороны набегания или отхода инструмента максимальная температура у края бурта инструмента составляет 395 или 415 °C (рис. 3), в ядре шва металл нагревается до 500 °C.

Специфические термомеханические условия образования соединений при СТП способствуют формированию мелкокристаллической структуры металла шва и прилегающих к нему участков. Как и при сварке одноименных алюминиевых сплавов, в сварных соединениях можно выделить харак-

терные участки — ядро шва, ЗТМВ и зону термического влияния (ЗТВ). Но если примыкающие зоны по своей структуре практически не отличаются от полученных при сварке соответствующих сплавов в одноименном сочетании, то ядро шва содержит микроучастки с полностью и частично перемешанным металлом и микрослои с непеременным металлом (рис. 4). В металле ЗТВ строчки интерметаллидов и зерна ориентированы параллельно поверхности листа, а в металле ЗТМВ — в направлении перемещения инструмента и движущегося за ним пластифицированного металла. Зерна здесь достаточно крупные и вытянутые, хотя непосредственно на границе со швом они бывают мелкими равноосными, повидимому, рекристаллизовавшимися при повышенной температуре в процессе деформации. Для металла шва характерно наличие равноосных зерен и хаотично рассредоточенных измельченных интерметаллидных включений, размер которых существенно меньше, чем в основном металле, металле ЗТМВ, ЗТВ, а также в любом участке сварного соединения, полученного АДСНЭ (рис. 5).

В процессе СТП неразъемное соединение образуется в твердой фазе без расплавления материала. Сформированная при этом мелкодисперсная структура металла шва и непосредственно прилегающих к нему участков обеспечивает высокую прочность таких соединений. Так, при сварке сплава 1201 со сплавом АМг6 предел прочности образцов, разрушающихся по ЗС шва с основным металлом со стороны сплава 1201, находится на уровне 304 МПа (таблица). Для образцов со снятым усилением шва, выполненных АДСНЭ с использованием присадочных проволок Св1201 и СвАМг6, этот показатель ниже соответственно на 16 и 25 МПа. Полученные способом СТП образцы соединений термически упроч-

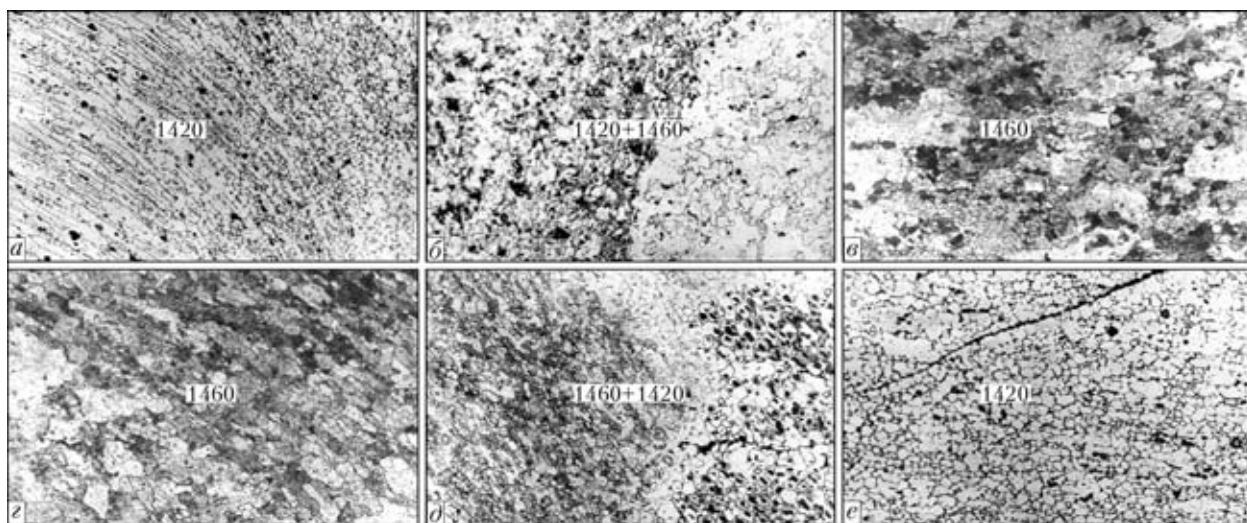


Рис. 4. Микроструктуры (5 400) сварных соединений разноименных алюминиевых сплавов 1420 и 1460, полученных способом СТП при различном их расположении относительно направления вращения инструмента: *a, e* — ЗТМВ со стороны набегания инструмента; *б, д* — ядро шва; *в, e* — ЗТМВ со стороны отхода инструмента

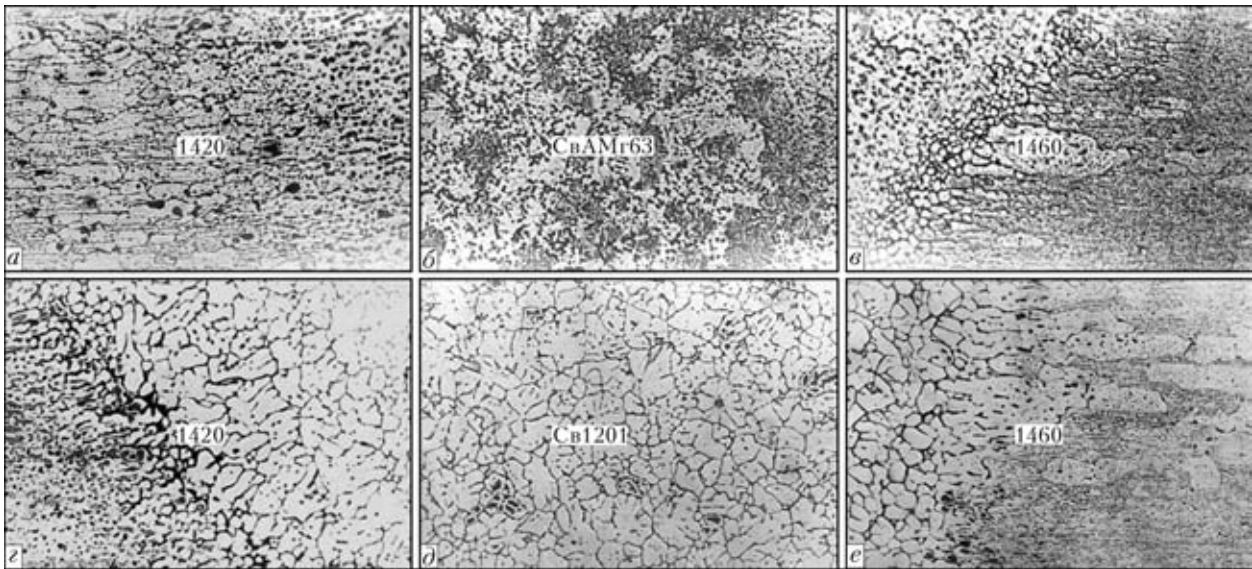


Рис. 5. Микроструктуры (5 400) участков металла сварных соединений алюминиевых сплавов 1420 и 1460, полученных способом АДСНЭ с использованием присадочных проволок: а, в, г, е — ЗС шва с основным металлом; б, д — шов

няемых сплавов 1201 и 1420 также разрушаются по ЗС шва с основным металлом со стороны сплава 1201. Их прочность достигает 311 МПа и превышает результаты, полученные при сварке плавлением с использованием присадочной проволоки СвАМг63, на 39 МПа, а проволоки Св1201 — на 71 МПа. Разрушение образцов соединений, полученных при СТП сплавов АМг6 и 1460, может происходить по ЗТМВ или ЗТВ со стороны сплава АМг6. Их временное сопротивление находится на

уровне 329 МПа, что превышает этот показатель для образцов соединений без усиления шва, полученных АДСНЭ с использованием присадочных проволок СвАМг6 и Св1201, соответственно на 78 и 46 МПа. Соединения, полученные СТП легированных магнием сплавов 1420 и АМг6, разрушаются по ЗТВ со стороны сплава АМг6 и имеют временное сопротивление 340 МПа, тогда как образцы соединений, полученные АДСНЭ без усиления шва, имеют временное сопротивление

Прочность соединений разноименных алюминиевых сплавов, полученных способами СТП и АДСНЭ

Свариваемые сплавы	Способ сварки	Присадочная проволока	$\sigma_{\text{в}}$ образцов без усиления шва, МПа	Место разрушения	$\sigma_{\text{в}}$ образцов с усилением шва, МПа	Место разрушения
1201+АМг6	СТП	—	304	ЗС ₁₂₀₁	—	—
	АДСНЭ	Св1201	288	ЗС ₁₂₀₁	302	ЗС ₁₂₀₁
		СвАМг6	279	ЗС ₁₂₀₁	312	ЗС ₁₂₀₁
1201+1420	СТП	—	311	ЗС ₁₂₀₁	—	—
	АДСНЭ	Св1201	240	ЗС ₁₄₂₀	287	ЗС ₁₂₀₁
		СвАМг63	272	ЗС ₁₄₂₀	301	ЗС ₁₂₀₁
АМг6+1460	СТП	—	329	ЗТМВ _{АМг6} ЗТВ _{АМг6}	—	—
	АДСНЭ	Св1201	283	ЗС _{АМг6}	283	ЗС ₁₄₆₀
		СвАМг6	251	Шов	321	ЗС _{АМг6}
1420+АМг6	СТП	—	340	ЗТВ _{АМг6}	—	—
	АДСНЭ	СвАМг63	314	Шов/ЗС _{АМг6}	343	ЗС _{АМг6}
1201+1460	СТП	—	285	ЗС ₁₂₀₁	—	—
	АДСНЭ	Св1201	257	Шов	294	ЗС ₁₂₀₁
1420+1460	СТП	—	286	ЗС ₁₄₂₀	—	—
	АДСНЭ	Св1201	281	ЗС ₁₄₂₀	335	ЗС ₁₄₂₀
		СвАМг63	288	Шов/ЗС ₁₄₂₀	358	ЗС ₁₄₂₀

Примечание. В таблице приведены средние значения показателей по результатам испытания 3–5 образцов.



всего 314 МПа. При СТП легированных медью термически упрочняемых сплавов 1201 и 1460 прочность образцов соединений составляет 285 МПа. Их разрушение происходит по ЗС шва с основным металлом со стороны сплава 1201, как и у образцов с усилением шва, полученных способом АДСНЭ с применением присадочной проволоки Св1201. Но соединения без усиления шва разрушаются по металлу шва и имеют прочность ниже 257 МПа, т. е. меньше чем у полученных в твердой фазе. И даже наличие усиления шва на всех образцах выше перечисленных соединений лишь изредка позволяет достичь такого же уровня прочности, как при сварке в твердой фазе. Соединения литийсодержащих алюминиевых сплавов 1420 и 1460, полученных СТП, разрушаются по ЗС шва с основным металлом со стороны сплава 1420 и имеют временное сопротивление 286 МПа. Примерно такой же показатель прочности обеспечивается в образцах соединений без усиления шва при сварке этих сплавов способом АДСНЭ с присадочными проволоками Св1201 и СвАМг63. Однако прочность образцов с усилением шва при использовании проволок Св1201 и СвАМг63 повышается соответственно до 335 и 358 МПа.

Таким образом, при СТП шов и прилегающие к нему участки нагреваются ниже температуры плавления основного металла, благодаря чему исключается возможность образования кристаллизационных трещин при получении неразъемных соединений как одноименных, так и разноименных алюминиевых сплавов.

Интенсивное перемешивание пластифицированного металла в ограниченном пространстве при избыточном давлении способствует формированию субдендритной структуры ядра шва, состоящей из однородных и частично перемешанных слоев свариваемых сплавов, а также ЗТМВ, со-

державшей одновременно протяженные вытянутые относительно направления перемещения инструмента зерна и мелкие рекристаллизованные равноосные зерна.

Измельчение зерен, увеличение объемной доли их границ и дробление интерметаллидных фаз в металле швов, выполненных способом СТП на разноименных алюминиевых сплавах, позволяют получить более высокие значения временного сопротивления сварных соединений, чем при сварке плавлением.

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. *Машин В. С., Покляцкий А. Г., Федорчук В. Е.* Механические свойства соединений алюминиевых сплавов при сварке плавящимся и неплавящимся электродом // Там же. — 2005. — № 9. — С. 43–49.
3. *Ищенко А. Я.* Характер горячих трещин, образующихся при сварке плавлением высокопрочных алюминиевых сплавов // Актуальные проблемы сварки цветных металлов. — Киев: Наук. думка, 1985. — С. 34–36.
4. *Рабкин Д. М.* Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов. — Киев: Наук. думка, 1986. — 256 с.
5. *Liptak I. A., Baysinger F. R.* Welding dissimilar aluminium alloys // Welding J. — 1968. — № 4. — P. 173–180.
6. *Свойства* сварных соединений алюминия АД0 со сплавом АМг6, полученных с использованием различных присадочных проволок / А. Я. Ищенко, А. В. Лозовская, М. Р. Яворская, В. Я. Коржова // Автомат. сварка. — 1991. — № 5. — С. 12–18.
7. *Dawes C. J., Thomas W. M.* Friction stir process welds aluminum alloys // Welding J. — 1996. — № 3. — P. 41–45.
8. *Analysis of friction stir welds using thermocouple measurements / S. G. Lambrakos, R. W. Fonda, J. O. Milewski, J. E. Mitchell* // Sci. and Techn. of Welding and Joining. — 2003. — № 5. — P. 385–390.
9. *Lohwasser D.* Welding of airframes by friction stir // The Third Intern. symp. on friction stir welding, Kobe, Japan, Sept. 27–28, 2001. — Kobe, 2001. — P. 1–6.
10. *Фрикционная* сварка алюминиевых лайнеров металлокомпозитных баллонов высокого давления / В. А. Поповцев, Н. В. Макаров, Г. В. Шилло и др. // Технология машиностроения. — 2008. — № 1. — С. 38–41.

Comparative analysis of the degree of weakening and level of strength of the 1.8 mm thick TIG and friction stir welded joints on dissimilar high-strength multi-component aluminium alloys AMg6M, 1420, 1201 and 1460 was carried out. Peculiarities of formation of the weld structure in both cases were studied. It is shown that strain hardening of the friction stir welds on high-strength multi-component aluminium alloys provides their higher strength level, compared with the fusion welds.

Поступила в редакцию 14.04.2009



МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПАЯНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО МЕДНОГО СПЛАВА

С. В. МАКСИМОВА, канд. техн. наук, чл.-кор. НАН Украины В. Ф. ХОРУНОВ, В. А. ШОНИН, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Представлены результаты исследования комплекса свойств паяных соединений медного сплава, упрочненного дисперсными частицами Al_2O_3 , полученных с помощью вакуумной пайки и адгезионно-активных припоев. Показано, что применение термической обработки основного металла в сочетании с припоем системы Cu–Ti обеспечивает прочность паяных соединений на разрыв на уровне 81 % прочности основного металла в состоянии поставки и 92 % после предварительной термической обработки.

Ключевые слова: вакуумная пайка, дисперсно-упрочненный медный сплав, стыковое паяное соединение, адгезионно-активные припой, механические свойства на растяжение

Соединения, полученные с помощью высокотемпературной пайки, являются гетерогенными системами, состоящими из различных материалов, которые характеризуются разными физико-механическими свойствами. Прочность паяных соединений в значительной мере зависит от правильного выбора состава припоя, его механических свойств и совместимости с паемым материалом. Технологический процесс пайки позволяет избежать высоких остаточных напряжений в соединениях, расплавления основного металла, образования трещин и, таким образом, сохранить механические свойства основного металла и не нарушить его структурное состояние. В процессе пайки происходит физико-химическое взаимодействие основного металла с расплавленным припоем, что влияет на состав паяного шва. При этом механические свойства паяных соединений отличаются от свойств припоя в исходном состоянии [1] и находятся в прямой зависимости от структурного состояния металла шва и его ширины [2].

В настоящей работе представлены результаты исследования механических свойств паяных соединений дисперсно-упрочненного медного сплава (Glidcop Al-25), полученных с помощью адгезионно-активных припоев на основе систем Cu–Ti, Cu–Mn–Ni–Fe–Si и др. (табл. 1). Микроструктурные особенности паяных соединений жаропрочного медного сплава Glidcop Al-25, упрочненного дисперсными оксидными частицами Al_2O_3 , ранее были изучены при использовании различных припоев и методов нагрева [3, 4].

Для исследования механических свойств основного материала и паяных соединений использовали дисперсно-упрочненный медный сплав

Glidcop Al-25 в состоянии поставки и после отжига при температуре 950 °C в течение 1 ч. При изготовлении стыковых паяных соединений использовали цилиндрические заготовки длиной около 70 мм с подготовленными торцевыми поверхностями. Для обеспечения соосности паяных образцов перед пайкой их помещали в специальное приспособление, в зазор укладывали припой и затем помещали в печь. Паяли в вакууме при температуре ликвидуса припоя с использованием радиационного и контактного нагревов. При контактом нагреве к паемым образцам прилагали сжимающее давление 10 г/см². Выдержка при температуре пайки в обоих случаях составляла 3 мин, но общее время пайки (до выгрузки из печи) при радиационном нагреве было больше — около 130...140 мин, при контактом нагреве — около 20 мин. Из полученных стыковых паяных заготовок длиной около 140 мм изготавливали цилиндрические образцы для испытаний на статическое растяжение. Размеры рабочей зоны образцов составляли: длина $l_0 = 50$ мм, диаметр $d_0 = 10$ мм. В захватных участках образцов нарезали резьбу М16.

Испытания на растяжение проводили в соответствии с ГОСТ 6996–66 и ГОСТ 1497–84. Использовали электромеханическую машину УМЭ-10тм, оснащенную необходимым электронным оборудованием, тензометрическим измерителем деформаций на базе 25 мм и двухкоординатным самописцем Н307/1. Отклонения измеряемой наг-

Таблица 1. Температура плавления припоев, °C

№ припоя	Базовая система	$T_{\text{сол}}$	$T_{\text{лик}}$
1	Cu–Ti	950	990
2	Cu–Mn–Ni–Fe–Si	810	890
3	Ti–Zr–Ni–Cu–V–Be	748	857
4	Ti–Zr–Ni–Cu	830	955

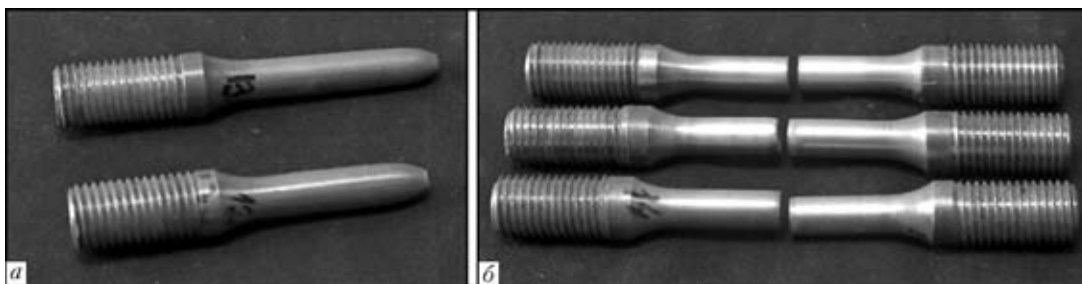


Рис. 1. Внешний вид образцов после механических испытаний: *a* — основной металл; *б* — паяные соединения

рузки не превышали $\pm 1\%$. Температура испытаний составляла $20...24\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Определяли условные значения пределов прочности σ_b , текучести $\sigma_{0,2}$ и упругости $\sigma_{0,01}$, а также относительное удлинение на базе 25 мм $\delta_{2,5}$, сужение ψ и модуль упругости E . При испытаниях записывали диаграмму деформирования F (нагрузка) и Δl (удлинение образца). Для определения значений $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{0,01}$, E скорость перемещения захвата испытательной машины составляла $8 \cdot 10^{-3}$ мм/с, а дальнейшие испытания до полного разрушения проводили со скоростью $8 \cdot 10^{-2}$ мм/с. После достижения значения остаточного относительного удлинения $\varepsilon \geq 0,2\%$ нагрузку снижали до $F = 0$. После перестановки режима перемещения захвата и масштаба записи диаграммы испытания продолжали до полного разрушения.

Диаметр рабочей зоны образцов до d_0 и после испытаний d_n измеряли в трех различных сечениях по двум взаимно перпендикулярным направлениям. В паяных образцах измерения проводили в сечениях по зоне соединения с помощью микрометра МКО-25 с ценой деления 0,01 мм.

Относительное удлинение $\delta_{2,5}$ при разрушении определяли по диаграмме деформирования для базы измерителя деформации $OL = 25$ мм и измерением остаточного удлинения между базовыми отметками на образце $\Delta l = l_U - l_O$. Для этого перед испытанием на поверхности образцов наносили легкие поперечные риски для базы измерения 25 мм с двух сторон от центра шва. Для выявления характера неравномерного деформирования в пределах базовой длины на поверхности образ-

цов (РМ-1, РМ-2, № 3, 4, 7, 8, 13, 14) со снятыми шлифованными неровностями наносили дополнительно поперечные риски: в зоне шва через 1 мм, а за его пределами через 2 мм. Для нанесения поперечных рисок и измерения удлинения использовали инструментальный микроскоп БИМ-1, имеющий микрометрические винты с ценой деления 0,005 мм. По данным замеров определяли относительные остаточные локальные удлинения

$$\delta_{l_i=1} = \frac{l_{U,i} - l_{O,i}}{l_{O,i}} \cdot 100\%,$$

где $l_{U,i}$, $l_{O,i}$ — расстояние между рисками после и до испытаний соответственно.

При растяжении образцы основного металла РМ-1 и РМ-2 разрушались со значительной пластической деформацией в пределах рабочей (пропорциональной) части образца с образованием шейки в зоне разрушения (рис. 1, *a*). Структура поверхности разрушения в исходном состоянии однородная, характеризуется ямочным вязким рельефом (рис. 2, *a*).

Отжиг приводит к увеличению (в 2 раза) локальных значений остаточного относительного удлинения по сравнению с неотожженным образцом (табл. 2, рис. 3). Однако вследствие разрушения образца в отожженном состоянии за пределами базы измерения он показал более низкое значение остаточного относительного удлинения $\delta_{2,5}$.

После термообработки прочность сплава Glidcor Al-25 понижается на 60 МПа (табл. 2), т. е. его прочность соответствует 430 МПа. Излом носит вязкий характер, но ямки имеют больший размер (около 10 мкм), чем в предыдущем образце

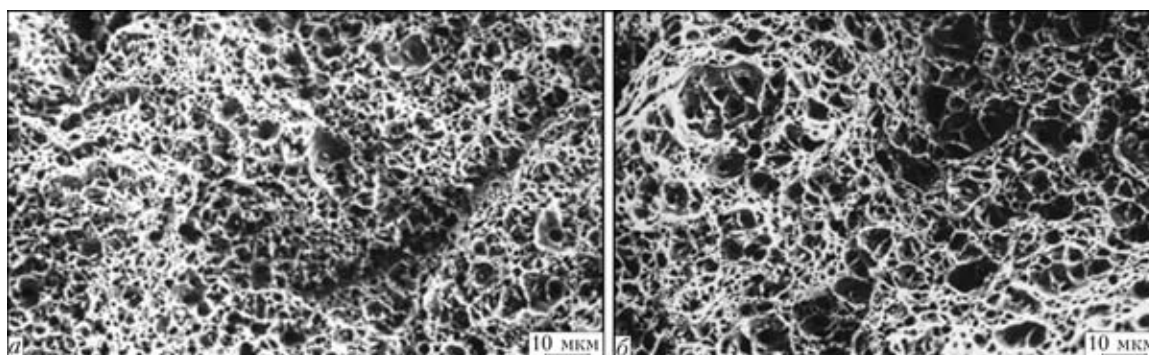


Рис. 2. Фрактографии поверхности разрушения основного металла в исходном состоянии (*a*) и после отжига (*б*)



Таблица 2. Результаты испытаний на растяжение основного металла и стыковых паяных соединений медного сплава Glidcop Al-25

Номер образца	Система легирования припоя	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{0,01}$, МПа	E , МПа	$\delta_{2,5}$, %	ψ , %
PM-1	—	491,5	440,6	245,1	108606	10,4	68,8
PM-2*	—	430,1	351,9	243,6	101365	7,2	75,8
1	Cu-Ti	353,2	337,4	230,8	94594	0,561	2,7
2	Cu-Ti	353,4	333,1	219,5	99925	0,79	2,31
3*	Cu-Ti	397,2	322,7	217,2	96970	1,42	5,99
4*	Cu-Ti	382,4	320,3	218,6	94365	3,89	5,41
5	Cu-Mn-Ni-Fe-Si	111,9	>111,9	111,9	93898	0,05	0,10
6	Cu-Mn-Ni-Fe-Si	253,9	>253,9	191,2	98727	0,07	0,50
7*	Cu-Mn-Ni-Fe-Si	305,3	304,1	202,5	97388	0,27	1,69
8*	Cu-Mn-Ni-Fe-Si	282,6	>282,6	215,2	95785	0,09	1,00
9	Ti-Zr-Ni-Cu-V-Be	310,3	>310,3	245,1	91539	0,07	0,99
10	Ti-Zr-Ni-Cu-V-Be	234,3	>234,4	234,3	99917	0,01	0,20
11	Ti-Zr-Ni-Cu	136,8	>136,8	>136,8	108823	0	0,60
13**, *	Cu-Ti	387,1	322,1	223	92300	4,2	16,4
14**, *	Cu-Ti	376,6	322,2	197,1	99160	2,5	8,4
15**	Cu-Mn-Ni-Fe-Si	357,9	334	214,7	99914	0,6	2,04
16**	Cu-Mn-Ni-Fe-Si	305	>305	214,9	100833	0,12	0,56

* Предварительный отжиг. ** Пайка с помощью контактного нагрева.

(см. рис. 2, б), что возможно при частичном укрупнении упрочняющей фазы.

При испытаниях паяных образцов на растяжение разрушение происходило по шву с минимальной пластической деформацией основного металла в околошовной зоне (см. рис. 1, б). Определено, что при использовании припоев на базе систем Ti-Zr-Ni-Cu (табл. 2) и Ti-Zr-Ni-Cu-V-Be получена самая низкая прочность паяных соединений, соответственно 137 и 234...310 МПа. На поверхности излома присутствует большое количество участков с хрупким разрушением (рис. 4, а, б).

Более высокие значения прочности получены при использовании припоя системы Cu-Mn-Ni-Fe-Si, хотя разброс значений существенный (порядка 140 МПа). Проведение предварительной термической обработки паемого материала при радиационном нагреве позволяет повысить прочность на разрыв с 112...254 до 283...305 МПа. Дальнейшее увеличение прочности ($\sigma_b = 305...358$ МПа) достигается при использовании контактного нагрева (табл. 2, образцы № 15, 16), который обеспечивает быстрый нагрев и охлаждение, а также минимальное время пайки. Кроме того, приложение сжимающего усилия способствует выдавливанию части жидкого припоя из зазора, что тоже положительно влияет на механические свойства паяных соединений. Анализ полученных данных показывает, что применение

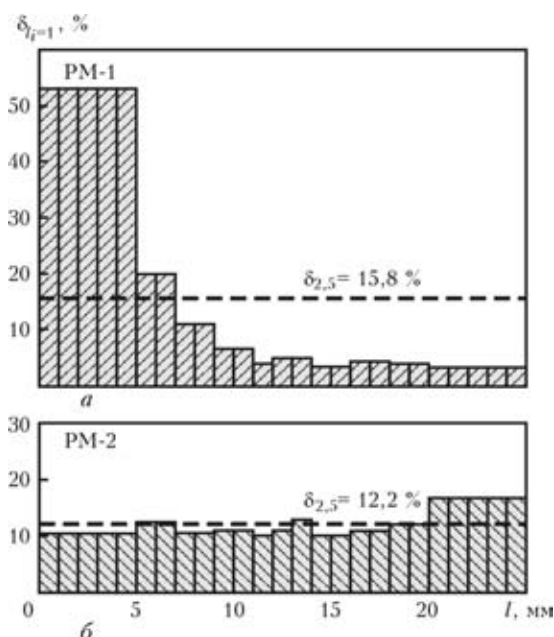


Рис. 3. Характер распределения остаточного относительного удлинения при испытаниях на растяжение цилиндрических образцов из сплава Glidcop Al-25 в исходном состоянии (а) и после отжига (б)

контактного нагрева позволяет уменьшить время пайки (примерно в 6-7 раз) по сравнению с радиационным нагревом и одновременно повысить прочность паяных соединений примерно на 50 МПа при пайке припоем на базе системы Cu-Mn-Ni-Fe-Si.

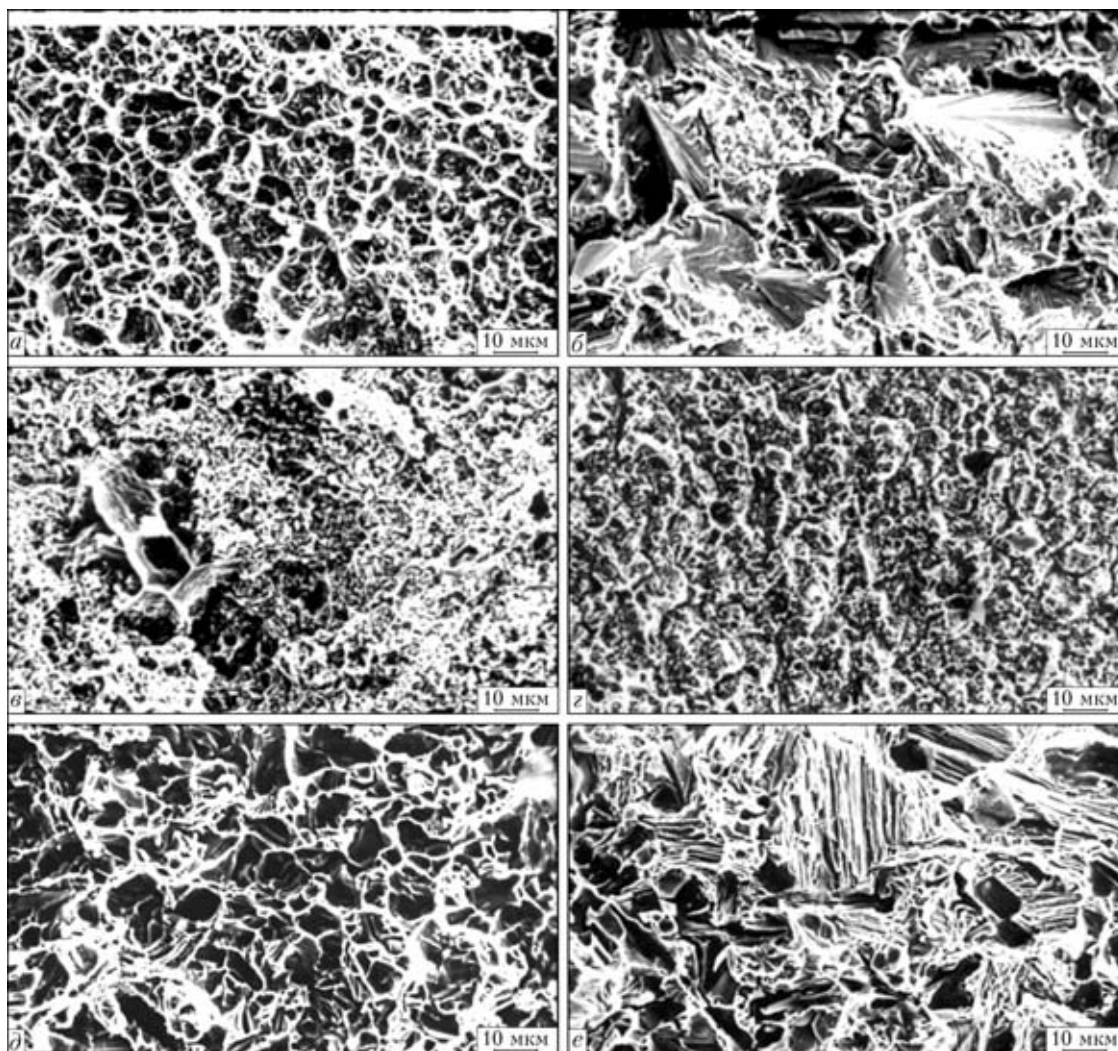


Рис. 4. Фрактографии изломов паяных соединений дисперсно-упрочненного медного сплава, полученных с помощью припоев № 4 (а), 3 (б), 2 (в, з), 1 (д, е)

Результаты фрактографических исследований характера разрушения паяных соединений показали, что на топографию поверхности изломов влияет состав паяного шва, т. е. микроструктурные составляющие шва. Так, поверхность излома образца № 6 ($\sigma_b = 254$ МПа, радиационный нагрев) отличается смешанным характером разрушения с большим количеством гребней отрыва (рис. 4, в). На поверхности излома наблюдаются единичные частицы, содержащие до 20 % мас. алюминия.

Характер разрушения образцов, полученных при пайке тем же припоем (Cu–Mn–Ni–Fe–Si) с помощью контактного нагрева ($\sigma_b = 305$ МПа), отличается более мелкозернистой структурой. В отдельных частицах массовая доля алюминия уменьшается и составляет около 10 %. Более мелкозернистая структура поверхности разрушения (рис. 4, з) наблюдается у образца № 15, показавшего самую высокую прочность для данного припоя ($\sigma_b = 358$ МПа). Массовая доля алюминия в белых частицах продолжает уменьшаться и не превышает 6 %. Таким образом, с уменьшением

массовой доли алюминия в паяном шве прочность на разрыв паяных соединений возрастает.

Наилучшие характеристики прочности паяных соединений (при хорошей стабильности) получены при пайке припоем Cu–Ti как при использовании радиационного нагрева ($\sigma_b = 353$ МПа, табл. 2), так и проходящего тока ($\sigma_b = 377...387$ МПа). Наблюдается мелкозернистая ямочная структура излома, размер фасеток относительно небольшой и составляет не более 10 мкм. Массовая доля алюминия в шве не превышает 1 %.

Предварительная термическая обработка паяемого материала при радиационном нагреве позволила повысить прочность соединений на растяжение с 353 до 397 МПа, что составляет 81 % прочности основного металла в состоянии поставки и 92 % — после предварительной термической обработки. В то же время при максимальной прочности наблюдается хрупкое разрушение транскристаллитного типа (рис. 4, д, е).

Более наглядно преимущества данного припоя иллюстрируют диаграммы, где представлены средние значения механических испытаний на

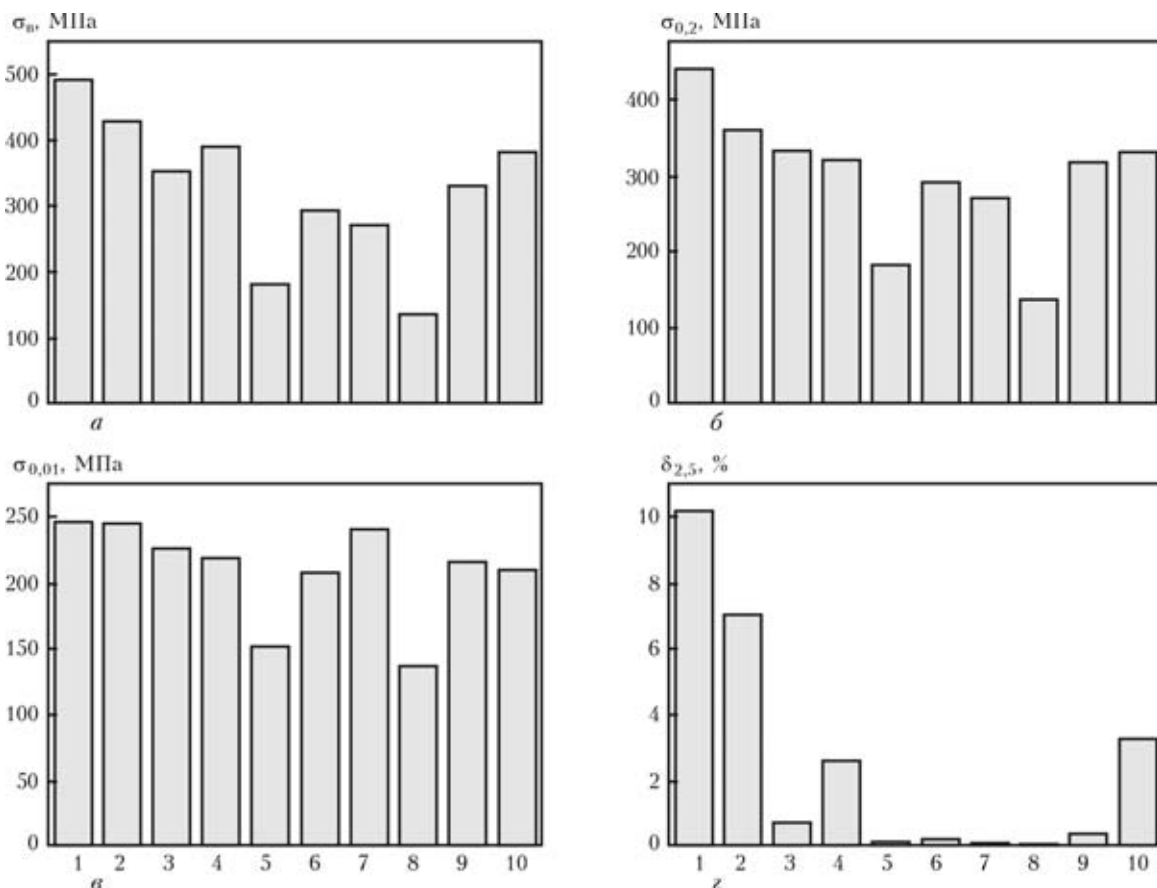


Рис. 5. Диаграммы средних значений механических свойств сплава Glidcor Al-25 в исходном (1) и отожженном состоянии (2) и паяных соединений (3–10), полученных с помощью припоев на базе систем Cu–Ti (3); Cu–Ti⁽¹⁾ (4); Cu–Mn–Ni–Fe–Si (5); Cu–Mn–Ni–Fe–Si⁽¹⁾ (6); Ti–Zr–Ni–Cu–V–Be (7); Ti–Zr–Ni–Cu (8); Cu–Mn–Ni–Fe–Si⁽²⁾ (9); Cu–Ti^(1,2) (10); ⁽¹⁾ — предварительная термическая обработка основного металла при температуре 950°C в течение 1ч; ⁽²⁾ — пайка с помощью проходящего тока

растяжение основного металла, а также паяных соединений, полученных с помощью разных припоев (рис. 5, а–в).

Следует отметить, что предварительная термическая обработка при пайке (с радиационным нагревом) приводит к повышению относительного удлинения (рис. 5, г) при пайке припоем Cu–Ti.

Кратковременная прочность на разрыв σ_b паяных образцов не превышает условного предела текучести $\sigma_{0.2}$ неотожженного основного металла, а значения относительного удлинения $\delta_{2.5}$ более, чем в 2 раза ниже, чем соответствующее значение для основного металла (рис. 5, г). При этом условный предел упругости снижается незначительно.

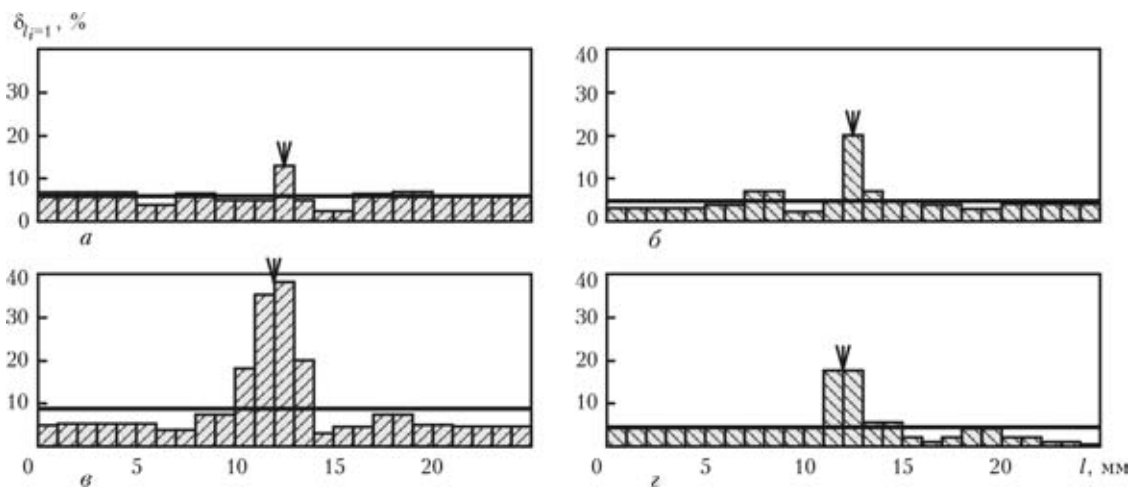


Рис. 6. Характер распределения остаточного относительного удлинения при испытаниях на растяжение стыковых соединений, паяных припоем системы Cu–Ti в вакуумной печи радиационным нагревом: а — образец № 3; б — № 4 и проходящим током; в — № 13; г — № 14 (а — $\delta_{2.5} = 5,9$; б — 4,76; в — 8,86; г — 4,45 %)



При пайке проходящим током тепло в основном выделяется в зоне контактирующих поверхностей, что подтверждает сопоставление характера распределения остаточного относительного удлинения $\delta_{2,5}$ в стыковых соединениях в отожженном состоянии, полученных с помощью припоя Cu–Ti (рис. 6, в, з).

Прочность на разрыв паяных соединений, полученных с помощью припоя Cu–Ti, при контактном нагреве довольно стабильная (376,6...387,1 МПа), но ниже, чем при пайке радиационным нагревом примерно на 10 МПа. Для данного припоя предпочтителен радиационный нагрев, который благоприятно влияет на структурообразование паяных швов [3] и соответственно на механические свойства паяных соединений.

Выводы

1. При вакуумной пайке дисперсно-упрочненного медного сплава Glidcop Al-25 припоями системы Ti–Zr–Ni–Cu–V–Be и Ti–Zr–Ni–Cu прочность паяных соединений находится на низком уровне и не превышает соответственно 310 и 137 МПа.

2. Применение припоя Cu–Ti (при радиационном нагреве) в сочетании с предварительной термической обработкой основного металла обеспечивает высокую прочность на разрыв паяного соединения, что составляет 81...92 % прочности основного металла. Существенно сократить время пайки (в 6-7 раз) по сравнению с радиационным нагревом позволяет применение контактного нагрева, но при этом прочность паяных соединений ниже и соответствует 78...89 % прочности основного металла.

1. Кузнецов О. А., Погалов А. И. Прочность паяных соединений. — М: Машиностроение, 1987. — 112 с.
2. Справочник по пайке / Под ред. И. Е. Петрунина. 3-е изд., перераб. и доп. — М: Машиностроение, 2003. — 480 с.
3. Максимова С.В., Хорунов В. Ф. Структурные особенности паяных соединений дисперсно-упрочненной меди // 36. науч. праць НУК. — 2009. — № 428(6). — С. 90–99.
4. Высокотемпературная вакуумная пайка дисперсно-упрочненного медного сплава GLIDCOP Al-25 / С. В. Максимова, В. Ф. Хорунов, В. А. Шонин и др. // Автомат. сварка. — 2002. — № 10. — С. 15–19.

The paper gives the results of investigation of a set of properties of brazed joints of a copper alloy strengthened by dispersed particles of Al_2O_3 , produced by vacuum brazing using adhesion-active braze alloys. It is shown that application of base metal heat treatment in combination with braze alloy of Cu–Ti system ensures rupture strength of welded joints on the level of 81 % of that of as-delivered base metal and 92 % of base metal after preliminary heat treatment.

Поступила в редакцию 26.03.2010

ВНИМАНИЮ СПЕЦИАЛИСТОВ!

В ИЭС им. Е. О. Патона издан рекламно-информационный буклет «Электронно-лучевая сварка». В нем обобщены сведения о 50-летнем опыте создания в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины оборудования для электронно-лучевой сварки (ЭЛС).

ЭЛС имеет прочные позиции в ряде отраслей.

В космическом машиностроении введено в эксплуатацию 116 установок для сварки узлов из нержавеющей сталей, сплавов на никелевой основе, титановых, алюминиевых и медных сплавов.

В авиастроении России, США, Индии нашли применение крупногабаритные установки КЛ-115 и КЛ-118.

В судостроении России, Украины эффективно используются установки УЛ-214 для сварки крупных морских конструкций.

В приборостроении нашли применение 10 установок СВ-112/103.

За последние 10 лет введено в промышленную эксплуатацию и изготавливаются в данное время 56 комплектов оборудования для ЭЛС, включая установки с объемом вакуумных камер до 100 м³.



**Буклет можно заказать
в редакции журнала «Автоматическая сварка».**



МНОГОСЛОЙНЫЕ ТЕПЛОЗАЩИТНЫЕ ПЛАЗМЕННЫЕ ПОКРЫТИЯ $ZrO_2-NiCrAlY$

А. Л. БОРИСОВА, д-р техн. наук, **А. Ю. ТУНИК**, **Л. И. АДЕЕВА**, кандидаты техн. наук,
А. В. ГРИЩЕНКО, **Т. В. ЦЫМБАЛИСТАЯ**, **М. В. КОЛОМЫЦЕВ**, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Дана сравнительная характеристика многослойных плазменных покрытий $ZrO_2-NiCrAlY$. Установлено, что фазовый состав внешнего керамического слоя зависит от толщины металлического подслоя, т. е. его теплопроводности, влияющей на скорость охлаждения напыляемых на него частиц ZrO_2 . Для обеспечения оптимальной термостойкости керамического слоя толщина металлического подслоя не должна превышать 100 мкм.

Ключевые слова: диоксид циркония, сплав $NiCrAlY$, порошки, плазменное напыление, многослойные покрытия, фазовый состав, структура, термостойкость покрытий

Многие актуальные задачи современной техники, среди которых одной из наиболее важных является повышение эффективности и качества энергетических машин, успешно решаются благодаря применению теплозащитных покрытий (ТЗП). Мировой опыт использования ТЗП на деталях двигателей внутреннего сгорания позволяет оптимизировать режимы работы двигателей, повысить их КПД, сократить расход топлива и смазочных материалов, уменьшить токсичность выхлопов и пр. Наиболее приемлемыми ТЗП на детали двигателей внутреннего сгорания признаны плазменные с внешним керамическим слоем из частично стабилизированного диоксида циркония и металлическим подслоем из $NiCrAlY$ [1]. Термостойкость и ресурс эксплуатации покрытий на основе ZrO_2 , характеризующегося полиморфными превращениями и значительными объемными изменениями при нагреве и охлаждении, в значительной мере определяются фазовым составом теплозащитного слоя, сформированным при напылении.

Считается, что оптимальным фазовым составом внешнего керамического слоя является максимальное содержание так называемой тетрагональной T' -фазы с низкой степенью тетрагональности, которая обеспечивает высокую степень термостойкости, а также наличие незначительной (4...5 мас. %) массовой доли моноклинной фазы. Благодаря мартенситному превращению последней в покрытии формируется сетка мелких трещин, препятствующих его разрушению [2–5]. T' -фаза структурно идентична тетрагональной T -фазе, но отличается повышенным содержанием растворенного в ней Y_2O_3 , что приводит к росту объема ячейки тетрагональной фазы с одновре-

менным уменьшением степени тетрагональности вплоть до единицы, т. е. к превращению в структуру кубической модификации.

Многие вопросы, связанные с формированием оптимального фазового состава внешнего керамического слоя ТЗП (химический состав и фракция напыляемого порошка, технологические параметры напыления, толщина покрытия и др.), изучены достаточно детально, однако на этот процесс могут влиять и такие неизученные факторы, как условия охлаждения частиц напыляемого керамического слоя, в том числе зависящие и от толщины металлического подслоя.

Одним из путей повышения термостойкости ТЗП является создание градиентных покрытий, в которых происходит постепенное изменение их состава — от металлического подслоя к внешнему керамическому слою [6–8]. Существует мнение, что переходные металлокерамические слои ухудшают термоусталость покрытий при температуре выше 1170...1220 К, что обусловлено интенсивным окислением металлической составляющей переходного слоя [3]. Это приводит к возникновению дополнительных напряжений сжатия в объеме покрытия и преждевременному отслаиванию керамического слоя.

Цель настоящей работы — решение двух задач: исследование влияния толщины металлического подслоя $NiCrAlY$ на фазовый состав внешнего керамического слоя ZrO_2 для определения его оптимального значения, а также оценка особенностей формирования и структуры многослойных покрытий $ZrO_2-NiCrAlY$ с проведением сравнительных испытаний алюминиевых деталей двигателей внутреннего сгорания с этими покрытиями на термостойкость в условиях термоциклирования.

В качестве материала для нанесения внешнего керамического слоя ТЗП использовали порошок ZrO_2 , стабилизированный 6,2 мас. % Y_2O_3 , а для



Таблица 1. Режимы напыления плазменных покрытий*

Состав напыляемого порошка, мас. %	Фракция, мкм	U, В	Плазмообразующий газ		Дистанция напыления, мм
			Состав	Расход, л/мин	
NiCrAlY	-100...+40	40	Ar + N ₂	24	130
25 ZrO ₂ + 75 NiCrAlY	-60...+40	40	Ar + N ₂	26	130
50 ZrO ₂ + 50 NiCrAlY		50	Ar + N ₂	28	120
75 ZrO ₂ + 25 NiCrAlY		55	N ₂	30	120
ZrO ₂		60	N ₂	31	100

* Ток напыления $I = 500$ А.

металлического подслоя — порошок NiCrAlY сплава ПХ16Н77Ю6И, полученный кальцийтермическим методом. Его химический состав следующий, мас. %: 73,64...75,44 Ni; 17,02...17,58 Cr; 5,78...5,86 Al; 0,88...1,07 Y; 0,87...1,85 Ca.

Смеси порошков для нанесения многослойных покрытий готовили в лабораторном атриторе на воздухе при минимальной скорости вращения импеллера 400 об/мин в течение 30 мин. Порошковые смеси имели следующий состав: $(100 - n)\text{NiCrAlY} + n\text{ZrO}_2$, где $n = 0; 50; 100$ (для трехслойных покрытий) или 0; 25; 50; 75; 100 мас. % (для пятислойных).

Плазменные покрытия наносили с помощью установки УПУ-8М. В качестве основы для покрытия использовали стальные образцы, а при исследовании теплозащитных свойств — образцы из алюминиевого сплава. Режим нанесения корректировали в зависимости от состава напыляемого материала (табл. 1).

Исследование порошков и покрытий проводили методами металлографии на микроскопе «Неофот-32», оснащенном приставкой для цифрового фотографирования, растровой электронной микроскопии (электронный микроскоп JSM-840), дюретрического анализа (твердомер М-400 фирмы «LECO» при нагрузке 0,25 Н), рентгеноструктурного фазового анализа (РСФА), выполненного на дифрактометре «ДРОН-УМ1», излучение CuK_α). Обработку данных дифрактометрического эксперимента осуществляли с использованием программы

для полнопрофильного анализа рентгеновских спектров от смеси поликристаллических фазовых составляющих PowderCell 2.4.

Для исследования теплозащитных свойств покрытий применяли прямой нагрев их поверхности пламенем струи газовой горелки, а в качестве горючей смеси — смесь газов $\text{C}_3\text{H}_8 + \text{O}_2$ в соотношении объемов 1:3. Горелку помещали на расстоянии 35...40 мм от поверхности образца с покрытием. Образцы нагревали в течение 3 с до температуры 400 °С, а затем охлаждали потоком воздуха приблизительно 20 с и водой приблизительно 6 с до температуры 70...80 °С. Температуру образцов определяли с помощью цифрового мультиметра UT-70В. Термоциклирование проводили до нарушения целостности покрытия или отслоения его от основы не более чем на 15 %.

Характеристики исходных порошков. Порошок ZrO_2 , стабилизированный 6,2 мас. % Y_2O_3

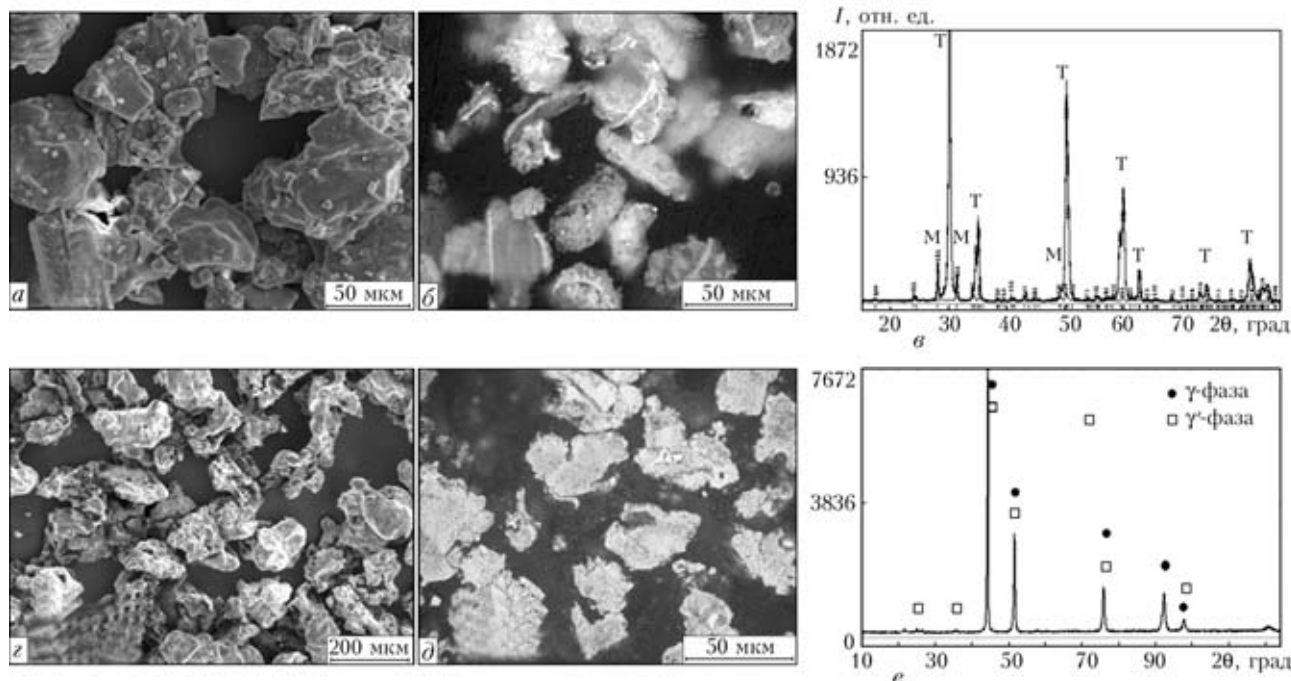


Рис. 1. Внешний вид (а, з), микроструктуры (б, д) и рентгенограммы (в, е) порошков $\text{ZrO}_2 + 6,2$ мас. % Y_2O_3 (а-в) и NiCrAlY (з-е)



Т а б л и ц а 2. Характеристика двухслойных покрытий ZrO_2 -NiCrAlYc различной толщиной металлического подслоя

Толщина металлического подслоя, мкм		Фазовый состав керамического слоя	HV , МПа	
NiCrAlY	ZrO_2		NiCrAlY	ZrO_2
~50	200...230	T- ZrO_2 , следы M- ZrO_2	2630±540	11990±1420
~100	200...250	T- ZrO_2 , следы M- ZrO_2	3110±560	11230±2130
~150	200...210	T- ZrO_2 , K- ZrO_2 (12 мас. %), следы M- ZrO_2	3130±500	11020±1110

Примечание. К — кубическая модификация ZrO_2 .

(см. рис. 1, а, б), состоит из частиц неправильной осколочной формы с острыми кромками размером от 40 до 60 мкм и согласно результатам РСФА содержит 89,8 мас. % тетрагональной (T- ZrO_2) и 10,2 мас. % моноклинной (M- ZrO_2) фазы (см. рис. 1, в).

Порошок NiCrAlY сплава состоит из частиц неправильной формы в виде конгломератов размером от 40 до 100 мкм (см. рис. 1, з, д) и согласно

данным РСФА содержит следующие фазы: γ -твердый раствор никеля и γ' -интерметаллид Ni_3Al (см. рис. 1, е). Структура частиц представляет собой твердый раствор на основе никеля (γ -фаза), упрочненный дисперсными частицами Ni_3Al (γ' -фаза).

Двухслойные плазменные покрытия. При исследовании влияния толщины подслоя NiCrAlY на фазовый состав и свойства керамического слоя

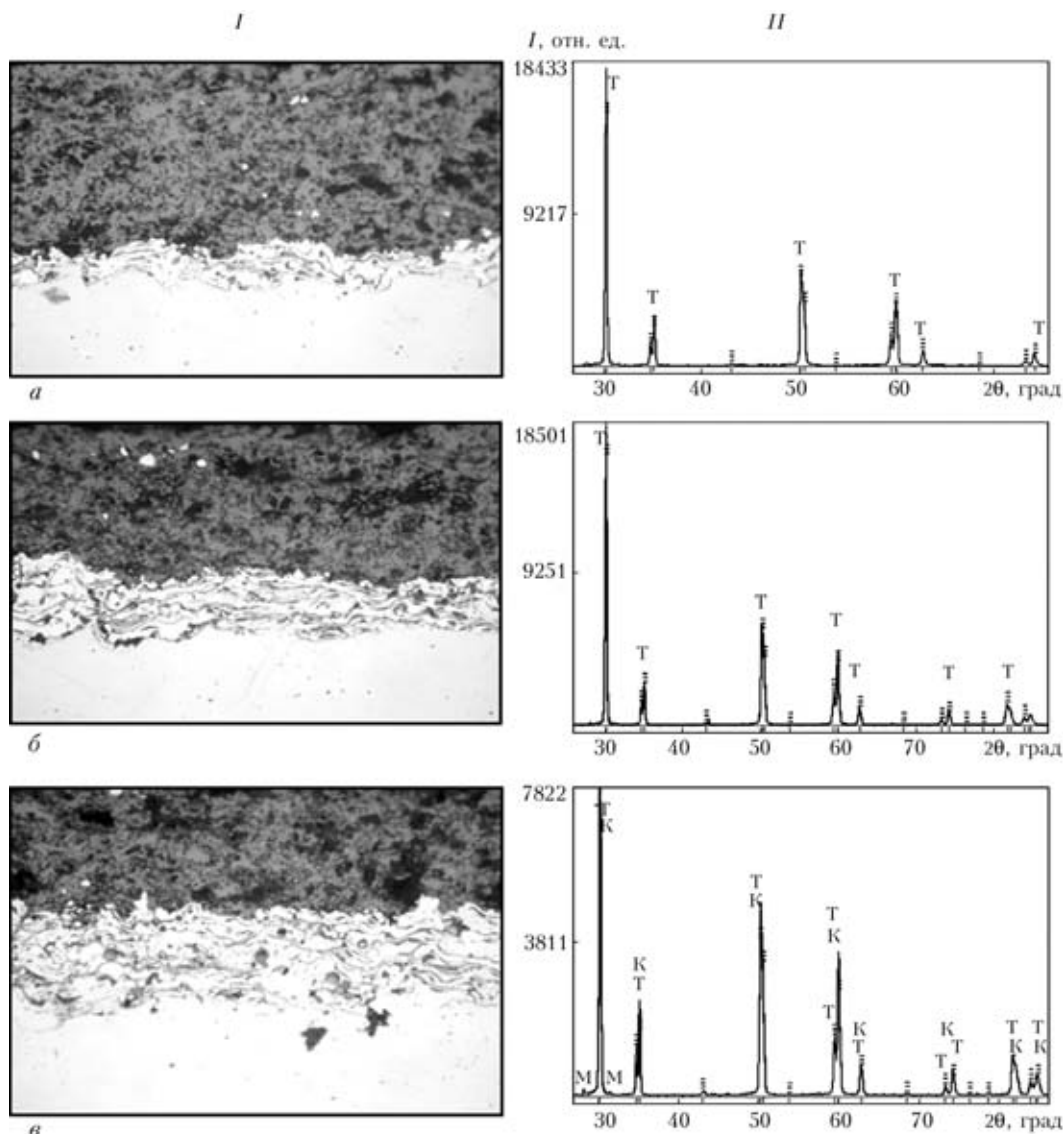


Рис. 2. Микроструктуры ($\times 200$) (I) и рентгенограммы (II) плазменных двухслойных покрытий с металлическим подслоем толщиной 50 (а), 100 (б) и 150 (в) мкм



ТЗП толщина керамического слоя во всех образцах была примерно одинаковой и составляла около 200 мкм, толщина металлического подслоя изменялась от 50 до 150 мкм. Характеристика двухслойных покрытий ZrO_2 –NiCrAlY приведена в табл. 2.

Установлено, что во всех случаях формируется плотное двухслойное покрытие без трещин и отслоений как на границе между керамикой и подслоем, так и на границе связующего слоя с основой (см. рис. 2). Металлический подслоя имеет ярко выраженную ламелярную структуру с тонкими оксидными прослойками по границам ламелей. С увеличением толщины подслоя его микротвердость возрастает с 2630 до 3130 МПа (табл. 2). По данным РСФА фазовый состав подслоя следующий: твердый раствор на основе никеля, γ' -Ni₃Al, β -NiAl, а также твердый раствор никеля в хrome α -Cr. В отличие от состава напыляемого порошка в покрытии появились новые фазы β -NiAl, NiO и α -Cr, которые образовались в результате прохождения частиц через плазменную струю.

В структуре керамического слоя всех покрытий ламелярность отсутствует, а их микротвердость примерно одинакова (около HV 11000 МПа). Толщина металлического подслоя практически не влияет на структуру и микротвердость слоя ZrO_2 , однако изменяет его фазовый состав. При нанесении покрытия на металлический подслоя толщиной 50 и 100 мкм основной фазой керамичес-

кого слоя является тетрагональная, массовая доля моноклинной снижается до 2 % по сравнению с исходным порошком, в котором ее содержание составляло 10,2 мас. %), а при толщине подслоя 150 мкм, помимо перечисленных фаз, образуется около 12 мас. % кубической модификации ZrO_2 (см. рис. 2). На глубине 100 мкм от поверхности фазовый состав керамического слоя всех покрытий практически одинаков — это смесь тетрагональной фазы с 4 мас. % моноклинной.

Оценка степени тетрагональности и объема элементарной ячейки тетрагональной фазы ZrO_2 показала, что при толщине подслоя 150 мкм степень тетрагональности ZrO_2 c/a составляет 1,0113, а объем элементарной ячейки равен $V = 134,5793 \cdot 10^{-3} \text{ нм}^3$. При толщине подслоя 50 и 100 мкм образуется фаза с более низкой степенью тетрагональности ($c/a = 1,0107$ и $1,0108$) и увеличенным объемом элементарной ячейки $V = 134,6823 \cdot 10^{-3}$ и $134,7030 \cdot 10^{-3} \text{ нм}^3$ (табл. 3). Эти фазы по структуре приближаются к закалочной фазе T' - ZrO_2 , которая согласно литературным данным [9] отличается устойчивостью как при низкой, так и при высокой температуре, а при циклическом изменении температуры характеризуется повышенной стабильностью. Следовательно, толщина подслоя из NiCrAlY не более 100 мкм является предпочтительной.

Многослойные покрытия. Перед напылением многослойных покрытий вначале были получены и исследованы образцы с однослойными покрытиями

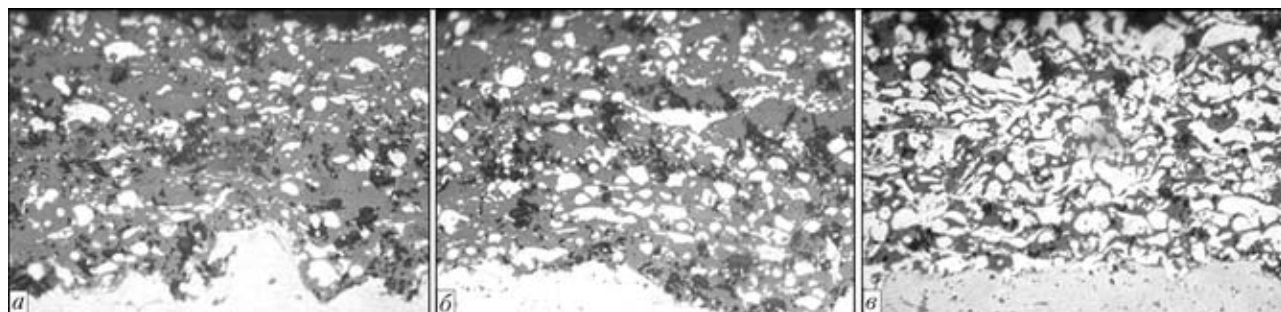


Рис. 3. Микроструктуры ($\times 400$) плазменных покрытий, полученных из различных порошковых смесей, мас. %: а — 75 ZrO_2 +25NiCrAlY; б — 50 ZrO_2 +50 NiCrAlY; в — 25 ZrO_2 + 75 NiCrAlY

Т а б л и ц а 3. Влияние толщины металлического подслоя на фазовый состав и параметры кристаллической решетки (а, с, b) фаз керамического слоя ZrO_2

Объект исследования	Толщина подслоя NiCrAlY, мкм	Фазовый состав керамического слоя							
		T- ZrO_2				M- ZrO_2			
		а, нм	с, нм	c/a	$V \cdot 10^3, \text{ нм}^3$	а, нм	б, нм	с, нм	β , град
Порошок ZrO_2	—	0,51047	0,51672	1,0122	134,6469	0,51439	0,52081	0,53230	99,16
Покрытие ZrO_2 *	50	0,51078	0,51623	1,0107	134,6823	0,51460	0,52120	0,53130	99,20
	100	0,51079	0,51629	1,0108	134,7030	0,51668	0,52044	0,53237	99,20
	150	0,51054	0,51632	1,0113	134,5793	0,51713	0,52714	0,52771	99,20

* Для модификации K- ZrO_2 а = 0,51147 нм.

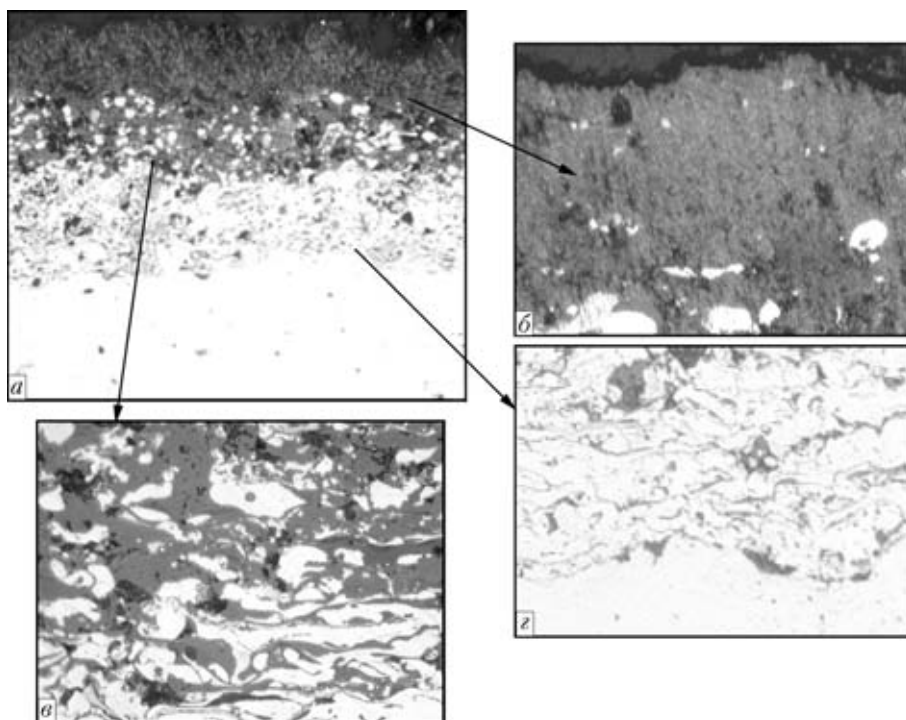


Рис. 4. Микроструктуры трехслойного плазменного покрытия: *а* — общий вид ($\times 200$); *б* — внешний слой ZrO_2 ; *в* — промежуточный слой 50 мас. % $NiCrAlY$ + 50 мас. % ZrO_2 ; *г* — внутренний слой $NiCrAlY$ ($\delta-\epsilon$, $\times 500$)

ями из порошковых смесей с 25, 50, 75 мас. % ZrO_2 .

Установлено, что все покрытия из порошковых смесей равномерные по толщине, не имеют трещин и плотно прилегают к основе (рис. 3). С увеличением содержания $NiCrAlY$ в напыляемом порошке в структуре наблюдается возрастание количества металлических частиц округлой или ламинарной формы. Наибольшая ламинарность характерна для покрытия с минимальным содержанием керамической составляющей (25 мас. %) (см. рис. 3, *в*). Микротвердость покрытий возрастает с увеличением содержания диоксида циркония в слое: $HV 4760 \pm 1810$, 5150 ± 1190 и 7310 ± 2250 МПа при соответственно 25, 50 и 75 мас. % ZrO_2 (табл. 4). По данным РСФА состав металлокерамических слоев практически постоянен и включает различные комбинации фаз: γ -твердый раствор на основе Ni , $\gamma'-Ni_3Al$, $T-ZrO_2$, $M-ZrO_2$, NiO , $\alpha-Cr$ (табл. 4). В отличие от исходных порошков в результате термического и физико-химического взаимодействия напыляемого материала с плазменной струей появились две новые фазы — $\beta-NiAl$, NiO и $\alpha-Cr$.

Структура, фазовый состав и микротвердость промежуточных металлокерамических слоев трех- (рис. 4) и пятислойных (рис. 5) покрытий практически совпадает с характеристиками покрытий из механических смесей того же состава (рис. 3, табл. 4). Оценка степени тетрагональности защитного слоя трех- и пятислойных покрытий показала, что она составляет соответственно 1,0103 и 1,0108, а следовательно, и в данном случае тетрагональная фаза приближается по структуре к закалочной фазе $T'-ZrO_2$.

При испытаниях на термостойкость образцы с двух- и пятислойными покрытиями (табл. 5) выдержали 1500 термоциклов, при этом никаких внешних изменений обнаружено не было. Следы разрушения на поверхности как двухслойных, так и многослойных покрытий появились не ранее чем через 2000 термоциклов.

В двухслойном покрытии $ZrO_2-NiCrAlY$ (общей толщиной около 570 мкм), имеющем ламинарную структуру никелевого подслоя и слой ZrO_2 , сформированный из округлых частиц (рис. 6, *а*), микротвердость практически не изменяется (табл. 5, вариант № 1), по сравнению с исходным состоянием (см. табл. 2). После 2000

Таблица 4. Характеристика плазменных покрытий, полученных из порошков $NiCrAlY$, ZrO_2 и их смесей

Состав порошка, мас. %	Толщина покрытия, мкм	Фазовый состав	HV , МПа
100 $NiCrAlY$	90 ± 15	$\gamma-Ni$, $\gamma'-Ni_3Al$, $\beta-NiAl$, $\alpha-Cr$	3110 ± 560
25 ZrO_2 + 75 $NiCrAlY$	100 ± 20	$\gamma-Ni$, $T-ZrO_2$, $\gamma'-Ni_3Al$, $\beta-NiAl$, NiO , $\alpha-Cr$, $M-ZrO_2$	4760 ± 1810
50 ZrO_2 + 50 $NiCrAlY$	90 ± 20	$\gamma-Ni$, $T-ZrO_2$, $\gamma'-Ni_3Al$, $\beta-NiAl$, NiO , $M-ZrO_2$, $\alpha-Cr$	5150 ± 1190
75 ZrO_2 + 25 $NiCrAlY$	100 ± 20	$T-ZrO_2$, $\gamma-Ni$, $\gamma'-Ni_3Al$, $\beta-NiAl$, NiO , $M-ZrO_2$, $\alpha-Cr$	7310 ± 2250
100 ZrO_2	200 ± 20	$T-ZrO_2$, $M-ZrO_2$ (следы)	11450 ± 1350



Таблица 5. Характеристика ТЗП после испытаний на термостойкость*

Номер варианта	Состав напыляемого порошка (послойно), мас. %	Толщина слоев, мкм	HV, МПа	Участок разрушения
1	100 NiCrAlY	120	2950±500	Продольная трещина в слое ZrO_2 в зоне соединения с подслоем
	100 ZrO_2	450	11000±1200	
2	100 NiCrAlY	100	2820±560	Разрушение слоя ZrO_2 на 75 %, расположенные ниже слои трещин и отслоений не имеют
	25 ZrO_2 +75 NiCrAlY	80	4630±590	
	50 ZrO_2 +50 NiCrAlY	120	5030±860	
	75 ZrO_2 +25 NiCrAlY	100	6850±1000	
	100 ZrO_2	100	9560±1100	

* Количество термоциклов до разрушения составляло 2000.

термоциклов испытаний в зоне соединения с подслоем возникала продольная трещина, которая развивалась в слой ZrO_2 . При этом поверхностный слой покрытия ZrO_2 подвергся незначительному разрушению (рис. 6, б). На рентгенограмме регистрируются только две фазы — тетрагональная фаза ZrO_2 (преобладающая) и незначительная массовая доля моноклинной фазы ZrO_2 (около 1 %), что совпадает с фазовым составом поверхностного слоя покрытия до испытания (см. табл. 2).

Многослойные покрытия системы ZrO_2 –NiCrAlY толщиной около 500 мкм после испытаний трещин, расслоений и отслоений от основы не имели, однако поверхностный керамический слой подвергся достаточно сильному разрушению (рис. 6, в, г). На рентгенограмме, представленной на рис. 7, помимо двух фаз диоксида циркония (тетрагональной и моноклинной), регистрируется наличие фаз γ' -Ni₃Al, β -NiAl и оксидов NiO, а также α -Al₂O₃ — продукт окисления NiCrAlY, что свидетельствует о нарушении целостности внешнего слоя после 2000 термоциклов. Микротвердость многослойного покрытия, которая возрастает в исходном образце по мере увеличения керамической составляющей от подслоя к слою ZrO_2 (см. табл. 4), после испытаний практи-

чески не изменяет своих значений (табл. 5, вариант № 2).

Для выявления динамики нагрева покрытий с противоположной стороны образца зачеканивали термopapу на глубину 2 мм. Она фиксировала рост температуры основы без покрытия, а также в двух- или пятислойных покрытиях. Было про-

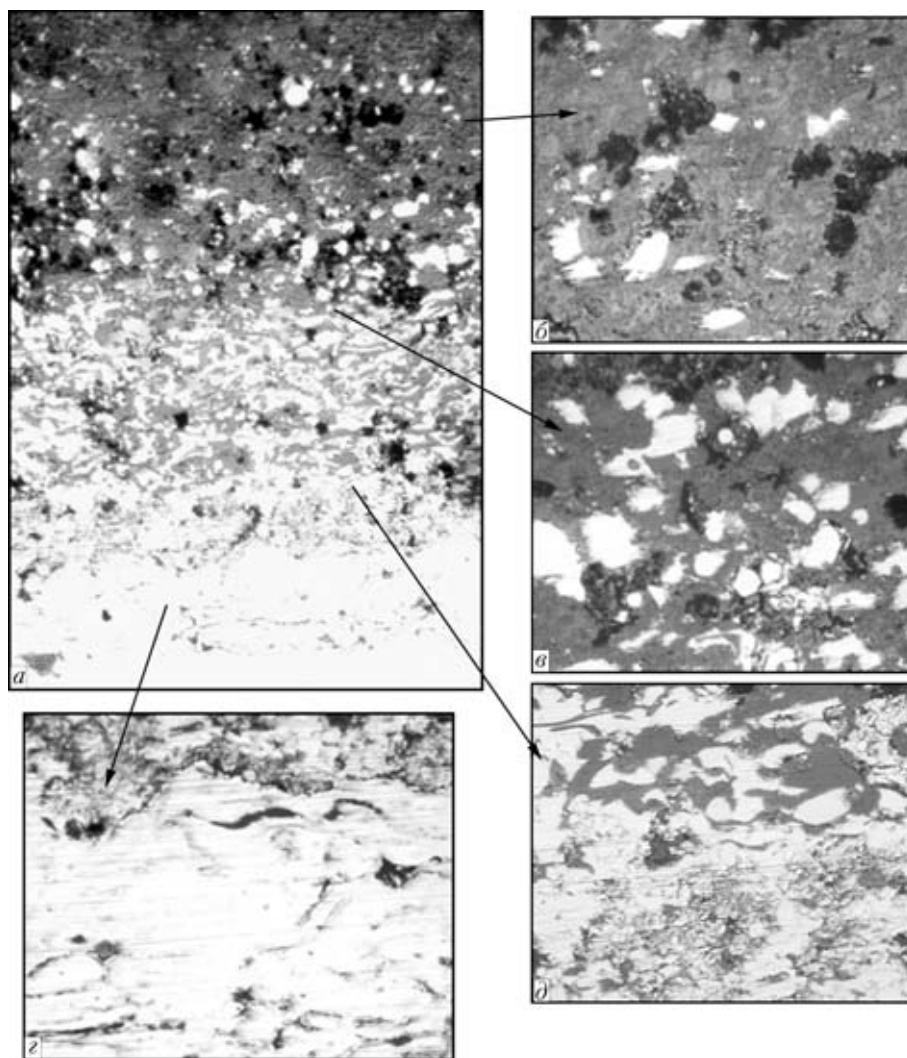


Рис. 5. Микроструктуры пятислойного плазменного покрытия: а — общий вид (×100); б — слой 75 мас. % ZrO_2 + 25 мас. % NiCrAlY; в — 50 мас. % ZrO_2 + 50 мас. % NiCrAlY; г — 25 мас. % ZrO_2 + 75 мас. % NiCrAlY; д — NiCrAlY (б–д, ×500)

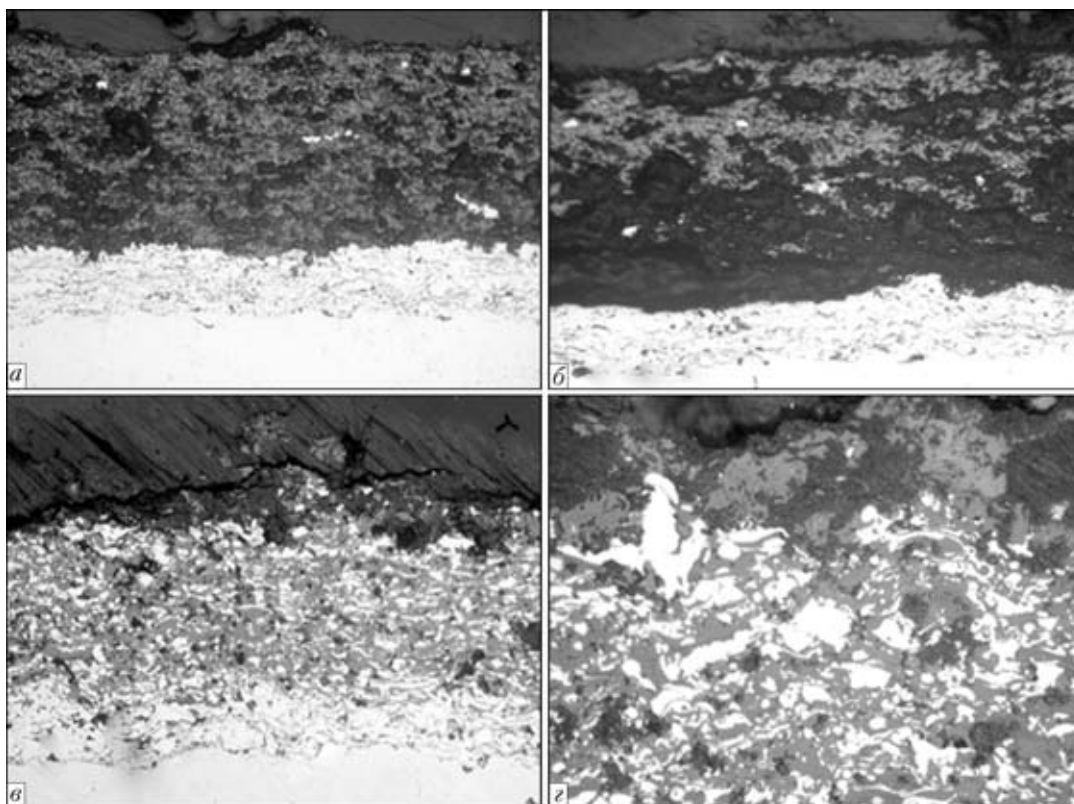


Рис. 6. Микроструктуры двух- ($\times 200$) (a, b — см. в тексте) и пятислойного ($v, \times 100$; $z, \times 400$) покрытий ZrO_2 -NiCrAlY после испытания на термостойкость

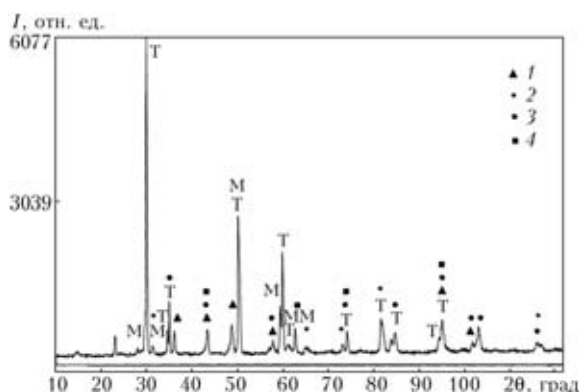


Рис. 7. Рентгенограмма многослойного покрытия ZrO_2 -NiCrAlY после испытания на термостойкость: 1 — γ -Ni₃Al; 2 — β -NiAl; 3 — α -Al₂O₃; 4 — NiO

ведено до 10 циклов нагрева и охлаждения. В результате анализа циклограмм образцов установлено, что максимальная температура нагрева образцов с ТЗП снижается с 415 (без покрытия) до 365 и 345 °С (соответственно для двух- и пятислойного покрытий).

Таким образом, фазовый состав внешнего керамического слоя (содержание моноклинной фазы ZrO_2 и тетрагональной Т'-фазы с низкой степенью тетрагональности) зависит от толщины металлического подслоя. Для обеспечения оптимального фазового состава керамического слоя, а именно содержания моноклинной фазы не более 4 мас. % и максимального содержания Т'-фазы, ответствен-

ной за термостойкость в условиях термоциклирования, толщина металлического подслоя не должна превышать 100 мкм.

В результате исследования трех- и пятислойных покрытий, полученных с использованием механических смесей жаростойкий сплав-керамика, установлено, что их фазовый состав, микротвердость и структура монотонно изменяются в направлении от основы к внешнему керамическому слою, при этом трещины, отслоения от основы и расслоения покрытий при металлографическом анализе не обнаружены.

При исследовании термостойкости двух- и пятислойных покрытий металл-керамика в условиях термоциклирования (нагрев струей газового пламени до 400 °С в течение 3 с с последующим охлаждением до 20 °С) ТЗП выдержали не менее 2000 термоциклов. Анализ циклограмм образцов с двух- и пятислойными покрытиями показал, что их наличие позволяет снизить температуру алюминиевой основы соответственно на 50 и 70 °С.

1. Никитин М. Д., Кулия А. Я., Захаров Н. И. Теплозащитные и износостойкие покрытия деталей двигателей. — Л.: Машиностроение, 1977. — 166 с.
2. Формирование газотермических покрытий: теория и практика / А. Ф. Ильюшенко, В. А. Оковитый, С. П. Кундас, Б. Форманек / Под общ. ред. А. Ф. Ильюшенко. — Минск: НИИПМЭОП, 2002. — 480 с.
3. Теплозащитные покрытия на основе ZrO_2 / А. Ф. Ильюшенко, В. С. Ивашко, В. А. Оковитый, С. Б. Соболевский. — Минск: НИИПМЭОП, 1998. — 128 с.



4. *Высокоогнеупорные материалы из диоксида циркония* / Д. С. Рутман, Ю. С. Торопов, С. Ю. Плинер и др. — М.: Металлургия, 1985. — 137 с.
5. *Плинер С. Ю., Дабига А. А.* Упрочнение керамики из диоксида циркония за счет тетрагональномоноклинных превращений // *Огнеупоры*. — 1987. — № 3. — С. 58–62.
6. *Khor K. A., Gu Y. W.* Plasma spraying of functionally graded NiCrAlY/yttria stabilized zirconia coating using pre-alloyed powders // *Thermal spray: A united forum for scientific and technological advances*, Ohio, USA. — Ohio: ASM International, Materials Park, 1997. — P. 259–265.
7. *Суперсплавы: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок* / Под ред. Ч. Т. Симса, Н. С. Столоффа, У. К. Хагеля: В 2 кн. Кн. 2 / Под ред. Р. Е. Шалина. — М.: Металлургия, 1995. — 384 с.
8. *Технологические особенности нанесения теплозащитных покрытий при производстве лопаток газовых турбин* / З. А. Фролов, В. А. Поклад, Б. В. Рябенко, А. В. Зимарева // *Свароч. пр-во*. — 2004. — № 11. — С. 39–41.
9. *Коломыцев П. Т.* Высокотемпературные защитные покрытия для никелевых сплавов. — М.: Металлургия, 1991. — 237 с.

The comparative characteristic of multilayer plasma coatings ZrO_2 -NiCrAlY is given. It is established that phase composition of the external ceramic layer depends on thickness of the metallic underlayer, i. e. its thermal conductivity that affects the cooling rate of the ZrO_2 particles deposited on it. Thickness of the metallic underlayer should not exceed 100 ppm to ensure optimal heat resistance of the ceramic layer.

Поступила в редакцию 25.03.2010



8-я МЕЖДУНАРОДНАЯ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННАЯ ВЫСТАВКА МЕТАЛЛООБРАБОТКА. УРАЛ/UralMetalExpo

2-я МЕЖДУНАРОДНАЯ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННАЯ ВЫСТАВКА СВАРКА. УРАЛ/UralWeldExpo

12–14 апреля 2011 г.

Екатеринбург www.uralexpotool.ru

Тематика выставки

- Металлорежущее оборудование
- Кузнечно-прессовое оборудование
- Литейное оборудование
- Сварочное оборудование. Специальные методы в сварке
- Оборудование, инструменты, материалы, технологии для обработки поверхностей и нанесения покрытий
- Инструменты станочные: металлорежущие, абразивные, резьбонарезные и др.
- Контрольно-измерительные машины, приборы и инструменты
- Комплектующие узлы и изделия, в том числе системы ЧПУ, гидравлические и пневматические системы, электродвигатели
- Подшипники. Технологическая оснастка. Материалы для металлообработки
- Автоматизированные системы управления технологическими процессами и производством, промышленная автоматизация. Роботы, системы и компоненты, информационные технологии
- Ретрофитинг и модернизация оборудования. Лизинг
- Субконтракция
- Инвестиционные и инновационные проекты, технологические и конструкторские разработки, профильное образование



УДК 669.791.72.03-52:621.3.75.826

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ЛАЗЕРНОЙ И ГИБРИДНОЙ ТЕХНОЛОГИЙ СВАРКИ СТАЛЕЙ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННОГО РЕСУРСА ТРУБОПРОВОДОВ

В. Д. ШЕЛЯГИН, В. Ю. ХАСКИН, кандидаты техн. наук, А. В. БЕРНАЦКИЙ, А. В. СИОРА, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Описаны эксперименты по разработке приемов многопроходной лазерной и гибридной лазерно-дуговой сварки трубных сталей. Исследованы структура полученных соединений, а также их ударная вязкость и коррозионная стойкость. Показана целесообразность дальнейших разработок соответствующих технологических процессов для применения указанных способов сварки в целях повышения ресурса эксплуатации трубопроводного транспорта.

Ключевые слова: многопроходная лазерная сварка, гибридная лазерно-дуговая сварка, ударная вязкость, коррозионная стойкость

Рост эксплуатационного ресурса магистральных трубопроводов напрямую связан с дальнейшим повышением качества сварных соединений при высокой производительности сварки [1, 2]. Это особенно актуально для крупных трубопроводных систем, в том числе межконтинентальных и транснациональных, высокого давления (приблизительно 10...15 МПа для сухопутных и 20...25 МПа для морских трубопроводов). Необходимость повышения качества сварки обусловлена также использованием для трубопроводов сталей повышенной прочности (X70, X80 и X100).

Одним из путей решения указанных задач является применение лазерного излучения [3]. Благодаря малым размерам сварочной ванны и угла схождения сфокусированного излучения лазерная сварка дает возможность значительно уменьшить угол разделки свариваемых кромок. Вследствие высокой скорости лазерной сварки сравнительно небольшая погонная энергия позволяет минимизировать тепловое воздействие на свариваемые детали, а следовательно, уменьшить размер зоны термического влияния (ЗТВ) и остаточные деформации. Мелкозернистая структура литого металла шва и ЗТВ способствуют повышению коррозионной стойкости сварных соединений.

За последние десятилетия проведен ряд научных исследований, в результате которых появились технические решения, позволяющие использовать лазерную или гибридную лазерно-дуговую сварку для монтажа магистральных трубопроводов. Так, фирма VITS (г. Лангенселд, Германия) совместно с научно-исследовательским институтом BIAS (г. Бремен, Германия) разработала спо-

соб однокпроходной лазерной сварки неповоротных стыков магистральных трубопроводов с толщиной стенки $\delta \leq 20$ мм с использованием излучения мощного (около 20 кВт) волоконного лазера. В Институте сварки (г. Галле, Германия) создана и успешно опробована машина для двухпроходной гибридной лазерно-дуговой сварки неповоротных стыков магистральных труб. При этом второй проход выполняли дуговой сваркой, т. е. лазерное излучение использовали только для формирования корневого шва. Фирмой «Фрониус» (Австрия) предложен гибридный тандемный способ сварки сталей, при котором двухдуговой тандем с плавящимися электродами совмещен с расположенным впереди по ходу сварки лазерным излучением [4].

Исследования лазерной и гибридной лазерно-дуговой сварки трубных сталей проводятся и в ИЭС им. Е. О. Патона. Эксперименты по гибридной лазерно-дуговой сварке изначально выполняли по технологической схеме, приведенной на рис. 1 [5], из которой видно, что лазерное излучение расположено впереди по ходу сварки, а дуга плавящегося электрода — сзади. Основной задачей лазерного излучения является достижение требуемой глубины провара, а дуги — формирование верхнего усиления и обеспечение такого термического цикла сварки, при котором не образуются нежелательные бейнитные и мартенситные структуры.

Исследования, проводимые по указанной схеме, показали, что при однокпроходной сварке сталей толщиной более 5 мм 1,0 кВт мощности дуги может заменить 0,5 кВт мощности лазерного излучения. Это означает, что гибридная сварка позволяет снизить себестоимость применяемого оборудования и одного погонного метра сварного шва по сравнению с лазерной сваркой. Однако выяснилось, что при фиксированной мощности лазерного излучения максимальная глубина про-

© В. Д. Шелягин, В. Ю. Хаскин, А. В. Бернацкий, А. В. Сиора, 2010

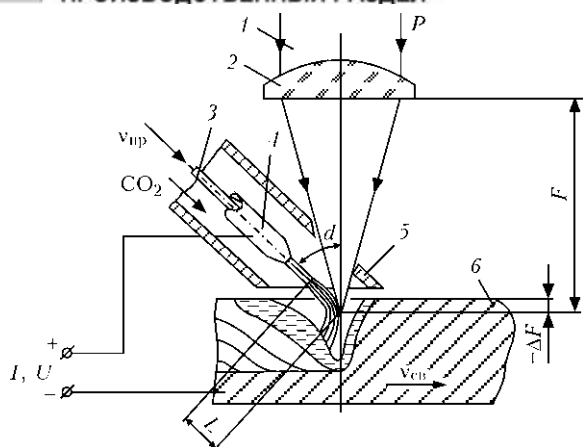


Рис. 1. Схема гибридной сварки лазерным излучением и дугой плавящегося электрода с защитой углекислым газом: 1 — лазерное излучение мощностью P , кВт; 2 — фокусирующий объектив с фокусным расстоянием F , мм; 3 — присадочная проволока; 4 — защитное сопло; 5 — медный токоподводящий мундштук; 6 — образец; $v_{св}$ — скорость сварки, м/ч; $v_{пр}$ — скорость подачи присадочной проволоки, м/ч; ΔF — заглубление горловины каустики излучения относительно поверхности образца, мм; α — угол наклона электрода к оси лазерного пучка, град; L — длина дуги, мм; $I_{св}$ — сварочный ток, А; $U_{д}$ — напряжение на дуге, В

вара также является фиксированным параметром, т. е. при уменьшении скорости сварки в определенный момент значение этого параметра перестает увеличиваться (возрастает ширина шва). В нашем случае при мощности излучения CO_2 -лазера до 3 кВт и близком значении мощности дуги глубина провара достигает 10 мм при скорости сварки 30 м/ч. Следовательно, при сварке трубных сталей большей толщины можно либо повышать мощность лазерного излучения, либо использовать многопроходную сварку. Оба эти подхода имеют недостатки: первый требует значительных экономических затрат и снижает длительность термического цикла сварки, а значит, способствует образованию нежелательных зака-

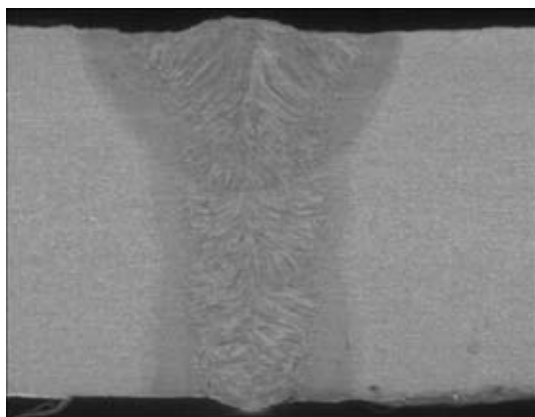


Рис. 2. Макрошлиф стыкового соединения стали 10Г2ФБ ($\delta = 19$ мм), полученного гибридной сваркой за четыре прохода на режиме: $P = 2,7$ кВт; $v_{св} = 25$ м/ч; $v_{пр} = 400$ м/ч (диаметр электродной проволоки 1,2 мм); $I_{св} = 200$ А; $U_{д} = 25$ В; защитный газ CO_2 (его расход $Q = 20$ л/мин)

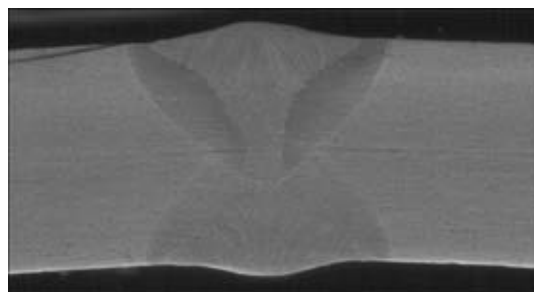


Рис. 3. Макрошлиф стыкового соединения стали 13Г1СУ ($\delta = 14$ мм, разделка кромок Х-образная, угол разделки 30° с притуплением 5 мм), полученного за два прохода гибридной сваркой дугой с плавящимся электродом Св-08Г2С диаметром 1,2 мм и излучением Nd:YAG-лазера на режиме: $P = 4,0$ кВт; $I_{св} = 260$ А; $U_{д} = 27$ В; $v_{св} = 30$ м/ч; $v_{пр} = 510$ м/ч; защитная смесь 82 % $\text{Ar} + 18$ % CO_2 ($Q = 14$ л/мин)

лочных структур; использование второго привода к понижению производительности.

Нами проведены исследования многопроходной лазерно-дуговой сварки трубных сталей толщиной до 20 мм в узкую разделку. Примеры макрошлифов стыковых соединений, полученных в ходе экспериментов, представлены на рис. 2–4. Наряду с выбором параметров технологического режима исследовали металлографические особенности образцов стыковых соединений, их коррозионную стойкость и ударную вязкость.

Кроме сварки стыков, исследовали задачу выполнения корневого шва лазерной и гибридной сваркой. Установлено, что для получения качественного валика обратного усиления сварного шва со стороны разделки последняя должна иметь U-образную или прямоугольную форму. В случае Y-образной разделки происходит утяжка металла шва — дефектное формирование соединения. Задача значительно упрощается при сварке со стороны притупления (противоположной разделке). Для получения качественного обратного усиления нами предлагается выполнять лазерную сварку согласно схеме, показанной на рис. 5. По этой схеме притупление 5...7 мм сваривается излучением CO_2 -лазера (или лазера другого типа) мощ-

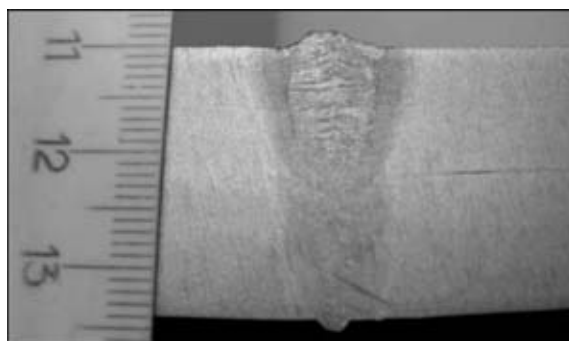


Рис. 4. Макрошлиф стыкового соединения стали 09Г2С ($\delta = 25$ мм), полученного гибридной сваркой в узкую разделку за шесть проходов дугой с плавящимся электродом Св-08Г2С диаметром 1,2 мм и излучением Nd:YAG-лазера на режиме: $P = 4,4$ кВт; $I_{св} = 300$ А; $U_{д} = 30$ В; $v_{св} = 60$ м/ч; $v_{пр} = 700$ м/ч; защитный газ CO_2 ($Q = 30$ л/мин)

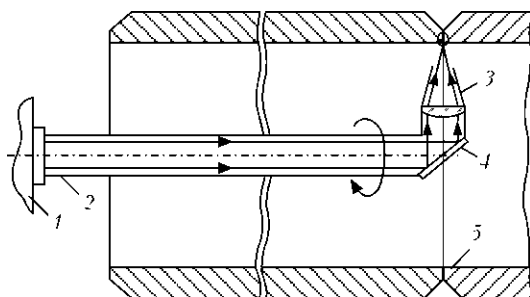


Рис. 5. Схема орбитальной сварки корневого шва для монтажа трубных стыков: 1 — CO₂-лазер; 2 — поворотный лучепровод; 3 — лазерная сварочная головка; 4 — поворотное зеркало; 5 — неповоротный трубный стык

ностью до 5 кВт без использования присадочной проволоки. Такой технологический прием позволяет получать усиление высотой около 0,5...1,0 мм за счет увеличения объема переплавленного металла. При этом структура металла шва и ЗТВ мелкозернистая и отличается повышенной стойкостью к коррозии, что является важным моментом, поскольку такой шов выполняют внутри трубы — в месте контакта с агрессивной средой. При использовании предлагаемого технологического приема допустимый зазор между свариваемыми кромками не должен превышать 0,1...0,3 мм.

Для оценки электрохимической гетерогенности сварных соединений стали 13Г1СУ, выполненных лазерным, гибридным лазерно-дуговым и дуговым способами сварки, проведены измерения распределения потенциала электрохимической коррозии под каплей. В качестве электролита использовали 3%-й раствор хлористого натрия в воде. Результаты этих исследований приведены в таблице. Установлено, что большей гетерогенностью отличается соединение, полученное сваркой дугой с плавящимся электродом. Соединения, полученные лазерной и гибридной сваркой, характеризуются меньшими показателями потенциала электрохимической коррозии, они более электрохимически гомогенны. На основании этого можно заключить, что для одних и тех же сталей при использовании одной и той же присадочной (электродной) проволоки и одинаковой газовой защите сварочной ванны лазерная и гибридная способы сварки способны обеспечить большую

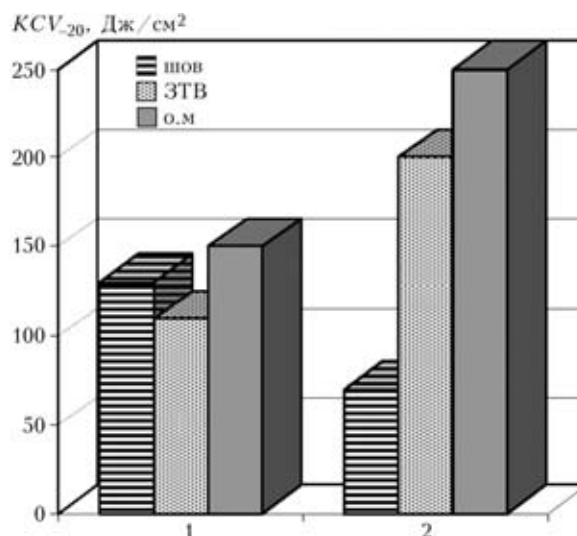


Рис. 6. Результаты измерения ударной вязкости KCV_{20} металла шва и ЗТВ образцов из стали 13Г1СУ ($\delta = 14$ мм), полученных гибридным способом сварки за два прохода (1) и из стали 10Г2ФБ ($\delta = 19$ мм), полученных за четыре прохода (2)

коррозионную стойкость по сравнению с дуговой сваркой.

Проведенные по методу Шарпи на образцах с острым надрезом при -20°C измерения ударной вязкости KCV дали следующие результаты (рис. 6). При двухпроходной лазерно-дуговой сварке металл шва отличается значительно большей ударной вязкостью по сравнению с основным металлом, чем при четырехпроходной сварке. Металл ЗТВ, напротив, при четырехпроходной сварке имеет несколько большую вязкость, чем при двухпроходной (по сравнению с основным металлом). Это можно объяснить тем, что при четырехпроходной сварке каждый последующий проход воздействует на предыдущий, а при двухпроходной сварке, выполняемой с двух сторон образца, такое воздействие практически исключается. Таким образом, при четырехпроходной сварке происходит перекристаллизация металла шва и нормализация ЗТВ, а при двухпроходной преимущественно сохраняются те структуры, которые образовались изначально. Это подтверждают и результаты металлографических исследований. Так, при четырехпроходной сварке в ме-

Потенциалы электрохимической коррозии стыковых соединений стали 13Г1СУ ($\delta = 14$ мм), полученных различными способами сварки с использованием проволоки Св-08Г2С диаметром 1,2 мм

Способ сварки	Потенциал в основном металле $E_{0,м}$, В	Потенциал в сварном шве $E_{с,ш}$, В		Потенциал в ЗТВ $E_{зТВ}$, В*		Разность потенциалов основной металл-сварной шов ΔE , В
		Верх	Корень	Верх	Корень	
Лазерная	-0,58	-0,51	-0,53	-0,53	-0,58	-0,07
Гибридная лазерно-дуговая	-0,58	-0,52	-0,52	-0,52	-0,54	-0,07
Дуговая	-0,58	-0,48	-0,49	-0,49	-0,54	-0,10

* Значения $E_{зТВ}$ для ЗТВ, расположенных по обе стороны шва, одинаковы.

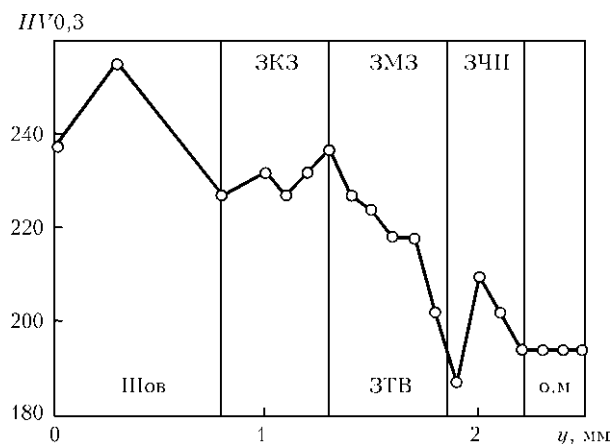


Рис. 7. Распределение твердости $HV_{0,3}$ в поперечном сечении y сварного соединения стали 13Г1СУ ($\delta = 14$ мм), полученном четырехпроходной гибридной сваркой ($v_{св} = 60$ м/ч): ЗКЗ — зона крупного зерна; ЗМЗ — зона мелкого зерна; ЗЧП — зона частичной перекристаллизации

талле шва и ЗТВ преобладают ферритно-перлитные структуры (см. рис. 2). Подобные структуры имеют место и в металле шва, выполненного за два прохода (см. рис. 3). Однако в металле ЗТВ последнего формируются участки верхнего бейнита и мартенсита, что способствует повышению твердости этих участков свыше предельных значений ($HB\ 260...280$).

В металле ЗТВ наибольшая твердость наблюдается в месте перехода зоны крупного зерна к зоне мелкого зерна (рис. 7), наиболее критичной к ударным и циклическим нагрузкам. Именно поэтому образцы для измерения ударной вязкости, значения которой приведены на рис. 6, старались выполнять так, чтобы острый надрез приходился на эту зону. Полученные результаты свидетельствуют о том, что несмотря на достаточно высокие значения ударной вязкости необходимы дальнейшие исследования, направленные на снижение твердости ЗТВ при лазерно-дуговой сварке. Однако следует учитывать, что при данном способе сварки, как и при лазерной сварке, существует опасность образования закалочных структур в металле ЗТВ и в литом металле шва. В настоящее время вопрос о том, допустимы ли такие структуры (в связи с их мелкодисперсностью и пластичностью) или их следует устранять путем последующей термообработки или применения дополнительных технологических приемов, находится на стадии исследований.

Experiments on development of techniques of multipass laser and laser-arc welding of pipe steels are described. Structure of the produced joints was studied, as well as their impact toughness and corrosion resistance. Rationality of further work on improvement of technological processes with application of the above welding techniques to extend the operating life of pipeline transport is shown.

Таким образом, результаты исследований структуры сварных соединений трубных сталей, полученных многопроходной лазерной и лазерно-дуговой сваркой, а также их ударной вязкости и коррозионной стойкости, позволяют считать указанные способы сварки перспективными для повышения ресурса эксплуатации трубопроводного транспорта. Гибридная лазерно-дуговая сварка трубных сталей ($\delta > 5$ мм) позволяет снизить мощность лазерного излучения и частично заменить ее более дешевой мощностью электрической дуги из расчета мощность 1,0 кВт дуги вместо 0,5 кВт мощности лазерного излучения. При мощности лазерного излучения до 3 кВт применение гибридного процесса сварки сталей целесообразно при толщине листа до 10 мм, свыше этого значения глубина проплавления не возрастает даже при снижении скорости сварки. Для сварки листов большой толщины целесообразно использовать излучение большей мощности. С этой целью рекомендовано применение многопроходной лазерной или гибридной сварки. При гибридной сварке ширина шва и ЗТВ больше по сравнению с лазерной. Повышение скорости сварки и содержания углерода в основном металле приводит к образованию в ЗТВ нежелательных мартенситных структур. Способы устранения этого недостатка требуют дальнейшего изучения.

1. Оценка состояния металла сварных труб длительно эксплуатируемых газопроводов / С. Е. Семенов, А. А. Рыбаков, Л. В. Гончаренко и др. // Автомат. сварка. — 2003. — № 4. — С. 3–7.
2. Рибаків А. О., Семенов С. Є., Гончаренко Л. В. Оцінка стану та проявів деформаційного старіння металу газопроводів при використанні сталі контрольованої прокатки // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин: Зб. наук. ст. за результатами, отриманими в 2004–2006 рр. / Наук. кер. — акад. Б. Є. Патон. — Київ: ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, 2006. — С. 324–327.
3. Разработка технологии двухлучевой лазерной сварки и натурные испытания газонефтепроводных труб / А. Г. Григорьянц, Н. В. Грезев, И. А. Романцов и др. // Свароч. пр-во. — 2006. — № 5. — С. 3–37, 63, 64.
4. Staufer H., Ruehrnoeßl M. Fuer große Blechdicken und hohe Schweißgeschwindigkeiten: Laserhybrid- + Tandemschweißen // Praktiker. — 2006. — № 10. — S. 300–302.
5. Гибридная сварка излучением CO_2 -лазера и дугой плавящегося электрода в углекислом газе / В. Д. Шелягин, В. Ю. Хаскин, В. П. Гарашук и др. // Автомат. сварка. — 2002. — № 10. — С. 38–41.

Поступила в редакцию 26.02.2010

ПОВЫШЕНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ С НАКОПЛЕННЫМИ УСТАЛОСТНЫМИ ПОВРЕЖДЕНИЯМИ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ ПРОКОВКОЙ

В. В. КНЫШ, канд. физ.-мат. наук, **С. А. СОЛОВЕЙ**, канд. техн. наук, **А. З. КУЗЬМЕНКО**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены результаты исследований эффективности применения высокочастотной механической проковки (ВМП) с многоступенчатым и блочным нагружениями для продления остаточной долговечности сварных соединений низколегированных сталей с 50%-м уровнем накопленных усталостных повреждений. Установлено, что применение технологии ВМП позволяет в 9...12 раз повысить циклическую долговечность таких соединений.

Ключевые слова: сварные конструкции, накопление усталостных повреждений, высокочастотная механическая проковка, циклическая долговечность, эффективность

Увеличение активности хозяйственной деятельности вызывает необходимость продления срока службы различных инженерных конструкций. Важная роль отводится организации действенных мер по восстановлению несущей способности сварных металлоконструкций. При ремонтно-восстановительных работах большое внимание необходимо уделять повышению характеристик сопротивления усталости сварных узлов и элементов. Наиболее эффективного продления долговечности сварных соединений с накопленными усталостными повреждениями можно достичь обработкой зон швов сварных соединений высокочастотной механической проковкой (ВМП). В работах [1–3] представлены данные экспериментальных исследований повышения характеристик сопротивления усталости технологией ВМП натурных трубчатых узлов и образцов сварных соединений после накопления заданного уровня усталостного повреждения вплоть до образования поверхностной трещины. Исследования в данном направлении в основном проводили при регулярном нагружении. Инженерные конструкции в процессе эксплуатации подвергаются сложным режимам нагружения, когда последовательность значений амплитуд и средних напряжений цикла изменяется случайно, поэтому в лабораторных условиях важно оценить остаточную долговечность соединений при нерегулярном нагружении [4].

Цель настоящей работы — установить эффективность применения технологии ВМП для повышения циклической долговечности сварных соединений с 50 % накопленными усталостными повреждениями при действии многоступенчатых

и блочных нагружений с идентичными параметрами до и после упрочнения.

Экспериментальные исследования проводили на образцах сварных соединений стали 09Г2С ($\sigma_T = 370$ МПа, $\sigma_B = 540$ МПа), представляющих собой пластину с приваренными к ней с двух сторон поперечными ребрами. Заготовки под образцы вырезали из листового проката так, чтобы длинная сторона была ориентирована вдоль проката. Поперечные ребра приваривали угловыми швами с двух сторон ручной электродуговой сваркой электродами марки УОНИ-13/55. Форма и геометрические размеры образца приведены на рис. 1. Толщина образца согласуется с широкой применимостью в сварных конструкциях проката толщиной 12 мм, а ширину рабочей части образца выбирали исходя из мощности испытательного оборудования. При упрочнении соединений технологией ВМП поверхностному пластическому деформированию подвергалась узкая зона перехода металла шва к основному металлу. Усталостные испытания образцов проводили на испытательной машине УРС 20 при одноосном переменном растяжении с асимметрией цикла $R_\sigma = 0$. Все образцы испытывали до полного разрушения.

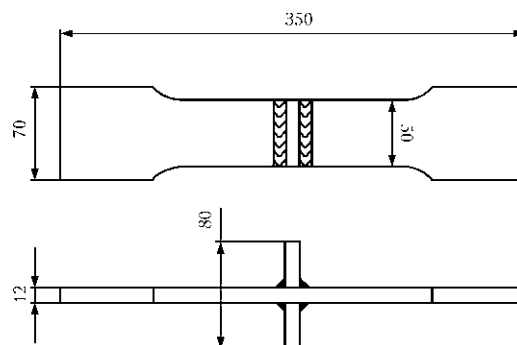


Рис. 1. Схема образца сварного соединения стали 09Г2С

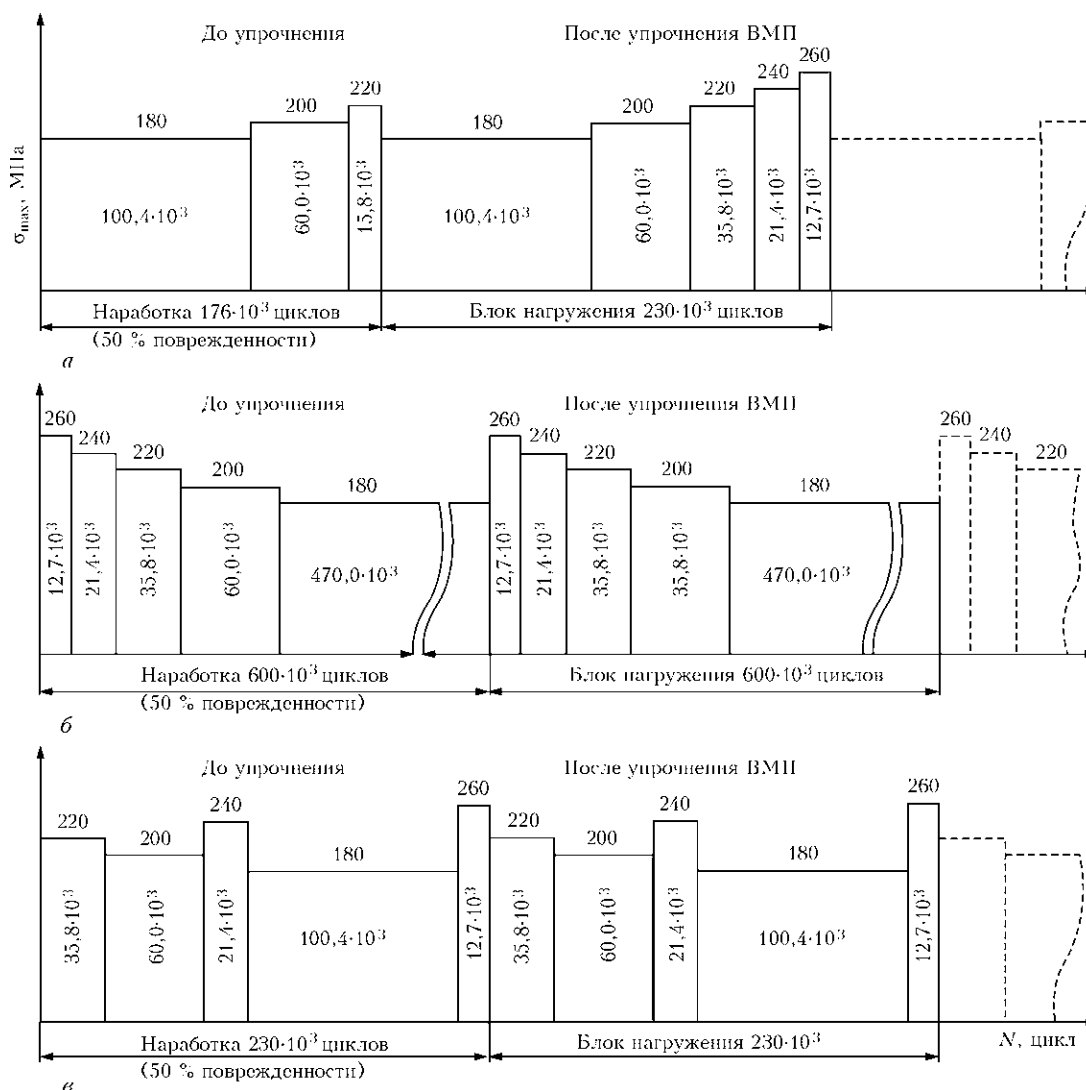


Рис. 2. Схема многоступенчатого нагружения образцов сварного соединения стали 09Г2С с возрастающей (а), убывающей (б) и квазислучайной (в) последовательностями приложения нагрузок в каждом блоке

Испытания на усталость сварных соединений стали 09Г2С, упрочненных при накоплении 50 % доли поврежденности, проводили на 18 образцах, по 9 образцов соответственно в условиях многоступенчатого и блочного нагружений с возрастающим, убывающим и квазислучайным порядком приложения нагрузок. Таким образом, для каждого порядка приложения нагрузок испытывали по три образца в условиях многоступенчатого и блочного нагружений.

При многоступенчатом и блочном нагружении порядок приложения нагрузок задавали одними и теми же пятью уровнями (ступенями) прикладываемых максимальных напряжений цикла, но с различной наработкой доли поврежденности (количество циклов перемен напряжений) на каждом уровне (рис. 2, 3).

Так, возрастающий порядок приложения нагрузок в блоке задавали максимальными напряжениями цикла, равными 180 МПа на первой ступени нагружения, с последующим увеличением до 260 МПа (пятая ступень нагружения) с шагом

20 МПа. Убывающий порядок приложения нагрузок в блоке задавали начальным уровнем максимальных напряжений цикла 260 МПа с последующим уменьшением до 180 МПа также с шагом 20 МПа. Квазислучайный порядок приложения нагрузок задавали следующими пятью последовательными уровнями максимальных напряжений цикла в блоке: 220, 200, 240, 180, 260 МПа.

Упрочнение технологией ВМП сварных соединений проводили при наработке соединениями 50 % своей долговечности. Количество циклов перемен напряжений до упрочнения на каждой ступени нагружения в условиях многоступенчатого и блочного нагружений задавали, исходя из установленных ранее в работах [5, 6] критериев разрушения таких образцов сварных соединений стали 09Г2С в неупрочненном состоянии при аналогичных нагружениях. Так, при многоступенчатом переменном нагружении для всех порядков приложения нагрузок суммарную поврежденность соединений, равную 50 %, задавали путем уменьшения в 2 раза приведенных в работе [5]

значений количества циклов наработки на каждой ступени нагружения. При блочном нагружении для всех порядков приложения нагрузок в блоке 50 %-ю поврежденность задавали путем уменьшения в 2 раза количества блоков нагружения до разрушения сварных образцов, полученных ранее [6], оставляя неизменным количество циклов в блоке. После упрочнения соединений нагрузки при многоступенчатом и блочном нагружении оставались такими же, как и до упрочнения, за исключением многоступенчатого нагружения с возрастающим порядком приложения нагрузок. При данном типе нагружения разрушение образцов сварного соединения в неупрочненном состоянии происходило уже на второй или третьей ступени нагружения [5]. Так как упрочнение сварного соединения технологией ВМП значительно повышает характеристики сопротивления усталости, то после упрочнения к образцу прикладывали все пять ступеней нагружения (рис. 2, а).

Критерием завершения испытаний в условиях многоступенчатого и блочного нагружений служило полное разрушение образцов. Если в условиях многоступенчатого нагружения упрочненный при накоплении 50 %-й поврежденности свар-

ной образец не разрушался после заданных пяти ступеней нагружения (за один блок нагружения), то данный блок нагружения повторяли. Таким образом, после упрочнения сварные образцы вместо многоступенчатого нагружения фактически доводились до полного разрушения в условиях блочного нагружения. При этом длина блока (количество циклов перемен напряжений в одном блоке) упрочненных ВМП соединений была равна сумме циклов, отвечающих 50 %-й поврежденности сварных соединений в исходном после сварки состоянии (см. рис. 2). Исключением являлось многоступенчатое нагружение с возрастающим порядком приложения нагрузок, в котором после упрочнения длину блока увеличивали с 176 до 230 тыс. циклов перемен напряжений (см. рис. 2, а).

При многоступенчатом нагружении сварных соединений после накопления 50 %-й поврежденности и последующего упрочнения все три серии образцов подвергли девяти блокам нагружения в упрочненном состоянии. При этом образцы сварного соединения, которые испытывали при убывающей последовательности приложения нагрузок, после девяти блоков нагружения наработали примерно $5,5 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений.

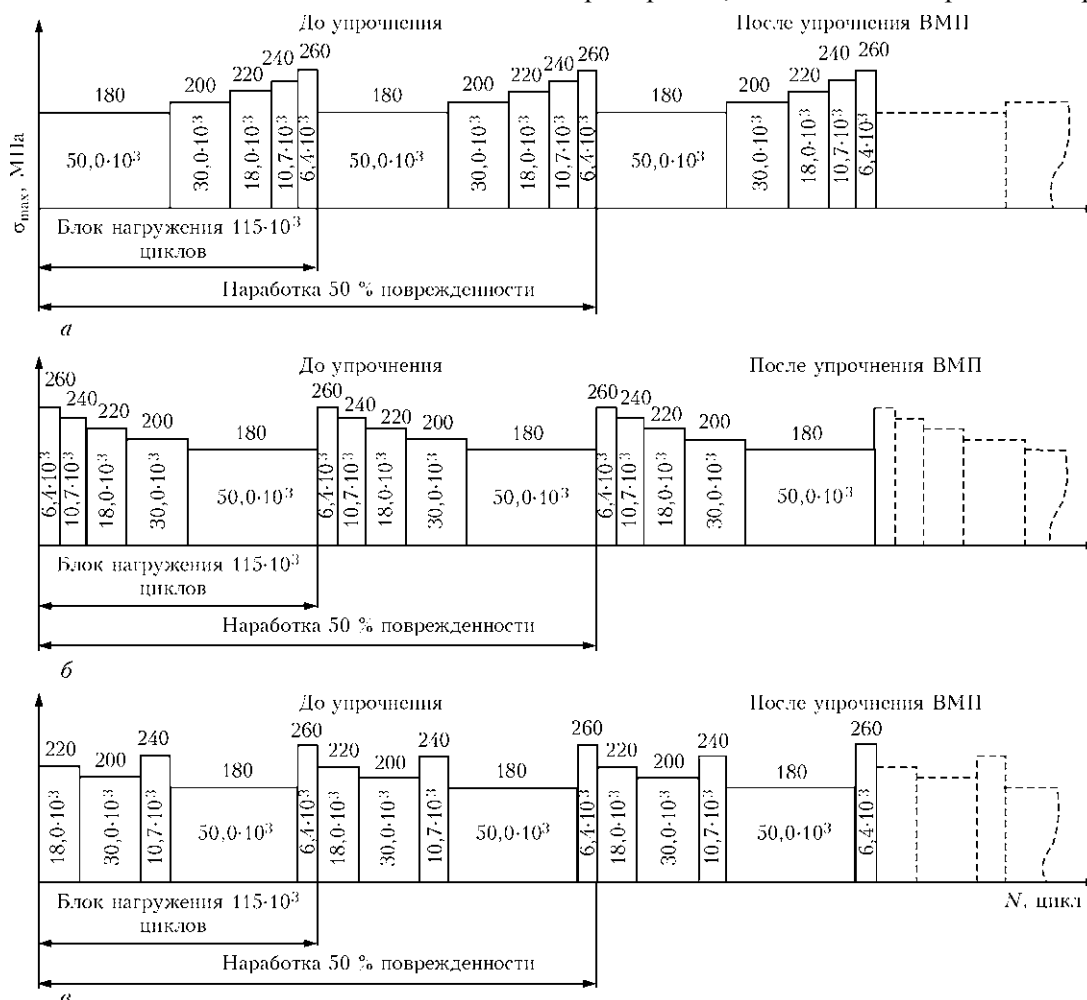


Рис. 3. Схема блочного нагружения образцов сварного соединения стали 09Г2С с возрастающей (а), убывающей (б) и квазислучайной (в) последовательностями приложения нагрузок в каждом блоке



Усталостных трещин ни в одном из сварных образцов выявлено не было. Поскольку упрочнение технологией ВМП гарантированно продлило остаточную долговечность соединений в 9 раз, дальнейшие испытания образцов до разрушения было принято проводить при более высоких уровнях максимальных напряжений цикла (310 МПа) в условиях регулярного нагружения. Долговечность образцов, которые испытывали ранее при многоступенчатом нагружении с возрастающей последовательностью приложения нагрузок, при регулярном нагружении составила 97,8...301,2 тыс. циклов, с убывающей последовательностью 109,8...276,4 тыс. циклов и с квазислучайной 156,1...377,8 тыс. циклов перемен напряжений. Таким образом, циклическая долговечность всех трех серий образцов при повышенном максимальном напряжении цикла 310 МПа находилась в диапазоне 97,8...377,8 тыс. циклов перемен напряжений, что составило 21...83 % долговечности сварных соединений, упрочненных технологией ВМП в исходном после сварки состоянии. При этом различие примерно в $3,5 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений в количестве циклов наработки на уровне максимальных напряжений цикла 180 МПа в условиях многоступенчатого нагружения в этих трех сериях образцов не оказало влияния на разброс циклической долговечности при повышенном регулярном нагружении. Таким образом, после обработки технологией ВМП сварного соединения даже с 50%-й поврежденностью, уровни максимальных напряжений цикла (180 МПа), которые значительно ниже предела выносливости упрочненного соединения (260 МПа), повреждающего эффекта не оказывают. Это же подтверждается экспериментальными данными, полученными в работе [2].

При блочном нагружении, после двух блоков нагружения в неупрочненном состоянии (накопление 50%-й доли поврежденности) и последующего упрочнения все три серии образцов подвергли 25 блокам нагружения в упрочненном состоянии. При этом ни в одном из сварных образцов усталостных трещин выявлено не было. Учитывая, что упрочнение ВМП сварных соединений с накопленной 50 %-й поврежденностью гарантированно продлевает их остаточную долговечность более чем в 12 раз при неизменных параметрах блочного нагружения, дальнейшие ус-

талостные испытания до разрушения образцов было принято проводить при повышенном до 310 МПа уровне максимальных напряжений цикла в условиях регулярного нагружения. Разброс значений долговечностей для испытанных при повышенной нагрузке девяти образцов находился в диапазоне 115...284 тыс. циклов, что составило 25...62 % долговечности сварных соединений, упрочненных технологией ВМП в исходном после сварки состоянии.

Выводы

1. Установлено, что упрочнение технологией ВМП сварных соединений после накопления 50%-й поврежденности позволяет гарантированно (без образования трещин) продлить их остаточную долговечность в 9...12 раз при условии действия неизменных многоступенчатых и блочных нагружений до и после упрочнения. При этом долговечность испытанных образцов сварных соединений составила от $2 \cdot 10^6$ до $5 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений.

2. После обработки ВМП сварных соединений с 50%-й долей накопленных усталостных повреждений уровни прикладываемых максимальных напряжений цикла в блоке нагружения, которые значительно ниже предела выносливости упрочненного сварного соединения, повреждающего эффекта не оказывают.

1. Кныш В. В., Кузьменко А. З., Войтенко О. В. Повышение сопротивления усталости сварных соединений высокочастотной механической проковкой // Автомат. сварка. — 2006. — № 1. — С. 43–47.
2. Гарф Э. Ф., Литвиненко А. Е., Смирнов А. Х. Оценка долговечности трубчатых узлов, подвергнутых ультразвуковой ударной обработке // Там же. — 2001. — № 2. — С. 13–16.
3. Кныш В. В., Кузьменко А. З., Соловей С. А. Повышение циклической долговечности сварных тавровых соединений с поверхностными трещинами // Там же. — 2009. — № 1. — С. 38–43.
4. Троценко В. Т., Сосновский Л. А. Сопротивление усталости металлов и сплавов: Справ. Ч. 1. — Киев: Наук. думка, 1987. — 521 с.
5. Кныш В. В., Кузьменко А. З., Соловей С. А. Накопление усталостных повреждений в тавровых сварных соединениях стали 09Г2С в исходном и упрочненном высокочастотной механической проковкой состояниях // Автомат. сварка. — 2008. — № 10. — С. 12–18.
6. Кныш В. В., Кузьменко О. З., Соловей С. О. Накопленные в томных пошкодженнях у таврових зварних з'єднаннях у початковому і зміцненому високочастотним проковуванням станом при блоковому навантаженні // Машинознавство. — 2009. — № 9. — С. 27–31.

The paper gives the results of investigation of the effectiveness of application high-frequency mechanical peening (HFMP) with multistep and block loading to improve residual fatigue life of tee welded joints of low-alloyed steels with 50 % level of accumulated fatigue damages. It is established that application of HFMP technology allows 9...12 times improvement of cyclic fatigue life of such joints.

Поступила в редакцию 14.04.2010



ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ МЕХАНИЗИРОВАННОЙ СВАРКИ С УПРАВЛЯЕМЫМ ПЕРЕНОСОМ ЭЛЕКТРОДНОГО МЕТАЛЛА (Обзор)

В. А. ЛЕБЕДЕВ, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проведена оценка современных разработок механизированного оборудования для сварки и наплавки плавящимся электродом. Показано, что современные технические решения связаны с управлением переноса электродного металла как основного средства совершенствования механизированных дуговых процессов. Приведены примеры реализации управления переносом электродного металла.

Ключевые слова: сварка, наплавка, импульс, источник, инвертор, перенос, управление, механизм подачи

Разрабатываемые и предлагаемые на рынке полуавтоматы для сварки и наплавки постоянно совершенствуются с целью получения швов и наплавленных валиков с оптимальными соотношениями геометрических параметров и качества металла, в том числе и околошовной зоны; снижения затрат на последующую обработку; уменьшения расхода материальных и энергетических ресурсов; уменьшения влияния на процессы сварки и наплавки сварщика-оператора.

Все приведенные выше направления объединения главная тема концерна ESAB «Увеличение производительности» на выставке «Сварка и резка», которая прошла в Эссене (Германия) с 14 по 19 сентября 2009 г. В данной работе использован иллюстративный материал из рекламных проспектов ведущих фирм-экспонентов выставки.

Задачи совершенствования сварочного оборудования в разные периоды решали различными способами, в том числе путем создания новых сварочных материалов, применения многокомпонентных смесей защитных газов, совершенствования основных и вспомогательных узлов и оборудования в целом.

В 1960-е годы получил достаточно широкое распространение импульсно-дуговой процесс сварки, суть которого заключалась в использовании импульсных алгоритмов управления источником сварочного тока процессом переноса электродного металла [1].

В настоящее время совершенствование сварочных процессов и оборудования для механизированной сварки в основном происходит с учетом возможностей, которые можно получить, используя инверторные источники сварочного тока и разнообразие алгоритмов управления переносом электродного металла и циклом сварки. Это про-

демонстрировали на выставке большинство представленных фирм-производителей соответствующего оборудования для сварки сталей, сплавов алюминия, титана. В основном это оборудование относится к полуавтоматам для сварки плавящимся электродом.

Одними из первых разработок в области управляемого переноса электродного металла с использованием инверторных источников сварочного тока явились технические решения, предложенные фирмой «KEMPPI» (Финляндия), в виде синергетического управления. Суть этого способа управления известна и описана в работе [2]. Технологии и оборудование фирмы «KEMPPI» постоянно развиваются и совершенствуются. В качестве примера такого совершенствования предложен новый МИГ/МАГ процесс FastROOT — сварка модифицированной короткой дугой, которая основана на цифровом контроле параметров дуги (сварочного тока и напряжения). Она применяется для сварки низкоуглеродистых и легированных сталей и облегчает, а также ускоряет работу сварщика. Сварка может проводиться во всех пространственных положениях, с хорошим проплавлением и при практически полном отсутствии брызг. Технология FastROOT обеспечивает лучшее качество шва, чем при сварке ТИГ, при более высокой производительности. Принцип работы FastROOT основан на разделении цикла сварки на два периода: период короткого замыкания и период горения дуги, чередующихся между собой (рис. 1). В период короткого замыкания проволока замыкается накоротко на сварочную ванну, ток резко увеличивается и остается на заданном уровне. В начале периода короткого замыкания есть короткий резкий скачок сварочного тока. В течение периода короткого замыкания при резком скачке тока до заданного уровня возрастает электродинамическая сила, обеспечивающая отделение капли металла с торца сварочной проволоки. При медленном снижении сварочного то-

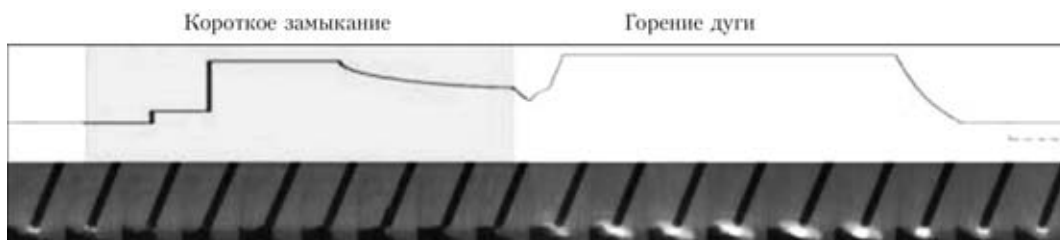


Рис. 1. График изменения сварочного тока в процессе FastROOT

ка происходит плавное отделение капли. В момент переноса капли в сварочную ванну начинается второй период увеличения тока и зажигается дуга. Точное управление временем увеличения и снижения тока гарантирует отсутствие брызг при переходе от короткого замыкания к горению дуги.

В период горения дуги формируется сварочная ванна и обеспечивается необходимое проплавление корня шва. Эти два периода увеличения тока следуют друг за другом, в конце каждого из них ток устанавливается и удерживается на заданном уровне. Точно выставленная базовая сила тока гарантирует перенос каждой следующей капли в течение периода короткого замыкания, что создает условия бесперебойного отделения капель и их перенос в сварочную ванну практически без брызг с гарантией стабильности дуги и простоты управления процессом сварки.

Полуавтомат с реализацией рассмотренного процесса FastMIG Synergic приведен на рис. 2.

В настоящее время продолжает интенсивно развиваться направление, в котором основное внимание уделяется разработке систем и способов управления переносом электродного металла, позволяющим эффективно решать задачи обеспечения качества процессов, а также энерго- и ресурсосбережения. Подтвердить целесообразность этого пути развития механизированной сварки и наплавки позволяет как весь экспонируемый мно-

гочисленными фирмами широкий ряд полуавтоматов для сварки и наплавки на международной выставке «Сварка и резка 2009» в Эссене, так и комплекс работ, выполняемый в ИЭС им. Е. О. Патона.

Большинство полуавтоматов современных конструкций содержат источники сварочного тока с различными алгоритмами изменения выходных параметров, позволяющих осуществить управление переносом электродного металла. При этом используются SST-технологии, технологии «холодной сварки», их различные варианты и комбинации воздействий на дуговой процесс (управляемое формирование и перенос капли электродного металла).

Наиболее широкий спектр технологических новшеств был представлен известной фирмой «CLOSS» (Германия). Среди них «холодный процесс» (CP), реализованный с помощью сварочного полуавтомата этой фирмы типа GLC 353 QUINTO CP, который имеет существенные преимущества по сравнению с обычной технологией, особенно при сварке тонкостенных деталей. Благодаря новой форме импульсов сварочного тока достигается снижение термической нагрузки на основной материал (уменьшение внесения энергии) и одновременно повышается мощность плавления сварочной проволоки и, следовательно, скорость сварки. Цикл переноса электродного металла происходит по следующему алгоритму (рис. 3):

в фазе положительного основного тока происходит очищение основного материала (разрушение оксидного слоя), в материал вносится точно рассчитанное количество тепловой энергии;

в фазе пульсации происходит отрыв капли без образования брызг;

в фазе отрицательного основного тока (каплеобразование) дуга охватывает конец проволоки. Происходит передача определенного количества тепловой энергии в сварочную проволоку, при этом сварочная ванна остывает.

В результате обеспечивается отличная перекрываемость зазоров свариваемых деталей, точность и повторяемость результата сварки.

Сварка CP является оптимальной и эффективной для соединения высокопрочных, нержавеющих сталей, материалов с покрытием, алюминиевых сплавов, а также для МИГ пайки.



Рис. 2. Полуавтомат FastMIG Synergic

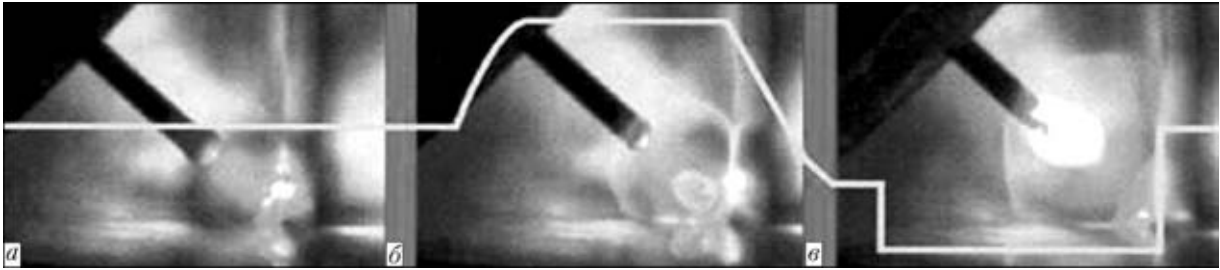


Рис. 3. Процесс управления переносом электродного металла при холодном процессе: а — фаза положительного тока; б — фаза пульсации; в — фаза отрицательного тока

К преимуществам СР сварки с указанными другими алгоритмами формирования импульсов сварочного тока следует отнести следующие: высокая скорость сварки; повышение производительности; высокое качество шва; снижение передачи тепловой энергии в материал; уменьшение тепловых деформаций; снижение риска образования трещин в зоне шва из-за перепада температур; минимум брызг расплавленного металла; отсутствие последующей обработки; возможность использования электродной проволоки большого диаметра; снижение расходов на электродную проволоку; возможность получения нового процесса — пайка в инертном газе (МИГ пайка).

На выставке была широко представлена технология и оборудование для сварки с использованием STT-процесса, разработанного в компании «Lincoln Electric» (США). При этом обеспечивается высококачественная полуавтоматическая сварка корневых швов с обратным формированием соединения, сварка тонколистового материала, уменьшение разбрызгивания электродного металла.

Формы кривых сварочного тока и напряжения при полуавтоматической сварке методом STT представлены на рис. 4. Рассмотренный процесс реализован в сварочном источнике INVERTEC STT2, который представлен на рис. 5.

Необходимо отметить следующие разработки компании «Lincoln Electric»: источники сварочного тока типа Power Wave 355M — универсальные инверторные источники питания дуги, в том

числе для импульсно-дуговой полуавтоматической сварки в среде защитного газа с синергетическим управлением параметрами сварки и программным управлением формой импульса тока. Источник вобрал в себя последние достижения в силовой инверторной технике и микропроцессорном управлении с оптимизированным программным обеспечением, разработанным в компании «Lincoln Electric», что обеспечивает широкие возможности сварки в сочетании с простотой использования. Сварщику следует просто выбрать одну из более 60 сварочных программ в зависимости от типа материала, диаметра проволоки и защитного газа и установить скорость подачи сварочной проволоки. Источник автоматически обеспечивает оптимальные форму и параметры импульсов тока, поддерживая контроль за каждой каплей наплавляемого металла. Спектр свариваемых материалов очень широк — стали, нержавеющие стали, алюминий, никелевые сплавы и т. д. Оборудование позволяет снизить требования к профессионализму сварщика и в то же время обеспечивает повышенное качество и производительность сварочных работ; технология управления формой и параметрами импульсов сварочного тока Wave Control обеспечивает оптимальное течение сварочного процесса, т. е. для каждого типоразмера проволоки и материала сва-

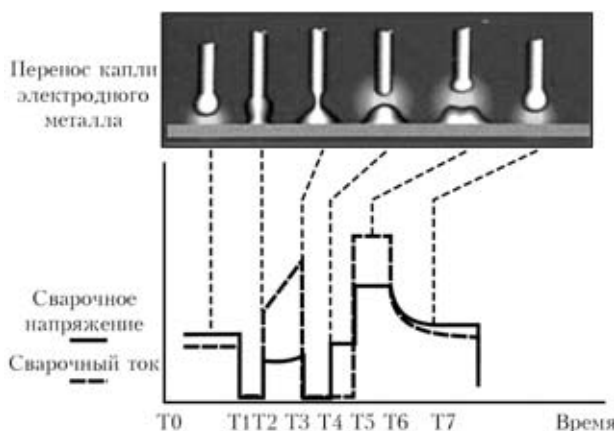


Рис. 4. Диаграммы переноса капли электродного металла при SST управлении



Рис. 5. Источник сварочного тока INVERTEC STT2



рочные свойства источника устанавливаются оптимальными для получения наилучших результатов сварки. Основными преимуществами новой технологии управления формой сварочного тока являются точное управление параметрами сварочного процесса, их взаимодействие, мгновенная реакция на возможные отклонения параметров дуги, простота использования.

Новые режимы, предложенные и демонстрируемые на выставке компанией «Lincoln Electric»:

- «постоянная энергия» (Power Mode) — обеспечивает стабильный, спокойный процесс при сварке короткой дугой тонких материалов;

- «импульс в импульсе» (Pulse-in-Pulse) — улучшает очистку при полуавтоматической сварке алюминия и формирует сварной шов такого же внешнего вида, как при сварке вольфрамовым электродом;

- «быстрая дуга» (Rapid Arc) — предназначен для высокоскоростной (до 2,5 м/мин — по материалам разработчика) полуавтоматической сварки углеродистых сталей толщиной до 4 мм.

Все новые разработки компании «Lincoln Electric» базируются на адаптивных синергетических программах, т. е. имеют программные обратные связи для корреляции возникающих отклонений сварочного процесса, что отличает источник от большинства аналогов с жесткоустановленными параметрами импульсов. Сварочные программы постоянно дополняются новыми, разрабатываемыми производителем. Заметим, что потребитель этого оборудования имеет возможность создания собственных сварочных программ, используя приобретенное программное обеспечение Wave Designer. Этим, по нашему мнению, объясняется очень широкое распространение STT-процесса и его различных модификаций, которые отличаются друг от друга некоторыми особенностями в форме импульса, а в некоторых случаях содержат дополнительные воздействия за счет программного обеспечения и возможностей современных источников питания. Так, фирма «STEL» (Италия) разработала и использует в полуавтоматах комбинированное управление, которое включает как импульсные синергетические алгоритмы, так и модуляцию, что обеспечивает хорошие условия труда сварщиков, в том числе в положениях, отличных от горизонтального, при выполнении коротких и точечных швов при высоком и повторяемом качестве.

Для сравнения рассмотрим разработки НПО «СЭЛМА-ИТС» (Россия–Украина) [3]. Предложен новый сварочный процесс, который также является разновидностью полуавтоматической сварки с периодическими короткими замыканиями и получил название процесса сварки с вынужденными короткими замыканиями — процесс ВКЗ. Основой разработки послужил анализ не-

достатков способа STT — высокая стоимость сложной инверторной сварочной техники; дорогостоящее программирование параметров сварочного режима при необходимости сварки в нестандартном для данного сварочного аппарата режиме и сложность технического обслуживания; управление сварочным аппаратом осуществляется изменением циклограммы тока сварочной дуги, что обуславливает невозможность использования импульсных режимов и низкую надежность при длинных соединительных кабелях (более 25 м от источника питания до подающего механизма), что в свою очередь накладывает серьезные технологические ограничения; снижение производительности сварочного процесса как минимум на 25 % из-за уменьшения времени свободного горения сварочной дуги и наличия значительного количества коротких замыканий.

Способ ВКЗ базируется на использовании источников сварочного тока с комбинированными внешними вольт-амперными характеристиками. Сущность использования таких характеристик заключается в том, что в зависимости от размера капли электродного металла и фазы перехода капли в сварочную ванну (рост капли, формирование перемычки между каплями и электродом, переход капли в ванну, разрыв перемычки) вольт-амперная характеристика может быть жесткой или падающей. При этом ограничивается мощность дугового разряда в момент разрыва перемычки и увеличивается напряжение холостого хода после разрыва перемычки и перехода капли в сварочную ванну для стабилизации сварочного процесса. Управление переносом проводится не по току, а по напряжению на дуге. Применение других тиристорных или инверторных источников (без специальных алгоритмов управления) не обеспечивает высокого качества сварного соединения при механизированной сварке из-за разброса размера капли электродного металла, хаотического перехода от процесса сварки длинной дугой к сварке короткой дугой, значительного разбрызгивания, низких сварочных свойств при изменении диаметра электродной проволоки и пространственного положения.

При течении процесса ВКЗ по сравнению с традиционным процессом сварки в среде CO_2 (рис. 6) с короткими замыканиями дугового промежутка значительно уменьшается время контакта капли электродного металла с дугой, уменьшается время горения дуги (на величину длительности коротких замыканий) и соответственно уменьшаются размеры сварочной ванны, процесс становится более гибким и регулируемым с технологической точки зрения.

Рассмотрим еще несколько технических решений, которые использует ряд ведущих фирм-производителей механизированного оборудования.

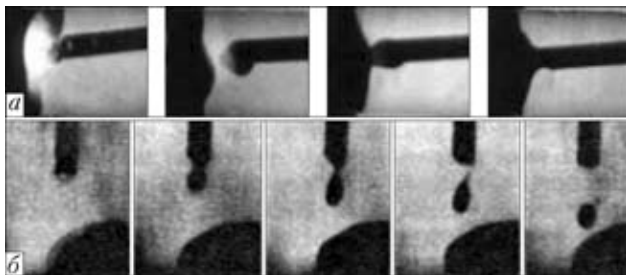


Рис. 6. Кинограммы процесса переноса электродного металла: а — процесс с ВКЗ; б — импульсно-дуговой процесс

Функция QSet — последняя разработка шведского концерна ESAB в области интеллектуальной цифровой сварки. Современная электроника позволяет разрабатывать программное обеспечение, помогающее сварщикам в управлении процессом сварки МИГ/МАГ. Достаточно одного нажатия кнопки QSet и нескольких секунд пробной сварки, чтобы автоматически установить все параметры короткой дуги — оптимальное соотношение между продолжительностью горения дуги и продолжительностью короткого замыкания, при котором достигается более эффективное использование дуги при той же частоте коротких замыканий. Такая процедура повторяется при изменении марки или диаметра проволоки и/или типа защитного газа. Аппарат сам находит оптимальные установки. Скорость подачи проволоки можно изменять в любое время при процессе сварки или между сварками. Если различная геометрия стыка, толщины материала или сварочные положения требуют различной скорости подачи, то устанавливаемые оптимальные сварочные параметры гарантируют стабильную короткую дугу, которая обеспечит высокое качество сварки. С помощью функции QSet устанавливается стабильный процесс сварки короткой дугой при различном вылете проволоки при изменении геометрии свариваемого изделия, что помогает сварщикам. Например, при сварке узких зазоров экономится время и на зачистке сварных швов, поскольку идеальная регулировка дуги сводит к минимуму образование брызг. На рис. 7 представлен источник сварочного тока типа Origo Mig C3000i со встроенной QSet-функцией.

Очень интересным решением, реализованным в оборудовании ESAB, является импульсный алгоритм управления, позволяющий в широком диапазоне влиять на соотношение времени «горение дуги—короткое замыкание», при одной и той же частоте переноса (рис. 8). Имеется также возможность изменять частоту коротких замыканий дугового промежутка путем изменения индуктивности дросселя. При этом с увеличением индуктивности дросселя частота коротких замыканий снижается. Это все достигается функцией QSet.

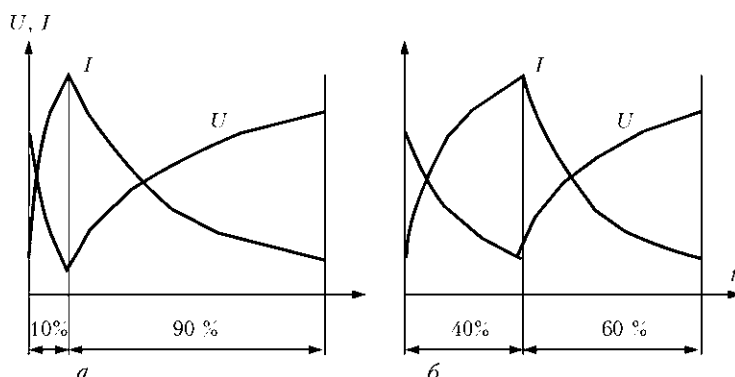


Рис. 8. Возможности управления временем короткого замыкания и горения дуги (а, б)



Рис. 7. Источник сварочного тока Origo Mig C3000i

Установки индуктивности дросселя, напряжения сварки и скорости подачи электродной проволоки, кроме обеспечения стабильности процесса, существенно влияют на тепловложение. При большей индуктивности увеличивается время горения дуги, уменьшается частота коротких замыканий и повышается тепловложение.

Рассмотрим способ управления дуговым процессом forceArc, разработанный компанией EWM (Германия). При механизированной сварке в среде защитных газов (инертный газ или смесь газов с высоким содержанием аргона) часто используется струйный процесс переноса электродного металла мелкими каплями без коротких замыканий. Это возможно при относительно большой длине дуги с высоким значением напряжения сварки, что не всегда эффективно на практике, так как из-за магнитного дутья дуга может отклоняться и, кроме того, могут возникать подрезы или поры, а также выгорание легирующих элементов. При укорачивании дуги в результате снижения напряжения сварки происходит увеличение длительности фаз короткого замыкания и усиление образования брызг.

Появление инверторной техники и современных цифровых систем управления дало возможность при очень короткой дуге с длинными фа-

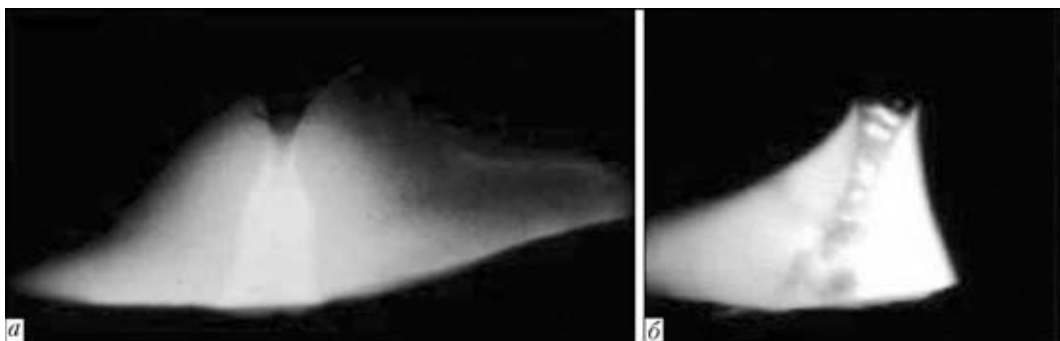


Рис. 9. Характерная картина горения дуги и переноса электродного металла при традиционном процесса МИГ (а) и при EWM-forceArc (б)

зами короткого замыкания быстро «вмешиваться» в процесс регулирования. Ток при возбуждении дуги снижают до достижения запрограммированного значения напряжения дуги. В результате заметно сокращаются длительности коротких замыканий, а образование брызг минимально. Переход электродного металла в шов носит струйный характер с мельчайшими каплями и практически без короткого замыкания. При дальнейшем снижении напряжения длина дуги будет сокращаться. Дуга горит в углублении расплавленного металла, возникающем под давлением потока плазмы. Меняется размер капель металла, переходящих в ванну — от мелко- до среднекапельного. Плотность следования капель друг за другом увеличивается до такого состояния, когда их цепочка образует кратковременный контакт с расплавом, что приводит к коротким замыканиям с увеличенным разбрызгиванием металла. На такой перенос воздей-

ствует алгоритм управления инверторных источников тока. В этом случае индуктивность настраивается с помощью электронной системы. При коротком замыкании ее можно полностью отключать (остается только индуктивность сварочных проводов). Поэтому увеличение и снижение тока в фазе короткого замыкания и при возбуждении дуги можно очень быстро регулировать. При этом образование брызг очень незначительное.

В качестве задающих параметров для процесса регулировки используют падение и увеличение напряжения. При этом непрерывно измеряется напряжение и соответствующим образом реагируется каждое его изменение (высокодинамичная регулировка мгновенных значений).

Такой тип управления с обеспечением струйного переноса в процессе сварки называется «EWM-forceArc». При этом можно обеспечить изменение тока и напряжения без существенного разбрызгивания.

Быстрая регулировка процесса позволяет вести сварку с длинным вылетом проволоки, что положительно влияет на шов при ограниченном доступе к нему (сложный доступ к месту сварки), однако при этом необходимо обеспечить достаточный расход защитного газа.

Горение дуги и перенос электродного металла при действии «EWM-forceArc» демонстрируют кадры высокоскоростной съемки на рис. 9.

Сварочный полуавтомат PHOENIX 500 EXPERT PULS, в котором реализовано управление процессом МИГ/МАГ сварки forceArc, приведен на рис. 10.

При использовании процесса forceArc могут быть достигнуты следующие результаты: повышенное проплавление за счет высокого давления плазмы в дуге; отсутствие подрезов как следствие очень короткой дуги; высокая экономичность благодаря высокой скорости сварки; лучшее качество шва в отношении зоны нагрева и коробления благодаря незначительному нагреву.

Известная австрийская фирма «Fronius» существенно расширила возможности СР-процесса, разработав СМТ — холодный перенос металла. Новизна этого способа управления состоит в методе



Рис. 10. Полуавтомат PHOENIX 500 EXPERT PULS

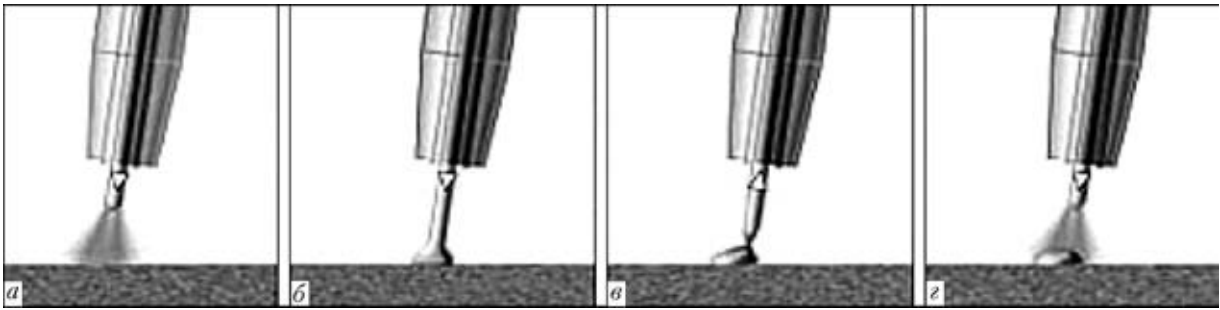


Рис. 11. Цикл переноса электродного металла при СМТ сварке: а, б, с — движение проволоки в зону горения дуги; в — реверсивное движение

отделения капли, при котором, помимо других особенностей, перенос металла относительно холодный по сравнению с обычными процессами. Используется не только подача проволоки в направлении сварочной ванны, но и обратное движение, т. е. электродная проволока подается вперед и в определенной фазе переноса капли реверсируется, способствуя переходу электродного металла в сварочную ванну. При этом используется инверторный источник сварочного тока, алгоритм управления которого сопряжен с движением электродной проволоки. Основные моменты цикла переноса электродного металла, обеспечиваемые реверсивным движением электродной проволоки, приведены на рис. 11.

Получение холодного переноса металла (СМТ) с программируемой работой механизма подачи приводит к процессу с новыми характеристиками. Становится возможным выполнение сварных и паяных швов практически без разбрызгивания, что позволяет избежать последующей дорогостоящей и затратной по времени механической обработки. Отличие процесса СМТ по сравнению с традиционными процессами дуговой сварки заключается в том, что перенос металла происходит при почти нулевом токе. При обычной сварке погруженной дугой ток значительно повышается в фазе короткого замыкания, а в процессе СМТ в этой фазе значение тока остается низким, при этом, несмотря на очень низкое значение тока в фазе короткого замыкания, отделение капли все равно возможно, так как этому способствует реверсивное движение проволоки, что можно объяснить поверхностным натяжением жидкого металла по аналогии с SST-процессом, получаемым за

счет управления параметрами источника сварочного тока.

Качество формирования швов (внешний вид, возможность сварки на весу без подкладок, небольшая зона термического влияния и др.) при сварке тонколистового металла при СМТ-процессе приведены на рис. 12.

Процесс позволяет регулировать тепловложение, что в свою очередь влияет на геометрию сварного шва. Комбинации процесса СМТ и импульсной дуги применяют при необходимости устранения несправовара сварного шва или увеличения скорости сварки. СМТ-процесс обеспечивает преимущества и при возбуждении дуги.

Следует заметить, что ряд фирм использует импульсное движение проволоки с достаточно высокими частотами (например, «MEGATRONIC», Дания) — частота в десятки герц, однако это лишь для случаев применения присадочных проволок.

Использование импульсной подачи электродной проволоки в оборудовании для сварки и наплавки, представленном на выставке в Эссене, ограничилось рассмотренными выше разработками фирмы «Fronius», суть которых заключается в том, что обычный алгоритм движения электродной проволоки с заданной скоростью, обеспечивающей интегральное значение скорости ее плавления, прерывается в нужное время реверсивным движением электрода обратно от изделия.

Проанализировав рассмотренные алгоритмы управления переносом электродного металла по типу SST, СМТ, можно прийти к заключению, что такие технологии практически не управляют переносом активным образом, как, например, это выполняется в импульсно-дуговом процессе [1],

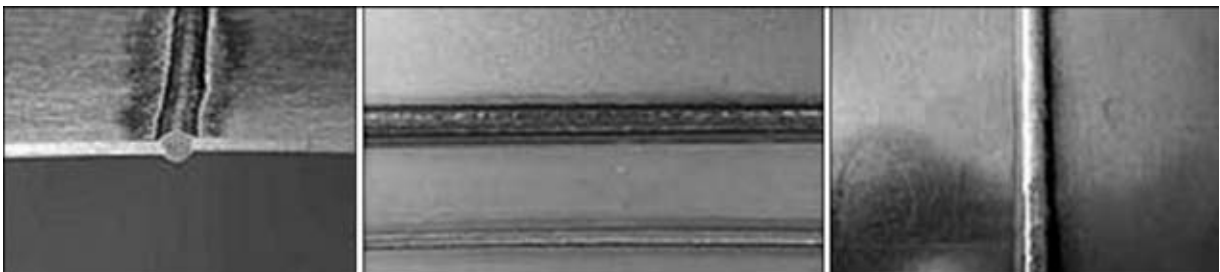


Рис. 12. Внешний вид сварных швов при использовании СМТ процесса



а лишь создают оптимальные (щадящие) условия для переноса, однако, не могут быть широко распространены, например, при сварке и наплавке порошковыми электродными проволоками.

Ряд алгоритмов управления переносом электродного металла с заданными параметрами предложен российскими исследователями [4]. Техническая реализация таких алгоритмов весьма сложна и реальных решений, которые могли быть основой для промышленного оборудования в этом направлении, не было предложено, хотя в исследованиях действительно были получены весьма интересные и перспективные результаты по реальному управлению переносом электродного металла. Исключение составляет механизм подачи с электромагнитным приводом и движителями — односторонними захватами. Такая система подачи сложно регулируема и ограничена как в периоде эксплуатации (ненадежность конструкций односторонних захватов), так и в типах электродных проволок (невозможно подать порошковую проволоку).

Регулирование параметров импульсной подачи можно считать основной задачей, которая во всех аспектах рассмотрена в работе [5].

В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины также большое внимание уделяется системам импульсной подачи с односторонними захватами с электродвигателями и электромагнитами. Достигнуты определенные результаты. Создан ряд экспериментальных полуавтоматов, однако до промышленного внедрения работа не была доведена. В настоящее время, имея достаточно большой объем необходимых теоретических исследований по возможности импульсной подачи электродной проволоки [6], разработана концепция построения механизмов импульсной подачи, которая основана на применении электродвигателей по двум основным направлениям:

- с применением специальных преобразователей вращательного движения вала электродвигателя в импульсное движение подающих роликов и электродной проволоки;

- с применением специальных быстродействующих электродвигателей и установкой подающего ролика непосредственно на валу электродвигателя.

Оба направления эффективны по регулированию параметров импульсов подачи, хотя в первом случае система имеет некоторые люфты, но достаточно дешева (дешевле обычных редукторных систем подачи). Система по второму направлению совершенна, управляема (в настоящее время до 70 Гц, в ближайшей перспективе более 100 Гц). С помощью этих систем можно действительно получить управляемый перенос электродного металла при использовании проволок различных конструкций и в достаточно широком диапазоне

способов и режимов дуговой сварки и наплавки. При этом в ИЭС им. Е. О. Патона разработан способ дуговой сварки с импульсной подачей, реализация которого практически гарантирует управление переносом с фазой короткого замыкания, при котором снижается уровень потерь электродного металла и затраты электроэнергии с получением швов, имеющих хорошую форму и товарный вид.

На рис. 13 представлены характерные осциллограммы скорости импульсной подачи электродной проволоки и напряжения сварки стали. Каждый перенос капли соответствует импульсу подачи при правильно подобранных параметрах импульсного движения электродной проволоки, а указанный перенос осуществляется в разных фазах импульсов для процессов сварки сталей и алюминия.

На рис. 14 представлены валики наплавленного металла из сплавов алюминия, полученные обычным механизированным процессом и процессом с импульсной подачей электродной проволоки. Очевидны отсутствие подрезов, регулярное формирование валиков при визуальном отсутствии включений при использовании процесса с импульсной подачей. Возможность получения качественного валика металла при наплавке на тонколистовой металл показана на рис. 15.

Выявление особенностей переноса электродного металла при сварке с импульсной подачей дает возможность сформулировать требования еще к одному способу управляемого переноса: с одновременным использованием механизма импульсной подачи и импульсного источника сварочного тока. Это направление практически реализовано в ИЭС им. Е. О. Патона [7]. Такой способ принудительного управления переносом

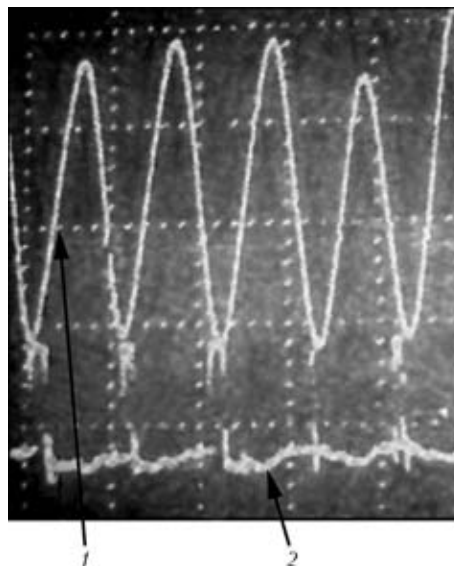


Рис. 13. Осциллограммы скорости подачи проволоки 1 и напряжения 2 при сварке стали (проволока Св-08Г2 диаметром 1,2 мм; напряжение сварки 21...22 В; ток сварки 120 А)

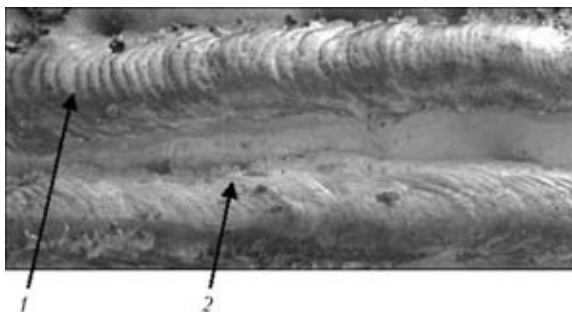


Рис. 14. Наплавка на пластины из сплавов алюминия: с импульсной подачей электродной проволоки (1) и обычной (2)

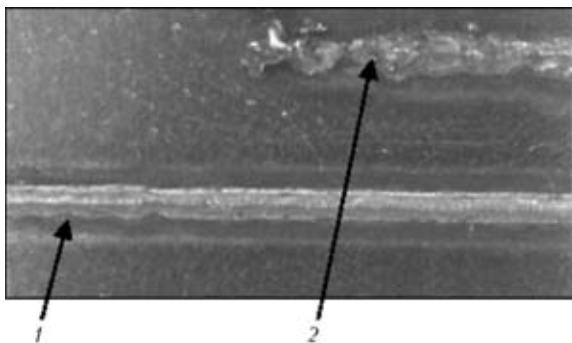


Рис. 15. Наплавка на тонколистовые (толщина 1,2 мм) стальные пластины с импульсной подачей электродной проволоки (1) и обычной (2)

дает очень хорошие результаты при незначительных затратах энергии на формирование импульса от импульсного источника (в 3...5 раз ниже, чем в импульсно-дуговом процессе при сварке алюминия). Однако до настоящего времени этот способ был трудноосуществим из-за ряда специальных требований к механизму импульсной подачи. Наличие в ИЭС им. Е. О. Патона разработки нового типа полностью управляемых импульсных механизмов подачи на основе специальных конструкций компьютеризированных вентильных электродвигателей делают возможным промышленную реализацию управления переносом с вли-

янием на каплю двух источников импульсных воздействий, работающих по определенному алгоритму.

В заключение можно констатировать, что одним из основных направлений в совершенствовании оборудования для механизированных способов сварки и наплавки является обеспечение возможности эффективного управляемого переноса электродного металла. При этом наивысшего эффекта можно достичь, используя совершенные источники сварочного тока инверторного типа с компьютеризированными системами управления и регулирования («Lincoln Electric», «Fronius», «CLOOS» и др.), а также результаты теоретических изысканий и разработок систем импульсной подачи электродной проволоки, проводимых в Украине и России.

1. *Потапьевский А. Г.* Сварка в защитных газах плавящимся электродом. — М.: Машиностроение, 1974. — 240 с.
2. *Воропай Н. М., Илюшенко В. М., Ланкин Ю. Н.* Особенности импульсно-дуговой сварки с синергетическим управлением параметрами режимов (Обзор) // Автомат. сварка. — 1999. — № 6. — С. 26–32.
3. *Особенности современных установок для механизированной сварки плавящимся электродом в защитных газах* / М. В. Карасев, Е. М. Вышемирский, В. И. Беспалов, Д. Н. Работинский // Там же. — 2004. — № 12. — С. 38–41.
4. *Брунов О. Г., Федько В. Т., Слестин А. П.* Разновидности способов импульсной подачи сварочной проволоки для сварки плавящимся электродом в CO_2 // Свароч. пр-во. — 2002. — № 11. — С. 58.
5. *Лебедев В. А., Пичак В. Г., Смолярко В. Б.* Механизмы импульсной подачи электродной проволоки с регулированием параметров импульсов // Автомат. сварка. — 2001. — № 5. — С. 31–37.
6. *Лебедев В. А., Пичак В. Г.* Механизированная дуговая сварка в CO_2 с регулируемой импульсной подачей электродной проволоки // Свароч. пр-во. — 1998. — № 5. — С. 30–33.
7. *Патон Б. Е., Лебедев В. А., Микитин Я. И.* Способ комбинированного управления процессом переноса электродного металла при механизированной дуговой сварке // Там же. — 2006. — № 8. — С. 27–32.

Assessment of modern developments of mechanized equipment for consumable electrode welding and surfacing was performed. It is shown that modern technical solutions involve control of electrode metal transfer as the main means of improvement of mechanized arc processes. Examples of realization of electrode metal transfer control are given.

Поступила в редакцию 18.12.2009



СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{Cr}+\text{TiN}$ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКИ

А. А. БОНДАРЕВ, Ю. Н. ТЮРИН, доктора техн. наук, И. М. ДУДА, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),

А. Д. ПОГРЕБНЯК, д-р физ.-мат. наук (Сумской ин-т модификации поверхности)

Методами растровой электронной микроскопии с микроанализом, обратного рассеяния протонов и рентгеноструктурного анализа было проведено исследование морфологии поверхности, элементного и фазового состава композиционных покрытий $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{Cr}+\text{TiN}$, нанесенных комбинированным способом с использованием импульсно-плазменной и вакуумно-дуговой технологий и последующей обработкой электронным пучком. Показано, что после облучения покрытия высокоэнергетическим потоком электронов происходит изменение структуры, состава и свойств композиционного покрытия.

Ключевые слова: композиционные покрытия, импульсно-плазменная, вакуумно-дуговая, электронно-лучевая обработка, облучение электронами, структура и фазовый состав, рентгеноструктурный анализ, модифицирование поверхности

В настоящее время представляет интерес формирование защитных покрытий на тонких (0,2...0,5 мм) стенках деталей в атомной, электрохимической и химической промышленности. Эти детали, как правило, изготавливаются из нержавеющей сталей типа 18-10 или специальных сплавов. Для работы таких деталей, как, например, лопатки кислотных насосов, требуется высокая адгезия покрытия к поверхности детали, незначительная закрытая (не выходящая на поверхность) пористость и наличие на поверхности пассивирующих элементов, таких, как хром, алюминий, титан и др. Таким требованиям удовлетворяет импульсно-плазменная технология нанесения покрытий [1, 2].

Защитные композиционные покрытия получали на тонких (толщина образца 0,3 мм) образцах из нержавеющей стали следующим образом. С помощью высокоскоростной плазменной струи на установке «Импульс-5» наносили базовое покрытие из оксида алюминия толщиной около 45...60 мкм. В качестве исходного порошка использовали порошок $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ размером 27...56 мкм.

Покрытие наносили на следующих режимах: расход компонентов горючей смеси 2 м³/ч при частоте инициирования детонации 4 Гц; расход электрической энергии на каждый плазменный импульс 2500...3500 Дж; длина порошковой струи, ограниченная цилиндрическим стволом, 0,350 м, дистанция 0,040 м; диаметр нанесенного за 1 импульс пятна покрытия 0,033 м.

В работе [1] показано, что покрытие содержало до 8 % γ -фазы Al_2O_3 , аморфные фазы и остальное α -фаза. Микротвердость слоя составляла до

13000 МПа. Сцепляемость покрытия из порошка Al_2O_3 с подложкой из стали, определенная по клеевой методике и методами скрайбирования, составляла 40...60 МПа.

Для улучшения коррозионных свойств на покрытие из Al_2O_3 был осажден слой хрома толщиной около 0,5 мкм и последующий слой покрытия из нитрида титана толщиной от 1,2 до 2 мкм. Покрытие осаждали с использованием вакуумно-дугового источника «Булат-5М». После этого поверхность обрабатывали сильноточным электронным пучком (СЭП) на установке «У-212» [3]. Плотность энергии СЭП была достаточной для полного плавления композиционного покрытия и частичного плавления поверхности подложки (ускоряющее напряжение составляло 30 кВ, ток пучка 20 мА, амплитуда колебания луча 15 мм, скорость сканирования поверхности 50 м/ч (серия № 1), 30 (серия № 2), 3...15 (серия № 3).

Особенности обработки СЭП заключались в том, что диаметр пучка составлял 0,3 мм при шаге развертки 0,9 мм. Это обеспечивало образование на поверхности полосатой макроструктуры, когда полосы с оплавленным покрытием чередовались с полосами неоплавленного покрытия.

Исследование поверхности осуществляли на сканирующем электронном микроскопе «РЭМ-МА-102». Анализ полученных результатов (рис. 1) свидетельствует о шероховатости покрытий. Отмечена достаточно низкая шероховатость исходного покрытия Al_2O_3 (рис. 1, а). После обработки СЭП композиционного покрытия шероховатость увеличилась (рис. 1, б), особенно в области оплавленного покрытия. В зону обработки СЭП попала область капли титана, осажденной в вакуумно-дуговом источнике «Булат-5М» (рис. 1, б), которая представляет собой кратер диаметром порядка 0,5 мм, на дне которого наблюдается присутствие оплавленных включений округлой формы.

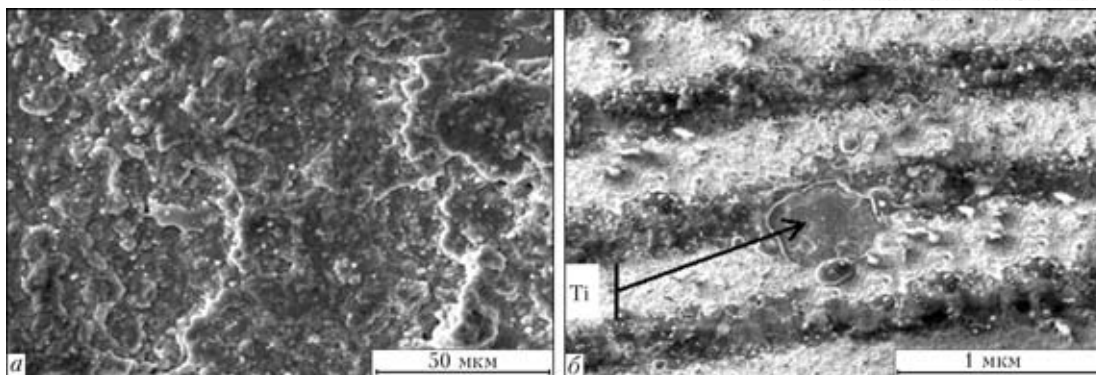


Рис. 1. Микроструктуры поверхности композиционных покрытий: *a* — покрытие Al_2O_3 после импульсно-плазменного нанесения; *б* — покрытие $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{Cr}+\text{TiN}$ после обработки СЭП (серия № 2)

Элементный анализ проводили на рентгеновском спектрометре, выполненном на базе полупроводникового Li-Si детектора. Спектры, полученные на округлых включениях дна кратера, имеют в наличии такие элементы, как титан, хром и железо, доминирующим из которых является титан. Установлено также, что концентрация этих элементов в разных точках дна кратера не постоянная, т. е. толщина капельных фракций тоже разная. На чистых участках поверхности кратера обнаружено присутствие небольших концентраций алюминия. Результаты, полученные на участках покрытия, неоплавленных СЭП, были следующими, мас. %: 13,9 Al, 48,2 Ti, 0,03 Cr и 0,42 Fe. В областях покрытия после плавления СЭП находится, мас. %: 55,18 Al, 0,519 Ti, 0,2 Cr и 0,83 Fe. Дополнительно элементный анализ композиционных покрытий провели методом обратного рассеяния (ОР) протонов на ускорителе «Сокол» ННЦ ХФТИ. Расшифровка спектра показала наличие на поверхности покрытия алюминия, титана, кислорода и азота в образцах, подверженных плавлению. ОР-анализ указывает, что после обработки СЭП в композиционном покрытии увеличивается концентрация кислорода по всей его толщине. В приповерхностных слоях покрытия, без обработки СЭП, концентрация кислорода значительно меньше. Согласно полученным результатам в композиционных покрытиях после электронно-лучевого плавления наблюдается уменьшение по глубине содержания титана и одновременное уширение профилей распределения. С учетом теории диффузии и хорошего совпадения формы распределения концентрации титана с гауссовой кривой получен эффективный коэффициент диффузии титана примерно $2,4 \cdot 10^{-8} \text{ см}^2/\text{с}$.

На рентгеновском дифрактометре «ДРОН-2,0» в CuK_α -излучении провели исследование фазового состава подложки покрытия Al_2O_3 и поверхности композиционных покрытий $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{Cr}+\text{TiN}$. Полученные результаты свидетельствуют о том, что основным элементом матрицы подложки является γ -Fe (ГЦК) с параметром решетки 0,3592

нм. С помощью рентгеноструктурного анализа установлено, что поверхность покрытия является многофазным соединением. Одновременно с основной фазой порошка корунда наблюдается наличие таких фаз, как $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\beta\text{-Al}_2\text{O}_3$, TiN и хром. Проведена оценка процентного соотношения фаз в покрытиях с несколько измененными режимами модифицирования (рис. 2). Анализ данных свидетельствует о существенном влиянии на фазовый состав материала покрытия режимов нанесения покрытий и энергии обработки СЭП. Вероятнее всего именно высокотемпературное импульсно-плазменное нанесение покрытия и электронно-лучевая обработка являются причиной возникновения полиморфного превращения типа $\gamma \rightarrow \alpha$ и $\beta \rightarrow \alpha$ в Al_2O_3 . С увеличением длительности электронно-лучевой обработки наблюдается повышение концентрации исходного состава напыляемого порошка $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

Для сохранения γ -фазы, зародыши которой образовались в расплаве, необходимо проводить закалику частиц Al_2O_3 со скоростью не более 10^7 K/c в воздушной атмосфере [4]. В воздушной среде α -фазу можно получить, если охлаждать частицы со скоростью менее $5 \cdot 10^4 \text{ K/c}$.

Из проведенных расчетов сделан вывод о существенном влиянии модифицирования поверхности СЭП на изменение параметров решетки составляющих элементов покрытия (серия № 1: $a = 0,477 \text{ нм}$, $c = 0,136 \text{ нм}$, $c/a = 2,87$; серия № 2:

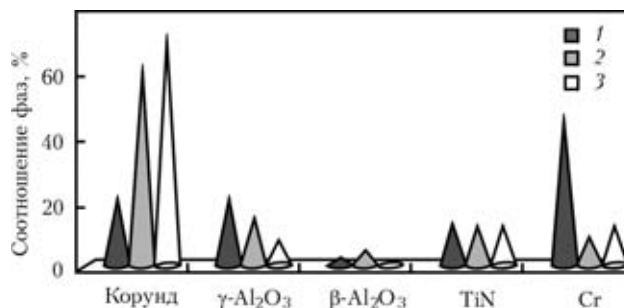


Рис. 2. Результаты расчета процентного соотношения фаз композиционных покрытий серий № 1–3 (1–3)



$a = 0,477$ нм, $c = 0,129$ нм, $c/a = 2,72$; серия № 3: $a = 0,477$ нм, $c = 0,129$ нм, $c/a = 2,71$).

В исходном состоянии покрытия параметр решетки нитрида титана равен 0,426 нм. После обработки поверхности низкой дозой СЭП он составляет 0,422 нм. В композиционных покрытиях после обработки поверхности высокой дозой СЭП размер решетки нитрида титана 0,425 нм. Результаты, касающиеся параметров решетки подслоя хрома, были следующими: для серии № 1 $a = 0,288$ нм; для серии № 2 $a = 0,287$ нм; для серии № 3 $a = 0,288$ нм.

Таким образом, основными составляющими поверхности являются алюминий, титан, хром, азот и кислород. После нанесения композиционных покрытий исходный материал покрытия из порошка оксида алюминия претерпевает ряд фазовых преобразований [4, 5]. Рентгеноструктурный анализ показал присутствие в покрытии оксида алюминия в виде трех модификаций (α - Al_2O_3 , β - Al_2O_3 , γ - Al_2O_3): хрома и нитрида титана.

Модифицирование композиционного покрытия с помощью СЭП приводит к восстановлению

фазы корунда, увеличивает коэффициент диффузии титана. Материал композиционного покрытия после плавления СЭП имеет большую плотность, состоит из высокотемпературных фаз оксида алюминия, легированных титаном и хромом. Ожидается, что это покрытие будет иметь повышенные коррозионные свойства при эксплуатации в активных высокотемпературных средах.

1. Тюрин Ю. Н. Совершенствование оборудования и технологий детонационного нанесения покрытий // Автомат. сварка. — 1999. — № 5. — С. 13–18.
2. Тюрин Ю. Н., Жадкевич М. Л. Плазменные упрочняющие технологии. — Киев: Наук. думка, 2008. — 218 с.
3. Ланкин Ю. Н., Бондарев А. А., Бондарев Андр. А. Компьютерное управление процессами в сварочной ванне при электроннолучевой сварке // Инженерия поверхности и реновация изделий. — Киев: АТМ Украины, 2001. — С. 143–146.
4. Structure and properties of Al_2O_3 and $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Cr}_2\text{O}_3$ coatings deposited to steel 3 (0,3 wt% C) substrate using pulsed detonation technology / A. D. Pogrebnjak, Y. N. Tyurin, A. A. Kobzev, O. Kolisnichenko // Vacuum Surf. Eng. — 2001. — 62. — P. 21–26.
5. Углов В. В., Черенд И. И., Ходасевич В. В. Модификация оксида алюминия имплантацией ионами азота // Физ. и химия обработки материалов. — 1998. — № 2. — С. 37–40.

Morphology of surface, element and phase composition of the $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiN}$ hybrid coatings deposited by the combined methods using the pulse-plasma and vacuum-arc technologies with subsequent electron beam treatment were examined by scanning electron microscopy with microanalysis, back-scattered protons and X-ray diffraction analysis. It is shown that exposure to the high-energy flow of electrons causes a change in structure, composition and properties of the hybrid coatings.

Поступила в редакцию 02.02.2010



ПО СТРАНИЦАМ ЖУРНАЛА «WELDING JOURNAL», 2009, № 11/12



ДУГОВАЯ СВАРКА В СРЕДЕ ИНЕРТНОГО ГАЗА СДВОЕННЫМ МЕТАЛЛИЧЕСКИМ ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ТОЛСТОЛИСТОВОГО МЕТАЛЛА (№ 11. — Р. 34–35)

Дуговая сварка металлическим плавящимся электродом в среде инертного газа используется в течение многих лет, однако процесс сварки с одновременным введением в зону сварки двух электродных проволок пока не нашел широкого применения при изготовлении сварных конструкций из толстолистного металла. Это частично объясняется тем, что по сравнению с процессом сварки одиночной проволокой резко увеличивается количество параметров, которыми приходится оперировать в процессе сварки.

Однако разработчикам EWI (Edison Welding Institute) удалось найти новую область практического применения способа сварки сдвоенным металлическим электродом для изготовления сварных конструкций в судостроении, агрегатов энергетического комплекса, тяжелого машиностроения и в других отраслях промышленности. К преимуществам разработанного способа (по сравнению с известными способами дуговой сварки металлическим плавящимся электродом в среде инертного газа пульсирующей дугой, сварки при постоянном напряжении, сварки порошковыми проволоками,

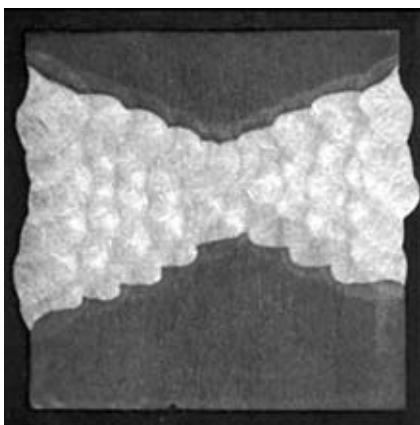


Рис. 1. Микрошлиф сварного соединения стали толщиной 50,8 мм (2 дюйма), выполненного в горизонтальном положении способом сварки сдвоенным электродом

дуговой сварки под флюсом, сварки с подогревом присадочной проволоки) относится снижение стоимости сварочных работ и повышение производительности.

Новый процесс сварки разработан для повышения скорости плавления присадочной проволоки и скорости сварки, а также снижения тепловложения при сварке металлов больших толщин.

Основной особенностью способа сварки сдвоенным металлическим электродом является использование двух независимо управляемых сварочных источников, подключенных к сварочной головке, которая обеспечивает подачу двух электродных проволок в общую сварочную ванну. Взаимодействие между двумя сварочными дугами способствует повышению стабильности процесса сварки, увеличению скорости плавления присадочного металла и скорости сварки.

При изготовлении сварных конструкций из толстолистового металла часто возникает необходимость проведения процесса сварки в различных пространственных положениях, что зачастую определяет выбор способа сварки. Например, преимущества высокопроизводительного способа дуговой

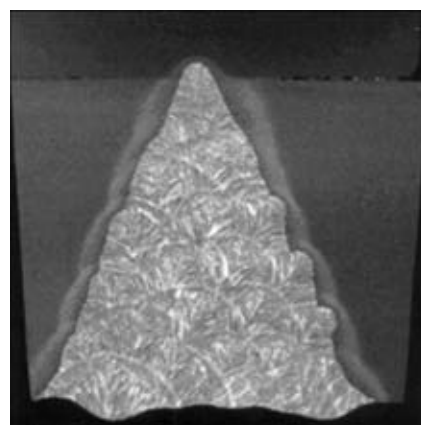


Рис. 2. Микрошлиф сварного соединения стали толщиной 25,4 мм, выполненного в потолочном положении способом сварки сдвоенным электродом

сварки под флюсом реализуются преимущественно при сварке в нижнем положении шва, и для выполнения сварных швов в вертикальном или потолочном положении приходится использовать менее производительные способы, что увеличивает себестоимость изготовления сварных конструкций.

В качестве примера использования разработанного способа на рис. 1 представлен микрошлиф сварного соединения, выполненного в горизонтальном положении при производительности наплавки электродного металла 11,34 кг/ч и скорости сварки около 0,76 м/мин, что по сравнению со способом сварки одиночной сварочной проволокой увеличивает эти параметры на 195 и 185 % соответственно.

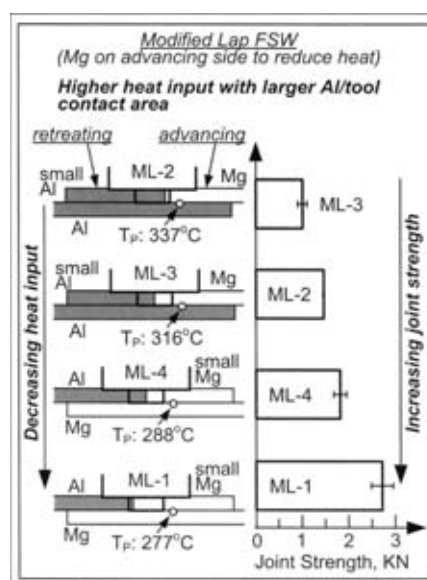
На рис. 2 представлен микрошлиф сварного соединения, выполненного в потолочном положении при производительности наплавки электродного металла 6,8 кг/ч и скорости сварки около 0,89 м/мин, что по сравнению со способом сварки одиночной сварочной проволокой увеличивает эти параметры на 235 и 535 %.

СВАРКА ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ АЛЮМИНИЯ С МАГНИЕМ (№ 11. — Р. 213-s–223-s)

В настоящее время наиболее востребованы разработки технологических процессов сварки разнородных металлов, в частности, для сварки стали с алюминием или алюминия с магнием, что позволяет снижать массу металлоизделий. В этом отношении способ сварки трением с перемешиванием представляет собой более выгодный вариант соединения разнородных металлов по сравнению со способами сварки плавлением.

Несмотря на интенсивное проведение исследований способа сварки трением с перемешиванием, остается невыясненным вопрос о влиянии на прочность соединения вариантов расположения свариваемых металлов относительно сварочного инструмента. В данной статье приведены результаты исследований этого способа сварки применительно к стыковым и нахлесточным соединениям наиболее широко применяемых марок алюминиевых (6061 Al) и магниевых сплавов (типа AZ Mg или AM Mg).

В случае стыкового соединения исследованы варианты размещения алюминия на стороне как набегающей, так и сбегающей кромки сварочного инструмента. Кроме того, проведены исследования процесса сварки при перемещении сварочного инструмента строго по линии стыка или со смещением его относительно стыка металлов в сторону листа алюминиевого или магниевых сплава. При сварке нахлесточного соединения исследовали различие качества сварного соединения при нижнем и верхнем расположении листа алю-



Влияние расположения свариваемых металлов на тепловложение и механическую прочность сварных соединений AZ31 Mg + 6061 Al (термопара установлена на расстоянии 3 мм от оси перемещения сварочной головки и на глубине 0,25 мм от верхней поверхности нижнего листа)



миния, при изменении длины выступа сварочного инструмента.

Существенное повышение механической прочности сварного соединения (почти в два раза) выявлено при использовании усовершенствованного варианта нахлесточного типа сварного соединения.

Суть предлагаемого метода снижения значения тепловложения за счет особой конструкции сварного соединения состоит в том, что к торцу верхнего листа свариваемого металла прикладывают дополнительную полоску из металла нижнего листа свариваемого металла, как показано на рисунке (small Al или small Mg), а сварочный инструмент располагают чуть сбоку от линии стыка в сторону дополнительной полоски металла.

При этом прочность сварного соединения алюминия с магнием достигала значения прочности нахлесточного соединения листов магниевого сплава (AZ31Mg + AZ31Mg).

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТЫКОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЛАТУНИ, ВЫПОЛНЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ (№ 11. — Р. 225-s–232-s)

Разработанный в начале 1990-х годов способ сварки трением с перемешиванием позволяет получать сварные соединения алюминиевых сплавов с намного лучшими прочностными характеристиками, чем при использовании обычных процессов сварки различными методами плавления.

Данный способ сварки нашел широкое применение в процессах сварки алюминиевых сплавов в судостроении, при изготовлении рам высокоскоростных поездов, подвесных систем в автомобилестроении, изготовлении топливных баков космических аппаратов. Однако почти нет информации об использовании сварки трением с перемешиванием в случае сварки других металлов, а именно, магния, титана, медных сплавов и низкоуглеродистой стали.

Целью данной статьи является выявление условий использования данного способа сварки для соединения латуни (63%Cu–37%Zn) толщиной 3 мм, а также исследование влияния скорости вращения сварочного инструмента и скорости его перемещения вдоль линии соединения на прочностные характеристики сварного шва.

ПУТИ ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ ОКИСЛЕНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПРИ СВАРКЕ ТРУБ (№ 12. — Р. 38–39)

Нержавеющая сталь, титан и другие металлы, обладающие большим сродством к кислороду, широко применяются в тех областях промышленности, где к аппаратуре предъявляются требования стойкости к агрессивным средам в течение длительного времени и исключения вариантов загрязнения технологических сред частицами металла конструкции.

Важная роль защиты зоны сварки аргоном или другими инертными газами с минимальным содержанием в них кислорода хорошо известна сварщикам и изготовителям сварных изделий, но часто не всерьез принимается во внимание в среде специалистов, использующих эту аппаратуру на предприятиях нефтехимии, пищевой, полупроводниковой, атомной и химической промышленности. Появление синеватого оттенка на сварном шве указывает на наличие окисления металла, вызванного недостаточной эффективностью газовой защиты металла в зоне сварки. В результате локального окисления металл в зоне сварного шва теряет коррозионную стойкость, что приводит к необходимости удаления окисленных

Установлено, что увеличение тепловложения в зону соединения приводит к плавлению металла (хотя способ сварки трением с перемешиванием относится к группе способов сварки в твердой фазе) и к существенному снижению прочности сварного соединения из-за развития трещин и зарождения хрупких интерметаллических фаз типа Al_3Mg_2 , Mg_2Si , $Al_{12}Mg_{17}$.

Эффект снижения тепловложения был предсказан и затем подтвержден экспериментально при сварке как стыковых, так и нахлесточных соединений (рисунок).

Для выявления микроструктуры и характера перемешивания металлов в зоне сварного соединения разработана специальная методика травления образцов, позволяющая окрашивать в различные цвета участки алюминия, магния и их интерметаллических соединений.

В результате проведенных исследований получены следующие результаты:

способ сварки трением с перемешиванием позволяет получать прочные соединения без пористости или других дефектов в широком диапазоне параметров (при различных скоростях вращения и перемещения сварочного инструмента);

практически во всех образцах сварных соединений наблюдается измельчение зерен металла в зоне перемешивания, причем более мелкая зернистость металла достигается при снижении тепловложения;

выявлено снижение твердости металла в зоне перемешивания, указывающее на соответствующее повышение механической прочности сварного соединения;

наилучшее сочетание прочности и пластичности сварных соединений получено при использовании следующих параметров: скорость вращения сварочного инструмента 1600 об/мин, скорость перемещения 225 мм/мин.

слоев механическими либо химическими средствами, вместе с которыми нередко происходит удаление и защитного слоя пассивации. Однако проведение этой операции в некоторых случаях, например, при сварке труб, чревато либо высокой трудоемкостью, либо вообще невозможно.

В идеале для исключения окисления металла при его сварке содержание кислорода в защитной газовой смеси должно быть сведено к нулю, но во многих случаях содержание кислорода допускается на уровне 70 ppm (частиц на миллион), однако большинство существующих моделей аппаратуры рассчитано на регистрацию минимального содержания кислорода в пределах 1000...100 ppm. При изготовлении наиболее ответственных узлов с помощью сварки необходимо использование индикаторов, позволяющих улавливать наличие остаточного кислорода в защитной газовой смеси на уровне 1 ppm, что реализовано, например, в модели Pro2-plus фирмы «Intercon Enterprises».

ВАРИАНТ ОБЕСПЕЧЕНИЯ СТАБИЛЬНОСТИ КАЧЕСТВА КОНТАКТНОЙ ТОЧЕЧНОЙ СВАРКИ (№ 12. — Р. 40–41)

Процесс контактной точечной сварки используют при изготовлении широкого ассортимента изделий во многих роботизированных автоматических линиях. При этом первостепенными требованиями к производственному процессу является обеспечение высокого качества выпускаемой про-

дукции и необходимость постоянного повышения его производительности.

Основными расходными статьями, влияющими на обеспечение качества выпускаемой продукции, являются конфронтирующие статьи затрат на процессы контроля и затрат, связанных



с поставкой дефектной продукции, из-за необходимости выплаты штрафов, замены изделия или его ремонта или исправления брака, утилизации затраченных материалов, расходов, связанных с оплатой простоев или сверхурочной работы.

Исходя из анализа факторов, приводящих к отклонениям режима сварки от оптимального, установлено, что основным дестабилизирующим фактором является износ наконечника сварочного электрода. Более частое проведение операции заточки электрода приводит к дополнительным затратам на

проведение сварочного процесса, а просрочка в выборе момента заточки увеличивает затраты на устранение брака.

Для определения момента необходимости заточки наконечника сварочного электрода разработана компьютерная самообучающаяся (после ввода первичной информации) программа WTS (Система отображения наконечника сварочного электрода), которая выводит на дисплей реальное отображение торца наконечника и торца эталона. Программа позволяет более точно определять момент заточки и проводить корректировку первичного массива данных.

ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ СТАЛИ МЕТОДОМ АЗОТИРОВАНИЯ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИЕЙ (№ 12. — Р. 243–s–248-s)

В процессах термического нанесения специальных покрытий (керамики, жаропрочных сплавов) используют нанесение готовых порошков или распыление проволоки (при нанесении некоторых металлов: алюминия, меди, легированной стали), при котором металл плавится в струе газового пламени или в электрической дуге, горящей между двумя расходными проволоками. К преимуществам последнего варианта термического нанесения покрытий относится существенное снижение стоимости напыляемого материала и более высокая производительность процесса.

Недостатками процесса термического напыления является низкая прочность и неравномерность напыленного слоя, однако существенно повысить износостойкость поверхностного слоя стальных изделий можно за счет использования в этом процессе метода азотирования ионной имплантацией.

Процесс ионной имплантации характеризуется внедрением ионизированных атомов в атомную структуру обрабатываемой поверхности металла. Количество внедренных ионов легирующего элемента зависит от физических свойств взаимодействующих металлов, коэффициента диффузии и в основном от параметров процесса имплантации.

В данной статье приведены результаты исследования двух вариантов активации методов нанесения покрытий путем распыления проволоки с целью измельчения напыляемых частиц: 1) активации за счет увеличения скорости разгона напыляемых частиц и 2) ультразвуковой активации.

В результате проведенных исследований получены следующие результаты: метод распыления проволоки в электрической дуге, горящей между двумя расходными проволоками, позволяет существенно повысить прочность адгезии порошка к обрабатываемой поверхности. Покрытия из частиц металла с размерами 2...30 мкм, наносимых на обрабатываемую поверхность при скорости до 300 м/с, обеспечивают получение однородной структуры покрытия с минимальной пористостью (менее 1 % объема); полученные покрытия высокой плотности могут быть эффективно упрочнены имплантацией ионов азота, которые образуют на обрабатываемом металле поверхностный слой толщиной до 40 мкм с твердостью до 1530 HV; ионная имплантация стальных покрытий, полученных методом высокоскоростного распыления проволоки, обеспечивает повышение износостойкости в восемь раз и почти четырехкратное возрастание прочности при испытаниях на срез.

ОБРАБОТКА ПОВЕРХНОСТИ ПЕРЕД ПРОЦЕССОМ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СВАРНЫХ ШВОВ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ (№ 12. — Р. 233-s–241-s)

Аустенитные нержавеющие стали, несмотря на достаточно высокую коррозионную стойкость, подвержены локальному проявлению щелевой, межкристаллитной, точечной коррозии и коррозионному растрескиванию под влиянием механических напряжений. Возникновению локальной коррозии часто способствует наличие в технологических водных средах ионов хлора, следов азотной кислоты, низкой величины pH и других факторов.

Проведенные ранее исследования варианта оплавления поверхности лазерным лучом показывают, что повышение коррозионной стойкости нержавеющих сталей при этом дос-

тигается за счет растворения в металле нежелательных включений (например, карбидов, обогащенных хромом) и гомогенизации состава металла на обработанной поверхности.

В данной работе показано, что лазерная обработка стали типа 304 SS в предполагаемой зоне термического влияния приводит в результате плавления и повторного затвердевания к созданию на поверхности микроструктуры, обладающей повышенной стойкостью к формированию участков межкристаллитной коррозии при последующем проведении процесса сварки в инертных газах.

Материал подготовил В. М. Кислицын,
канд. техн. наук

МЕЖДУНАРОДНЫЙ СИМПОЗИУМ В ЧЕРНОГОРИИ

С 7 по 11 июня 2010 г. в Черногории (г. Бечичи) прошел X Международный симпозиум «Получение новых материалов взрывом: наука, технология, бизнес и инновации» (EPNM-2010). Организаторами симпозиума выступили Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН (ИС-МАН), Научный совет по горению и взрыву РАН, Отделение химии и наук о материалах РАН, Министерство науки и образования Республики Черногория.

Симпозиум имеет давнюю историю: он продолжил серию подобных симпозиумов, проводившихся в 1970–1980 гг. в Чехословакии, которые пользовались большой популярностью среди специалистов и их проведение внесло значительный вклад в развитие науки и технологии использования энергии взрыва для обработки материалов. После почти двадцатилетнего перерыва было решено возобновить традицию проведения подобных мероприятий, и 11–14 сентября 2006 г. в Москве был проведен VIII Международный симпозиум «Получение новых материалов взрывом». Следующий симпозиум состоялся 5–9 мая 2008 г. в Лиссе (Нидерланды). Количество и разнообразие представленных докладов свидетельствовало о том, что обработка материалов энергией взрыва в последние годы находится на подъеме, свыше 90 организаций в разных странах мира производят новые материалы по этим технологиям. X симпозиум EPNM-2010 было предложено провести в Болгарии, но в силу глобального экономического кризиса, он был проведен в Черногории.

В работе симпозиума приняли участие ученые и специалисты из 13 стран — России, Нидерландов, Южной Кореи, Болгарии, Польши, Германии, Австрии, Японии, США, Украины, Китая, Чехии, Грузии.

На открытии симпозиума, проходившего в отеле «Splendid Conference & SPA Beach Resort» с приветствиями выступили заместитель посла РФ в Черногории В. Н. Сошнин, заместитель министра науки и образования Республики Черногория И. Радузинич. Первый доклад «Оптическая, электрическая и конденсационная детонация» сделал академик РАН В. Е. Фортов. О новых результатах в теории и практике сварки взрывом рассказал профессор Л. Б. Первухин. Большой интерес вызвал доклад профессора Т. Бабуля (Польша) о влиянии процесса детонационного напыления на формирование структуры материалов на основе двухфазного титанового сплава Ti6Al4V. Э. Чагелишвили (Грузия) доложил о новых результатах ударно-волнового синтеза с подогревом, в результате которого можно получать



Академик РАН В. Е. Фортов выступает с научным докладом

достаточно крупные искусственные алмазы. Большой интерес вызвал доклад профессора Ю. А. Гордолова по твердофазному детонационному синтезу. О новом способе сварки взрывом под водой, который позволяет получать соединения вольфрамовых и молибденовых фольг с медной пластиной, проинформировали японские ученые (К. Хокамото с коллегами). Об актуальных исследованиях образования наноструктур в зоне соединения при сварке взрывом сообщили немецкие специалисты (В. Фиммер с сотрудниками). О получении и свойствах Ni–Al композитов, консолидированных взрывом, рассказали американские ученые из Исследовательской лаборатории армии США. Было представлено большое количество работ по взрывным камерам, в частности, определенный интерес вызвала разработка сотрудников из Института электросварки им. Е. О. Патона (Украина).

Тематика симпозиума охватывала весь спектр вопросов, связанных с детонационными процессами и взрывом. Наряду с результатами фундаментальных исследований были представлены работы, имеющие практическое применение. За пять дней работы симпозиума было заслушано более 60 докладов по следующим направлениям (секциям): дето-



Участники симпозиума



нация, компактирование и синтез, взрывные процессы и самораспространяющийся высокотемпературный синтез, сварка взрывом, взрывные камеры. Приятно было видеть большое количество молодых ученых, которые наряду с известными учеными докладывали о своих результатах.

Участники симпозиума выразили благодарность оргкомитету за прекрасную организацию работы, интересную насыщенную культурную программу.

О. Камынина

УДК 621.791.009(100)

УКРАИНСКО-НЕМЕЦКИЙ СЕМИНАР «ПЛАЗМЕННЫЕ И ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ»

16–17 июня 2010 г. в Киеве был проведен украинско-немецкий семинар по плазменным и электронно-лучевым технологиям защитных покрытий. Организаторами семинара явились со стороны Германии — Европейский объединенный комитет по плазменной и ионной инженерии поверхности и Европейское общество тонких пленок, со стороны Украины — Институт электросварки им. Е. О. Патона. Актуальность проведения семинара была обусловлена необходимостью активизации работ по решению проблемы потерь от износа инструмента и деталей машин и механизмов, которые приводят к потере около 5 % национального продукта в масштабе мировой экономики. Разработка новых инновационных решений в нанесении многослойных износостойких покрытий методами паровых и газоплазменных технологий позволяет снизить потери на трение и повысить срок службы инструмента и деталей. Потребителями таких покрытий являются в первую очередь инструментальная и автомобилестроительная промышленности.

К другим современным направлениям развития технологий инженерии поверхности относятся создание новых теплозащитных и коррозионностойких покрытий, которые также вносят свой вклад в повышение срока службы деталей машин и механиз-

мов и позволяют сократить расход материалов и энергии в различных секторах мировой экономики.

Программа семинара состояла из 4 групп докладов, разделенных в соответствии с ключевыми темами: 1) износостойкие покрытия; 2) покрытия из твердых материалов; 3) теплозащитные покрытия; 4) коррозионностойкие покрытия. На шести сессионных заседаниях было заслушано и обсуждено 20 докладов. Доклады были представлены от трех ведущих по этой проблематике научных организаций Германии (Мюнхенского технического университета, Фраунгоферского института электронно-лучевых и плазменных технологий, Немецкого аэрокосмического центра), Университета Западной Богемии (Чехия), фирмы «Хаузер Техно Покрытия» (Нидерланды), Шеффилдского университета (Великобритания), России («Прометей», С.-Петербург, Национальный научно-технический университет, Москва), Национальной академии наук Украины (ИЭС им. Е. О. Патона — 4 доклада, ИПМ — 1, ИСМ — 1, ФМИ — 1, ХФТИ — 1). Кроме того, от Украины с докладами выступили сотрудники Харьковского и Сумского университетов. В качестве постеров были рассмотрены 9 докладов, в том числе от ИЭС — 4, от ИСМ — 1, от ИПМ — 1,



от ХФТИ — 1, от Национального авиационного университета, Киев — 2.

На секционных заседаниях семинара присутствовало около 100 человек — участники семинара, сотрудники институтов НАНУ, студенты и преподаватели КПИ, работники промышленных предприятий.

Была организована выставка продукции инженерных центров ИЭС им. Е. О. Патона.

Большой интерес присутствующих на семинаре вызвало выступление лидеров направления твердых нанокompозитных покрытий проф. И. Мусила (Чехия) и С. Вепрека (Германия). Они представили анализ современного состояния этого направления и перспективы его развития. Была показана возможность создания таких покрытий с твердостью, превосходящей твердость алмаза, с высокой термической стабильностью, позволяющей применять их при температурах до 140 °С, покрытий, сочетающих высокие значения твердости и ударной вязкости.

В докладе проф. Б. А. Мовчана были представлены достижения ИЭС им. Е. О. Патона в получении новых наноструктурных покрытий методом гибридного электронно-лучевого процесса. Новые результаты в области защитных электронно-лучевых и других парофазных покрытий были изложены в выступлениях J. P. Heinss (Германия), Е. Дабижа (ИСМ НАНУ), А. Устинова (ИЭС им. Е. О. Патона). Результаты разработки новых нанокompозитных покрытий, получаемых методом магнетронного на-

пыления, нашли отражение в докладах Ю. Борисова (ИЭС им. Е. О. Патона), В. Иващенко (ИПМ НАНУ), Н. Азаренкова (ХФТИ), В. Кирюханцева-Корнеева (НТУ, Москва). О разработке новых теплозащитных покрытий для изделий из сплавов γ-титан–алюминий сообщил R. Braun (Немецкий аэрокосмический центр), о теплозащитных покрытиях с квазикристаллической и аппроксимантной структурой — Ю. Борисов (ИЭС им. Е. О. Патона).

Доклады, представленные на семинаре, были опубликованы на сайте Европейского общества тонких пленок.

По результатам семинара был подготовлен и подписан совместный меморандум об организации сотрудничества между научными организациями Украины и Германии в области инженерии поверхности с подготовкой программы совместных исследований, организацией проведения совместных семинаров по различным вопросам инженерии поверхности. Важным результатом семинара является установление в период его проведения личных контактов между учеными Украины и Западной Европы, работающих в области инженерии поверхности, что должно привести к активизации развития международного сотрудничества. В частности, этому способствовало и общение участников семинара во время вечерней прогулки на катере по Днепру.

Ю. С. Борисов, д-р техн. наук

УДК 621.791.009(100)



63-я ЕЖЕГОДНАЯ АССАМБЛЕЯ МЕЖДУНАРОДНОГО ИНСТИТУТА СВАРКИ

63-я Ежегодная ассамблея Международного института сварки (МИС) прошла с 11 по 16 июля 2010 г. в городе, соединяющем два континента — Стамбуле (Турция). По предварительным заявкам в ней должны были принять участие около 900 представителей из 48 стран (всего на сегодня членами МИС являются 54 страны). Такой интерес был обусловлен не только традиционными для летних съездов участниками МИС конференцией, выставкой и заседаниями технических комиссий, но и особым шармом самого города, являющегося одним из крупнейших туристических центров Турции. Организаторами выступили Фонд по работе в области образования и социального развития им. Гёдика (GEV) и туристическая организация DEKON Congress and Tourism. На ассамблею 2010 г. прибыли около 650 делегатов и экспертов и более 120 сопровождающих лиц, кроме того, 150 представителей были зарегистрированы для участия в международной конференции. Следует особо отметить участие в работе ассамблеи 50-ти

«студентов» и 20-ти «молодых специалистов МИС» (эти категории участников были введены впервые).

На ассамблее наиболее представительными были делегации из Германии (95 человек, из них более 25 — молодые специалисты), Японии (77 человек) и Турции (64 человека).

Во время торжественного открытия ассамблеи состоялось вручение международных премий ряду ученых за наиболее выдающиеся работы в области сварки и родственных технологий. В этом году были вручены награды в следующих номинациях:

— технология производства и соединения (награда Анри Граньяна категории А);

— свойства и свариваемость материалов (награда Анри Граньяна категории В);

— проектирование и технологичность конструкций (награда Анри Граньяна категории С);

— проектирование и производство уникальных сварных конструкций (награда Уго Геррера);



Во время работы международной конференции



Вручение награды «Мисс МИС»

— обучающие видеокурсы и компьютерные программы для различных категорий сварочного персонала (награда Андре Лероя);

— фундаментальные исследования в области сварки и родственных технологий (награда Йошиаки Арата);

— разработка и усовершенствование стандартов в области сварки (медаль Томаса);

— за активную работу в рамках проектов МИСа (награда Артура Смита);

— за личный вклад в развитие сварочных и родственных технологий (награда Евгения Патона).

В 2010 г. награда Евгения Патона была присуждена проф. Карлу Лундену (США) за фундаментальные исследования в области изучения свариваемости материалов. Награду от имени МИСа вручил академик НАН Украины К. А. Ющенко.

Первые дни ассамблеи были посвящены заседаниям комиссий, рабочих групп и других подразделений МИСа. Представители Украины приняли участие в работе комиссий С-II «Дуговая сварка и присадочные материалы», С-IV «Лучевые способы сварки», С-V «Контроль и обеспечение качества в сварочном производстве», С-VI «Терминология», СХП «Процессы и установки для дуговой сварки», С-XIV «Обучение и подготовка кадров», а также в работе исследовательских групп SC-SHIP «Кораблестроение» и SG-RES «Исследования, стратегии развития и сотрудничество в области сварки».

На заседаниях Международного органа по аккредитации Международного института сварки отмечено активное участие представителей Украины в разработке и совершенствовании руководящих документов системы международной квалификации и сертификации персонала сварочного производства. В 2010 г. Уполномоченный орган по аттестации и сертификации персонала сварочного производства Украины, действующий на базе Межотраслевого учебно-аттестационного центра ИЭС им. Е. О. Патона, успешно прошел внешний аудит и был аккредитован на подготовку и аттестацию по следующим квалификациям в системе МИСа: международный инженер по сварке, международный техно-

Страны-члены МИС (по состоянию на июль 2010 г.)

Европа	Америка	Африка/Азия/Океания
Австрия	Бразилия	Австралия
Бельгия	Канада	Вьетнам
Болгария	Мексика	Египет
Великобритания	США	Израиль
Венгрия		Индия
Германия		Индонезия
Греция		Иран
Дания		КНДР
Испания		КНР
Италия		Ливан
Литва		Ливия
Нидерланды		Малайзия
Норвегия		Марокко
Польша		Нигерия
Португалия		Новая Зеландия
Российская Федерация		Пакистан
Румыния		Сингапур
Сербия		Таиланд
Словакия		Тунис
Словения		ЮАР
Турция		Япония
Украина		
Финляндия		
Франция		
Хорватия		
Чешская Республика		
Швейцария		
Швеция		

лог по сварке, международный специалист по сварке, международный практик по сварке, международный инспектор в области сварки и международный сварщик. Ведущий аудитор МИСа Г. Хернандес Риеско в своем докладе о результатах аудита в Украине отметил значительный прогресс в деятельности, связанной с подготовкой персонала в рамках международных программ, в частности, аккредитацией сварочного факультета НТУУ «КПИ» в качестве учебного центра с правом его выпускников на значительные льготы при обучении.

15–16 июля в рамках работы ассамблеи была проведена международная конференция «Достижения сварочной науки и технологии в области производства конструкций различного назначения, энергетики и транспортной области» AWST-2010. Конференция состояла из 12 сессий, на которых было представлено 150 докладов, из них 35 стендовых. Ключевой доклад конференции на тему «Проблемы прочности конструкций и материалов нового поколения» сделал представитель компании «Роллс-Ройс» (Великобритания) С. Гарвуд.

На протяжении работы ассамблеи действовала выставка, в которой принимали участие 20 организаций из пяти стран.

Участникам и гостям ассамблеи была предложена обширная социальная программа, которая, помимо экскурсий и туров, содержала большое количество технических визитов. В частности, при поддержке организации «Gedik Welding» делегаты смогли посетить автомобилестроительное предприятие «Mercedes-Benz», трубопрокатный завод «Erciyes Steel» и крупнейшую верфь в заливе Тузла «RMK-Marine».

На торжественной церемонии закрытия ассамблеи академик НАН Украины К. А. Ющенко вручил неофициальную награду «Мисс МИС» представительнице оргкомитета Т. Карахан. Это событие уже стало традиционным для ежегодных ассамблей МИСа, а наградой была титановая роза, изготовленная мастером производственного обучения МУАЦ ИЭС им. Е. О. Патона Г. Г. Дочкиным.

В целом участие Украины в работе 63-й ассамблеи МИС следует признать успешным. Очередная ассамблея состоится 17–22 июля 2011 г. в Ченнаи (Индия).

Е. П. Чвертко, инж.



ПАМЯТИ В. Н. БЕРНАДСКОГО



7 августа на 82-м году ушел из жизни кандидат технических наук, заведующий отделом прогнозно-аналитических исследований Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, заслуженный деятель науки и техники Украины, ученый и организатор науки Всеволод Николаевич Бернадский.

В. Н. Бернадский — один из представителей патоновской научной школы. Вся его трудовая деятельность связана с Институтом электросварки, в котором он работал с 1952 г.

Свою научно-инженерную деятельность В. Н. Бернадский начинал под руководством лауреата Ленинской премии Г. В. Раевского, участвуя в разработке и внедрении технологий индустриального производства и монтажа сварных преобразуемых конструкций — рулонированных резервуаров большой емкости и тонкостенных плоскостоварачиваемых труб. Он был участником строительства и пуска первых в бывшем Советском Союзе промышленных установок для выпуска рулонированных стенок и днищ резервуаров. В дальнейшем вел разработку и исследование технологий электродуговой сварки тонкого металла: на флюсомедной подкладке и контактной шовной сварки, оригинальной технологии скоростной рельефно-роликовой сварки. В 1962 г. В. Н. Бернадский успешно защитил кандидатскую диссертацию на тему «Вопросы технологии сварки и прочности плоскостоварачиваемых труб».

Уже в этот период В. Н. Бернадского привлекали к большой научно-организационной работе. Начиная с 1962 г. Всеволод Николаевич Бернадский более 20 лет был ученым секретарем Института электросварки и заместителем главного редактора журнала «Автоматическая сварка». Эту деятельность он совмещал с научной работой в области технологии сварки тонколистовых конструкций. В связи с развитием в институте поисковых исследований по космическим технологиям он вошел в состав творческого коллектива по изысканию технологии сварки и обработки металлов в космосе, а также по разработке возможных вариантов тонкостенных космических конструкций. Этот этап его деятельности был отмечен медалью им. С. П. Королёва.

В начале 1980-х годов В. Н. Бернадский по инициативе директора Института электросварки академик Б. Е. Патона сформировал и возглавил в институте новое направление по анализу состояния и технологическому прогнозированию развития миро-

вой сварочной науки и сварочного производства. Разработанная В. Н. Бернадским с сотрудниками отдела система информационно-экономического мониторинга мирового рынка сварочной техники и комплексно-ситуационного анализа развития сварочной науки и сварочного производства в ведущих странах и регионах мира базируется на оригинальных методиках, современных информационных технологиях и созданных проблемно-ориентированных и фактографических базах и банках данных. Системный анализ экономико-статистической информации нашел свое отражение в международном сборнике «СВЭСТА», издающимся при содействии Международного института сварки. Данное направление исследований значительно расширило возможности института по выбору приоритетной тематики научных исследований и эффективному трансферу новых технологий с учетом конъюнктуры мирового и региональных рынков сварочной техники. Всеволод Николаевич стал признанным авторитетом в области анализа состояния и тенденций развития мирового сварочного производства, техники и технологий сварки и родственных процессов.

Значительное место в научной деятельности В. Н. Бернадского занимали формирование и актуализация сварочной терминологии на украинском языке. Под его редакцией и при его участии вышла серия многоязычных словарей по сварке на украинском, русском и английском языках, в том числе первый электронный русско-украинский словарь.

Результаты многолетней активной научно-инженерной деятельности В. Н. Бернадского представлены более чем в 320 научных публикациях, изданных в сварочной и экономической периодике Украины, России, Великобритании, Польши и других стран; среди них 22 авторских свидетельства и патента, 12 книг и брошюр, 15 справочников и словарей.

За выдающийся вклад в развитие сварочной науки и техники В. Н. Бернадский награжден орденами Трудового Красного Знамени и «Знак Почета», а также рядом медалей; его деятельность отмечена Почетными грамотами Президиума Верховного Совета СССР и Верховной Рады Украины, он был лауреатом Премии Совета Министров СССР.

Многочисленные ученики, друзья и коллеги с глубокой скорбью переживают эту потерю, выражают искреннее соболезнование родным и близким Всеволода Николаевича, всем, кто знал, любил и уважал его. Светлая память об этом человеке навсегда останется в их сердцах.

Редколлегия и редакция журнала
«Автоматическая сварка»

ПОДПИСКА — 2011 на журнал «Автоматическая сварка»

Стоимость подписки через редакцию*	Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
	на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
	480 грн.	960 грн.	2100 руб.	4200 руб.	78 дол. США	156 дол. США
*В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.						

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

Контактные телефоны: (38044) 287-63-02, 271-26-23; факс: (38044) 528-34-84, 529-26-23.

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

ПОДПИСНОЙ КУПОН

Адрес для доставки журнала _____

Срок подписки с
Ф. И. О. _____

20 г. по

20 г. включительно

Компания _____

Должность _____

Тел., факс, E-mail _____



РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Обложка наружная, полноцветная

Первая страница обложки (1905 190мм) — 700\$

Вторая страница обложки (2005 290мм) — 550\$

Третья страница обложки (2005 290мм) — 500\$

Четвертая страница обложки (2005 290мм) — 600\$

Обложка внутренняя, полноцветная

Первая страница обложки (2005 290мм) — 400\$

Вторая страница обложки (2005 290мм) — 400\$

Третья страница обложки (2005 290мм) — 340\$

Четвертая страница обложки (2005 290мм) — 340\$

Внутренняя вставка

Полноцветная (разворот А3) (4005 290мм) — 570\$

Полноцветная (2005 290мм) — 340\$

Полноцветная (2005 142мм) — 170\$

Реклама в разделе информации

Полноцветная (1655 245мм) — 300\$

Полноцветная (1655 120мм) — 170\$

Полноцветная (825 120мм) — 80\$

• Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу

• Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу

• Статья на правах рекламы (страница А4, 1705 240мм) — 170\$

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

Технические требования к рекламным материалам

• Размер журнала после обрезки 2005 290мм

• В рекламных макетах, для текста, логотипов и других элементов необходимо отступать от края модуля на 5мм с целью избежания потери части информации

Все файлы в формате IBM PC

• Corell Draw, версия до 10.0

• Adobe Photoshop, версия до 7.0

• QuarkXPress, версия до 7.0

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

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

Подписано к печати 09.09.2010. Формат 605 84/8. Офсетная печать. Усл. печ. л. 9,09. Усл.-отт. 9,67. Уч.-изд. л. 10,22. Цена договорная.

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

CMT ADVANCE: СПЕЦИАЛИСТ ПО СВАРКЕ ТОНКОГО МЕТАЛЛА

Технология CMT, или технология «холодного» переноса металла (Cold Metal Transfer), ставшая результатом почти 10-летней исследовательской работы, была официально представлена в 2004 г. Благодаря революционному методу принудительного капельного переноса, удалось исключить разбрызгивание металла, добиться высокой стабильности процесса и максимально снизить деформации в результате сварки.

Сочетание эффективности цифрового оборудования и простоты настройки сварочных режимов способствовало активному использованию инновационной разработки «Fronius» на различных предприятиях. Логическим продолжением успеха CMT-сварки, стал выход в конце 2009 г. новой технологии — CMT Advance.

CMT Advance — новейший этап развития «холодной» сварки, который характеризуется расширенными возможностями сварки и пайки металлических изделий малой толщины. При этом процесс выполнения сварных швов происходит при минимальном тепловложении в основной металл, без разбрызгивания, и возможен для широкого диапазона зазоров.

Рис. 1–3 наглядно демонстрируют применение метода CMT Advance для сварки различных материалов с величинами зазоров, которые превышают допустимые.

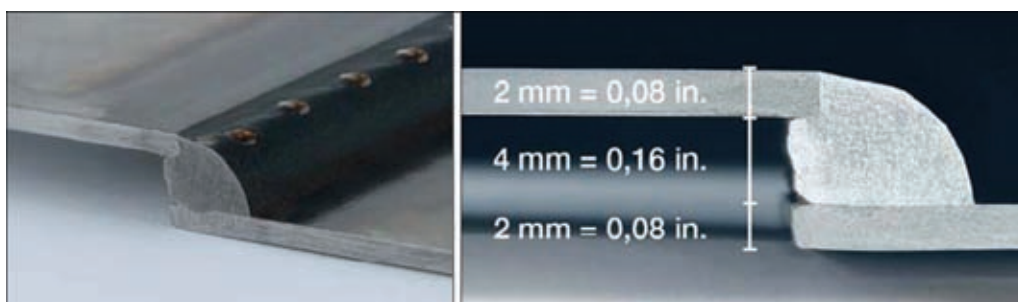


Рис. 1. Сварка обычной конструкционной стали методом CMT Advance

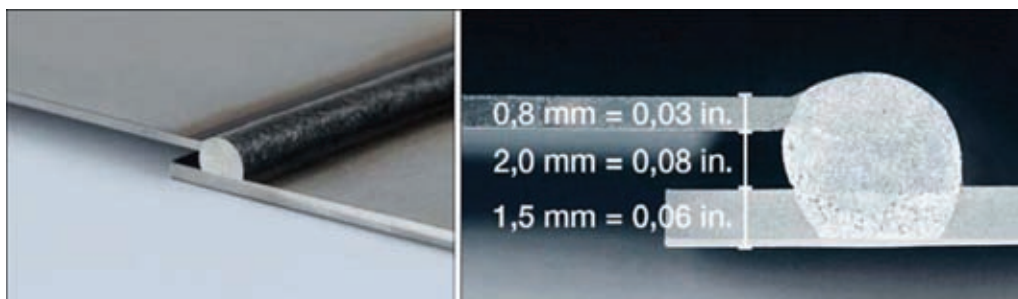


Рис. 2. Сварка коррозионностойкой хромоникелевой стали методом CMT Advance

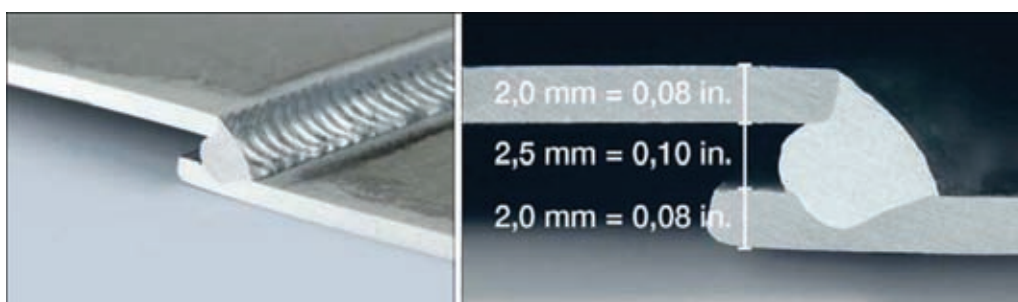


Рис. 3. Сварка алюминия методом CMT Advance

В чем же уникальность данной разработки компании «Fronius»? Рассмотрим подробно.

Как и в известной технологии CMT, в CMT Advance также применяется механизм отделения капли металла от торца электрода и перенос ее в сварочную ванну посредством обратного

* Статья на правах рекламы.

(реверсивного) движения сварочной проволоки в момент короткого замыкания. Однако в отличие от используемого при стандартной MIG/MAG или CMT-сварке постоянного тока обратной полярности, при CMT Advance дело имеем с периодически изменяющимися обратной и прямой полярностью (рис. 4).

Общеизвестно, что сварочный процесс на обратной полярности проходит с интенсивным тепловложением в основной металл, т. е. с увеличением глубины проплавления.

При прямой полярности наблюдается активное расплавление присадочного материала, т. е. увеличение количества наплавленного металла (усиление шва и заполнение зазора). Полярность изменяется во время короткого замыкания, т. е. в это время дуга не горит. Выбор оптимальной частоты смены полярности позволяет получить сварные швы с требуемыми характеристиками.

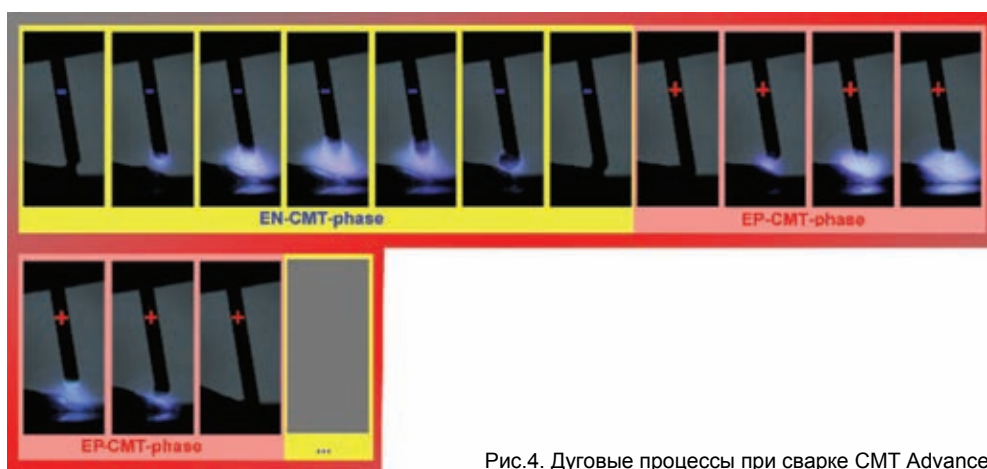


Рис. 4. Дуговые процессы при сварке CMT Advance

CMT Puls Advance является комбинацией CMT-циклов прямой полярности и циклов обратной полярности с добавлением импульсов тока (рис. 5). Отделение каплей от торца электрода соответственно происходит как при коротких замыканиях, так и вследствие действия импульсов обратной полярности. Коррекция соотношения указанных выше циклов позволяет адаптировать процесс для каждого нового применения.

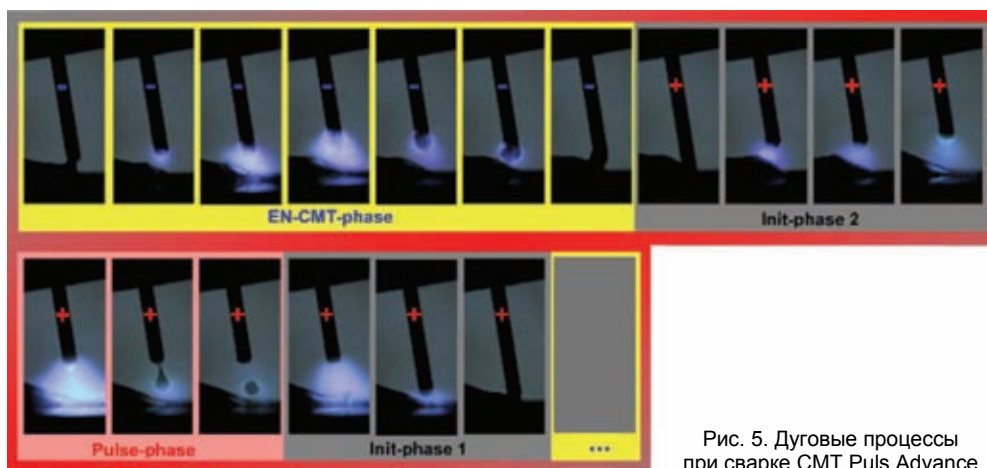


Рис. 5. Дуговые процессы при сварке CMT Puls Advance

Таким образом, CMT Advance и CMT Puls Advance расширяют границы «холодной» сварки и наплавки. Благодаря удивительной гибкости и функциональности, удастся значительно увеличить производительность и стабильность процесса при минимальном тепловложении и отсутствии разбрызгивания металла. Обладая увеличенной скоростью плавления присадочного материала и высокой перекрывающей способностью, CMT Advance является специалистом в области сварки тонколистового металла и выполнения разнородных соединений (например, стали и алюминия).



ООО «Фрониус Украина»
Тел.: +38 044 277 21 41; факс: +38 044 277 21 44
E-mail: sales.ukraine@fronius.com; www.fronius.ua



ГП «Опытный завод
сварочных материалов
ИЭС им. Е.О. Патона
НАН Украины»

**Производство материалов для
дуговой сварки, наплавки и резки:**

Электроды — АНО-4, АНО-4И, АНО-6, АНО-6У, АНО-12, АНО-21, АНО-21М, АНО-21У, АНО-27, АНО-36, АНО-37, МР-3, УОНИ 13/45, УОНИ 13/55, ВН-48, АНО-ТМ, АНО-ТМ/СХ, АНО-ТМ60, АНО-ТМ70, ТМА-1У, ТМА-3У, ЦУ-5, ТМУ-21У, ОЗЛ-6, ОЗЛ-8, ЦЛ-11, ЭА-395/9, ЭА-400/10У, ЦЧ-4, Комсомолец-100, Т-590, АНР-2

Порошковые проволоки — ПП-АН1, ПП-АН3, ПП-АН7, ПП-АН19, ПП-АН19Н, ПП-АН24С, ПП-АН30, ПП-АН59, ПП-АН61, ПП-АН63, ПП-АН67, ПП-АН68М, ПП-АН69, ПП-АН70М, ПП-АН82У, ПП-НnX25П4НЗТ, ППС-ЭК1, ППС-ЭК2, ППР-ЭК3, ППР-ЭК4

Флюсы плавные — по ГОСТ 9087-81, а также АН-М13, АН-25, АН-72

Флюсы керамические — АНК-40, АНК-47А, АНК-57, АНК-565

Возможно изготовление других марок материалов

04112, Украина	Тел.:	(044)	456-64-95
г. Киев-112			456-63-69
ул. О. Телиги, 2	Факс:	(044)	456-64-95
			456-63-08

С 1992 г. на рынке сварочного оборудования Украины



предприятие
«Триада-Сварка»
г. Запорожье

- Разработка и поставка автоматизированных сварочных комплексов
- Технологическое обеспечение и полная комплектация сварочных производств
- Ремонт сварочного оборудования, в т. ч. сложного
- Пуско-наладочные работы
- Широкий выбор сварочного оборудования



тел. (061) 233 1058, (0612) 34 3623,
(061) 213 2269, 220 0079 e-mail: weld@triada.zp.ua
Сервисный центр: (061) 270 2939. www.triada-weld.com.ua

ЗАКРЫТОЕ АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО

СпецСплав

ПРОИЗВОДСТВО:

Флюсы сварочные

Проволоки порошковые для внепечной

обработки металлургических расплавов

Проволоки порошковые для сварки, наплавки,

напыления и металлзации

Электроды наплавочные, специального назначения,

для сварки чугуна и резки

Ферросплавы и легатуры

Хром металлический

Комплексные раскислители и модификаторы

ул. Курсантская, 1
г. Днепрпетровск
49051, Украина

Тел. (380562) 35-50-25
Тел./факс (38056) 37-41-912
E-mail sp@spetsplav.dp.ua

НАВКО-ТЕХ

Automatic machines and robots for arc welding

**Автоматические установки и роботы
для дуговой сварки и наплавки**



УСТАНОВКИ ДЛЯ СВАРКИ
ПРЯМОЛИНЕЙНЫХ ШВОВ

УСТАНОВКИ ДЛЯ СВАРКИ
КОЛЬЦЕВЫХ ШВОВ

РОБОТОТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ
КОМПЛЕКСЫ ДЛЯ СВАРКИ

СВАРОЧНАЯ АППАРАТУРА



Украина, Киев
Тел.: +38 044 456-40-20
Факс: +38 044 456-83-53

<http://www.navko-teh.kiev.ua>

E-mail: info@navko-teh.kiev.ua



ОАО «Электромашиностроительный завод
«Фирма СЭЛМА»

Производство электросварочного оборудования

Номенклатура выпускаемого оборудования составляет более 100 наименований сварочной техники для всех видов электродуговой сварки.

- трансформаторы и выпрямители для ручной дуговой сварки
- полуавтоматы для сварки в среде защитных газов
- установки для аргонодуговой сварки неплавящимся электродом
- установки воздушно-плазменной резки металла
- сварочные автоматы. Сварочные головки
- машины для контактной точечной сварки
- оборудование для механизации процесса сварки и резки
- оборудование для управления контактными сварочными машинами
- машины для автоматической плазменной резки портального типа
- машины для автоматической резки и разделки кромок под сварку труб
- дизельные сварочные агрегаты типа АДД
- машины для механической подготовки кромок под сварку

Вся продукция фирмы сертифицирована Госстандартами Украины и России. На предприятии внедрена и сертифицирована система обеспечения качества выпускаемой продукции ISO 9001-2001, TUV (Германия).

«Фирма СЭЛМА» проводит гарантийное и сервисное обслуживание оборудования, пусконаладочные работы, обучение и консультации по эксплуатации сварочного оборудования.



95000, г. Симферополь, Украина,
ул. Генерала Васильева, 32А
Отдел маркетинга и сбыта: +38 (0652) 66-85-37, 58-30-55
Факс: +38 (0652) 58-30-53
E-mail: sales@selma.crimea.ua http://www.selma.ua



ОАО «ЗАПОРОЖСТЕКЛОФЛЮС»

69035, Украина г. Запорожье, ул. Диагональная, 2
Тел.: +380 (61) 289-03-53; факс: +380 (61) 289-03-50
E-mail: market@steklo.zp.ua

ОАО «Запорожский завод сварочных флюсов и стеклонизделей» на протяжении многих лет является одним из крупнейших в Европе производителей сварочных флюсов и силикатов натрия растворимого. На сегодня мы предлагаем более 20 марок сварочных флюсов.

На заводе разработана и внедрена Система управления качеством с получением сертификатов TUV NORD SERT на соответствие требованиям стандарта DIN EN ISO 9001-2000 и научно-технического центра «СЕПРОЗ» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины на соответствие требованиям ДСТУ ISO 9001-2001.

Благодаря тесному сотрудничеству с Институтом электросварки им. Е. О. Патона ОАО «Запорожстеклофлюс» освоил производство сварочных флюсов новым методом – двойным рафинированием сплава.

Сварочные флюсы для автоматической, полуавтоматической сварки и наплавки углеродистых и низколегированных сталей: АН 348-А, АН-348-АМ, АН-348-АД, АН-348-АП, АН-47, АН-47Д, АН-47П, АН-60, ОСЦ-45, АНЦ-1А, ОСЦ-45 мелкой фракции (ГОСТ 9087-81, ТУ У 05416923.049-99, ГОСТ Р 52222-2004).

Силикат натрия растворимый (модуль от 2,0 до 3,5). Широко применяется для изготовления жидкого стекла и сварочных электродов.

МЫ ВСЕГДА ГАРАНТИРУЕМ СТАБИЛЬНОСТЬ ПОСТАВОК И САМЫЕ НИЗКИЕ ЦЕНЫ В СНГ
Наша цель — более полное удовлетворение Ваших потребностей в качественных и современных сварочных материалах.





STEIN-MEGAFIL®

МЫ НЕ ИЗОБРЕЛИ КОЛЕСО, НО МЫ ИЗОБРЕЛИ ПРОВОЛОКУ.

STEIN-MEGAFIL® - для решения Ваших задач в области сварки. Эта полностью бесшовная порошковая проволока с уникальными сварочными свойствами создана для удовлетворения Ваших требований к сварке. Она отличается высокой конструктивной размерной стабильностью, не скручивается, не деформируется, благодаря чему идеально подходит для прецизионной сварки. Проволока влагостойка и, следовательно, не требует повторной сушки. Кроме того, она обладает прекрасной электропроводностью и обеспечивает стабильность горения дуги и формирования жидкой ванны.

DRAHTZUG STEIN
wire & welding

Drahtzug Stein
67317 Altleiningen (Germany)

Официальный представитель в Украине
АРКСЭЛ
83017, г. Донецк, пер. Вятский, 2а

Tel: +49(0)6356 966-0
Fax: +49(0)6356 966-114

тел.: (062) 332-2650(52)
тел./факс: 382-9449, 332-2651

info@drahtzug.com
www.drahtzug.com

info@arcselel.dn.ua
www.arcselel.dn.ua

ОАО "ЗОНТ"

ПРОИЗВОДСТВО:

МАШИН ФИГУРНОЙ ГАЗОКИСЛОРОДНОЙ РЕЗКИ "АСШ-70М";
 МАШИН ДЛЯ МИКРОПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКИ "МЕТЕОР";
 МАШИН ДЛЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ РЕЗКИ "КОМЕТА М";
 МАШИН ДЛЯ ГИДРОАБРАЗИВНОЙ РЕЗКИ "МАРИНА";
 МАШИН ПЛАЗМЕННОЙ И ГАЗОКИСЛОРОДНОЙ РЕЗКИ С
 ЧПУ ДЛЯ ФИГУРНОЙ РЕЗКИ ТРУБ;
 ПЕРЕНОСНЫХ ГАЗОРЕЖУЩИХ МАШИН "РАДУГА";
 НАСОСОВ, ТЕПЛООБМЕННИКОВ И ЗАПАСНЫХ ЧАСТЕЙ ДЛЯ
 КРИОГЕННОЙ ТЕХНИКИ.

ПОСТАВКА
 ИСТОЧНИКОВ ПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКИ.
 КАПИТАЛЬНЫЙ РЕМОНТ И
 МОДЕРНИЗАЦИЯ
 МАШИН ДЛЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ РЕЗКИ МЕТАЛЛА.





ОАО "ЗОНТ" (ТОРГОВАЯ МАРКА «АВТОГЕНМАШ»)
 65104, УКРАИНА, Г. ОДЕССА, ПР-Т. МАРШАЛА ЖУКОВА 103.
 Т. +38 (048) 717-00-50, E-MAIL: OAOZONT@ZONT.COM.UA
 715-69-40, WWW.ZONT.COM.UA
 Ф. +38 (048) 715-69-50 WWW.AUTOGENMASH.COM

Днепрометиз
 Группа предприятий «Северсталь-метиз»

ОАО "Днепрометиз" - крупнейшее предприятие
 Украины в своей отрасли, входит в международную
 группу производителей "Северсталь-метиз"

e-mail: sale@dm.severstalmetiz.com

т/ф: (0562) 34-82-24, 35-83-69, 35-15-97
 Украина, 49081, г. Днепрпетровск, пр. им. газеты "Правда", 20

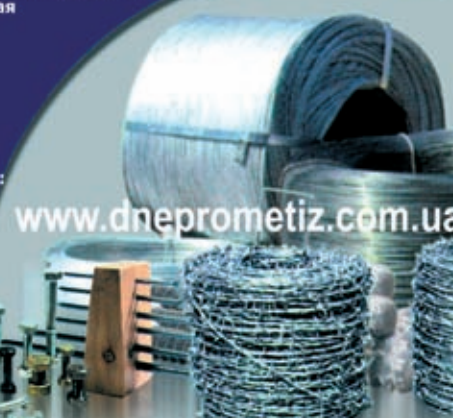
ПРОВОЛОКА:
 сварочная Св-08 (А), Св-08Г2С
 Вр-1 для армирования ЖБК
 общего назначения без покрытия
 термообработанная черная
 оцинкованная
 колючая

СЕТКИ:
 плетеные
 сварные
 рифленые

ЭЛЕКТРОДЫ:
 МР-3
 АНО-4
 АНО-6
 АНО-21
 УОНИ

ГВОЗДИ
 БОЛТЫ
 ГАЙКИ
 ШАЙБЫ

www.dneprometiz.com.ua



Каховский завод
 электросварочного оборудования

74800 Украина, г. Каховка. Телефон: +38 (05575) 2-09-82, 2-10-72
market@kzes.com www.kzes.com



СИЛА ПРОТИВОПОЛОЖНОСТЕЙ...

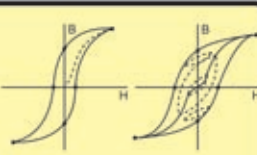


КЗЭСО

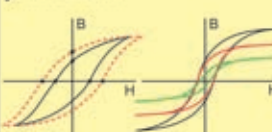
Специальные Научные Разработки **СНР**
 Научно-производственная фирма

Магнитные материаловедческие измерения

✓ С измерением характеристик петли магнитного гистерезиса на стационарных высокоточных (баллистических) установках.



✓ Оценка деградации (микрповрежденности) металлов по наиболее чувствительному магнитному параметру.



✓ Разработка и поставка магнитоизмерительных установок, комплексов, приборов:

- универсальных и специализированных;
- стационарных, настольных, портативных, автономных;
- для научных, учебных, производственных, диагностических задач;
- для входного, сдаточного, технологического контроля;
- измерения по любым национальным и зарубежным стандартам;
- быстро и точно, за минуты – объем измерений, как ранее – за часы;
- модернизируем старые установки, купим их фрагменты.

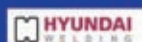
► Мировая новизна принципов и продуктивности измерений.
 ► Лучшее сочетание цена / качество.

Украина, 61121, г. Харьков, ул. Сетлея, 10/16: тел./факс: +38 (057) 771-65-91, 738-32-06
 (www.snr-ndt.com) e-mail: mail@snr-ndt.com
 в Москве - ООО "Магнитометрическая диагностика", +7 (499) 592-93-91, mail@mdtag.ru

Разработка, производство, внедрение

СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

**Проволоки
порошковые для
сварки и наплавки,
проволоки сплошные,
электроды, флюс,
наплавочные установки**



ООО «НПФ «Элна» является разработчиком и производителем порошковых проволок для сварки и наплавки, а также представителем компаний WELDING ALLOYS GROUP (Англия) и HYUNDAI WELDING Co. Ltd (Южная Корея) в Украине

ООО «НАУЧНО-ПРОИЗВОДСТВЕННАЯ ФИРМА «Элна»
ул. Антоновича, 69, г. Киев, 03150, Украина
тел. (044) 200-80-25, 200-85-17, факс (044) 200-85-17
e-mail: mfo@elna.com.ua www.elna.com.ua



ЗАВОД АВТОГЕННОГО ОБОРУДОВАНИЯ
ДОНМЕТ®
Украина, г. Краматорск, тел./факс: (06264) 5-77-13
svarka@donmet.com.ua www.donmet.com.ua

**Все для газовой резки и сварки.
Электросварка.**

**100% гарантия от
производителя**

GYS TB
ДОНМЕТ®

ФИРМЕННАЯ ТОРГОВАЯ СЕТЬ
КИЕВ • ДОНЕЦК
Тел./факс (044) 404-38-72 Тел./факс (062) 381-88-93

ЗАПОРОЖЬЕ
Тел./факс (061) 224-11-56

ПУГАНСК • ОДЕССА
Тел./факс (0642) 71-51-65 Тел./факс (048) 785-19-65



Plasma Master Научно-производственная фирма
ПЛАЗМА-МАСТЕР ЛТД.
Лидер в Украине в области плазменно-порошковой наплавки

- Оборудование для плазменно-порошковой наплавки
- Плазмотроны для наплавки различных модификаций
- Технологические разработки в области плазменной наплавки
- Услуги по наплавке деталей машин

Ручная плазменно-порошковая наплавка - прекрасный инструмент в ремонте!

Украина, 03680, Киев
ул. Кржижановского, 3
тел./факс: +38 044 537-31-44
office@plasma-master.com.ua
www.plasma-master.com.ua