



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

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

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

МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

И. Арата (Япония), Н. П. Алешин (Россия),
И. Гривняк (Словакия),
У. Дилтей (Германия),
Е. А. Дорошкевич (Беларусь),
П. Зайфарт (Германия),
А. С. Зубченко (Россия),
К. Иноуэ (Япония), К. Мацубучи (США),
Н. И. Никифоров (Россия),
Б. Е. Патон (Украина),
Я. Пилярчик (Польша)

Адрес редакции:

03680, Украина, г. Киев-150,
ул. Боженко, 11
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины
Тел.: (044) 227 63 02, 269 26 23
Факс: (044) 268 04 86
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редакторы:

Е. Н. Казарова, В. И. Котляр,
Т. В. Юштина

Электронная верстка:

И. С. Баташева, И. Р. Наумова,
И. В. Петушков, Т. Ю. Снегирева

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788 от 09.01.2001

Журнал входит в перечень утвержден-
ных ВАК Украины изданий для публи-
кации трудов соискателей ученых сте-
пеней

При перепечатке материалов ссылка на
журнал «Автоматическая сварка» обяза-
тельна

За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности не
несет

Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Махненко В. И., Великоиваненко Е. А., Розынка Г. Ф., Пивторак Н. И., Зайфарт П., Яснау У. Математическое моделирование тепловых процессов при сварке пенистых материалов	3
Лобанов Л. М., Пивторак В. А., Савицкий В. В., Олейник Е. М. Автоматический компьютерный анализ голографических интерферрограмм при неразрушающем контроле качества материалов и элементов конструкций	8
Максимова С. В., Хорунов В. Ф., Шонин В. А., Зволинский И. В., Воронов В. В., Костин В. А. Высокотемпературная вакуумная пайка дисперсно-упрочненного медного сплава CLIDCOP Al-25	15
Похмурский В. И., Студент М. М., Сидорак И. И., Рябцев И. А., Кусков Ю. М. Фазовый состав покрытий системы Fe-C-Cr-Al, полученных методом электродуговой металлизации	20
Кузьменко В. Г., Токарев В. С., Галинич В. И., Сокольский В. Э., Казимиров В. П. Выбор составов сварочных флюсов с учетом структурных характеристик их расплавов	24

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Акопянц К. С., Назаренко О. К., Гумовский В. В., Чернякин В. П. Система диагностики электронного луча в установках для электронно-лучевой сварки	30
Байич Д., Мельничук Г. М., Лупан А. Ф., Савицкий М. М. Техника и режимы аргоно-дуговой сварки сталей с активными флюсами	34
Шелягин В. Д., Хаскин В. Ю., Гаращук В. П., Сиора А. В., Бернацкий А. В., Сахарнов А. В. Гибридная сварка излучением CO ₂ -лазера и дугой плавящегося электрода в углекислом газе	38
Постолатий Н. И., Глущенко А. Д., Дух С. В., Гриценко Л. С. О сварочных свойствах тиристорных выпрямителей	42
Шаповал А. Н. Разработка композиционных материалов для активных элементов электродов плазматронов на основе циркония	45

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Белый А. И., Жудра А. П., Дзыкович В. И. Особенности раскисления металла сварочной ванны при плазменной наплавке композиционных материалов	48
Кальянов В. Н. Наплавка азотистыми сплавами	50
Разработано в ИЭС: Многоцелевой сварочный мини-агрегат	52
Диссертация на соискание ученой степени	52
Патенты в области сварочного производства	53
По зарубежным журналам	54

ХРОНИКА

Особенности патентования в США	59
Памяти Б.Ф. Лебедева	60
Памяти Д. М. Кушнарева	60
Памяти И. М. Савича	61

РЕКЛАМА	62
---------------	----

ИЗДАНИЕ ЖУРНАЛА ПОДДЕРЖИВАЮТ:

Каховский завод электросварочного оборудования

ПИИ Бинцель Украина ГмбХ

СП «ТМ ВЕЛДТЕК»

Ново-Краматорский машиностроительный завод

ОАО «фирма СЭЛМА»

Avtomaticheskaya SVARKA

№ 10 (595)
Oktober 2002

Published since March, 1948

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

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief

B.E. PATON

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

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

I. Arata (Japan),
N.P. Alyoshin (Russia),
I. Hrivnak (Slovakia),
U. Diltey (Germany),
E.A. Doroshkevich (Belorus),
P. Seyffarth (Germany),
A.S. Zubchenko (Russia),
K. Inoue (Japan),
K. Masubuchi (USA),
N.I. Nikiforov (Russia),
B. E. Paton (Ukraine),
Ya. Pilyarchik (Poland)

Address:

The E. O. Paton Electric
Welding Institute
of the NAS of Ukraine,
11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 227 63 02, 269 26 23
Fax: (38044) 268 04 86
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Editors:

E. N. Kazarova, V. I. Kotlyar,
T. V. Yustina

Electron galley:

I. S. Batasheva, I. R. Naumova,
I. V. Petushkov, T. Yu. Snegireva

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Makhnenko V.I., Velikoivanenko E.A., Rozyinka G.F., Pivtorak N.I., Seyffarth P., Jasna U.** Mathematical modelling of heat processes in welding foam materials 3
- Lobanov L.M., Pivtorak V.A., Savitsky V.V., Olejnik E.M.** Automatic computer analysis of holographic interferograms in non-destructive quality control of materials and structure elements 8
- Maksimova S.V., Khorunov V.F., Shonin V.A., Zvolinsky I.V., Voronov V.V., Kostin V.A.** High-temperature vacuum brazing of dispersion-strengthened copper alloy CLIDCOP Al-25 15
- Pokhmursky V.I., Student M.M., Sidorak I.I., Ryabtsev I.A., Kuskov Yu.M.** Phase composition of coatings of Fe-C-Cr-Al system obtained by the method of electric arc metallizing 20
- Kuzmenko V.G., Tokarev V.S., Galinich V.I., Sokolsky V.E., Kazimirov V.P.** Selection of compositions of welding fluxes with account for structural characteristics of their melts 24

INDUSTRIAL

- Akopjants K.S., Nazarenko O.K., Gumovsky V.V., Chernyakin V.P.** System of diagnostics of electron beam in equipment for electron beam welding 30
- Bajich D., Melnichuk G.M., Lupan A.F., Savitsky M.M.** Method and conditions of argon arc welding of steels with activating fluxes 34
- Shelyagin V.D., Khaskin V.Yu., Garashchuk V.P., Siora A.V., Bernatsky A.V., Sakharov A.V.** Hybrid welding using CO₂-laser radiation and consumable electrode arc in CO₂ 38
- Shapoval A.N.** Development of composite materials for zirconium-base active elements of plasmatron electrodes 42
- Postolatiy N.I., Glushchenko A.D., Dukh S.V., Gritsenko L.S.** About welding properties of thyristor rectifiers 45

BRIEF INFORMATION

- Belyi A.I., Zhudra A.P., Dzykovich V.I.** Peculiarities of weld pool deoxidation in plasma surfacing of composite materials 48
- Kaljanov V.N.** Surfacing with nitrogen-containing alloys 50
- Developed at the Paton Institute: Multipurpose welding mini-machine 52
- Thesis for scientific degree 52
- Patents in the field of welding 53
- Review of foreign journals 54

NEWS

- Specifics in patenting in the USA 59
- In memory of B.F. Lebedev 60
- In memory of D.M. Kushnarev 60
- In memory of I.M. Savich 61

- ADVERTISING 62

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



МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ СВАРКЕ ПЕНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ

Академик **В. И. МАХНЕНКО**, **Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО**, канд. физ.-мат. наук,
Г. Ф. РОЗЫНКА, **Н. И. ПИВТОРАК**, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
П. ЗАЙФФАРТ, **У. ЯСНАУ** (Учеб.-ислед. ин-т, г. Росток, Германия)

Предлагается алгоритм численного определения температурных полей сварного соединения (зоны проплавления) при сварке встык элементов с пенистой макроструктурой. Основу такого алгоритма составляет соответствующее математическое моделирование пенистой макроструктуры с использованием статистических данных относительно размеров пор. Показано, что при высокой пористости режим сварки должен существенно отличаться от такового для сплошного материала.

Ключевые слова: математическое моделирование, пенистая (пористая) макроструктура, стохастические характеристики макроструктуры, сварочные процессы, сверхлегкие конструкционные материалы, неразъемные соединения, жидкая ванна, сварка плавлением, пористость материала, температурные поля

В последние годы резко возрос интерес к применению в технике сверхлегких конструкционных материалов на основе пенистой (пористой) макроструктуры, что весьма убедительно следует из содержания сборника [1], работ [2, 3] и др. Интенсивные исследования свойств таких материалов проводятся как экспериментальными, так и расчетными [4] методами.

Соединение элементов конструкций из таких материалов является важной проблемой [5 и др.]. Большой интерес представляют неразъемные соединения, полученные традиционными способами сварки плавлением. Однако имеющийся опыт показал, что использование этих способов сварки для получения качественных сварных соединений связано со значительными трудностями. Применение специальных способов для образования пенистой структуры металла жидкой ванны достаточно сложно. В связи с этим особый интерес вызывают способы сварки плавлением, при которых достигается минимальное расплавление основного материала. В частности, при лучевых способах сварки с промежуточной сплошной расплавляемой прослойкой (рис. 1) можно получить достаточно качественное сварное соединение. Однако выбор рациональных энергетических параметров режима сварки и толщины прослойки b , при которых достигается минимальное проплавление основного материала, требует подробных исследований. В этом случае могут помочь методы математического моделирования, основанные на описании процесса нагрева сварочным источником тепла конкретного соединения с учетом специфики макроструктуры материала. Последняя в значительной степени влияет на распространение тепла, поскольку пустоты (поры) по сравнению с металлической основой являются существенным барьером для этого.

Обычно макроструктуру пенистого (пористого) материала описывают с помощью статистического закона распределения размеров пор. В качестве иллюстрации сказанного на рис. 2 приведены макрошлифы сечений материала из пенистого алюминия [2], а на рис. 3 — статистические данные о плотности (частоте) распределения $P(S)$ размера S отдельных ячеек (пор). Из рис. 2 видно, что форма отдельных пор достаточно сложная и их характерный размер S может изменяться случайно в широких пределах. Если известен статистический закон распределения размеров пор, т. е. $P(S)$, как на рис. 3, а среднюю плотность пористого материала обозначить γ , то, задав определенную форму элементарной ячейки, можно рассчитать среднюю толщину δ стенки таких ячеек.

Например, если принять элементарные ячейки в виде куба со стороной S , то δ можно определить из уравнения

$$\gamma = \gamma_0 \frac{\sum_i^N [S_i^3 - (S_i - \delta)^3] P(S_i)}{\sum_i^N S_i^3 P_i}, \quad (1)$$

где γ_0 — плотность основного материала; N — количество ячеек в значительном объеме металла.

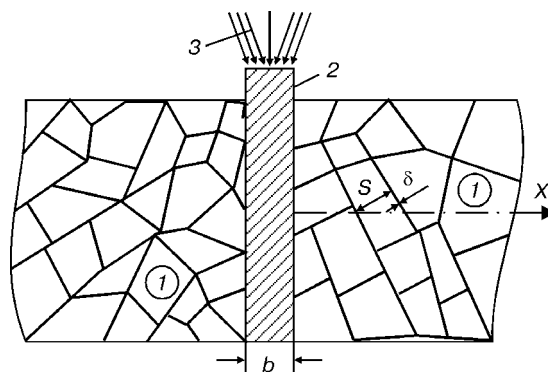


Рис. 1. Схема сварки встык плавлением пористого материала со сплошной расплавляемой прослойкой: 1 — основной материал; 2 — прослойка; 3 — тепловой поток

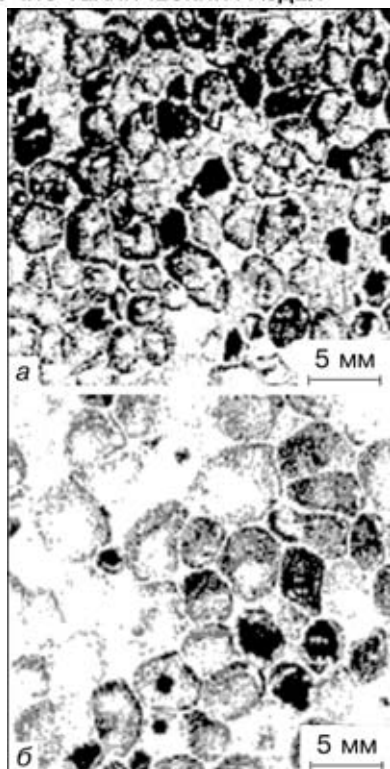


Рис. 2. Макрошлифы сечений двух материалов из пенистого алюминия с мелкими (а) и более крупными (б) порами [2]

После несложных преобразований (1) для определения δ получим следующее кубическое уравнение:

$$\delta^3 - A\delta^2 + B\delta = F, \quad (2)$$

где

$$A = \frac{\sum_{i=1}^N 3S_i P(S_i)}{\sum_{i=1}^N P(S_i)}; \quad B = \frac{\sum_{i=1}^N 3S_i^2 P(S_i)}{\sum_{i=1}^N P(S_i)}; \quad F = \frac{\gamma}{\gamma_0} \frac{\sum_{i=1}^N 3S_i^3 P(S_i)}{\sum_{i=1}^N P(S_i)}. \quad (3)$$

При достаточно большой выборке N сумма $\sum_{i=1}^N P(S_i) = 1$ соответственно

$$A = 3\bar{S}_i; \quad B = 3 \langle \bar{S}_i^2 \rangle; \quad F = \frac{\gamma}{\gamma_0} \langle \bar{S}_i^3 \rangle, \quad (4)$$

где $\bar{S}_i$ — математическое ожидание случайной величины S_i ; $\langle \bar{S}_i^2 \rangle$ и $\langle \bar{S}_i^3 \rangle$ — соответственно ма-

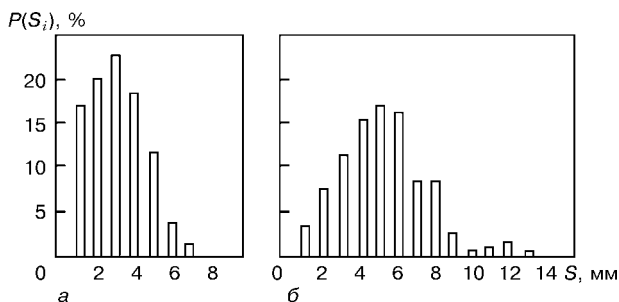


Рис. 3. Статистические данные об относительной плотности распределения размеров отдельных ячеек $P(S_i)$ для материалов со структурой, показанной соответственно на рис. 2.

тематическое ожидание случайных величин S_i^2 и S_i^3 .

На рис. 4 приведены результаты расчета значений δ для двух вариантов распределений размеров $P(S_i)$ элементарных ячеек по рис. 3 в зависимости от коэффициента сплошности (соответственно коэффициент пористости составляет $1 - \frac{\gamma}{\gamma_0}$). Из рис. 4 видно, что значения δ монотонно

возрастают от нуля (при $\frac{\gamma}{\gamma_0} = 0$) до некоторого предельного значения $\delta_{пр}(P) \approx \bar{S}_i$ (при $\frac{\gamma}{\gamma_0} \rightarrow 1$). В частности, для варианта на рис. 3, а при $\delta = 0,1$ мм, $\gamma/\gamma_0 = 0,065$ $\bar{S}_i = 3,33$ мм. Для этого же варианта в случае $\delta = 0,5$ мм, $\gamma/\gamma_0 = 0,30$ $\bar{S}_i$ своего значения не меняет.

Рассмотренное моделирование макроструктуры пенистого материала можно считать наиболее простым и достаточно грубым приближением. Возможны и другие более сложные варианты схематизации геометрии элементарных ячеек и толщины перегородок [4], точнее отражающие наблюдаемую реальность. Однако при этом существенно возрастает количество характерных параметров макроструктуры, увеличивается трудоемкость численного описания и сложность воспроизведения процесса с учетом стохастичности ее строения.

Следует отметить, что воспроизведение процесса сварочного нагрева пенистой макроструктуры при заданных характеристиках ее стохастического описания требует специальных подходов. Используя схему мощного быстродвижущегося источника тепла [6], можно рассматривать независимо отдельные поперечные сечения свариваемого материала с соответствующей случайной морфологией пенистой макроструктуры. Численное решение задачи определения зоны проплавления для каждого такого сечения при конкретных условиях сварки является отдельным случайным результатом для данного материала. При достаточно большой выборке результатов можно получить статистические характеристики зоны проплавления определенного материала при конкретных условиях сварки. Из изложенного выше следует, что получение соответствующего набора случайных пенистых макроструктур для рассматриваемого

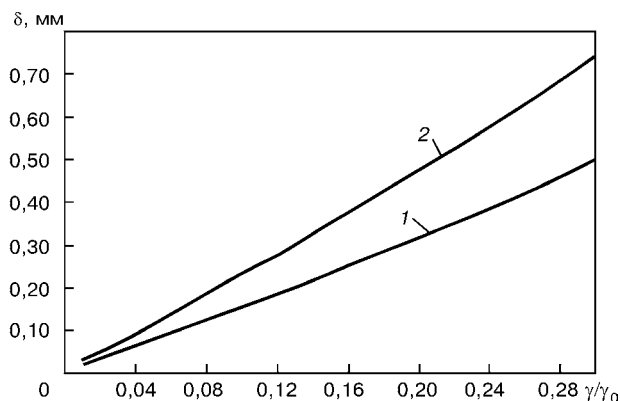


Рис. 4. Зависимость средней толщины стенок ячеек δ от γ/γ_0 для характеристики $P(S_i)$, полученной по рис. 3, а (1) и 3, б (2)

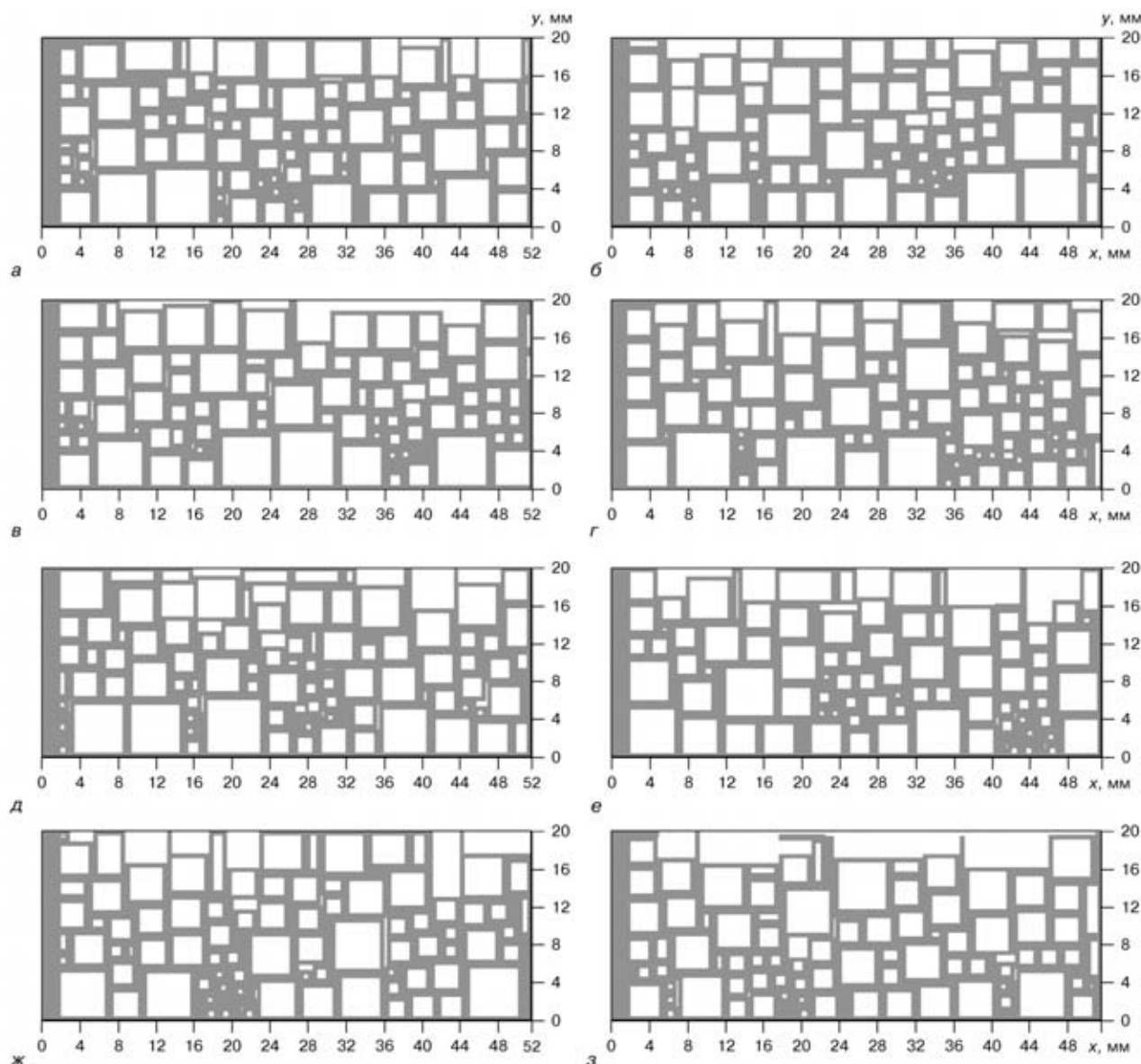


Рис. 5. Моделируемые макроструктуры (а–з) случайных сечений материала с характеристиками $P(S_i)$ по рис. 3, а при $\gamma\gamma_0 = 0,3$, $\delta = 1$ мм и $\bar{S} = 3,33$ мм

материала с заданными статистическими характеристиками, которые определяются плотностью распределения размеров $P(S_i)$ ячеек при соответствующей идеализации их формы и среднем значении δ , является исходным фактором для численного моделирования рассматриваемой задачи. С этой целью в работе использовался генератор ряда

случайных чисел, при помощи которого при заданном $P(S_i)$ выбирались последовательно ячейки для заполнения рассматриваемой области (рис. 5).

Каждое случайное сечение определялось начальным числом указанного ряда. Это число фиксировалось для повторного воспроизведения, но выбиралось случайно. На рис. 5 видно, что

Таблица 1. Влияние температуры ($^{\circ}\text{C}$) на теплофизические свойства алюминиевого сплава АМг6 [7] и сухого воздуха [8]

Объект исследований	20	100	200	300	400	500	600	700	800	1000
Теплопроводность λ , Вт/см $^{\circ}\text{C}$										
Воздух	$2,6 \cdot 10^{-6}$	$3,49 \cdot 10^{-6}$	$3,93 \cdot 10^{-6}$	$4,6 \cdot 10^{-6}$	$5,21 \cdot 10^{-6}$	$5,74 \cdot 10^{-6}$	$6,2 \cdot 10^{-6}$	$6,71 \cdot 10^{-6}$	$7,18 \cdot 10^{-6}$	$8,07 \cdot 10^{-6}$
АМг6	1,1	1,2	1,4	1,5	1,6	1,8	2,0	—	—	—
Объемная теплоемкость c_v , Дж/см $^3 \cdot ^{\circ}\text{C}$										
Воздух	$1,2 \cdot 10^{-3}$	$0,95 \cdot 10^{-3}$	$0,76 \cdot 10^{-3}$	$0,64 \cdot 10^{-3}$	$0,56 \cdot 10^{-3}$	$0,50 \cdot 10^{-3}$	$0,45 \cdot 10^{-3}$	$0,41 \cdot 10^{-3}$	$0,38 \cdot 10^{-3}$	$0,33 \cdot 10^{-3}$
АМг6	2,5	2,6	2,7	2,8	2,9	2,95	3,0	—	—	—

Примечания: 1. Для сплава АМг6 $T_s \approx 560^{\circ}\text{C}$ и $T_L \approx 640^{\circ}\text{C}$ (соответственно температура солидус и ликвидус); 2. $g_{\text{ск}} = 1050 \text{ Дж/см}^3$ — скрытая теплота плавления.



пенистые макроструктуры, имеющие одинаковые $P(S_i)$, отличаются заметно, что, естественно, должно отразиться и на результатах численного моделирования размеров и формы зоны проплавления при соответствующем сварочном нагреве.

С целью получения данных о зоне проплавления конкретной макроструктуры использовался обычный подход для решения тепловой задачи $2D$ в рамках схемы быстродвижущегося источника для области с переменными свойствами (табл. 1). Размеры конечных элементов выбирались в зависимости от толщины δ стенок пор.

Тепловая погонная энергия $q_{\text{п}}$ источника сварочного нагрева распределялась по нормальному закону по ширине и глубине промежуточной сплошной прослойки из алюминиевого сплава; она представлена функцией

$$g(x, y) = g_0 e^{-K_x x^2 - K_y y^2}, \quad (5)$$

где $g_0 = \frac{\pi q_{\text{п}}}{\sqrt{K_x K_y}}$; K_x и K_y — коэффициенты сосредоточенности теплового потока соответственно вдоль осей x и y .

Поскольку при лучевых способах сварки имеются возможности для регулирования распределенности теплового потока, то в работе принималось

$$K_x = \frac{4a_x}{b^2}, \quad K_y = \frac{4a_y}{H^2}, \quad (6)$$

Таблица 2. Рекомендуемая погонная энергия при сварке алюминиевых пластин с пенистой макроструктурой толщиной 20 мм с промежуточной сплошной прослойкой (см. рис. 1)*

№ варианта	$\gamma/\%$	$P(S_i)$	$\bar{S}_i$	δ , мм	$q_{\text{п}}$, ккал/мм
1	0,065	Рис. 3, а	3,33	0,2	17,46
2	0,085	Рис. 3, б	4,85	0,4	14,30
3	0,300	Рис. 3, а	3,33	1,0	21,80
4	0,600	То же	3,33	2,4	40,00

* При $K_x = 0,43 \text{ 1/мм}^2$, $K_y = 0,03 \text{ 1/мм}^2$, $b = 3 \text{ мм}$, $H = 5 \text{ мм}$.

где a_x и a_y — параметры технологического процесса, которые наряду с $q_{\text{п}}$ определяются в результате расчета размеров зоны проплавления для соответствующих макроструктур поперечных сечений; H — желаемая глубина проплавления прослойки.

На рис. 5 и 6 даны примеры расчетов, с помощью которых можно продемонстрировать процедуру описываемого подхода при сварке встык с двух сторон пластины толщиной 20 мм из материала с пористой макроструктурой, имеющего характеристику $P(S_i)$ по рис. 3.

На рис. 5 приведены макроструктуры моделируемых случайных сечений с характеристиками $P(S_i)$ по рис. 3, а. Температурные поля и размеры зоны проплавления рассчитывались исходя из различных значений технологических параметров $q_{\text{п}}$, K_y и K_x . На рис. 6 показаны результаты расчетов распределения максимальных температур в случай-

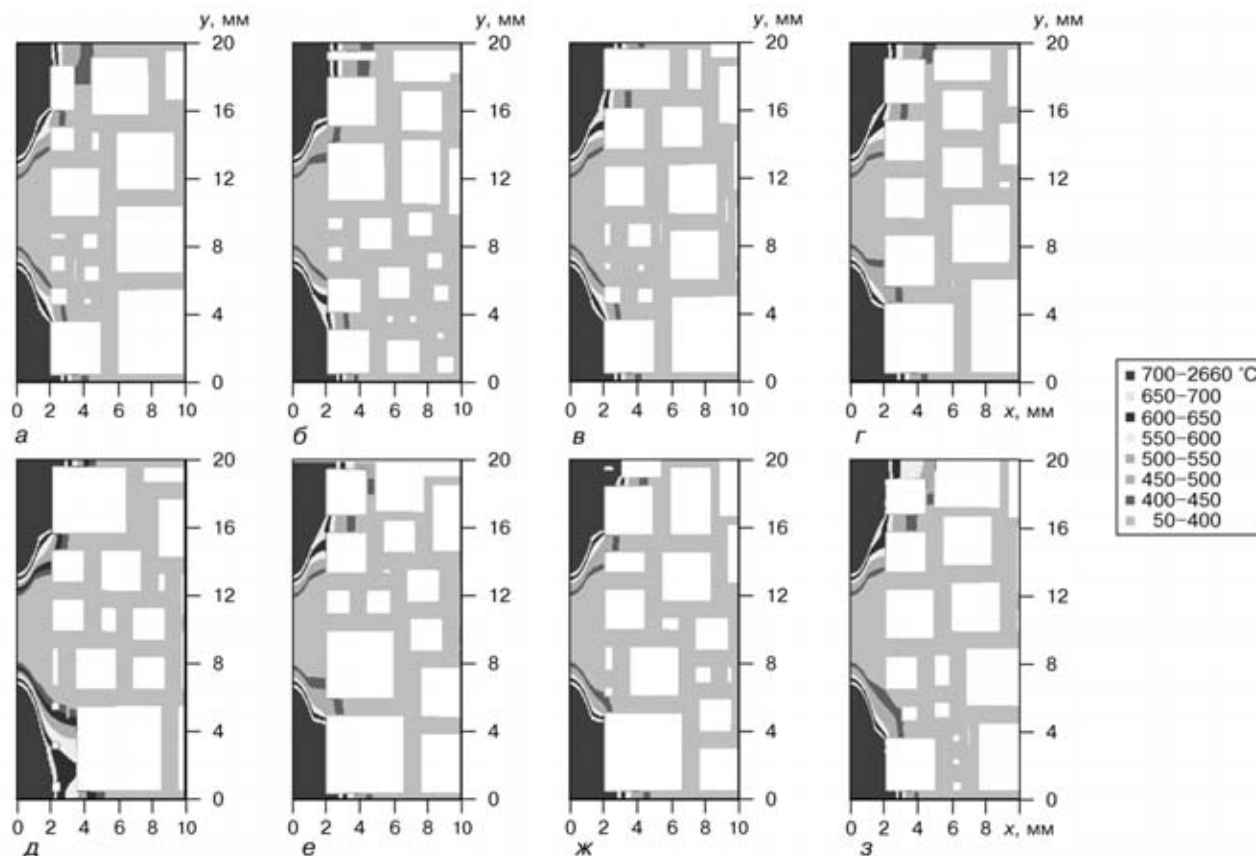


Рис. 6. Распределение максимальных температур в случайных сечениях (а-з) по рис. 5 при сварке материала с $P(S_i)$ по варианту рис. 3, а



ных сечениях (см. рис. 5) при $q_{\text{п}} = 21,80$ кал/мм, $K_x = 0,43$ 1/мм², $K_y = 0,03$ 1/мм², $b = 3$ мм, $H = 5$ мм. Указанные технологические параметры определены в результате численных экспериментов и близки к оптимальным из условий, что зона проплавления должна быть таковой, чтобы не разрушалась пористая структура. Зона проплавления определяется максимальными температурами 600...660 °С.

При других вариантах значений γ/γ_0 и $\bar{S}_i$ поступали аналогичным образом. Рекомендуемые значения $q_{\text{п}}$ приведены в табл. 2.

Было определено, что увеличение пористости, т. е. значений $1-\gamma/\gamma_0$, требует более низких тепловложений из условия сохранения пористой макроструктуры основного материала в зоне соединения. Как следует из табл. 2, более низкие тепловложения необходимы также в случае одинаковых значений γ/γ_0 , но больших значений $\bar{S}_i$ (см. варианты № 1 и 2 в табл. 2).

Выводы

1. При сварке пенистого алюминия рациональные режимы сварки зависят от пористости материала и в определенной степени от статистических характеристик размеров элементарных ячеек.

Suggested is the algorithm for numerical evaluation of temperature fields of a welded joint (penetration zone) in butt welding of elements with a foam microstructure. The algorithm is based on mathematical modelling of foam macrostructure using statistical data on sizes of pores. It is shown that welding conditions at a high porosity differ greatly from those for the case of a solid material.

2. Численные методы, основанные на знании стохастических характеристик макроструктуры пенистого материала, позволяют получить оценки рациональных режимов сварки. Однако достоверность таких оценок существенно зависит от адекватности математического описания указанной макроструктуры.

1. *Proceedings of the International Conference «Metal Foams and Porous Metal Structures» (Met Foam'99)*, Bremen, Germany, June, 14–16, 1999. — Bremen: Mit-Verlag, 1999. — 420 p.
2. *Alporas Aluminum Foam: Production Process, Properties, and Applications* / T. Miyoshi, M. Itoh, S. Akiyama, A. Kitahara // *Advanced Engineering Materials*. — 2000. — 2, № 4. — P. 179–183.
3. *High-Porosity Titanium, Stainless Steel and Supper alloy Parts* / M. Bram, C. Stiller, H. P. Buchkremer et al. // *Ibid.* — P. 196–199.
4. *Raabe D. Computational Materials Science // The simulation of Materials Microstructures and Properties*. — Germany: Willy-VCH, 1998. — 379 p.
5. *Olurin O. B., Fleck N. A., Ashby M. F. Joining of Metal Foams with Fosterer* // *Advanced Engineering Materials*. — 2000. — 2, № 8. — P. 521–525.
6. *Рыкалин Н. Н. Расчет тепловых процессов при сварке*. — М.: Машгиз, 1951. — 296 с.
7. *Лифшиц Б. Г., Крапошин В. С., Лутецкий Я. Л. Физические свойства металлов и сплавов*. — М.: Металлургия, 1980. — 320 с.
8. *Исаченко В. П., Осипова В. А., Сукомел А. С. Теплопередача*. — М.: Энергия, 1975. — 485 с.

Поступила в редакцию 25.12.2001,
в окончательном варианте 21.02.2002



АВТОМАТИЧЕСКИЙ КОМПЬЮТЕРНЫЙ АНАЛИЗ ГОЛОГРАФИЧЕСКИХ ИНТЕРФЕРОГРАММ ПРИ НЕРАЗРУШАЮЩЕМ КОНТРОЛЕ КАЧЕСТВА МАТЕРИАЛОВ И ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ

Академик НАН УКРАИНЫ Л. М. ЛОБАНОВ, В. А. ПИВТОРАК, кан. физ.-мат. наук, В. В. САВИЦКИЙ, Е. М. ОЛЕЙНИК, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Представлена система компьютерного анализа голографических интерферограмм на основе оцифровки голографического изображения исследуемого объекта и использования метода несущих полос. Предложена эффективная методика их получения и простой алгоритм обработки интерферограмм. Методика несущих полос позволяет решить проблему неопределенности знака, обычно присутствующую в интерференционных картинах полос. Приведены примеры применения созданной методики для контроля дефектности элементов сотовой конструкции и плоских образцов.

Ключевые слова: голографическая интерферометрия, Фурье-преобразование, контроль качества, паянносварная сотовая конструкция

Создание новых материалов и конструкций неразрывно связано с совершенствованием и развитием методов их диагностики. Известные методы контроля качества (ультразвуковой, рентгеновский, магнитный и др.) имеют ряд ограничений при испытании тонкостенных сварных конструкций, а также конструкций, выполненных из композиционных и полимерных материалов. В связи с этим актуальным является развитие и создание новых высокопроизводительных и надежных методов диагностики конструкций, выполненных из металлических и неметаллических материалов.

В последнее десятилетие интенсивное развитие получил метод голографической интерферометрии, который отличается высокой точностью и наглядностью получаемой информации при испытании конструкций. Метод бесконтактный, позволяет получать информацию о деформации исследуемого объекта, при этом не требуется специальная подготовка его поверхности и др. [1–3].

Голографическая интерферометрия является одним из наиболее значительных применений голографии, в частности, при неразрушающем контроле качества элементов и узлов конструкций [1]. Однако ее использование как универсального измерительного инструмента в ряде случаев связано с трудностями, особенно при количественном анализе интерференционных картин полос [3]. Проблема состоит в том, что интерферограммы, полученные на практике и характеризующие напряженно-деформированное состояние исследуемого объекта, достаточно сложные и их количественный анализ требует значительных временных затрат. Кроме этого, интерферограмма не содержит достаточного количества информации, позволяющей определить знак поверхностного смещения точек исследуемого объекта, т.е. переместилась ли

поверхность от действия эксплуатационных нагрузок по направлению к наблюдателю или от него. Для решения этой проблемы используются сложные оптические интерферометры, позволяющие реализовывать многоголограммный метод, который дает возможность определить три компоненты пространственного вектора перемещений [3]. Для определения знака перемещений используются специальные способы для наблюдения исследуемого объекта и выполнения эксперимента [3, 4]. Интенсивное развитие компьютерных технологий, программного обеспечения и алгоритмов обработки оптической информации позволило создать эффективные методы анализа голографических интерферограмм.

В настоящей статье представлена созданная система компьютерного анализа интерферограмм на основе оцифровки голографического изображения исследуемого объекта и использования несущих полос. Методика несущих полос и ее применение в интерферометрии известно [5–9]. Нами предложена эффективная методика их получения и простой алгоритм обработки интерферограмм.

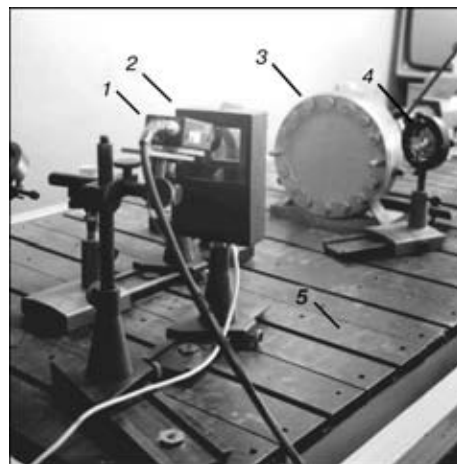


Рис. 1. Общий вид экспериментальной установки: 1 — CCD-камера; 2 — термопластическая камера; 3 — образец; 4 — оптический элемент; 5 — виброизолированный стол

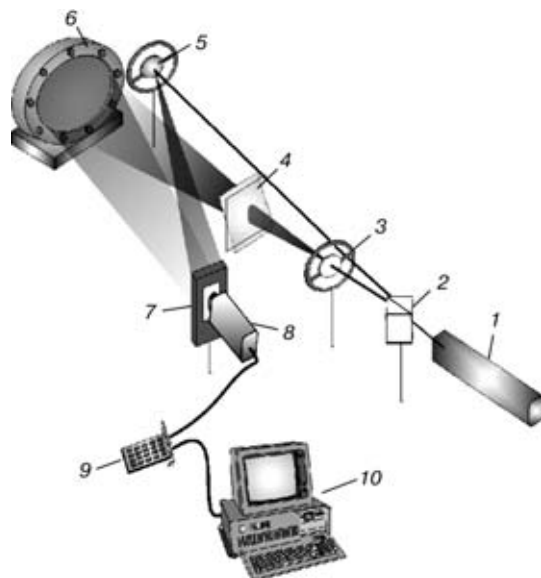


Рис. 2. Принципиальная оптическая схема голографического интерферометра, который использовался в эксперименте: 1 — лазер; 2 — делитель; 3 — линза; 4 — фазовая пластинка; 5 — рассеивающее зеркало; 6 — исследуемый образец; 7 — регистрирующая среда; 8 — CCD-камера; 9 — контроллер; 10 — компьютер

рамм. Основное ее преимущество заключается в том, что она позволяет решить проблему неопределенности знака, обычно присутствующую в интерференционных картинах полос. Кроме этого, методика несущих полос обеспечивает монотонность изменения фазы по поверхности объекта, а это позволяет применить для анализа картин полос автоматизированную систему и повысить чувствительность определения перемещений за счет измерения фазы, которая определяется с более высокой чувствительностью ($\lambda/20$ по сравнению с определением порядка полос $\lambda/2$). Созданная компьютерная система позволяет (если известна интерферограмма несущих полос) автоматически анализировать интерференционные полосы, возникающие на поверхности исследуемого объекта при его деформации и строить трехмерную диаграмму смещений контролируемой поверхности.

Для отработки методических вопросов, связанных с применением несущих полос при компьютерном анализе интерферограмм, решали задачу о перемещениях точек поверхности металлического диска под воздействием изгибающей нагрузки, приложенной в его центре, для которой известно аналитическое решение. Для этих целей изготавливали алюминиевый диск (диаметр 167, толщина 6 мм), который жестко зажимался по контуру с помощью специального механического устройства (рис. 1). С помощью такого устройства к зажатому по контуру диску в центре прикладывали заданную нагрузку. С тыльной стороны диска располагался динамометр, позволяющий контролировать величину прикладываемой нагрузки в центре диска. На рис. 2 показана оптическая схема интерферометра, который использовали при выполнении экспериментов. Фотография интерферограммы, полученной в реальном масштабе времени при нагружении диска осевой нагрузкой, показана на рис. 3, а. Интерференционные полосы,

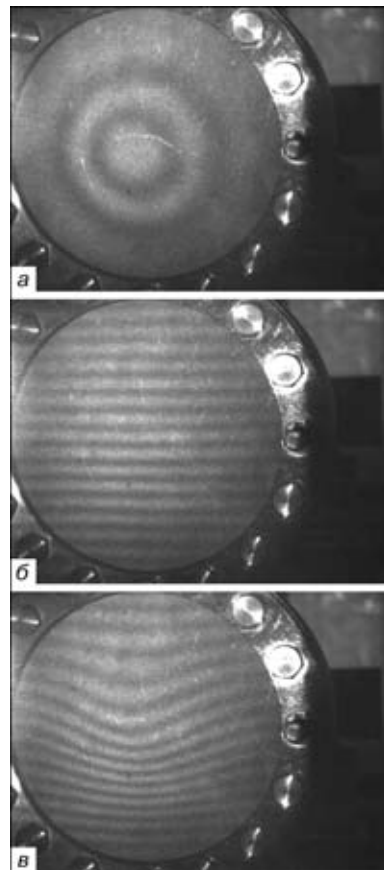


Рис. 3. Интерферограмма, полученная в реальном масштабе времени соответственно: а — при нагружении диска осевой нагрузкой; б — ненагруженного диска с системой несущих полос; в — суммарная деформационно-модулированная картина полос

возникающие при нагружении, представляют собой концентрические окружности. Следует отметить, что, анализируя только одну интерференционную картину полос, невозможно определить направление перемещения (деформации) исследуемой поверхности. Диск может быть выгнут либо внутрь, либо наружу, при этом вид полос не изменится. Кроме того, используя автоматический анализ, искривление полосы сложно интерпретировать из-за сложности запрограммировать компьютер так, чтобы он мог обнаруживать, когда одного и того же порядка полосы наблюдаются в различных положениях на поверхности диска.

Один из методов решения этой проблемы (не прибегая к помощи оператора) состоит в том, чтобы получить начальную интерферограмму несущих полос с высокой пространственной частотой и объединить ее с интерференционной картиной полос, полученной при нагружении исследуемого объекта. Известно [6], что распределение интенсивности света на интерферограмме несущих полос записывается в виде:

$$I_0(x, y) = A_0(x, y) + B_0(x, y) \cos [\varphi_0(x, y)] = A_0(x, y) + B_0(x, y) \cos [2\pi f_0 y], \quad (1)$$

где x, y — координаты точки поверхности исследуемого объекта; $A_0(x, y)$ — фоновая освещенность; $B_0(x, y)$ — видность полос; $\varphi_0(x, y)$ — распределение фазы по поверхности исследуемого

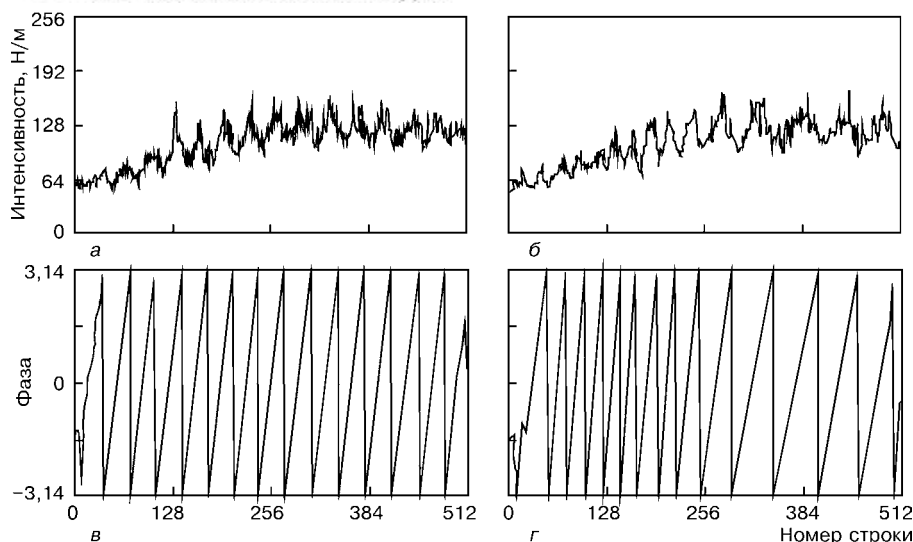


Рис. 4. Графики зависимости интенсивности и фазы вдоль сечения (вдоль оси Oy) диска от номера строки для интерферограммы несущих (a , $в$) и деформационно-модулированных полос ($б$, $г$)

объекта, вызванное несущими полосами; f_0 — частота несущих полос в y -направлении.

После нагружения исследуемого элемента распределение интенсивности на интерферограмме (с учетом модуляции несущими полосами) имеет следующий вид:

$$I_m(x, y) = A_m(x, y) + B_m(x, y) \cos [\varphi_m(x, y)] = A_m(x, y) + B_m(x, y) \cos [\varphi_0(x, y) + \Delta\varphi(x, y)] \quad (2)$$

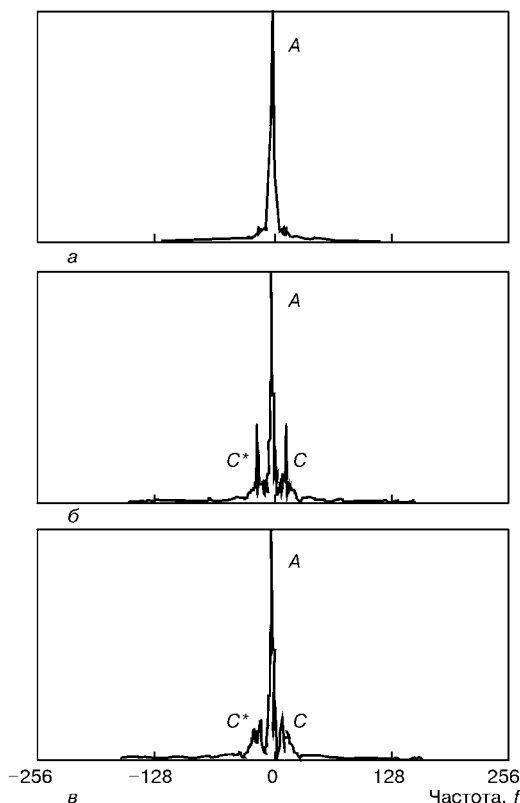


Рис. 5. Результат Фурье-преобразования диаграмм интенсивностей вдоль центрального сечения диска: a — при нагружении диска осевой нагрузкой; $б$ — ненагруженного диска с системой несущих полос; $в$ — нагруженного диска с системой несущих полос

где $\Delta\varphi(x, y)$ — распределение фазы по поверхности объекта (вызванное его деформацией), которое необходимо определить.

Частота несущих полос (например, образованных наклоном фазовой пластинки 4 (см. рис. 2), которая размещается в оптической схеме интерферометра в объектном пучке) должна быть в несколько раз выше, чем максимальная частота полос, возникающая в деформированном диске. Максимальная частота интерференционных полос, вызванная деформацией исследуемого диска, автоматически определяется компьютером посредством быстрого Фурье-преобразова-

вания. При этом необходимо учитывать, что максимальная частота создаваемых несущих полос ограничивается разрешением используемой CCD-камеры. На рис. 3, $б$ показан внешний вид ненагруженного диска с системой несущих полос. В данном случае полосы были образованы путем наклона фазовой пластинки толщиной $\delta = 2$ мм. Изменяя угол наклона, можно регулировать пространственную частоту несущих полос, которые покрывают поверхность ненагруженного диска. Картина несущих полос может быть создана также посредством наклона исследуемого диска, изменения ориентации опорного луча или самой голограммы. Поскольку направление наклона фазовой пластинки известно, знак порядков полос может быть однозначно установлен. На рис. 3, $в$ представлена суммарная картина полос, когда интерферограмма диска записывалась при наличии несущих полос и полос, вызванных нагружением диска в его центре. При этом ни одна из интерференционных полос не возникает дважды при их подсчете вдоль вертикальной прямой от нижней части диска по направлению к верхней в любом месте диска. Образование интерференционных полос, вызванных деформацией диска при взаимодействии с несущими полосами, лишь увеличивает или уменьшает частоту несущих полос (расширяет или сужает расстояние между полосами), что позволяет легко определить увеличивается или уменьшается порядок полосы. Наличие в схеме интерферометра CCD-камеры позволяет оцифровать полученные интерференционные картины полос, с помощью разработанных программ обработать их и автоматически получить трехмерное изображение поверхности исследуемого диска.

Экспериментальные данные, необходимые для анализа картин полос с использованием метода несущих полос, включают оцифрованные изображения исследуемого образца: ненагруженного диска с интерференционной картиной несущих полос; изображение нагруженного диска с интерференционной картиной несущих полос, модулиро-



ванных интерференционными картинами полос, вызванными нагружением диска; информацию о направлении наклона фазовой пластины при образовании картины несущих полос. Последовательность операций при применении компьютерного анализа голографических интерферограмм с использованием несущих полос состоит в следующем. Используя термопластическую голографическую камеру, регистрируется голограмма ненагруженного диска. Затем фазовая пластинка наклоняется, например, на угол $\approx 20^\circ$ относительно исходного состояния по направлению от наблюдателя. В реальном масштабе времени наблюдается картина параллельных несущих полос, покрывающих поверхность ненагруженного диска. Под действием приложенной в центре диска механической силы его центр смещается на 0,72 микрона в направлении наблюдателя и регистрируется еще одна интерференционная картина полос на поверхности диска (см. рис. 3, в). Учитывая, что направление наклона фазовой пластинки известно, вся информация, необходимая для анализа интерференционной картины и построения трехмерного изображения деформированной поверхности, заключается в этих двух фотографиях картин полос (см. рис. 3, б, в).

Для выполнения автоматизированного компьютерного анализа полученные изображения оцифровывались с помощью ССD-камеры в соответствии с вышеописанным способом. Для демонстрации методики обработки интерференционных картин полос в диске выбиралось вертикальное осевое сечение (вдоль оси $0y$).

Диаграмма интенсивности света вдоль этой линии (сечения), сканируемой снизу вверх, показана на рис. 4, а, б для каждого из двух изображений (см. рис. 3, б, в). На рис. 4, а представлено изменение начальной интенсивности по поверхности ненагруженного, недеформированного диска с картиной несущих полос, а на рис. 4, б — изменение начальной интенсивности по поверхности нагруженного, деформированного диска. На рис. 4, а наблюдается в основном однородное синусоидальное распределение интенсивности по поверхности диска. В дополнение к синусоидальной картине несущих полос видна также низкочастотная составляющая интенсивности за счет Гауссова характера лазерного освещения. Результат Фурье-преобразования диаграмм интенсивностей, показанных на рис. 4, представлен на рис. 5, б, в.

Решение уравнения (2) с использованием классического Фурье-метода часто вызывает ряд трудностей, так как необходимо знание точного значения частоты несущих полос f_0 , а также необходимо выполнить условие, обеспечивающее одинаковое расстояние между несущими полосами, что не всегда реализуемо на практике [8]. Поэтому Фурье-метод, используемый при обработке полос, в данной статье был модернизирован.

Используя комплексное представление функции косинуса, уравнение (2) переписывается в виде:

$$I_m(x, y) = A_m(x, y) + C_m(x, y) + C_m^*(x, y), \quad (3)$$

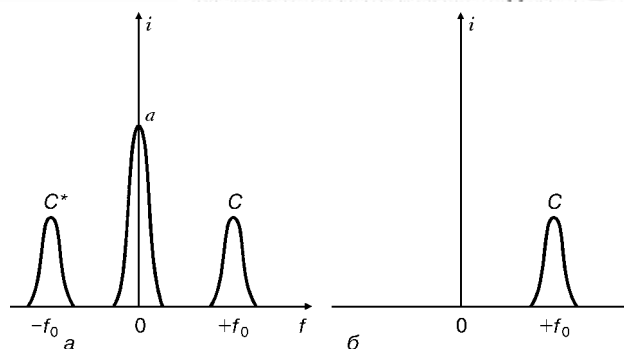


Рис. 6. Фурье-спектр до (а) и после полосовой фильтрации (б)

где

$$C_m(x, y) = \frac{1}{2} B_m(x, y) \exp [j(2\pi f_0 y + \Delta\varphi(x, y))], \quad (4)$$

а $C_m^*(x, y)$ — комплексно сопряженное к $C_m(x, y)$.

Применяя к уравнению (3) Фурье-преобразование относительно y получим:

$$i_m(x, f) = a_m(x, f) + c_m(x, f) + c_m^*(x, f), \quad (5)$$

где f — пространственные частотные координаты.

Поскольку $\Delta\varphi(x, y)$, $A_m(x, y)$ и $B_m(x, y)$ медленно меняются по сравнению с несущей частотой f_0 , функция $i_m(x, f)$ будет иметь три ярко выраженных пика на частотах $+f_0, 0, -f_0$ (рис. 6, а). Функцию $c_m(x, f)$ изолируем с помощью фильтра, центрированного вокруг f_0 (рис. 6, б). Применяя обратное Фурье-преобразование к $c_m(x, f)$, получим функцию $C_m(x, y)$, определенную уравнением (4), логарифмируя которое получим:

$$\log [C_m(x, y)] = \log \left[\frac{1}{2} B_m(x, y) \right] + j[2\pi f_0 y + \Delta\varphi(x, y)]. \quad (6)$$

Выделяя комплексную часть из уравнения (6), найдем распределение фазы $\varphi_m(x, y)$ по всей поверхности исследуемого объекта:

$$\varphi_m(x, y) = 2\pi f_0 y + \Delta\varphi(x, y) = \varphi_0(x, y) + \Delta\varphi(x, y). \quad (7)$$

Таким образом, для того чтобы найти распределение фазы $\Delta\varphi(x, y)$, необходимо точно знать частоту несущих полос f_0 или распределение $\varphi_0(x, y)$, которое можно найти из уравнения (1). Решая его относительно $\varphi_0(x, y)$ по аналогии с (3), после Фурье-преобразования уравнения получим:

$$i_0(x, f) = a_0(x, f) + b_0(x, f - f_0) + b_0^*(x, f + f_0). \quad (8)$$

Выделяя функцию $b_0(x, f - f_0)$ с помощью фильтра, центрированного вокруг f_0 , применяли к ней обратное Фурье-преобразование, логарифмировали и, выделяя комплексную часть, находили неизвестное слагаемое $\varphi_0(x, y)$, а затем и распределение фазы $\Delta\varphi(x, y)$, соответствующее интерферограмме исследуемого объекта:

$$\Delta\varphi(x, y) = \varphi_m(x, y) - \varphi_0(x, y). \quad (9)$$

Полученное распределение неопределенно с точностью до множителя 2π , возникающего из-за периодичности функции косинуса. С помощью простого алгоритма программа автоматически обнаруживает

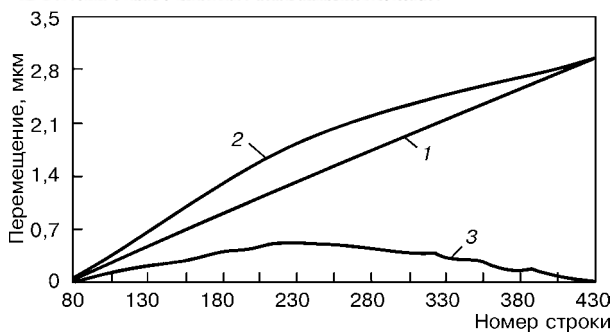


Рис. 7. График зависимости перемещений точек поверхности от номера строки вдоль центральной линии: 1 — перемещения, соответствующие картине несущих полос; 2 — то же соответствующее деформационно-модулированным полосам; 3 — реальные перемещения, соответствующие деформации объекта

скачки фазы и находит неизвестный множитель. Количественное значение векторов перемещения точек поверхности исследуемого объекта может быть найдено, зная распределение фазы $\Delta\varphi(x, y)$ и параметры оптической схемы

$$\Delta\varphi = \frac{2\pi}{\lambda} \Delta \vec{r} (\vec{p}_0 - \vec{p}), \quad (10)$$

где $\Delta \vec{r}$ — вектор перемещения точек объекта между экспозициями, $\vec{p}_0$ — орт-нормали к фронту освещающей волны в точке, $\vec{p}$ — орт-направления наблюдения точки, λ — длина волны источника когерентного излучения, $\Delta\varphi$ — суммарный сдвиг фаз волн.

Приведенный алгоритм не требует при выполнении анализа параллельности и прямолинейности несущих полос. Единственным условием его успешного использования является обеспечение частоты несущих полос, которая должна быть выше, чем максимальная частота интерференционных полос, вызванная деформацией исследуемого объекта. Это автоматически определяется компьютером посредством быстрого Фурье-преобразования. Данное требование необходимо для разделения пиков интенсивности в Фурье-спектре (см. рис. 6, а).

Важными особенностями частотного спектра для ненагруженного диска (см. рис. 5, б) является наличие двух острых пиков С и С* на частоте несущих полос, пик А низкой частоты, представляющей Гауссово распределение интенсивности

освещения лазерным лучом, а также высокочастотный шум вследствие спеклов и ограничений оптической схемы (электронный шум и т. д.). Рис. 5, в, который дает аналогичную информацию для нагруженного диска (несущие плюс деформационные полосы) показывает, что деформация вызывает модуляцию частоты исходной картины несущих полос, причем необходимая информация представлена теперь как пик С спектра частот.

Анализируя спектр недеформированного изображения (рис. 5, б), компьютерная программа устанавливает узкую полосу пропускания вокруг пика С. Все частоты, находящиеся вне пределов этой полосы, устраняются. Затем компьютерная программа контролирует спектр деформированного (несущая плюс деформация) изображения (рис. 5, в) и обрезает пики А и С*, а также все частоты, на которых уровень сигнала упал до уровня шума. В соответствии с алгоритмом, с помощью обратного Фурье-преобразования отфильтрованный спектр С после логарифмирования и выделения комплексной части представляется в виде зависимости фазы от номера пикселя (см. рис. 4, в, г). Далее программа автоматически обнаруживает скачки фазы и устраняет их.

На рис. 7 представлен график зависимости перемещений от номера строки вдоль вертикальной центральной линии как для ненагруженного, так и для нагруженного диска. Кривая 1, полученная для ненагруженного диска, представляет собой простую синусоидальную картину полос по поверхности диска. Кривая 2, полученная в нагруженном состоянии, соответствует медленному фазовому переходу по нижней части диска, где полосы интенсивности были отделены интервалом, а затем быстрому фазовому переходу по верхней части диска, где полосы сжаты вместе. Поскольку кривая 1 (см. рис. 7) дает информацию о распределении фазы несущих полос, а кривая 2 — соответствующую информацию для деформационно-модулированной картины полос, следующий шаг заключается в вычитании этих двух кривых. Кривая 3 представляет профиль внеплоскостной деформации поверхности диска по вертикальной центральной линии, проведенной от нижней части к верхней.

Автоматическое повторение предыдущих этапов анализа интерференционных картин полос для каждого отфильтрованного столбца сечения обеспечивает описание внеплоскостной деформации по всему полю диска. Этот конечный результат приведен на рис. 8, который представляет собой диаграмму поверхности деформированного диска, полученную посредством компьютерной графики.

На основании представленной методики выполнялись эксперименты по выявлению дефектов в плоских металлических элементах. С этой целью использовалась круглая

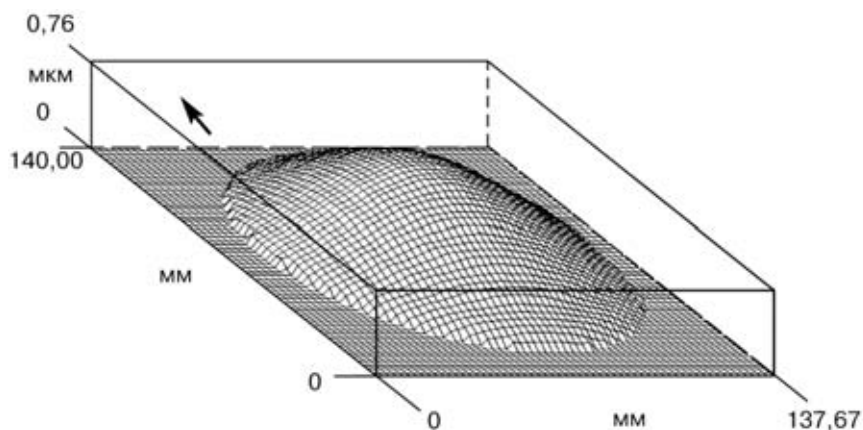


Рис. 8. Диаграмма поверхности деформированного диска, обусловленная приложением осевой силы

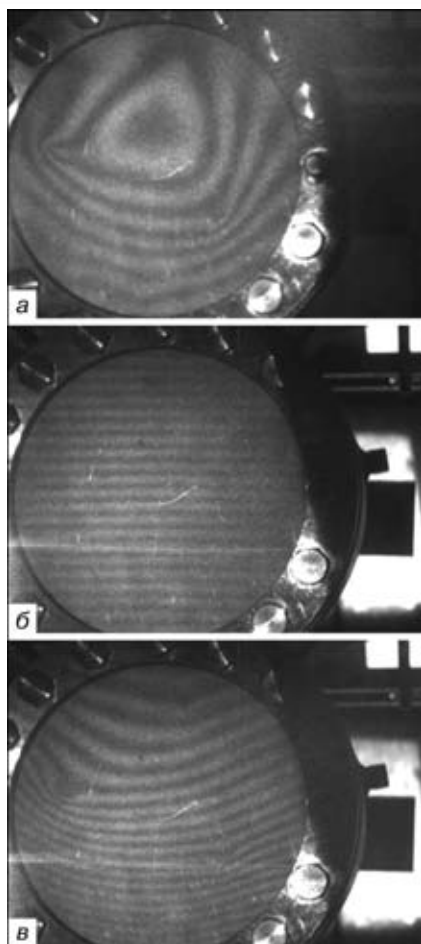


Рис. 9. Интерферограммы диска с дефектами соответственно: *а* — под действием температурного нагружения; *б* — ненагруженного с системой несущих полос; *в* — суммарная деформационно-модулированная картина полос

алюминиевая пластина диаметром 167 мм, толщиной 6 мм, в которой с обратной стороны были внесены искусственные дефекты (четыре прорези) с параметрами, описанными в таблице.

Параметры искусственных дефектов, внесенных в алюминиевую пластину

Длина дефекта, мм	Ширина дефекта, мм	Глубина дефекта, мм
15	0,7	1,5
15	1,2	1,5
7	0,7	1,7
5	0,7	2,0

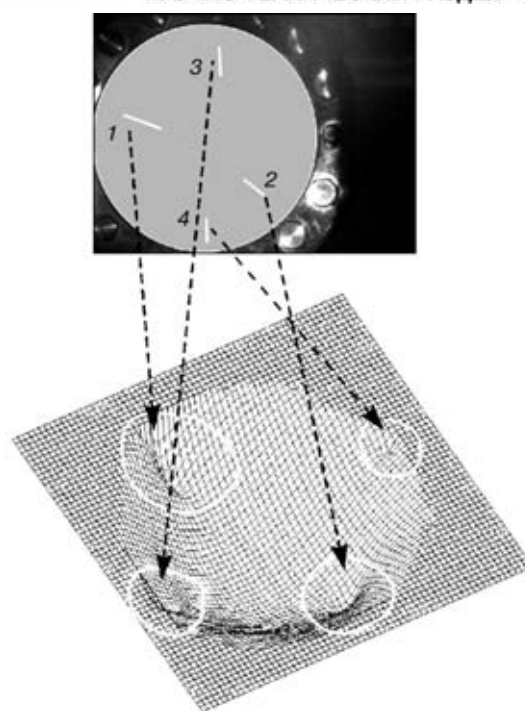


Рис. 10. Объемная псевдотрехмерная диаграмма, характеризующая наличие дефектов в диске

Расстояние между дефектами выбиралось таким, чтобы соседние дефекты не влияли друг на друга. Пластина жестко крепилась по контуру в механическом нагрузочном устройстве. В качестве нагружения использовался термический обдув образца с расстояния ≈ 2 см при температуре ≈ 50 °С специальным нагревательным устройством в течение 30 с. На рис. 9, *а* представлена интерферограмма деформированного диска под действием температурного нагружения. По локальному искажению картин полос визуально наблюдаются только три из четырех заложенных в диске дефектов. На рис. 9, *б*, *в* приведены соответственно интерферограмма несущих полос и деформационно-модулированная. Следуя вышеописанному алгоритму, интерферограммы были обработаны до получения объемной диаграммы (рис. 10), характеризующей смещения точек поверхности диска из плоскости, на которой четко видны все четыре заложенных искусственных дефекта. На фоне равномерной деформации, обусловленной нагружением, видна локальная концентрация деформаций (перемещений), характеризующая наличие дефектов, внесенных искусственным способом.

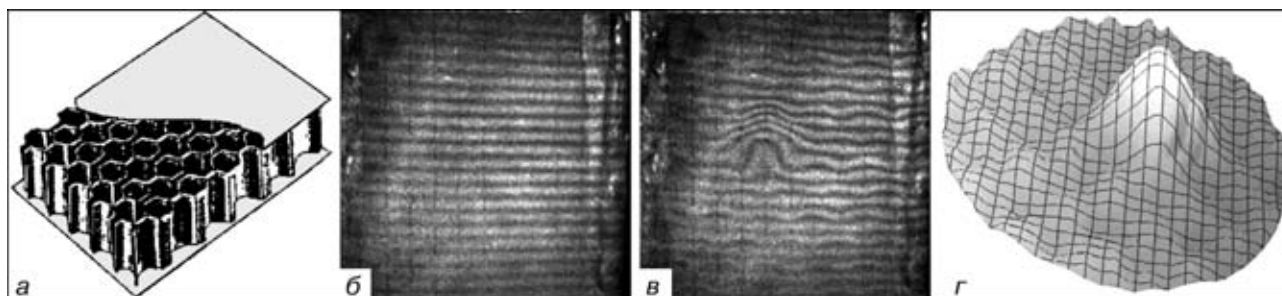


Рис. 11. Контроль дефектности элемента сотовой конструкции: *а* — схема элемента сотовой панели; *б* — интерферограмма ненагруженного элемента с системой несущих полос; *в* — интерферограмма деформированного элемента с системой несущих полос; *г* — объемная псевдотрехмерная диаграмма, характеризующая наличие дефектов в исследуемом элементе



Предложенная методика позволила также выполнить контроль дефектности в элементе паяно-сварной сотовой конструкции (рис. 11, а) размером 150×200×15 мм, изготовленной из нержавеющей стали.

На рис. 11, б приведена картина несущих полос на поверхности исследуемого элемента. Нагружение сотового элемента выполнялось внутренним давлением с помощью воздуха. Деформационно-модулированная интерферограмма поверхности образца приведена на рис. 11, в. Локальное искривление полос характеризует дефектный участок сотового элемента (отсутствие качественной пайки). На рис. 11, г построена объемная диаграмма, характеризующая смещения точек поверхности под действием внутреннего давления. На фоне перемещений, вызванных сотовой структурой образца, наглядно виден дефектный участок, обусловленный некачественным соединением ячеек сот с плоским листом.

Заключение

Разработана усовершенствованная методика несущих полос, используемая при анализе голографических интерферограмм, которая успешно применялась в исследованиях центрально нагруженного диска. Создание несущих полос позволило разрешить проблему неопределенности знака, что дало возможность выполнить автоматическую обработку интерферограмм. Предложенный математический алгоритм компьютерной обработки интерференционных картин на основе использования несущих полос и анализ Фурье-спектра оптиче-

ского сигнала позволяет получать трехмерные изображения поверхности контролируемого объекта, а также определять участки концентрации деформаций, вызванных присутствием внутренних дефектов.

Созданная компьютерная система открывает новые возможности для автоматического анализа интерференционных картин полос, характеризующих качество объектов при их неразрушающем контроле.

1. Кольер Р., Беркхарт К., Лин Л. Оптическая голография. — М.: Мир, 1973. — 686 с.
2. Rastogi P. K., Inaudi D. Trends in optical non-destructive testing and inspection. — Oxford: Elsevier Science B. V., 2000. — 633 p.
3. Островский Ю. И., Щепинов В. П., Яковлев В. В. Голографические интерференционные методы измерения деформаций. — М.: Наука, 1988. — 248 с.
4. Экспериментальные методы исследования деформаций и напряжений / Б. С. Касаткин, А. Б. Кудрин, Л. М. Лобанов и др. — Киев: Наук. думка, 1981. — 584 с.
5. Matthys D. R., Dudderar T. D., Gilbert J. A. Automated analysis of holoferograms for the determination of surface displacement // Experimental Mechanics. — 1988. — № 3. — P. 86–91.
6. Takeda M., Ina H., Kobayashi S. Fourier-transform method of fringe-pattern analysis for computer-based topography and interferometry // J. Opt. Soc. Am. — 1982. — 72. — C. 156–160.
7. Kujawinska M., Osten W. Fringe pattern analysis methods: up-to-date review // Proc. SPIE. — 1998. — 3407. — P. 56–66.
8. Kreis Th., Juptner W. Fourier-transform evaluation of interference pattern: the role of filtering in spatial-domain in laser interferometry: Quantitative analysis of interferograms, ed. by R. J. Pryputniewicz SPIE Proc. — 1989. — 1162. — P. 116–125.
9. Huntley J. M., Coggrave C. R. Progress in phase unwrapping. Proc. SPIE. — 1998. — 3407. — P. 86–93.

The system for computer analysis of holographic interference patterns, based on digitisation of the holographic image of an object investigated and utilisation of the method of carrier fringes, is described. The efficient procedure for producing them and the simple algorithm for processing the interferometry patterns are suggested. The carrier fringe method allows the problem of uncertainty of the sign, which is always present in the interference fringe patterns, to be solved. Examples are given of the application of the above procedure to monitor defects in honeycomb structure members and flat samples.

Поступила в редакцию 05.04.2002



ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ВАКУУМНАЯ ПАЙКА ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО МЕДНОГО СПЛАВА GLIDCOR AL-25

С. В. МАКСИМОВА, канд. техн. наук, **В. Ф. ХОРУНОВ**, д-р техн. наук, **В. А. ШОНИН**, канд. техн. наук,
И. В. ЗВОЛИНСКИЙ, **В. В. ВОРОНОВ**, **В. А. КОСТИН**, инженеры
 (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследовано влияние состава припоя на структуру, химическую неоднородность и механическую прочность паяных соединений дисперсно-упрочненного сплава Glidcor Al-25. Показано, что наряду с составом припоя существенную роль играет также термообработка сплава перед пайкой. Установлено, что при использовании термообработанного основного металла и припоя оптимального состава прочность соединений находится в пределах 380...400 МПа.

Ключевые слова: дисперсно-упрочненный медный сплав, вакуумная пайка, припой, паяный шов, микроструктура, прочность

Введение. В настоящее время большое внимание уделяется дисперсно-упрочненным медным сплавам типа Glidcor Al-25 [1–4]. Они отличаются высокими механическими свойствами (см., например, данные о сплаве CuAl25 в табл. 1), повышенной термостабильностью структуры и хорошей теплопроводностью. Дисперсно-упрочненные медные сплавы широко используются при изготовлении электродов для контактной сварки [2], катодов плазмотронов, мощных рентгеновских трубок, энергонапряженных элементов в различных энергетических комплексах, в том числе в термоядерных реакторах [5–7] и других изделиях.

Композиционный материал Glidcor Al-25 представляет собой гетерогенную систему, состоящую из медной матрицы с размером зерен 0,5...1,0 мкм и равномерно распределенных термодинамически стабильных дисперсных частиц упрочняющей фазы Al_2O_3 (0,5 мас. %), отличающейся от меди физическими и химическими свойствами. Поэтому при получении соединений сплава Glidcor Al-25 посредством сварки сталкиваются с большими, часто неразрешимыми трудностями, связанными в основном с коагуляцией упрочняющей фазы. В данном случае применение пайки более перспективно.

Данных об исследовании паяных соединений дисперсно-упрочненной меди в литературе немного. Известно, что при пайке в вакууме, аргоне и на воздухе дисперсно-упрочненного медного сплава, содержащего 0,15...0,25 % Al_2O_3 , чистым серебром и припоями систем Ag–Cu и Ag–Cu–Ti происходит охрупчивание паяных соединений за счет локализации алюминиевых частиц в центральной части паяного шва [8, 6]. Авторы работы [6] предлагают применять барьерные покрытия из меди, никеля, палладия, а также сжатие соединяемых поверхностей [8]. Однако с помощью этих мер не удалось получить паяные соединения удовлетворительной прочности.

В работе [5] исследована возможность применения припоя VAg-5 системы Ag–Cu–Zn в условиях индукционного нагрева, что приемлемо для решения только узкого круга задач.

Имеется положительный опыт использования циркония в качестве припоя при контактно-реактивной пайке медного сплава МАГТ-0,2 [9]. Однако, к сожалению, в этой работе отсутствуют данные о прочности паяных соединений, выполненных при комнатной температуре.

Следует отметить, что при выборе припоев необходимо учитывать следующие факторы: во-первых, ограничения по температуре пайки (не выше 1000 °С) во избежание коагуляции упрочняющей фазы, рекристаллизации матрицы и, как следствие, разупрочнения; во-вторых, трудности, возникающие при смачивании металлическими расплавами неметаллической упрочняющей составляющей, которая отличается от меди физическими и химическими свойствами.

Большой вклад в исследования процессов смачиваемости, капиллярных явлений, адгезии и контактного взаимодействия неметаллических соединений (алмазов, графитов, нитридов, оксидов) металлическими расплавами внесли сот-

Таблица 1. Механические свойства сплава CuAl25*

Температура испытаний, °С	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ψ , %
20	423	332	69
50	410	326	69
100	386	314	68
150	362	298	66
200	336	279	61
250	308	255	56
300	279	228	48
350	249	197	39
400	218	162	28
450	185	123	16
500	150	80	2

*Даны усредненные значения.



Таблица 2. Химический состав адгезионноактивных припоев

№ припоя	Марка сплава	Массовая доля элементов, %				$T_s, ^\circ\text{C}$	$T_l, ^\circ\text{C}$
		Zr	Ti	Ni	Cu		
1	Сметет 1406	Основа	11	14	13	770	857
2	Сметет 1409	»	11	14	12	685	767
3	Сметет 1201	12	Основа	12	23	830	955
4	Сметет 1202	12	»	12	22	748	857

Примечание. T_s, T_l — соответственно температура солидус и ликвидус.

рудники Института проблем материаловедения НАН Украины [10–12]. Под руководством Ю. В. Найдича детально изучены явления, происходящие на границе раздела металлический расплав–ионные соединения, ковалентные кристаллы, вещества с металлическими свойствами. Было определено, что для повышения смачиваемости неметаллических включений в металлические расплавы необходимо вводить добавки элементов, химически активных по отношению к неметаллической составляющей паяемого материала, например, кремния для смачивания SiC, титана — для оксидов, карбидов, нитридов, хрома — для углеродных соединений [10].

В настоящей работе рассматривается возможность повышения механических свойств паяных соединений сплава Glidcor Al-25 за счет применения адгезионноактивных припоев.

Образцы и аппаратура для исследований. Для экспериментов были выбраны четыре известных припоя [13] на базе систем Zr–Ni–Cu–Ti (№ 1, 2) и Ti–Cu–Zr–Ni (№ 3, 4), составы которых приведены в табл. 2. Припои применялись в виде ленты с аморфной структурой толщиной около 30 мкм. Она была получена при быстром затвердевании расплава на вращающемся барабане-холодильнике со скоростью приблизительно $1 \cdot 10^4 \dots 1 \cdot 10^6$ °C/с. Основным материалом использовали в виде прутков диаметром 16 мм (в состоянии поставки и после отжига при температуре 950 °C в течение 1 ч).

Для пайки изготавливали цилиндрические образцы длиной 75 мм. Их паяли встык в вакуумной печи с радиационным нагревом (разрежение рабочего пространства в пределах $1 \dots 5 \cdot 10^{-3}$ МПа) при T_l (а в некоторых случаях на 50 °C выше), затем выдерживали 3 мин при этой температуре и охлаждали вместе с печью до комнатной температуры.

Для проведения металлографических исследований вырезали образцы размером 20×15 мм. Микроструктуру паяных соединений исследовали на оптическом микроскопе «Неофот», а химическую неоднородность — с помощью растрового электронного микроскопа JSM-840 фирмы «Джеол», снабженного системой микроанализаторов фирм «Линк аналитик» и «Оптек». Исследования проводили в режимах обратнорассеянных электронов (Сompro) и вторичных электронов (SEI) при ускоряющем напряжении 20 кВ и токе $1 \cdot 10^{-10} \dots 1 \cdot 10^{-7}$ А.

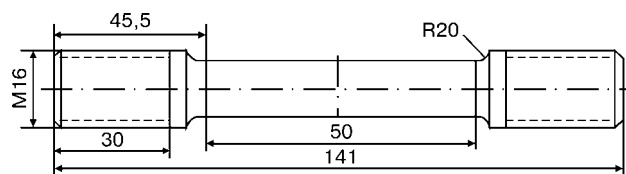


Рис. 1. Схема образца для механических испытаний

Из паяных соединений были изготовлены образцы для механических испытаний (рис. 1). Механические испытания на растяжение проводили на электромеханической машине УМ10тм, оснащенной необходимым электронным оборудованием, тензометрическим измерителем деформаций с базой 25 мм и двухкоординатным самописцем НЗ07/1. При измерении нагрузки точность показаний находилась на уровне $\pm 1\%$. При испытаниях скорость перемещения захвата до значения условного предела текучести была равна $8 \cdot 10^{-3}$ мм/с, а при дальнейшем растяжении до полного разрушения образца — $8 \cdot 10^{-2}$ мм/с. Температура испытаний составляла 20...24 °C. При испытаниях записывали диаграммы деформирования до значения остаточного относительного удлинения более 0,2 %. Затем нагрузку снижали до нуля.

Результаты эксперимента и их обсуждение.

Паяные соединения, полученные с применением припоя № 1 при T_l (табл. 2) отличались плохим формированием галтелей. При изготовлении образцов для металлографических исследований паяные соединения разрушались, вероятно, за счет образования в металле шва хрупких фаз. Увеличение температуры пайки на 110 °C (до 1000 °C) позволило получить паяные соединения с хорошим формированием галтелей на обеих сторонах образца (припой затекал даже на боковые грани), при этом в галтельных участках наблюдалось появление эрозии.

Результаты исследований химического состава металла зоны соединения методом растровой электронной микроскопии показали, что металл галтельного участка представляет собой двухфазную структуру — эвтектику (рис. 2, а), содержащую до 26 ат. % циркония, и твердый раствор на основе меди, содержащий по 0,5 ат. % титана и алюминия (табл. 3). В металле паяного шва эвтектическая составляющая выявлена как в центральной части шва (в виде непрерывной цепочки), так и по границам зерен твердого раствора. Ширина шва составляла 5...120 мкм.

При пайке припоем № 2 при температуре T_l , $T_l + 50$ °C (см. табл. 2) паяные соединения, также, как и в первом случае, разрушались при резке. Повышение температуры пайки до 1000 °C позволило получить достаточную для проведения металлографических исследований прочность. В связи с большим перегревом и активностью припоя возникла эрозия галтельных участков. Паяный шов имел различную толщину, его металл был неоднороден по химическому составу. В центральной части шва наблюдались формирования в виде полос, игл (рис. 2, б), а также твердого раствора на основе меди, легированного 0,8 ат. % Ti и 1,1 ат. % Al.



Таблица 3. Химический состав (ат. %) структурных составляющих металла шва

№ припоя	Структурные составляющие	Cu	Ti	Al	Zr	Ni	Nb	V
1	Зерно (твердый раствор)	98,6	0,5	0,5	—	0,4	—	—
	Эвтектика	66,7	2,4	2,9	26,00	2,0	—	—
2	Белая фаза	78,4	1,0	0,1	15,70	4,3	0,5	—
	Серая фаза	97,1	0,8	1,1	0,30	0,1	0,6	—
3	Зерно серое	93,6	5,1	0,4	0,10	0,8	—	—
	Интерметаллид черный	21,7	62,2	—	1,01	15,0 0	—	—
	Интерметаллид серый	53,0	31,0	1,0	0,30	14,0 7,0	—	—
	Интерметаллид белый	79,3	9,5	0,3	8,80	1,2	—	—
	Интерметаллид серый	55,2	30,9	0,2	0,50	13,0 2,0	—	—
4	Интерметаллид белый	77,7	11,2	0,5	9,20	0,7	—	0,7
	Матрица серая	77,5	18,9	0,7	1,00	2,0	—	0,2

К нему с двух сторон прилежала белая фаза, обогащенная цирконием (до 15,7 ат. %). Иногда она проникала в основной металл на глубину до 100 мкм (рис. 2, б). Полученные данные позволили предположить, что согласно диаграмме состояния белая фаза Cu–Zr [14] соответствует стехиометрическому составу интерметаллида Cu_5Zr , а возможно, и более сложному — типа $\text{Cu}_5\text{Ni}_5\text{Zr}$.

Установлено, что в случае пайки припоем № 3 при T_l (см. табл. 2) для микроструктуры паяного соединения характерно наличие четырех составляющих — твердого раствора на основе меди и трех интерметаллидов (рис. 2, в). В одном из них (черного цвета) содержание титана достигает 62,2 ат. %. В соответствии с диаграммами состояния можно предположить, что это интерметаллид CuTi_2 . В другом интерметаллиде серого цвета содержание титана составляет около 31,0 ат. %, никеля — около 15,0 ат. %, остальное — медь. Можно полагать, что он представляет собой фазу $52\text{Cu}-33\text{Ti}-15\text{Ni}$. В третьем (белого цвета) содер-

жание меди составляет приблизительно 79 ат. %, циркония — приблизительно 9 ат. % (табл. 3), что предположительно соответствует Cu_5Zr . Интерметаллиды кристаллизуются в виде непрерывной цепочки в центре шва и по границам зерен твердого раствора (рис. 2, в), ширина шва при этом достигает 100 мкм. Недалеко от галтели наблюдаются трещины и непропай.

Результаты исследований паяных соединений сплава Glidcor Al-25, выполненных припоем № 4 (при $T_l = 860^\circ\text{C}$ и выдержке 3 мин), показали, что ширина шва находится в пределах 20...80 мкм. Металла шва имеет две ярко выраженные зоны. Центральная зона представлена крупными (до 14 мкм) темными зернами соединения $52\text{Cu}-33\text{Ti}-15\text{Ni}$, которые находятся в матрице, представляющей собой интерметаллид Cu_4Ti (рис. 2, г). Светлая фаза располагается по всей площади шва (и в центральной зоне, и в прилегающей к основному металлу) неравномерно и предположительно соответствует интерметаллиду Cu_5Zr . Мелкокодисперсная (темная) фаза, обогащенная ванадием (до

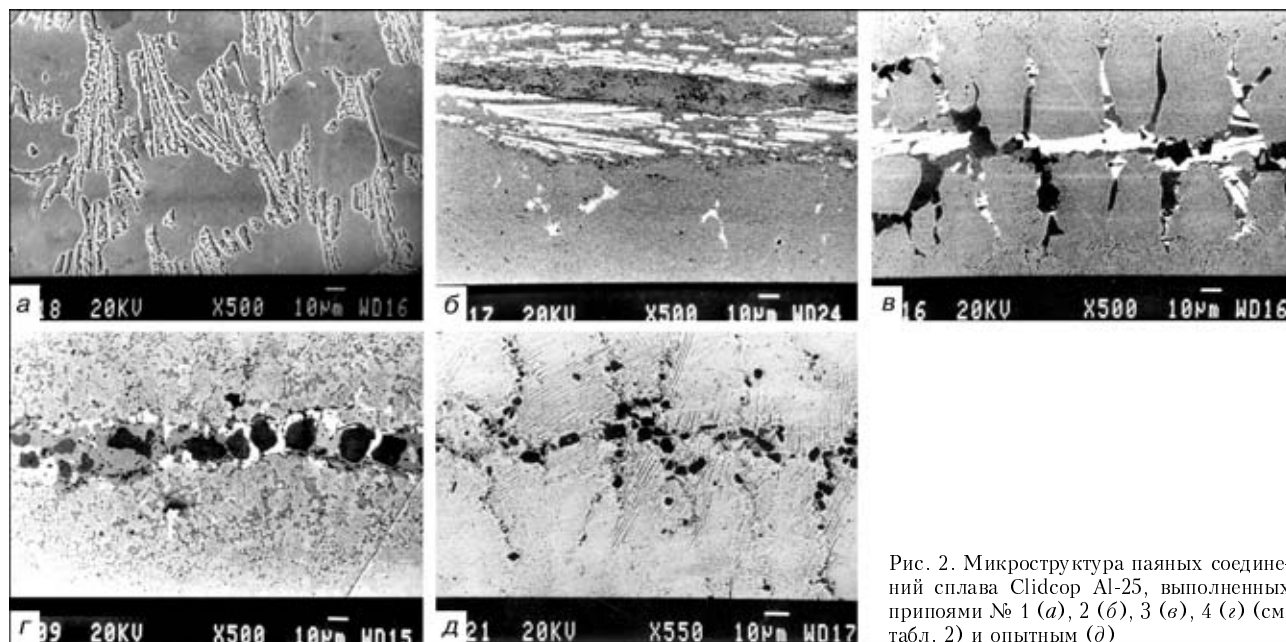


Рис. 2. Микроструктура паяных соединений сплава Glidcor Al-25, выполненных припоями № 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) (см. табл. 2) и опытным (д)

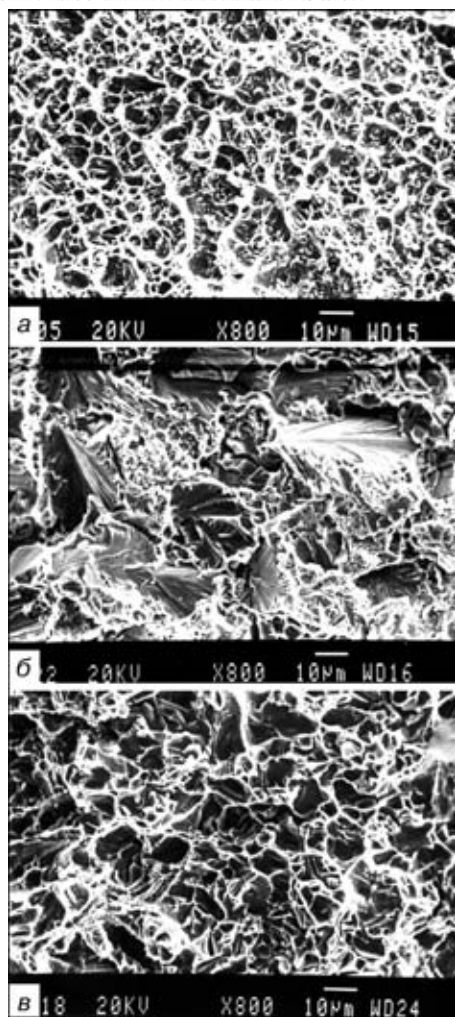


Рис. 3. Фрактография изломов паяных соединений сплава Glidcor Al-25, выполненных припоями № 3 (а), 4 (б) (см. табл. 2) и опытным (в)

14 ат. %), в обеих указанных зонах выделяется также хаотично.

Были проведены механические испытания стыковых паяных соединений и основного металла в состояниях поставки и после отжига ($T_{отж} = 950$ °С, выдержка 1 ч). Основной металл в состоянии поставки имеет значительную прочность ($\sigma_b = 491$ МПа) и характеризуется вязким ямоч-

ным изломом и однородной структурой. После термообработки прочность сплава Glidcor Al-25 уменьшается на 60 МПа соответствует приведенной в табл. 1. Наблюдается вязкий характер излома, но ямки шире, чем в предыдущем образце, их размеры достигают 10 мкм. Это можно объяснить частичным укрупнением упрочняющей фазы.

При испытании паяных образцов на растяжение разрушение происходило по шву с минимальной пластической деформацией основного металла в околошовной зоне. Как видно из табл. 4, при пайке припоями № 3 и 4 полученные соединения отличаются низкой прочностью. Результаты фрактографических исследований изломов данных образцов показали наличие большого количества участков с хрупким разрушением (рис. 3, а, б). Образцы, выполненные припоями № 1 и 2, разрушались при изготовлении, поэтому данные об их прочностных свойствах отсутствуют.

Таким образом, установлено, что вакуумная пайка сплава Glidcor Al-25 с применением адгезивноактивных припоев системы Ti-Zr-Cu-Ni не обеспечивает необходимой прочности паяных соединений. Поэтому дальнейшие исследования были проведены на образцах паяных соединениях, при выполнении которых в качестве припоя использовался опытный сплав на титановой основе. Пайку проводили в вакуумной печи с радиационным нагревом при температуре 990 °С. Полученные соединения отличались хорошим формированием шва и галтелей, а также отсутствием дефектов. Известно, что смачиваемость оксида увеличивается при возрастании сродства смачивающего жидкого металла к кислороду [12] и взаимодействие жидкого металла с оксидом определяется взаимодействием этого металла с кислородом оксида. В результате реакции между титаном, содержащимся в припое, и Al_2O_3 образуется промежуточный оксид TiO [15, 11], который обладает хорошей электропроводностью и имеет в значительной мере металлический характер межатомной связи. Этим объясняется высокая адгезионная и смачивающая способность припоев системы Cu-Ti- Al_2O_3 [11]. Металлографические исследования паяных соединений показали, что структура металла шва трехфазная. В металле центральной части шва наблюдается образование в незначительном количестве фазы, обогащенной титаном. На основании диаграмм состояния можно сделать вывод, что ее состав почти точно соответствует стехиометрическому составу интерметаллида CuTi, который кристаллизуется по границам зерен твердого раствора в виде дискретных выделений (см. рис. 2, д). Как известно, такое распределение фазовых составляющих более благоприятно, с точки зрения свойств паяных соединений, по сравнению с образованием сплошного интерметаллидного слоя. При этом прочность этого соединения определяется в основном свойствами матрицы, т. е. свойствами твердого раствора, что подтверждается результатами механических испытаний (см. табл. 4). Паяные соединения, полученные с помощью опытного припоя, характеризуются достаточно высокими и стабильными значениями прочности на растяжение.

Таблица 4. Результаты механических испытаний на растяжение паяных образцов из сплава Glidcor Al-25

№ образца	№ припоя	σ_b , МПа	$\sigma_{0,01}$, МПа	T_p , °С	τ , мин
1	3	136,8	Не опр.	960	15
2	3	—	Разрушился при изготовлении		
3	4	310,3	245,1	860	15
4	4	234,3	234,3	990	15
5	Опытный	353,2	230,8	990	3
6	»	353,4	219,5	990	3
7	»	397,2	217,2	990	3
8	»	382,4	218,6	990	3

Примечания: 1. В образцах № 6 и 8 исходный материал перед пайкой отжигали при $T = 950$ °С, время выдержки составляло 1 ч. 2. T_p — температура пайки; τ — продолжительность пайки.

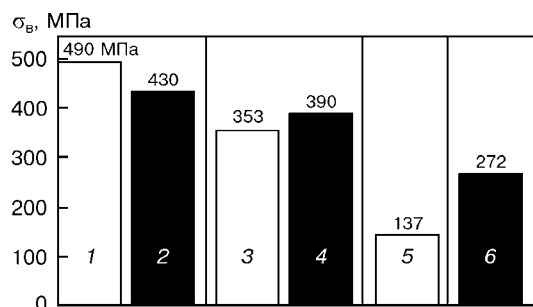


Рис. 4. Результаты испытаний на растяжение основного металла (1, 2) и паяных соединений (3–6) (средние значения): □ — в исходном состоянии; ■ — после отжига

Предварительная термическая обработка паяемого материала позволила повысить прочность соединений на растяжение от 353 до 397 МПа, что составляет 81 % прочности основного металла (сплава Glidcop AL-25 в состоянии поставки) и 92 % после предварительной термической обработки. Исходя из этого можно сделать вывод о целесообразности применения при пайке дисперсно-упрочненного медного сплава Glidcop Al-25 опытного припоя. Более наглядно преимущества этого припоя иллюстрирует диаграмма, построенная по средним значениям результатов испытаний на растяжение паяных образцов и основного металла (рис. 4).

Результаты фрактографических исследований контактных поверхностей изломов паяных соединений показали влияние на топографию поверхности разрушения состава металла паяного шва (а именно, его микроструктурных составляющих). Так, топография излома образца № 7 отличается смешанным характером разрушения с большим количеством гребней отрыва (см. рис. 3, в). Относительно небольшой (около 10 мкм) размер фасеток свидетельствует о мелкозернистой структуре металла паяного шва.

Выводы

1. В процессе исследований установлено, что используя припои № 1, 2 системы Zr–Cu–Ni–Ti невозможно получить качественные паяные соединения дисперсно-упрочненного медного сплава Glidcop Al-25.

2. Паяные соединения, выполненные с помощью припоев № 3 и 4 системы Ti–Cu–Zr–Ni отличаются низкими (137...310 МПа) значениями прочности.

3. Опытный припой обеспечивает стабильные показатели прочности паяных соединений из

Effect of composition of a brazing filler metal on structure, chemical heterogeneity and mechanical strength of brazed joints in dispersion-strengthened alloy Glidcop Al 25 was studied. It is shown that in addition to the composition of the filler metal, the important factor also is heat treatment of base metal prior to brazing. The use of heat treated base metal and optimal composition of the filler metal provided strength of the joints from 380 to 400 MPa.

материала в состоянии поставки на уровне 350 МПа. Предварительная термическая обработка паяемого материала способствует повышению прочности на растяжение паяных соединений на 8...13 %, в этом случае $\sigma_b \approx 400$ МПа.

1. Структура и механические свойства композита Cu–0,5 вес. % Al_2O_3 , полученного воздействием интенсивной пластической деформации // К. В. Иванов, Г. П. Грабовецкая, Ю. Р. Колобов и др. // Перспективные материалы. — 2001. — № 4. — С. 78–83.
2. Витязь П. А., Ловшенко Ф. Г., Ловшенко Г. Ф. Новые высокопрочные дисперсно-упрочненные медные материалы для электродов контактной сварки // Автомат. сварка. — 2001. — № 1. — С. 16–21.
3. Даниеля Е. П., Розенберг В. М. Внутреннеокисленные сплавы. — М.: Металлургия, 1978. — 231 с.
4. Даниеля Е. П., Розенберг В. М., Солопов В. И. Медные внутреннеокисленные сплавы — жаропрочный проводниковый материал // Цветные металлы. — 1977. — № 6. — С. 69–72.
5. Brazing of copper-alumina alloys // C. K. Lee, B. A. Chin, S. Zinkle, R. C. Wilcox // Nucl. Mater. — 1993. — № 191–194. — P. 488–492.
6. Hosking F. M. The effect of plating on brazing dispersion strengthened copper to graphite // Abstr. Pap. 69th AWS Annu. Meet., Apr. 17–22, 1988. — Miami, Fla, 1988. — P. 207–208.
7. Development of Be / Glidcop joint obtained by hot isostatic pressing diffusion bonding for in-service temperature // F. Saint-Antonin, P. Bucc, D. Barberi et al. // JAERI-Conf. — 1998. — № 98–001. — P. 335–338.
8. McFayden A. A., Kapoor R. R., Eagar T. W. Effect of second phase particles on direct brazing of alumina dispersion hardened copper // Welding J. — 1990. — № 11. — P. 399–407.
9. Взаимодействие припоев с дисперсно-упрочненной медью при пайке // В. Ф. Квасницкий, С. М. Самохин, Ю. В. Найдич и др. // Адгезия расплавов и пайка материалов. — 1985. — № 14. — С. 103–108.
10. Журавлев В. С., Красовская Н. А., Найдич Ю. В. Новые исследования смачивания неметаллических материалов металлическими расплавами системы SiC–(Cu; Au; Al; Sn)–Si; (Al_2O_3 ; SiO_2 ; Si_3N_4 ; CV-2000)–(In; Sn; Cu)–Sc // Пайка в создании изделий современной техники: Материалы конф. — М.: О-во «Знание», 1997. — С. 41–42.
11. Адгезия, смачиваемость и образование промежуточных фаз в системах титаносодержащих расплав–окисел // Ю. В. Найдич, В. С. Журавлев, В. Г. Чуприна, Л. В. Страшинская // Порошковая металлургия. — 1973. — № 11. — С. 40–45.
12. Еременко В. Н., Найдич Ю. В., Лавриненко И. Ф. Спекание в присутствии жидкой металлической фазы. — Киев: Наук. думка, 1968. — 123 с.
13. Новые аморфные припои для пайки титана и его сплавов // Б. А. Калинин, О. Н. Севрюков, В. Т. Федотов и др. // Свароч. пр-во. — 2001. — № 3. — С. 37–39.
14. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник // Под ред. Н. П. Лякишева. — М.: Машиностроение, 1997. — 1024 с.
15. Bang K. S., Liu S. / Interfacial reaction between alumina and Cu–Ti filler metal during reactive metal brazing // Welding J. — 1994. — № 73, № 3. — P. 54–60.

Поступила в редакцию 07.02.2002



ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Fe–C–Cr–Al, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИИ

Чл.-кор. НАН Украины **В. И. ПОХМУРСКИЙ, М. М. СТУДЕНТ, И. И. СИДОРЯК**, кандидаты техн. наук
(Физ.-механич. ин-т им. Г. В. Карпенко НАН Украины, г. Львов)

И. А. РЯБЦЕВ, Ю. М. КУСКОВ, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследован фазовый состав и процессы структурообразования в покрытиях, полученных методом электродуговой металлизации. Установлено, что структура покрытий системы Fe–C–Cr–Al состоит из мартенсита, троостита и остаточного аустенита с различным содержанием легирующих элементов. При повышении содержания Al более 2 % в шихте порошковой проволоки увеличивается прочность сцепления покрытия с основой, одновременно с этим в структуре покрытия появляется легированный феррит.

Ключевые слова: электродуговая металлизация, покрытия, фазовый состав покрытий, микроструктура покрытий, порошковые проволоки

Разработка оптимальных составов электродных материалов и, в частности, порошковых проволок для электродуговой металлизации (ЭДМ), обеспечивающих получение покрытий с заданными физико-механическими свойствами, невозможна без знания фазового состава и процессов структурообразования в покрытиях в зависимости от химического состава электродного материала. В большинстве порошковых проволок, используемых для ЭДМ коленчатых валов двигателей внутреннего сгорания, различных осей и т. п., основными элементами, ответственными за фазовый состав покрытий, являются углерод, хром и алюминий. Статья посвящена исследованию совместного влияния углерода и алюминия в шихте порошковой

проволоки на основе феррохрома на фазовый состав покрытий.

Материалы и методика исследований. Для изготовления порошковых проволок для ЭДМ диаметром 1,8 мм применяли холоднокатаную ленту из стали 08кп сечением 0,4×10 мм. В качестве шихтовых материалов использовали феррохром (ФХ-200, ФХ-800), ферромolibден (ФМо-60), ферросилиций (ФС-65), порошок алюминиевый (ПА-4), графит тигельный (ГТ-1), порошок железный (ПЖО). Для исследований было изготовлено несколько порошковых проволок, химический состав шихты которых приведен в табл. 1. С целью сравнения исследовали также покрытия из сплошной проволоки марки У8.

Покрытия наносили с помощью электрометаллизатора ГТ-1, разработанного в ФМИ им. Г. В. Карпенко. Режимы нанесения покрытий: напряжение — 32 В; ток — 140 А; давление воздуха 0,5 МПа;

Таблица 1. Состав шихты порошковых проволок, химический и фазовый состав покрытия

Условное наименование проволоки	Состав шихты порошковых проволок, мас. доля, %						Массовая доля элементов*, %		Фазовый состав покрытия		
	Феррохром	Ферросилиций	Ферромolibден	Графит	Алюминий	Железо	Углерод	Хром	Отношение $\alpha\text{-Fe}/\gamma\text{-Fe}$	Цементит	Оксиды
Сплошная проволока У8	—	—	—	—	—	—	0,8/0,18	—	15/1	До 5 % объема	Следы FeO
Порошковая проволока ХСМ-1	70 (ФХ-200)	10	20	—	—	—	0,4/0,25	10,5/10	8/1	Следы	Следы FeO
Порошковая проволока ХСМ-2	70 (ФХ-800)	10	20	—	—	—	1,1/0,6	10,3/10	3/1	»	Следы Fe ₂ O ₃ , Fe ₃ O ₄
Порошковая проволока ХЮ-1	55 (ФХ-800)	—	—	5	2	38	1,7/1,1	10/9	1/1	»	Следы FeO, Fe ₂ O ₃ , Fe ₃ O ₄
Порошковая проволока ХЮ-2	60 (ФХ-200)	—	—	10	2	28	2,5/1,5	9/9	2/3	»	Следы FeO, Fe ₂ O ₃ , Fe ₃ O ₄

* В числителе — расчетное содержание, в знаменателе — фактическое.

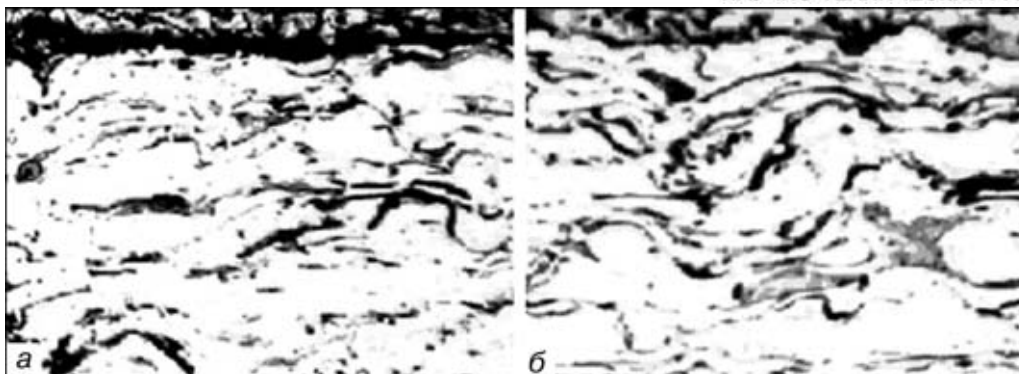


Рис. 1. Микроструктура покрытий с различным содержанием алюминия в шихте порошковых проволок, $\times 200$: а — 2; б — 15 %

расстояние от металлатора до напыляемого образца — 100 мм.

Содержание углерода в покрытиях определяли кулонометрическим методом; хрома, алюминия и кремния — спектральным методом на дифракционном стилоскопе СЛ-13. Распределение капель по размерам определяли при распылении порошковых проволок на спрессованный снег с последующим ситовым анализом затвердевших капель по фракциям.

Фазовый состав покрытий изучали на дифрактомере «Дрон-3» ($U = 32$ кВ, $I = 13$ мА) с шагом сканирования 0,05, используя компьютерную обработку. Идентификацию фаз проводили по таблицам картотеки JCPDS-ASTM. Объемное соотношение между фазами α - и γ -Fe рассчитывали по интегральной интенсивности дифракционных линий. Распределение элементов в покрытиях определяли на сканирующем электронном микроскопе.

Экспериментальные результаты и их обсуждение. Покрытия, полученные при распылении порошковых проволок, состоят из сильно деформированных зерен — ламелей, которые слабо травятся в трехпроцентном растворе HNO_3 (рис. 1). На межзеренных границах наблюдаются включения оксидных пленок, состав которых соответствует FeO при использовании феррохрома ФХ-200 в шихте порошковой проволоки и FeO , Fe_2O_3 , Fe_3O_4 — при использовании ФХ-800.

Исследования показали, что за счет введения графита в состав шихты не удастся значительно увеличить содержание углерода в покрытии. Так, при введении 5 % графита в состав шихты порошковой проволоки на основе феррохрома ФХ-800 в покрытие содержится 0,85 % углерода, а при 15 % — 1,32. Это связано с тем, что углерод в виде свободного графита в значительной степени выгорает в процессе ЭДМ.

Установлено, что структура покрытия, полученного при использовании сплошной порошковой проволоки из стали У8, состоит из продуктов распада мартенсита — троостита, сорбита и цементита. В покрытии обнаружены включения FeO . Наличие небольшого количества аустенита объясняется тем, что в отдельных крупных каплях углерод выгорает в меньшей степени, чем в мелких, а его высокая концентрация увеличивает стабильность аустенита при быстрой кристаллизации наиболее крупных капель.

При увеличении содержания углерода в покрытии меняется его фазовый состав и увеличивается содержание остаточного аустенита. Так, при использовании в качестве основы шихты порошковой проволоки феррохрома ФХ-200 содержание углерода в покрытии составляет 0,18 %, а количество остаточного аустенита в структуре незначительно при соотношении фаз $\alpha\text{-Fe}/\gamma\text{-Fe} = 8/1$. Количество цементита невелико. Это свидетельствует о том, что часть $\alpha\text{-Fe}$ находится в виде мартенсита, легированного хромом, а незначительная часть — в виде продуктов распада мартенсита — троостита. При использовании в качестве основы шихты порошковой проволоки феррохрома ФХ-800 содержание углерода в покрытии увеличивается и составляет 0,66 %. Количество остаточного аустенита в структуре покрытия также увеличивается при соотношении фаз $\alpha\text{-Fe}/\gamma\text{-Fe} = 3/1$ и примерно том же составе α -фазы.

При дополнительном введении в состав шихты порошковых проволок графита в структуре покрытия увеличивается количество остаточного аустенита и его содержание достигает максимума при 10 % графита при соотношении фаз $\alpha\text{-Fe}/\gamma\text{-Fe} = 2/3$. По данным [1] такая структура имеет хорошие трибологические характеристики. По-видимому, углерод, который вводится в шихту порошковой проволоки в виде графита, не полностью переходит в твердый раствор покрытия, а частично остается в свободном состоянии (возможно, на границах ламелей, из которых состоит покрытие). Это подтверждается тем, что на рентгенограммах есть следы свободного графита, а также тем, что при увеличении содержания графита в шихте прочность на разрыв и прочность сцепления уменьшаются соответственно на 30 и 40 %. Свободный графит играет роль твердой смазки, улучшая трибологические характеристики покрытия.

Ситовый анализ фракционного состава покрытий из порошковой проволоки с графитом и без него показывает, что размер капель при ЭДМ колеблется в пределах 10...200 мкм, при этом массовая доля капель размером 10...50 мкм составляет примерно 60 %. Мелкие капли содержат меньше углерода и хрома, причем для порошковой проволоки, в состав которой входит графит, концентрация углерода больше как в малых, так и в больших каплях (табл. 2). Очевидно, что в процессе ЭДМ насыщение покрытия углеродом



Таблица 2. Размер капель электродного металла и содержание в них углерода и хрома

Размер капель, мкм	Проволока У8	Порошковая проволока ХСМ-2		Порошковая проволока ХЮ-2	
	Массовая доля углерода, %	Массовая доля углерода, %	Массовая доля хрома, %	Массовая доля углерода, %	Массовая доля хрома, %
10... 50	0,22	1,2	7,0	0,60	9,0
50... 150	0,26	1,5	8,5	0,68	9,5
160... 200	0,30	2,3	10,0	0,83	11,5

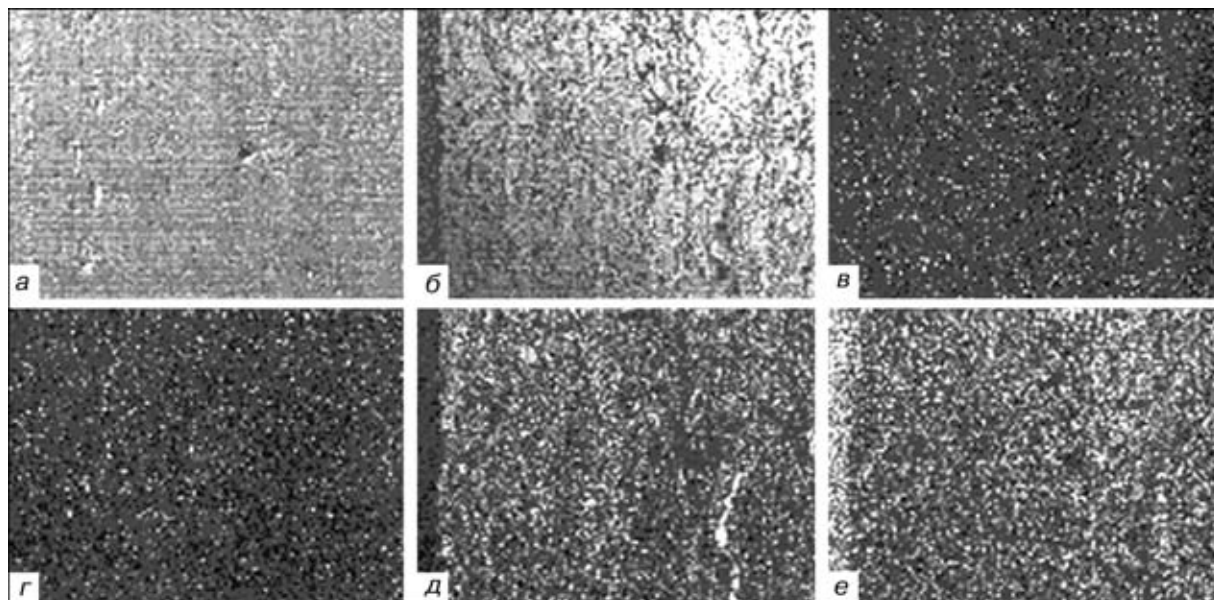


Рис. 2. Распределение легирующих элементов в покрытии, нанесенном с помощью порошковой проволоки типа FeCr + Al + C, полученное на электронном сканирующем микроскопе: а — в первичных электронах; б — во вторичных электронах; в — Al; г — Si; д — Cr; е — Fe (белые точки — место расположения данного элемента)

идет за счет высокоуглеродистого феррохрома и графита. В структуре всех покрытий с шихтой на основе феррохрома ФХ-800 есть следы всех трех оксидов железа — FeO, Fe₂O₃, Fe₃O₄.

Как установлено в работе [2], высокая адгезия покрытий с микротвердостью более 5000 МПа обеспечивается за счет алюминия, содержащегося в шихте порошковой проволоки. Алюминий взаимодействует в расплаве капель с железом с прохождением экзотермических реакций, выделяя большое количество тепла:

$3 \text{ Fe} + \text{Al} = \text{Fe}_3\text{Al} + 0,75 \text{ кДж/г шихты порошковой проволоки};$

$2/3 \text{ Fe}_2\text{O}_3 + 2\text{Al} = 4/3 \text{ Fe} + \text{Al}_2\text{O}_3 + 3,5 \text{ кДж/г шихты порошковой проволоки};$

$2/3 \text{ Cr}_2\text{O}_3 + 2\text{Al} = 4/3 \text{ Cr} + \text{Al}_2\text{O}_3 + 2,7 \text{ кДж/г шихты порошковой проволоки}.$

Температура капель, которые содержат алюминий, на 200... 400 °С выше, чем у капель, которые его не содержат. Кроме того, алюминий в расплавленной капле при контакте с поверхностью, на которую наносится покрытие, реагирует с находящейся на ней оксидной пленкой с прохождением экзотермических реакций. При этом температура в месте контакта поднимается, что обеспечивает лучшее соединение напыляемого покрытия с основой.

Таблица 3. Состав шихты порошковых проволок, химический и фазовый состав покрытия при различном содержании в нем алюминия и углерода

Условное наименование проволоки	Состав шихты порошковых проволок, массовая доля, %				Массовая доля элементов в покрытии, %*			Фазовый состав покрытия		
	Феррохром ФХ-800	Графит	Алюминий	Железо	Углерод	Хром	Алюминий	α-Fe/γ-Fe	Цементит	Оксиды
ХЮ-3	70	—	2	28	1,02/0,6	10,3/10	0,4/0,4	3/1	Следы	Следы Fe ₂ O ₃ и Fe ₃ O ₄
ХЮ-4	70	5	2	23	1,6/1,0	11,0/10,5	0,4/0,4	1,4/1	»	Следы FeO, Fe ₂ O ₃ , Fe ₃ O ₄
ХЮ-5	60	5	10	25	1,5/0,9	10,5/9,8	2,2/2,0	1,4/1	»	То же
ХЮ-6	60	5	15	20	1,5/0,95	10,5/10,2	3,2/3,0	2,2/1	»	»
ХЮ-7	60	5	20	15	1,5/0,9	10,0/9,7	4,3/4,1	9/1	»	»

* В числителе — расчетное содержание, в знаменателе — фактическое.



Исходя из этих соображений, были проведены исследования влияния алюминия на структуру и свойства покрытий, получаемых методом ЭДМ (табл. 3). Рентгеноструктурный анализ покрытий, которые содержат до 3 % алюминия показывает, что их структура состоит из α -Fe и γ -Fe. При содержании 4,1 % алюминия аустенит в структуре покрытия практически исчезает. Распределение хрома и алюминия в покрытии достаточно равномерное и только на границах ламелей встречаются узкие участки, обогащенные алюминием и хромом. По-видимому, эти участки являются оксидными пленками, состоящими из оксидов алюминия и хрома — Al_2O_3 и Cr_2O_3 (рис. 2).

Микротвердость покрытий, содержащих 3 % алюминия, составляет 4000...6000 МПа. Минимальные из этих значений соответствуют микротвердости аустенита, максимальные — мартенсита. При содержании 4,1 % алюминия микротвердость покрытий резко падает до 2000...3000 МПа. Это связано с тем, что в структуре покрытия исчезают мартенсит и аустенит и появляется δ -феррит, легированный алюминием и хромом. Такая смена фазового состава обусловлена совместным действием алюминия и хрома как сильных ферритообразующих элементов. Практически отсутствие в структуре покрытия карбидов свидетельствует о том, что алюминий вытесняет углерод из кристал-

лической решетки железа. Он находится в свободном состоянии в очень мелкодисперсном виде и при металлографическом исследовании не обнаруживается.

Заключение. Покрытия системы Fe-C-Cr-Al, полученные с помощью порошковых проволок методом ЭДМ, формируются из расплавленных капель с разным содержанием легирующих элементов. Мелкие капли, по сравнению с крупными, имеют меньшее содержание углерода и хрома. Структура покрытий — мартенсит, троостит и остаточный аустенит с различным содержанием легирующих элементов.

Повышение содержания алюминия в шихте порошковой проволоки приводит к увеличению прочности сцепления покрытия с основой, одновременно с этим в структуре покрытия появляется легированный феррит. При содержании 4,1 % алюминия структура покрытия практически полностью становится ферритной.

1. *Зносостійкі газотермічні покриття з порошкових дрітів системи Fe-Cr-C* / В. І. Похмурський, В. В. Широков, М. М. Студент та ін. // Проблеми трибології. — 1997. — № 3. — С. 48–56.
2. *Студент М. М. Розробка захисних та відновних електрометалізаційних покриттів з використанням порошкових дрітів*: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Львів, 1998. — 18 с.

Phase composition and processes of structure formation in coatings produced by electric arc metallizing were studied. It was established that structure of the Fe-C-Cr-Al system coatings consisted of martensite, troostite and retained austenite with a different content of alloying elements. Increase of more than 2 % in the aluminium content of the flux-cored wire core leads to increase in the coating to substrate adhesion strength and formation of alloyed ferrite.

Поступила в редакцию 27.03.2002

Седьмая международная конференция по электронно-лучевым технологиям (ЕВТ'2003)

1–6 июня 2003, г. Варна, Болгария

На конференции будут рассматриваться следующие вопросы:

- физика мощных электронных пучков
- электронно-оптические системы и их применение для измерения и управления электронными пучками
- электронные устройства
- электронно-лучевая сварка
- электронно-лучевая плавка и переплав
- высоко-скоростное нанесение покрытий
- модификация поверхности и др.

Адрес оргкомитета:

Проф. Г. Младенов
Ин-т электроники БАН
72, Царьградское шоссе
1784, София, Болгария

Тел.: +359 2 750757; +359 2 7144377
Факс: +359 2 9753201
E-mail: mladenov@ie.bas.bg



ВЫБОР СОСТАВОВ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ С УЧЕТОМ СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ИХ РАСПЛАВОВ

В. Г. КУЗЬМЕНКО, канд. техн. наук, **В. С. ТОКАРЕВ**, инж., **В. И. ГАЛИНИЧ**, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),

В. Э. СОКОЛЬСКИЙ, канд. хим. наук, **В. П. КАЗИМИРОВ**, д-р хим. наук (Киев. гос. ун-т им. Тараса Шевченко)

На основании результатов исследований структуры шлаковых расплавов и разработки понятия их структурной основности предложен принцип построения составов флюсов с изменяющейся под влиянием термического цикла сварки основностью.

Ключевые слова: электродуговая сварка, сварочные флюсы, шлаки, выбор составов флюсов, структура шлаковых расплавов, основность

К флюсам для электродуговой сварки предъявляется ряд часто несовместимых требований технологического, металлургического, санитарно-гигиенического и экономического характера [1, 2], каждое из которых в предположении его независимого удовлетворения может быть выполнено при использовании существенно отличающихся между собой типов (составов) флюсов [3, 4]. Столь же противоречивы требования и к свойствам флюсов, от которых зависит характер протекания в функциональных зонах сварочной ванны физико-химических процессов, определяющих качественные характеристики сварного шва [3–5].

В связи с этим существует проблема выбора составов сварочных флюсов, способных обеспечивать как требуемые технологические характеристики сварочного процесса (стабильность горения дуги, отсутствие пор, хорошее формирование), так и достаточный уровень прочностных свойств сварного шва. В частности, из практики известно, что для получения хорошо сформированных беспористых швов следует отдавать предпочтение марганец-силикатным (кислым), фторсодержащим флюсам. В то же время для получения менее окисленного и более чистого от неметаллических включений металла шва с высокими прочностными характеристиками целесообразно использовать флюсы основного типа, состоящие из химических и термически устойчивых оксидов.

Если учитывать связь между последствиями применения флюсов и неоднозначностью их функций в отдельных зонах сварочной ванны, то гипотетически идеальный флюс, обеспечивающий наиболее эффективное функционирование этих зон и высокое качество сварного шва, должен при одном и том же химическом составе обладать способностью изменять свои характеристики в зависимости от положения в сварочной ванне — приобретать «кислые» свойства в ее холодных зонах и «основные» — в горячих. Представление о характере изменений свойств флюсов можно получить из схемы сварочной ванны (рис. 1), на которой

обозначены ее зоны, показано их функциональное назначение, а также приведены наиболее соответствующие им типы (составы) шлаков [4].

Даже приблизительная оценка всех последствий применения флюсов при электродуговой сварке до настоящего времени не установлена. Требуется изучение и сопоставление множества разнообразных физико-химических процессов, а также выполнение значительного объема исследований концентрационных и температурных зависимостей свойств шлаков.

Для систематизации факторов, вносимых флюсами и влияющих на свойства сварного шва наряду с составом и физико-химическими свойствами, широко используется такая их коллективная характеристика, как основность [1]. Значимость понятия основность состоит в том, что благодаря ей все многообразие сварочных флюсов сводится к двум группам — кислой и основной. При этом значение основности, равное единице, является границей их раздела. Применение такого понятия как основность позволяет систематизировать шлаки в соответствии с определенной шкалой, мерой основности которой является индекс основности. Такая систематизация вносит определенную ясность в оценку свойств шлаков, однако нельзя утверждать, что связь между основностью в существующем ее представлении и составами шлаков

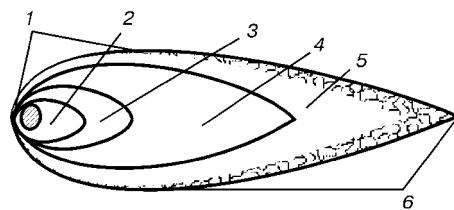


Рис. 1. Зоны сварочной ванны и их функции (в скобках даны соответствующие им оптимальные типы (составы) сварочных шлаков): 1 — плавения металла и флюса (кислые, силикатные, фторсодержащие); 2 — действия дуги (основные); 3 — турбулентного течения металла (основные); 4 — ламинарного течения металла (основные); 5 — обездвиженного жидкого металла (кислые, марганец-силикатные); 6 — твердого состояния металла (алюминатные с образователями игольчатого феррита)



имеет однозначный характер. Одному и тому же значению основности может соответствовать множество типов шлаков, отличающихся как компонентами, так и их соотношениями. Однако значительными недостатками основности в существующем ее представлении (отношение концентраций основных и кислых оксидов, устанавливаемые из элементного определения состава шлака) является отсутствие связи с реальной природой шлаковых расплавов, а также использование в расчетах только концентрационной зависимости изменения основности шлаков без учета влияния температуры. Поэтому получение информации об основности сварочных флюсов исходя из реального состояния их расплавов необходимо для научно обоснованного выбора составов сварочных флюсов.

Свойства шлаков, в том числе и их основность, зависят от их атомно-молекулярной структуры. В последние годы на основе близости строения кристаллического (стекловидного) и жидкого состояния шлаков [6], результатов рентгенографического исследования структуры шлаковых расплавов [7] и разработанной теории плотной упаковки ионов кислорода [8], характерной для строения сварочных флюсов оксидного и солеоксидного типа, предложена методика определения их структурной основности [9, 10]. При этом учитывались индивидуальные особенности поведения ионов, влияющие на формирование структуры шлака [11], которые были установлены в результате анализа положения соответствующих пиков на кривых радиального распределения атомов, площади этих пиков, а также их формы [9, 10].

В соответствии с геометрическими и электростатическими характеристиками катионы в шлаках, с точки зрения структурообразования, можно разделить на три группы. Это прежде всего катионы-комплексобразователи, наиболее ярким представителем которых в составе сварочных шлаков является Si^{4+} . Этот катион обладает наиболее сильными кислыми свойствами, что определяет соответствующий вклад оксида кремния в основность флюса. Особым свойством этого компонента является способность образовывать с кислородом за счет направленно-сконцентрированных ковалентных связей термически устойчивые комплексные структуры, что предопределяет высокую вязкость и низкую электропроводность силикатных шлаков.

Антиподом Si^{4+} в составе сварочных шлаков являются катионы Mg^{2+} , Ca^{2+} , Na^+ , K^+ . Они выступают в качестве разрушителей комплексных структур, образуемых катионом Si^{4+} , и способствуют повышению основности и улучшению транспортных свойств шлаков — вязкости и электропроводности.

Особая роль в изменении основности при нагреве шлаков в расплавленном состоянии принадлежит ионам амфотерных и переходных металлов — алюминия, титана и циркония. Обладая существенно меньшей, чем координация Si–O, долей ковалентной связи, эти ионы способны выполнять двойственные функции за счет изменения катионно-анионной роли и, приспосабливаясь к изменению состояния шлака, существенно влияя на

основность. Так, при исполнении алюминием роли аниона его координация по кислороду составляет 4. При этом алюминий выступает аналогом кремния, замещая его в комплексных кремнекислородных анионах. При координационном числе иона алюминия, равном 6, он приобретает основные свойства и по действию в шлаках сходен с оксидом магния [12].

Таким образом, наиболее важным фактором, от которого зависит структура шлаков и соответственно их свойства, является состав. Еще одним фактором, влияющим на характер изменения свойств шлаков, является температура. Различие между концентрационным и температурным воздействием на шлак состоит в том, что, если изменение его состава приводит к необратимым изменениям структуры и свойств, то при возврате к исходной температуре восстанавливаются также и параметры шлака. Многие авторы [6, 13] отмечают, что повышение температуры также влияет на изменение структуры шлаковых расплавов, как и при введении в их состав основных оксидов. Отличие состоит лишь в механизме достижения результата. Если при введении основных оксидов крупные образования в шлаках разрушаются в результате ослабления связей ионного характера в месте внедрения соответствующих катионов, то повышение температуры приводит к аналогичному эффекту за счет усиления колебательных движений ионов. Отсюда следует ожидать, что повышение температуры расплавленных шлаков будет приводить к увеличению их структурной основности.

Для проверки высказанных выше предположений нами исследовалось изменение структурной основности трех существенно различающихся типов флюсов при температуре 1523...1723 К [10, 14]. Один флюс был кислым и по составу соответствовал марке АН-348-А, второй относился к ярко выраженному основному типу (АН-15М), а в третьем, нейтральном флюсе, преобладающим компонентом был оксид алюминия (АН-67). Основность определяли исходя из структурных параметров, установленных нами в ходе рентгеноструктурных исследований. Ее зависимость от температуры показана на рис. 2. Из рисунка следует, что на расплавы флюсов основного и нейтрального типов значительно влияет температурный фактор — флюс увеличивает свою основность после плавления. Неожиданным образом проявляет себя кислый флюс марки АН-348-А. После плавления он становится несколько менее кислым, значение его основности приближается к единице. При дальнейшем нагреве в исследованном диапазоне температур этот флюс становится еще более кислым, по сравнению с исходным состоянием. Это можно объяснить наличием внутриобъемного перераспределения кислорода, принадлежащего иону марганца, и соответствующим увеличением в координации Si–O доли температурно-устойчивой ковалентной связи [6].

Характер изменения структурной основности флюсов основного и нейтрального (алюминатного) типов также имеет принципиальные различия. В отличие от флюса АН-15М, расплав алюминатного флюса увеличивает свою основность при нагреве

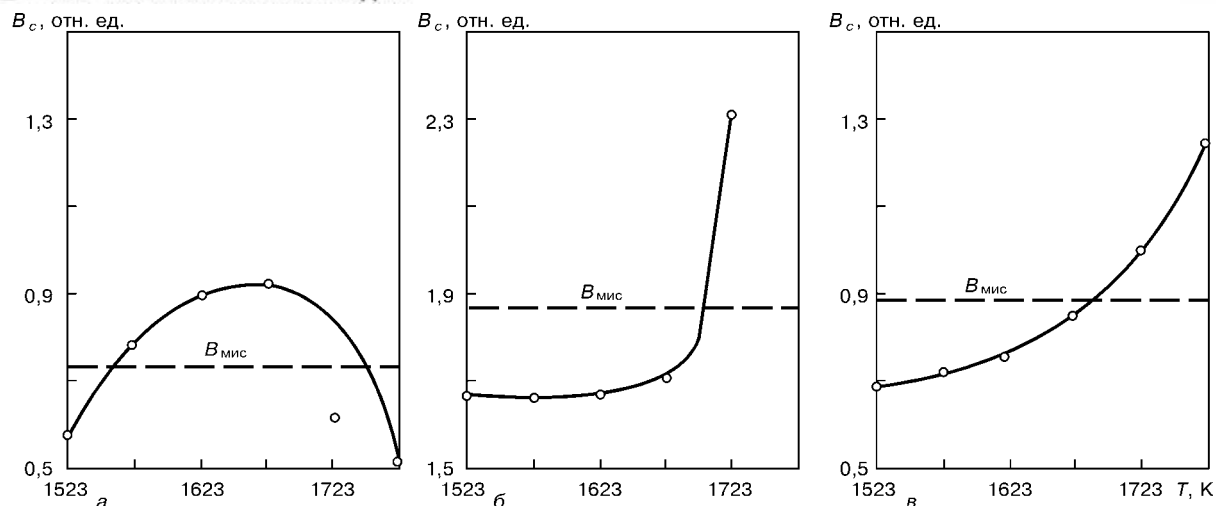


Рис. 2. Изменение структурной основности B_c сварочных шлаков разных марок в зависимости от температуры: а — АН-348-А; б — АН-15М; в — АН-67; $B_{\text{мис}}$ — основность по формуле МИС

более умеренно, что, по-видимому, обусловлено наличием в его составе 14 мас. % SiO_2 и 36 мас. % Al_2O_3 , а также способностью последнего изменять координационное число в зависимости от кислотно-основных характеристик среды. Ион алюминия, трансформируясь в тетракоординацию, достраивает кремнийкислородный каркас. Благодаря этому ограничивается повышение основности шлака, вызванное тенденцией к распаду его структуры при нагреве. При увеличении доли шестикординированного иона алюминия происходит разрушение

кремнийкислородных образований. Этот фактор сдерживает снижение основности остывающего алюминатного шлака. Таким образом, под влиянием температурного и концентрационного факторов наблюдаются такие структурные изменения алюминатных шлаков, которые влияют на их основность и прочие свойства в более широких пределах, чем возможно для флюсов кислого и основного типов. Это создает предпосылки для выбора составов флюсов, способных адаптировать свои свойства к состоянию отдельных зон сварочной ванны, что предоставляет более широкие возможности для разработки флюсов с высокими технологическими и металлургическими характеристиками.

Рассмотрим характер изменения структурной основности и вязкости расплавов флюсов кислого (силикатного), алюминатного и основного типов, соотносенный с термическим циклом, а следовательно с их расположением относительно зон сварочной ванны (рис. 3). Выбором именно этих свойств флюсов объясняется их значимость в определении степени окисления металла и качества формирования шва.

Для кислых высококремнистых флюсов характерна высокая активность оксида кремния. В присутствии фтористого кальция, особенно на стадии плавления, оксид кремния интенсифицирует образование тетрафторида кремния SiF_4 , благодаря которому улучшается защита сварочной ванны от воздуха и нейтрализуется вредное влияние водорода. Кислые высококремнистые флюсы образуют на поверхности сварочной ванны и даже в ее высокотемпературных зонах вязкие расплавы. Это обеспечивает их высокую формирующую способность за счет эффективного подавления возмущений сварочной ванны [5]. Однако большое содержание в них кремнезема и оксидов марганца, активных по отношению к жидкому металлу, приводит к насыщению его кислородом, особенно в высокотемпературных зонах сварочной ванны [1]. Следствием этого является образование в металле шва значительного количества неметаллических включений.

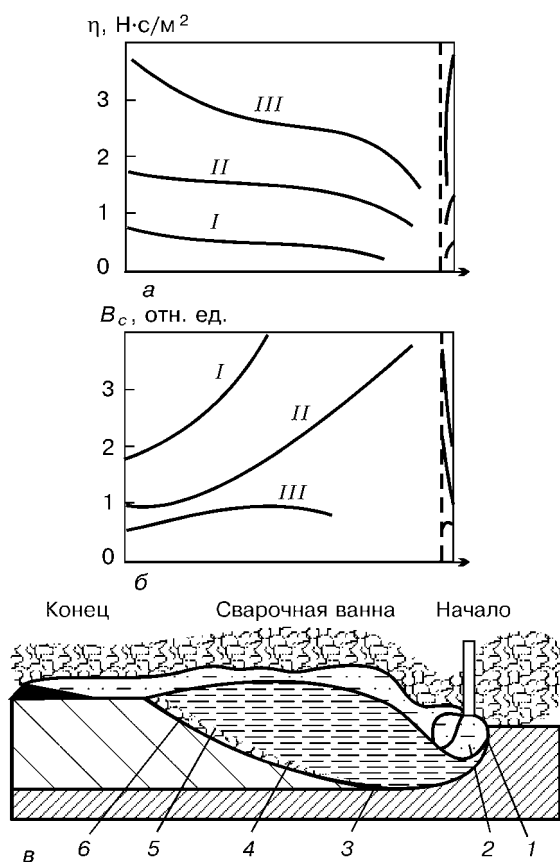


Рис. 3. Изменение вязкости шлаков η (а) разных типов и основности B_c (б) в зависимости от расположения относительно зон сварочной ванны (в): I — флюс АН-15М; II — АН-6; III — АН-348-А; 1–6 — см. рис. 1

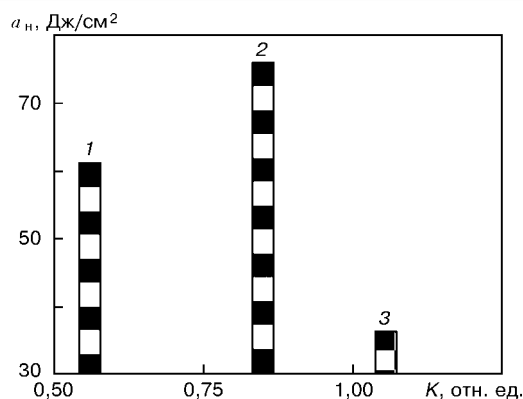


Рис. 4. Изменение сравнительной ударной вязкости a_n металла сварных швов, выполненных с использованием флюсов разных типов: 1 — АН-65; 2 — АН-67; 3 — АН-60

Противоположным образом ведут себя в сварочной ванне расплавы основных флюсов. При нагревании в их структуре происходит разрушение термически непрочных ионных связей, в результате чего исходная основность таких флюсов еще больше увеличивается и сохраняется на всей поверхности сварочной ванны. Основные флюсовые расплавы, покрывающие ее поверхность, имеют низкую вязкость, что предопределяет их ограниченные формирующие возможности. Положительной стороной применения основных флюсов является отсутствие в них кремнезема и оксидов марганца, что ограничивает уровень насыщения металла кислородом и создает благоприятные условия для удаления неметаллических включений.

В отличие от кислых (силикатных) и основных, расплавы флюсов алюминатного типа за счет перестройки структуры в разнотемпературных функциональных зонах сварочной ванны способны обеспечивать следующие преимущества:

образовывать в зоне 1 относительно кислые шлаки, обеспечивающие эффективную газовую защиту сварочной ванны;

повышать основность шлака в зоне 2 и ограничивать переход кислорода в расплавленный металл;

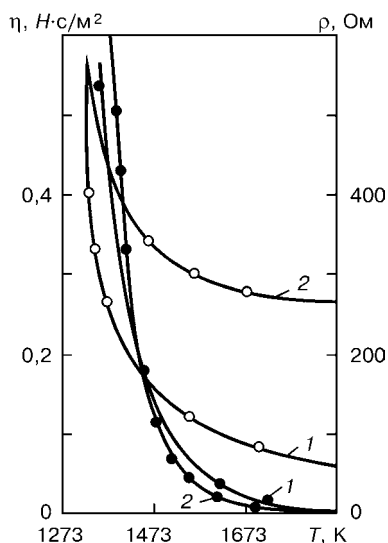


Рис. 5. Изменение физических свойств флюсов марок АН-67 (1) и АН-60 (2) в зависимости от температуры: ○ — вязкость; ● — электропроводность

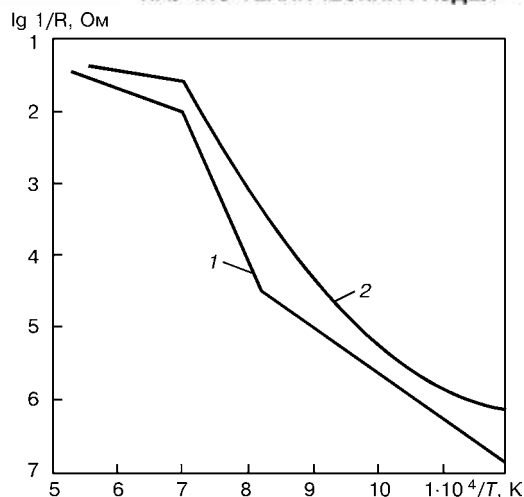


Рис. 6. Изменение электропроводности флюсов марок АН-67 (1) и АН-60 (2) в зависимости от температуры в координатах $\lg 1/R \cdot 10^4 / T$

противодействовать снижению вязкости шлака в зоне 3 за счет перехода иона алюминия из октакоординированного состояния в тетракоординированное, благодаря чему подавляется возмущение на поверхности сварочной ванны;

образовывать в зонах 3 и 4 при обратной перестройке иона алюминия в октакоординированное состояние основные относительно маловязкие шлаки и таким образом способствовать удалению из металла неметаллических включений;

образовывать в зоне 5 кислые относительно вязкие шлаки, ограничивая тем самым вероятность появления соответствующих дефектов.

Таким образом, отличием нейтральных флюсов алюминатного типа от кислых и основных является способность изменять свою основность, находиться в кислом состоянии в низкотемпературных зонах сварочной ванны 1 и 5 и становиться основными в ее высокотемпературных зонах 2–4. Это приближает их к гипотетически идеальному флюсу, требования к которому были сформулированы нами выше. В результате выполнения ряда экспериментов было установлено, что суммарное содержание оксидов алюминия и кремния в сварочных флюсах такого типа должно составлять 40...60 %. При этом для обеспечения повышенных механических свойств металла шва, особенно в условиях низких температур, необходимо, чтобы оксид алюминия в составе таких флюсов преобладал.

В последнее время имеется много публикаций, авторы которых повышение механических свойств металла шва, особенно хладостойкости, при сварке сталей связывают с наличием в его структуре

Таблица 1. Содержание кислорода, азота и водорода в металле шва, полученного при сварке стали 09Г2БТ проволокой Св-09ГНМТ с использованием исследуемых флюсов

Марка флюса	Массовая доля элементов, %		
	[O]	[N]	[H]
АН-60	0,049	0,012	0,00014
АН-67	0,030	0,013	0,00009



Таблица 2. Характеристика неметаллических включений в металле шва, полученного при сварке под флюсами марок АН-60 и АН-67 при двухслойной наплавке [21]

Марка флюса	№ слоя	Объемная доля неметаллических включений, %	Количество неметаллических включений (шт.) размером, мм				Всего
			0...0,4	0,4...1,2	1,2...2,0	> 2	
АН-60	1-й	0,327	70	539	232	119	960
	2-й	0,590	101	841	313	128	1383
АН-67	1-й	0,241	64	485	194	50	793
	2-й	0,220	81	615	220	69	981

значительного количества игольчатого феррита. Многие исследователи объясняют его появление достаточно низким (0,02... 0,03 %) содержанием кислорода и присутствием нитридов титана, алюминия, бора в металле шва в качестве зародышей при кристаллизации металла [15–19]. В зоне 6 наблюдаются все изменения металла сварочной ванны, происходящие в процессе взаимодействия со шлаком в предшествующих зонах. Поэтому состав неметаллических включений, образующихся с участием сварочного шлака, будет определять структуру металла шва. Как подтверждают результаты металлографического анализа [20], такие условия достаточно полно удовлетворяются при использовании алюминатного флюса типа АН-67, содержащего также оксиды титана, циркония и бора. По-видимому, этим можно объяснить более высокие значения ударной вязкости металла сварного шва, полученного с использованием флюса указанной марки. На рис. 4 показано изменение ударной вязкости сварных швов при использовании флюсов различных типов, увязанное с размером неметаллических включений через относительный безразмерный параметр K , отражающий тенденцию к их измельчению [20].

Зависимость физических свойств флюса типа АН-67 — вязкости и электрического сопротивления — от температуры показана на рис. 5 [21]. Характер изменения структурно-чувствительных свойств шлака свидетельствует о замедленной тенденции к распаду соответствующих его структурных образований. Это подтверждают данные об изменении электропроводности R в координатах $\lg 1/R - 1 \cdot 10^4/T$ (рис. 6). При использовании флюсов типа АН-67 на поверхности сварочной ванны образуются вязкие шлаки, благодаря этому обеспечивается хорошее качество формирования поверхности сварного шва при многодуговой сварке на форсированных режимах.

На основе проведенных структурных исследований шлаковых расплавов и вытекающих из них теоретических предположений были разработаны ряд марок сварочных плавящихся флюсов для различных отраслей промышленности.

Флюс марки АН-22М предназначен для сварки среднелегированных сталей аустенитной проволокой. Его высокие технологические и металлургические характеристики обеспечиваются при суммарном содержании оксидов алюминия и кремния в пределах 38... 46 мас. % с некоторым увеличением содержания кремнезема и основностью флюса по формуле МИС до 1,35.

Флюс марки АН-66 нашел применение в судостроительной промышленности для сварки на повышенных скоростях стыковых и тавровых соединений из углеродистых и низколегированных сталей. Его использование обеспечивает хорошую отделимость шлаковой корки. Содержание комплексобразующих оксидов в этом флюсе составляет 37... 53 %, его основность по формуле МИС близка к 0,90. Наиболее полно принцип адаптации свойств алюминатного шлака к функциональным задачам зон сварочной ванны был реализован при разработке флюса марки АН-67, основность которого по формуле МИС составляет 0,75. Суммарное содержание комплексобразующих оксидов в этом флюсе составляет 45... 55 мас. %, что обеспечивает выполнение сварки на высоких скоростях и получение швов с хорошим формированием. За счет введения до 40 % Al_2O_3 и ограниченного присутствия оксидов марганца и кремния (до 15 % каждого) сварочный шлак флюса АН-67 существенно уменьшает окисление металла в зоне высоких температур сварочной ванны, эффективно удаляет неметаллические включения в последующей зоне и снижает их содержание в металле шва (табл. 1, 2) [21].

Результаты металлографических исследований показали, что при сравнении металла швов, выполненных с использованием флюсов марок АН-60 и АН-67, в последних наряду со снижением объемной доли неметаллических включений наблюдается незначительная объемная доля железо-марганец-силикатных стекол, сульфидов и пленочных оксисульфидов. Появились также округлые марганец-алюмосиликатные включения и частички корунда. Наряду с округлыми сульфидными и оксисульфидными частицами, располагающимися по границам первичных аустенитных зерен, в металле имеются также компактные включения оксидов титана и частички неправильной формы нитрида титана [15].

Уже более 15 лет флюсы типа АН-67 изготавливаются на Никопольском заводе ферросплавов, Новомосковском трубном заводе и Челябинском трубопрокатном заводе. Указанные флюсы используются как в Украине (Харьковский трубный завод), так и в России (Челябинский трубопрокатный завод, Выксунский металлургический завод) при сварке труб большого диаметра, предназначенных для транспортировки газо- и нефтепродуктов, в том числе в условиях низких температур.

Выводы

1. Несовместимость требований технологического и металлургического характера к флюсам, исполь-



зуемым при электродуговой сварке, а также взаимоисключающий характер течения физико-химических процессов в сварочной ванне, обусловленный экстремально-асимметричным термическим циклом нагрева металла, ограничивают возможность выбора их состава — только кислого или основного типа.

2. На основе результатов рентгеноструктурных исследований и данных о валентно-структурном состоянии ионов (координационные числа, расстояние между группировками ионов, профиль кривых радиального распределения атомов) разработано понятие структурной основности, с помощью которого учитывается влияние как состава, так и температуры флюсовых расплавов, обусловленное их атомно-молекулярной природой.

3. При нагреве до 1523...1773 К кислотные свойства исходно-кислого флюса АН-348-А усиливаются, повышается активность оксида кремния и сохраняется высокая вязкость расплава. Это обеспечивает при сварке получение беспористых швов с хорошим формированием. Флюсы марганец-силикатного типа в результате восстановления оксидов кремния и марганца интенсивно окисляют металл сварочной ванны, способствуя тем самым образованию неметаллических включений в металле шва.

4. Структурная основность исходно-основного флюса АН-15М значительно увеличивается при плавлении за счет разрушения непрочных ионных связей в его структуре. Основные флюсы при сварке образуют на поверхности сварочной ванны маловязкие шлаки, чем существенно ухудшают их формирующую способность. Однако отсутствие в составе этих флюсов легковосстанавливающихся оксидов кремния и марганца ограничивает процессы окисления металла сварочной ванны и образования неметаллических включений в металле шва.

5. Алуминатные флюсы при определенном сочетании оксидов комплексобразующего, модифицирующего и промежуточного характера в результате трансформации их структуры и кислотно-основных свойств могут в «холодных» зонах сварочной ванны образовывать кислые расплавы, а в «горячих» — основные.

6. Способность алуминатных флюсов нейтрального типа адаптироваться к состоянию зон сварочной ванны, изменяя кислотно-основные свойства, и за счет этого обеспечивать как высокие сварочно-технологические, так и металлургические характеристики процесса, реализована при разработке ряда марок сварочных флюсов. Они успешно применяются в судостроении, при сварке труб большого диаметра ответственного назначения для газо- и нефтепроводов, а также в других отраслях промышленности.

The principle of formulation of flux compositions with basicity varied under the effect of a welding thermal cycle is suggested, which is based on results of investigation into structure of slag melts and development of the concept of their structural basicity.

1. Рабкин Д. М. Флюс АН-348-А // Автомат. сварка. — 1951. — № 4. — С. 32–43.
2. Подгаецкий В. В., Кузьменко В. Г. Сварочные шлаки. — Киев: Наук. думка, 1988. — 252 с.
3. Кузьменко В. Г., Галинич В. И., Токарев В. С. О характерных зонах сварочной ванны при электродуговой сварке под флюсом // Автомат. сварка. — 1997. — № 5. — С. 24–27.
4. Кузьменко В. Г. Оценка роли шлаков в различных зонах сварочной ванны при электродуговой сварке под флюсом // Там же. — 1998. — № 12. — С. 11–21.
5. Кузьменко В. Г. Влияние шлака на качество формирования поверхности сварного шва // Там же. — 1985. — № 2. — С. 34–38.
6. Есин О. А., Гельд П. В. Физическая химия пирометаллургических процессов. — М.: Металлургия, 1966. — 703 с.
7. Ватолин Н. А., Пастухов Э. А. Дифракционные исследования строения высокотемпературных расплавов. — М.: Наука, 1980. — 189 с.
8. Сокольский В. Э., Казимиров В. П., Кузьменко В. Г. Модель структуры оксидно-фторидных расплавов на основе плотной упаковки атомов кислорода // Проблемы спец. электрометаллургии. — 2000. — № 4. — С. 63–73.
9. Основность расплавленных флюсов и возможность ее экспериментального определения / В. Э. Сокольский, В. И. Галинич, В. П. Казимиров и др. // Автомат. сварка. — 1991. — № 5. — С. 35–37.
10. Изучение свойств шлаковых расплавов применительно к обоснованию составов сварочных флюсов. Ч. 1. Структура / В. Г. Кузьменко, В. И. Галинич, В. С. Токарев и др. // Там же. — 1999. — № 11. — С. 38–48.
11. Валентно-структурное состояние ионов и свойства сварочных флюсов / В. Э. Сокольский, В. П. Казимиров, В. Г. Кузьменко, В. И. Галинич // Изв. вуз. Черная металлургия. — 1999. — № 5. — С. 3–6.
12. Особенности строения высококремнеземистых и высокоглиноземистых шлаковых систем (сварочных флюсов) / В. Э. Сокольский, В. И. Галинич, В. П. Казимиров и др. // Расплавы. — 1993. — № 6. — С. 18–20.
13. Топорихин Г. А. Современные представления о структуре расплавленных шлаков // Тез. науч. сообщений V Всесоюз. конф. по строению и свойствам металлических и шлаковых расплавов. — Ч. 3. Исследование шлаковых расплавов. — Свердловск: Изд. УНЦ АН СССР, 1983. — С. 3–12.
14. Рентгенографический метод определения основности расплавов многокомпонентных оксидно-фторидных систем / В. Э. Сокольский, В. П. Казимиров, В. А. Шовский, В. Г. Кузьменко // Журнал приклад. химии. — 1995. — Т. 68, Вып. 11. — С. 1770–1774.
15. Liu S., Olson L. The role of inclusions in controlling HSLA steel weld microstructures // Welding. J. — 1986. — June. — P. 139–149.
16. Improvement of HAZ toughness in HSLA steel by introducing finely dispersed Ti-oxide / H. Homma, S. Ohkita, S. Matsuda, K. Yamamoto // Ibid. — 1987. — № 10. — P. 301–309.
17. Cole W., Colvin P. Submerged arc welding of higher tensile steels // Met. constr. and Brit. Welding. J. — 1971. — № 4. — P. 131–135.
18. Notch Toughness of low oxygen content submerged arc deposits / T. N. North, H. B. Bell, A. Koukabi, I. Craig I. // Ibid. — 1979. — № 12. — P. 343–354.
19. Подгаецкий В. В., Парфессо Г. И. К вопросу о зарождении игольчатого феррита в сварных швах // Автомат. сварка. — 1991. — № 10. — С. 10–13.
20. Токарев В. С. Влияние неметаллических включений на микроструктуру швов, сваренных под флюсами АН-60, АН-65 и АН-67А // Там же. — 1991. — № 12. — С. 31–36.
21. Кузьменко В. Г. Определение температурного интервала плавления сварочных флюсов по данным их электротермического анализа // Там же. — 1992. — № 9. — С. 34–38, 41.

Поступила в редакцию 20.03.2002



СИСТЕМА ДИАГНОСТИКИ ЭЛЕКТРОННОГО ЛУЧА В УСТАНОВКАХ ДЛЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКИ

К. С. АКОПЯНЦ, канд. техн. наук, чл.-кор. НАН Украины О. К. НАЗАРЕНКО, В. В. ГУМОВСКИЙ, инж.,
В. П. ЧЕРНЯКИН, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Показано, что система дает продольное изображение луча с распределением плотности мощности. Определены положение фокуса с точностью ± 1 мм, минимальный радиус, максимальная плотность тока, угол сходимости. Сделан вывод о работоспособности катода пушки. С помощью системы определен ток магнитной фокусирующей линзы с точностью 0,5...0,7 %, необходимый для фокусировки луча на требуемом расстоянии относительно изделия.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, воспроизводимость швов, диагностика луча, положение фокуса, минимальный радиус луча, распределение мощности, метод «края пластины», использование в установках, погрешность измерения

Введение. В большинстве промышленных установок для электронно-лучевой сварки (ЭЛС) воспроизводимость швов обеспечивается за счет контроля основных параметров процесса: тока луча, тока магнитной фокусирующей линзы, рабочего расстояния пушка–изделие, ускоряющего напряжения, скорости сварки. О работоспособности катода судят по суммарному времени его работы. Однако перед сваркой не контролируются пространственно-энергетические параметры луча (положение фокуса относительно поверхности изделия, минимальный диаметр, угол сходимости, максимальная плотность тока и ее распределение в луче).

В работах [1, 2] описано применение проводящего вращающегося зонда для определения геометрии электронного луча. Более точно структура луча, контур и положение фокуса устанавливаются при помощи датчика с радиально расположенными щелями [3] или, как в системе диагностики луча DIABEAM [4], пластины с отверстием малого диаметра (0,1 мм). Чтобы с помощью этих систем определить форму луча в продольном направлении, нужно перемещать датчик вдоль оси пучка, что усложняет работу оператора-сварщика. Предельно допустимая мощность исследуемого пучка электронов ограничена несколькими киловаттами из-за теплового разрушения датчиков.

В ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ с учетом потребностей производства была разработана компьютеризированная система диагностики электронного луча, предназначенная для комплектации современных электронно-лучевых сварочных установок с мощностью пучка электронов до 100 кВт [5]. Система снабжена дружественным экраным интерфейсом, облегчающим ее использование.

Принцип работы системы. Устройство диагностики расположено в специально отведенном месте сварочной камеры (в стороне от свариваемого изделия). Перед началом работы электронная пушка перемещается в положение выше датчика и мишени (рис. 1, см. вклейку). Диагностику луча

производят методом «края пластины» [6]. Электронный луч отклонен большую часть времени на мишень и только кратковременно — в противоположном направлении. При этом луч пересекает край датчика, соединенного с «землей» через сопротивление утечки. В цепи датчика протекает импульс тока, по крутизне фронта нарастания которого рассчитывается распределение плотности тока в поперечном сечении луча. Импульс нормируется согласующим усилителем и далее передается в компьютер через быстродействующий аналого-цифровой преобразователь (АЦП).

Измерения производятся при изменении тока фокусирующей линзы. В результате компьютерной обработки полученного массива данных рассчитываются пространственное распределение мощности в луче, положение фокуса, минимальный радиус и т. д. Соответствующие расчеты выполняются при допущении, что электронный луч имеет осевую симметрию, полностью справедливым для сварочных пушек, использующих шайбовые или стержневые катоды с круговой симметрией. Если же в электронной пушке используется катод, изготовленный из проволоки или ленты, то осевая симметрия в луче может нарушаться, а точность измерений будет снижена.

Методика измерений. Рассмотрим особенности работы системы и процедуры измерений.

Чтобы от времени нарастания импульса перейти к единицам длины, в системе предусмотрена процедура калибровки скорости движения луча относительно датчика. Для этого в конструкции датчика имеется реперный элемент с известным размером в направлении движения луча. При пересечении лучом этого элемента измеряется длительность импульса тока. Отсюда определяется скорость движения луча:

$$v = \frac{s}{\tau},$$

где s — длина элемента, τ — длительность импульса. Калибровка скорости осуществляется на двух крайних расстояниях датчика от пушки — минимальном и максимальном. В последующем при установке датчика в какое-либо промежуточное положение относительно пушки скорость движения луча относительно датчика автоматически

пересчитывается по линейной зависимости с использованием двух калибровочных значений.

Принцип построения профиля луча в продольном осевом сечении R, Z поясним с помощью рис. 2. На рис. 2, а показано исходное положение S измерительной пластины относительно фокуса пучка, расположенного на расстоянии b от средней плоскости фокусирующей линзы. Для исследования параметров пучка вдоль его оси перемещают датчик с шагом ΔZ и производят замеры на каждом шаге (рис. 2, б) [1–4]. Мы предложили при неизменном исходном положении измерительной пластины исследование пучка осуществлять за счет пошагового изменения фокусировки луча на величину Δb (рис. 2, в).

В исходном состоянии (рис. 2, а) в плоскости датчика луч имеет радиус r_s и угол сходимости α :

$$\alpha = \frac{R_0}{b}; r_s = Z_f \alpha = Z_f \frac{R_0}{b},$$

где R_0 — радиус луча в средней плоскости линзы; Z_f — расстояние от плоскости датчика до фокуса.

В случае изменения положения датчика на величину ΔZ луч будет иметь в этом месте радиус r_1 (рис. 2, б):

$$r_1 = r_s + \Delta Z \alpha = Z_f \frac{R_0}{b} + \Delta Z \frac{R_0}{b} = \frac{Z_f R_0 + \Delta Z R_0}{b}. \quad (1)$$

Если же изменять фокусировку луча на величину Δb , а положение датчика оставить прежним (рис. 2, в), то в плоскости датчика радиус луча будет r_2 ; при этом несколько изменяется угол сходимости α_2 :

$$\alpha_2 = \frac{R_0}{b + \Delta b}; r_2 = (Z_f + \Delta b) \alpha_2 = \frac{Z_f R_0 + \Delta b R_0}{b + \Delta b}. \quad (2)$$

Сравним выражения (1) и (2). Очевидно, что если в знаменателе выражения (2) $\Delta b \ll b$, а $\Delta Z = \Delta b$, то $r_1 \approx r_2$ и вместо того, чтобы варьировать положение датчика, можно изменять фокусировку луча. Соотношение $\Delta b \ll b$ полностью справедливо для случая исследования луча вблизи его фокуса. Для оценки точности определения конфигурации пучка на значительном удалении от плоскости расположения фокуса логарифмируем, а потом дифференцируем выражение (2):

$$\ln r = \ln(Z_f R_0 + \Delta b R_0) - \ln(b + \Delta b);$$

$$\Delta r / r \approx - \Delta b / b.$$

Из последней формулы следует, что если радиус луча рассчитывается в области, расположенной ближе к пушке, чем датчик (в нашем случае это соответствует уменьшению степени фокусировки луча, т. е. фокус опускается ниже, расстояние b возрастает и при этом $\Delta b > 0$ (рис. 2, в), то получаются заниженные значения радиуса (погрешность $\Delta r < 0$). Если же вычисляется радиус

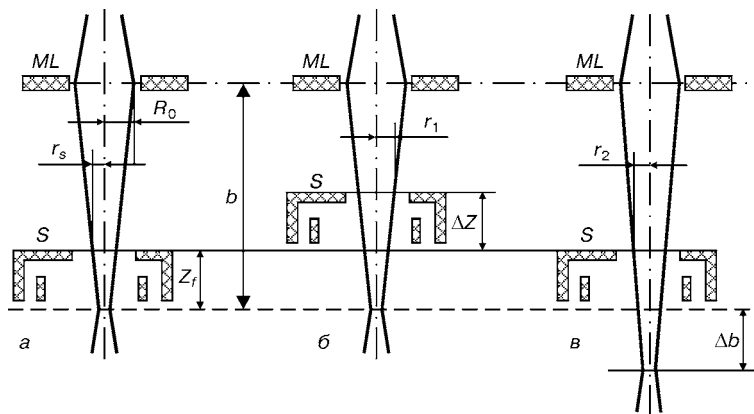


Рис. 2. Схема получения данных для построения профиля луча с распределением плотности тока в продольном осевом сечении R, Z : а — исходное положение датчика; б — смещение датчика на ΔZ при обычном способе построения зависимости $R(Z)$; в — изменение фокусировки луча на Δb при предложенном способе построения зависимости $R(Z)$; ML — средняя плоскость магнитной фокусирующей линзы

для расстояний больших, чем до датчика (в нашей схеме измерений это соответствует тому, что фокус поднялся, т. е. b уменьшилось и $\Delta b < 0$), то значения радиуса завышены ($\Delta r > 0$). Чтобы исключить ошибки в определении $r(Z)$, значения r следует умножить на поправочный коэффициент, учитывающий знак Δb :

$$k = (1 + \frac{\Delta b}{b_s}),$$

где b_s — расстояние от средней плоскости линзы до датчика. Эта поправка предусмотрена в алгоритме работы системы диагностики.

Для нахождения значения Δb при изменении тока магнитной линзы на ΔI_f производят два измерения. При одном измерении определяется ток фокусирующей линзы I_{f1} , соответствующий «острой» фокусировке луча на датчике при его близком положении z_{s1} относительно пушки. В ходе другого таким же образом определяется ток линзы I_{f2} при дальнем положении z_{s2} датчика. Рассчитывается коэффициент чувствительности магнитной линзы:

$$\frac{\partial b}{\partial I_f} = \frac{z_{s1} - z_{s2}}{I_{f1} - I_{f2}}.$$

Отметим, что $\partial b / \partial I_f < 0$, поскольку с уменьшением тока линзы расстояние b увеличивается.

Значение $\partial b / \partial I_f$ определяется в первую очередь свойствами линзы (количеством витков, конструкцией магнитопровода и ускоряющим напряжением). От размеров электронного луча, в частности R_0 , $\partial b / \partial I_f$ не зависит (в первом приближении, если не учитывать aberrации).

В последующих расчетах текущая координата Z определяется выражением

$$Z = Z_s + \frac{\partial b}{\partial I_f} \Delta I_f.$$

Распределение плотности тока в поперечных сечениях луча рассчитывается численными мето-



дами следующим образом. Все сечение луча разбивается на N колец. В пределах каждого кольца плотность тока J_N принимается постоянной. Система из N линейных алгебраических уравнений для нахождения неизвестных J_N может быть записана в матричном виде:

$$SJ = A,$$

где

$$S = \begin{pmatrix} S_{11} & S_{12} & \dots & S_{1N} \\ S_{21} & S_{22} & \dots & S_{2N} \\ \dots & \dots & \dots & \dots \\ S_{N1} & S_{N2} & \dots & S_{NN} \end{pmatrix}$$

— квадратная матрица размерности $N \times N$, ее члены пропорциональны площади участков колец, на которые приходятся разные значения плотности тока;

$$J = \begin{pmatrix} J_1 \\ J_2 \\ \dots \\ J_N \end{pmatrix}$$

— вектор N -го порядка, его составляющие — искомые значения плотности тока для каждого кольца;

$$A = \begin{pmatrix} A_1 \\ A_2 \\ \dots \\ A_N \end{pmatrix}$$

— также вектор N -го порядка, его составляющие — ординаты фронта импульса.

Для каждого отдельного измерения можно вывести на дисплей изображение фронта импульса (рис. 3, левая половина, см. вклейку). По его виду предварительно судят о радиусе луча и ходе процесса измерений. Крутизна фронта импульса обратно пропорциональна радиусу луча. Плавный фронт импульса, без выбросов, свидетельствует об отсутствии помех при измерении или сбоев в работе АЦП при регистрации импульса. Длительность импульса во времени пересчитывается в единицы длины за счет умножения на скорость движения луча. Центр луча определяется как абсцисса фронта импульса на половине его амплитуды.

По вычисленным значениям J_N строится распределение плотности тока для каждого поперечного сечения луча (рис. 3, правая половина, см. вклейку). Распределение с наибольшей плотностью тока на оси $J = J_{\max}$ соответствует острой фокусировке луча на датчике; значение $J_{\max}$ выводится как характерный параметр луча (рис. 4, 5, см. вклейку). Как отмечается в работе [7], точность расчета распределения плотности тока зависит от погрешности измерений координат фронта импульса. Поэтому в расчетах предусмотрена процедура статистического сглаживания данных измерений. Ширина окна сглаживания вы-

брана равной x_{ϕ}/N , где $x_{\phi} = v\tau_{\phi}$ (τ_{ϕ} — длительность фронта импульса).

Для каждого распределения также рассчитывается усредненный эффективный радиус луча R в предположении, что распределение можно аппроксимировать законом Гаусса [3]. В пределах этого радиуса проходит 63 % всего тока луча. Можно показать, что этот радиус вычисляется из фронта импульса следующим образом:

$$R = [x(A_1 = 0,8) - x(A_2 = 0,2)]/0,84,$$

где $A_1 = 0,8$ и $A_2 = 0,2$ — ординаты фронта импульса, равные соответственно 0,8 и 0,2 амплитуды.

Из всех распределений (для данной серии измерений) выбирается наименьший эффективный радиус луча $R_{\min}$, что соответствует острой фокусировке луча на датчике. Эта величина также выводится в информационной строке (рис. 4, 5, см. вклейку).

Полученные распределения плотности тока в поперечных сечениях луча (при разных расстояниях Z) используются для построения профиля луча с пространственным распределением плотности тока в продольном осевом сечении R, Z (рис. 4, см. вклейку). На этом изображении области разного цвета показывают распределение плотности тока в луче: желтым цветом обозначена область 75...100 % максимальной плотности тока $J_{\max}$; красному цвету соответствует 50...75 %, белым обозначена область 25...50 %, синим — менее 10 % и голубым — контур луча. На этом же изображении серым цветом представлено задаваемое оператором положение изделия относительно пушки (его поперечное сечение).

Результаты измерений. Оператор-сварщик, глядя на изображение, прежде всего видит, как относительно поверхности и толщины изделия расположен фокус луча, зона его наибольшей плотности мощности (наиболее «горячее» место) при заданном токе фокусирующей линзы, каким образом нужно изменить фокусировку, чтобы поместить минимальное сечение луча на требуемый уровень относительно поверхности изделия.

На изображении луча представлены следующие размеры: по горизонтальной оси указывается расстояние от нижнего торца электронной пушки в миллиметрах (ось Z), по вертикальной оси — радиус луча в миллиметрах (ось R).

В информационных строках отображаются величины, задаваемые оператором: ток луча I_b , ток фокусирующей линзы I_f , рабочее расстояние WD (working distance) от торца пушки до поверхности изделия и толщина изделия TH (thickness). Здесь же приводятся величины, рассчитываемые системой диагностики луча: расстояние от торца пушки до фокуса луча $Z_{\min}$, эффективный минимальный радиус луча в фокусе $R_{\min}$, максимальная плотность тока $J_{\max}$, угол сходимости луча (половинный). Положение фокуса $Z_{\min}$ определяется с погрешностью ± 1 мм в области рабочих расстояний $WD = 100...200$ мм.

В этом же окне дается график зависимости $R(Z)$: изменение эффективного радиуса луча вдоль

оси для конкретной фокусировки (рис. 4, нижняя половина, см. вклейку).

Системой диагностики достаточно наглядно отображаются любые изменения качества электронного луча. Для количественного отображения этих изменений система диагностики позволяет сравнивать результаты двух измерений, например для электронного луча в начальном состоянии (пушка с новым катодом) и в некотором другом (рис. 5, см. вклейку). В нижней половине рис. 5 (см. вклейку) представлено пространственное распределение плотности тока и приведены параметры луча для катода, проработавшего в пушке длительное время. По сравнению с эталонными результатами (рис. 5, верхняя половина, см. вклейку), луч изменился: увеличился минимальный эффективный радиус $R_{\min}$, уменьшилась максимальная плотность тока $J_{\max}$, в распределении плотности мощности нет зоны, составляющей 75...100 % первоначальной максимальной плотности.

В каждой конкретной промышленной установке для ЭЛС заключение о сохранении работоспособности пушки или о необходимости замены катода определяется технологическими условиями на ЭЛС конкретного изделия. В технологической карте должны быть указаны допустимые отклонения положения фокуса луча $Z_{\min}$, минимального радиуса луча $R_{\min}$, угла сходимости α , плотности тока $J_{\max}$. В случае недопустимо большого отклонения какого-либо параметра луча системой диагностики выдается заключение о плохом состоянии катода пушки и необходимости его замены («replace cathode»).

Расчетную погрешность определения тока магнитной фокусирующей линзы, требуемого для фокусировки луча с половинным углом сходимости α на заданном рабочем расстоянии, можно записать в следующем виде:

$$\frac{\Delta I_f}{I_{f\min}} = \frac{R_{\min}}{\alpha I_f} \frac{\partial I_f}{\partial b} \sqrt{2 \left(\frac{\Delta R}{R} \right)},$$

где $\frac{\Delta R}{R} = \frac{\Delta \tau}{\tau} + \frac{\Delta v}{v} = 4\%$ — погрешность определения радиуса луча; $\Delta \tau / \tau_{\phi} = 1 / (f_{\text{пр}} \tau_{\phi}) = 2\%$ ($f_{\text{пр}}$ —

частота преобразования применяемого АЦП, определяющая точность установления длительности импульса). Расчетное и экспериментально полученное значения необходимого тока магнитной линзы составляют 0,5...0,7 %.

Техническая характеристика системы

Амплитуда импульса тока отклонения, А	5
Частота отклоняющих импульсов, Гц	3
Длительность импульса отклонения, мкс	30...50
Расстояние от датчика до оси отклоненного луча, мм	20
Среднее расстояние от нижнего торца пушки до датчика, мм	150
Средняя скорость движения луча относительно датчика, м/с	1000
Частота преобразования АЦП, МГц	40
Точность преобразования, разряд	8
Диапазон мощности исследуемых пучков, кВт	1...100
Точность определения положения фокуса пучка, %	0,5...0,7

Таким образом, система диагностики представляет собой автономный программно-аппаратный комплекс, выполненный на базе промышленного или персонального компьютера. Встраивание его в любую компьютеризированную сварочную установку не представляет трудностей.

1. Sanderson A. Electron beam delineation and penetration // British Welding J. — 1968. — 15, № 10. — P. 509–523.
2. Назаренко О. К., Локишин В. Е., Аковьянц К. С. Измерение параметров мощных электронных пучков методом вращающегося зонда // Электрон. обраб. материалов. — 1970. — № 1. — С. 87–90.
3. Elmer J. W., Teruya A. T. An enhanced Faraday cup for rapid determination of power density distribution in electron beams // Weld. J. — 2001. — № 12. — P. 288–295.
4. Diltney U., Weiser J. Study of the «Tool» electron beam. Pt. 1. Comparison between the arata beam test and diabeam beam measurement // Welding and Gutting. — 1995. — № 5. — P. 82–84.
5. Патон Б. Е. Современные электронно-лучевые технологии Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины // Автомат. сварка. — 2001. — № 2. — С. 3–8.
6. Зинченко Н. С. Курс лекций по электронной оптике. — Харьков: ХГУ, 1961. — 362 с.
7. Ланкин Ю. Н. Точность экспериментальной оценки распределения плотности тока по сечению электронного пучка // Автомат. сварка. — 1984. — № 4. — С. 69–70.

It is shown that system provides a longitudinal imaging of beam with a distribution of power density. Focus position with an accuracy ± 1 mm, minimum radius, maximum current density and convergence angle are determined. Conclusion about the gun cathode performance was made. Using the system, the current of a magnetic focusing lens with 0.5...0.7 % accuracy, necessary for beam focusing at a required distance from a workpiece, was determined.

Поступила в редакцию 17.06.2002



ТЕХНИКА И РЕЖИМЫ АРГОНО-ДУГОВОЙ СВАРКИ СТАЛЕЙ С АКТИВИРУЮЩИМИ ФЛЮСАМИ

Д. БАЙИЧ, инж. (Ун-т, г. Побгорица, Черногория),

Г. М. МЕЛЬНИЧУК, А. Ф. ЛУПАН, инженеры,

М. М. САВИЦКИЙ, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрена взаимосвязь режимов АТIG сварки с параметрами шва, стойкостью электрода и стабильностью процесса формирования сварного соединения при сварке конструкционных сталей.

Ключевые слова: аргоно-дуговая сварка, активирующий флюс, инертные газы, режимы сварки, стойкость вольфрамового электрода, формирование шва, сварные соединения

В настоящее время опубликовано много работ, в которых описывается явление увеличения проплавляющей способности дуги при сварке вольфрамовым электродом с помощью активаторов и предлагается несколько гипотез для его объяснения [1]. Как следует из этой работы, единого мнения по этому вопросу не существует и, вероятно, в ближайшем будущем существовать не будет. В то же время производителям, заинтересованным в использовании перспективного способа сварки, необходимы сведения о его технических характеристиках.

В настоящей работе изложены экспериментальные данные о способе сварки с активирующими флюсами и взаимной зависимости между режимами сварки и параметрами шва.

Введение в дугу электроотрицательных и поверхностно-активных элементов приводит к тому, что она сжимается. При этом плотность тока в анодном пятне и давление дуги на металл увеличиваются более чем в 2 раза [2]. В результате примерно в 2 раза уменьшается диаметр пятна нагрева и снижается поверхностное натяжение жидкого металла в сварочной ванне [2, 3]. Это значительно улучшает проникающую способность дуги, теплопередачу твердому металлу, а следовательно, увеличивает его проплавление в 2...3 раза.

Эффект увеличения проплавляющей способности дуги с помощью активирующих флюсов был использован для разработки технологий сварки изделий из конструкционных сталей различных структурных классов: мартенситных, мартенситно-старееющих, бейнитных, перлитных, ферритных и аустенитных. Разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона активирующие флюсы и использующие их технологии сварки успешно применяются при изготовлении баллонов высокого давления, элементов шасси в авиации, сварке корпусов двигателей аэрокосмической техники, кольцевых неповоротных и поворотных стыков трубопроводов в тепловой и атомной энергетике и т. д.

Сварка с активирующим флюсом (АТIG) может осуществляться вольфрамовым электродом в аргоне, гелии и других инертных газах или их смесях.

Так, например, гелий, который имеет более высокий (24,5 эВ) потенциал ионизации при одинаковых сварочных токах, позволяет увеличить проплавляющую способность дуги примерно на 20...25 % (рис. 1). При этом за один проход можно проплавить без разделки кромок сталь толщиной до 12 мм. Проплавление стали толщиной до 20 мм осуществляется с двух сторон или с разделкой кромок. Во всех случаях флюс наносится одним из способов, описанных в работе [4], тонким (0,1 мм) равномерным слоем на поверхность детали у свариваемых кромок — около 1...2 г на погонную длину стыка 1 м. Однако в указанном количестве он не выполняет защитную функцию. Защита сварочной ванны обеспечивается с помощью инертных газов, а флюс лишь интенсифицирует окислительно-восстановительные процессы, происходящие на поверхности сварочной ванны и периферии столба дуги, которые в атмосфере инертных газов протекают весьма вяло. При этом, вероятно, снижается поверхностное натяжение жидкого металла и повышается плотность энергии дуги без увеличения ее мощности. В совокупности это способствует увеличению погружения дуги в металл и образованию узких швов с глубоким проплавлением. Поскольку значения электрических параметров дуги между вольфрамовым катодом и стальным анодом не выходят за пределы, установленные для сварки неплавящимся электродом в инертных газах —

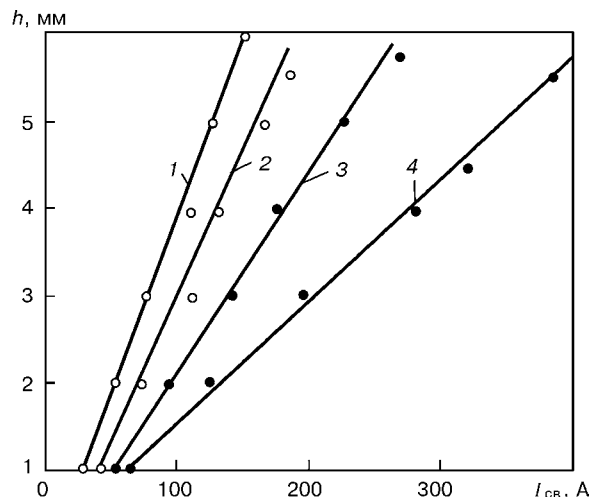


Рис. 1. Глубина проплавления h стали в гелии (1, 3) и аргоне (2, 4) с активирующим флюсом (1, 2) и без него (3, 4)

TIG сварка, то сварку сталей с активизирующими флюсами можно осуществлять на оборудовании и в диапазоне режимов, применяемых для TIG сварки. Однако при выборе режимов ATIG сварки следует принимать во внимание тот факт, что зависимость формы и размеров шва от значений тока в указанных процессах имеет различный характер (рис. 2). Особенно это проявляется при изменении значений сварочного тока. В первом случае оно вызывает более интенсивное увеличение ширины шва, а во втором — глубины проплавления.

При односторонней сварке с полным проплавлением в нижнем положении весьма сложно получить усиление шва с двух сторон, поскольку происходит проседание металла под воздействием давления дуги и собственной массы. С лицевой стороны шва, как правило, образуется канавка, поверхность которой расположена ниже поверхности соединяемых деталей. Для устранения этого недостатка целесообразно выполнять второй проход шва с использованием присадочной проволоки и колебаний электрода. При сварке сталей с низкой теплопроводностью и высоким термическим коэффициентом линейного расширения для получения необходимого усиления допустимо не применять присадочный материал, если использовать эффект автоопрессовки, который осуществляется повторным нагревом шва по определенному термическому циклу. Сочетая параметры термического и деформационного циклов в сварном соединении можно таким образом повысить напряжения сжатия, вызвав пластические деформации, благодаря которым образуется усиление шва без использования присадочной проволоки.

Теплофизические свойства сталей, и в первую очередь теплопроводность, которые, как известно, зависят от их химического состава, значительно влияют на режимы сварки. В основном, это касается сварочного тока. Так, например, при сварке стали 20 толщиной 6 мм со скоростью 100 мм/мин для обеспечения полного проплавления сварочный ток должен составлять 175 А. В случае сварки стали 12Х18Н10Т такой же толщины и с той же скоростью $I_{св} = 155$ А, т. е. значения тока необходимо уменьшить на 18...20 %. Поэтому при достижении полного проплавления объем нагреваемого до температуры плавления металла в первом случае больше (рис. 3).

Активирующие флюсы для сварки сталей представляют собой механическую смесь мелкодисперсных порошков (в основном оксидов или фторидов металлов), а также компонентов, обеспечивающих микролегирование и модифицирование металла шва. Наиболее используемым вариантом применения флюсов является нанесение их на поверхность свариваемых кромок в виде пасты при помощи флюсографа или малярной кисти. Для этого в активирующий флюс добавляют быстропаряющиеся растворители и с помощью перемешивания получают пасту однородной консистенции, соответствующую по плотности и вязкости краске, применяемой для малярных работ. В таком состоянии флюс образует тонкое равномерное пок-

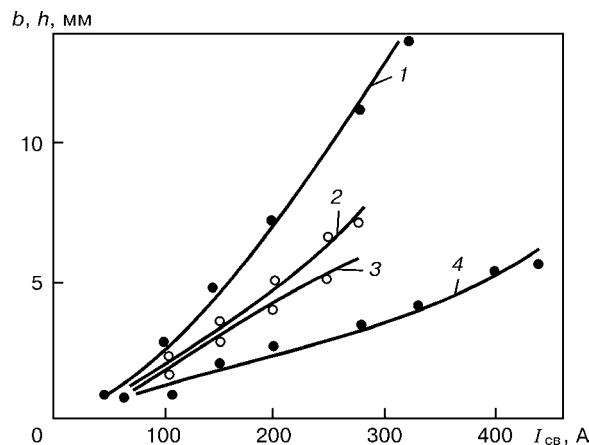


Рис. 2. Зависимость ширины шва b (1, 2) и глубины проплавления h (3, 4) от тока при сварке низколегированной стали с активизирующим флюсом (2, 3) и без него (1, 4)

рытие на поверхности металла у свариваемых кромок. В процессе сварки он расплавляется и взаимодействует с жидким металлом, при этом изменяется состав паров, поступающих в межэлектродный промежуток [3].

Авторами разработаны, изготовлены и опробованы в промышленных условиях специальные флюсографы многократного использования, при помощи которых флюс-паста наносится на поверхность свариваемой стали тонким равномерным слоем заданной ширины. В ИЭС им. Е. О. Патона разработаны также специальные флюсовые карандаши, которые изготавливаются из смеси легкоплавкого связующего и активирующего флюса методом выплавки или прессования. При помощи карандаша флюс наносится на шершавую после пескоструйной обработки или на предварительно подогретую до 40...50 °С прихватками поверхность.

В 1980-х гг. авторами совместно с сотрудниками лаборатории сварки треста Центроэнергомонтаж (Москва) были разработаны состав, технологии хранения и использования флюса в аэрозольной упаковке, используемые при монтаже трубопро-

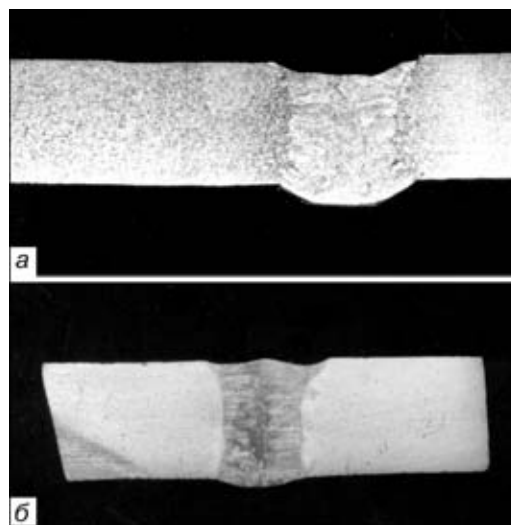


Рис. 3. Макрошлифы поперечных сечений сварных соединений низколегированной (а) и высоколегированной стали (б), полученные при сварке в аргоне с активизирующим флюсом

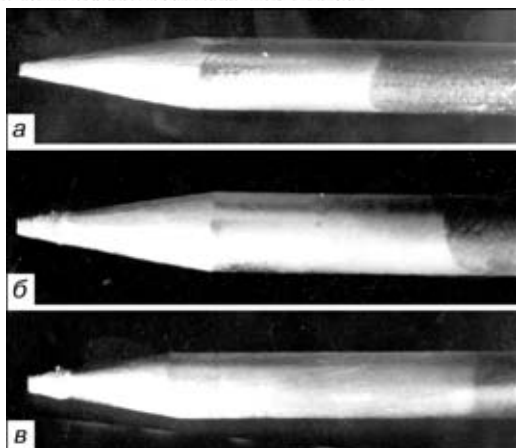


Рис. 4. Форма рабочего конца вольфрамового электрода после заточки (а) и сварки в аргоне с флюсом (б) и без него (в)

водов энергоблоков Курской и Смоленской АЭС [5]. Опыт показал, что применять флюсы в виде аэрозолей можно только на открытом воздухе либо в больших помещениях с мощной искусственной вентиляцией. В цехах или сварочных кабинках это способствует запылению рабочего пространства, поскольку большое количество флюса распыляется в окружающую среду. Если же распылитель приблизить к стыку, то это приведет к проникновению флюса в зазор, что может в процессе сварки вызвать образование шлаковых включений и пор в металле шва.

Активирующие флюсы в различном исполнении, предназначенные для сварки сталей, содержат тугоплавкие оксиды, для расплавления которых необходимо определенное количество тепла. Поэтому режимы сварки могут зависеть от толщины слоя активирующего флюса, нанесенного на свариваемые кромки образца. Для оценки этой зависимости на кромки наносился активирующий флюс слоями различной толщины, после чего выполняли сварку. Толщина такого слоя контролировалась специальными калибрами. В процессе опытов менялась через 0,025 мм — от 0,05 до 0,50 мм. Было установлено, что при сварке на токе до 300 А изменение толщины слоя активирующего флюса от 0,05 до 0,30 мм практически не влияет на глубину проплавления стали. С увеличением толщины слоя (более 0,3 мм) для получения такой же глубины проплавления необходимо значение сварочного тока увеличить

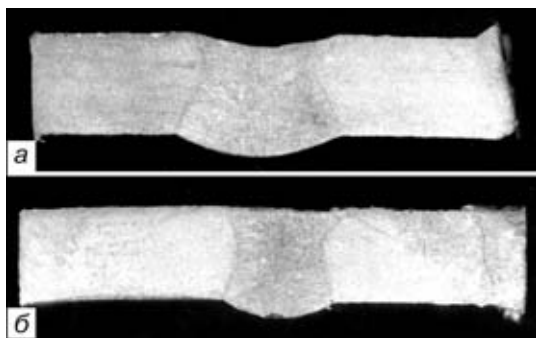


Рис. 5. Изменение формы и размеров швов в зависимости от межэлектродного расстояния L_d при постоянном значении тока: а — $L_d = 2,5$; б — 0,5 мм

на 10...15 %, что связано с ростом затрат тепла, необходимого для плавления избытка флюса.

Оптимальная толщина слоя активирующего флюса на поверхности кромок обычно не превышает 0,1...0,2 мм при ширине слоя примерно 8...10 мм. При этом расход флюса составляет около 1 г на погонную длину шва 1 м.

Стабильность проплавления металла и формирования швов при сварке с активирующими флюсами так же, как и без них, зависит от стойкости вольфрамового электрода. При быстром износе и разрушении его рабочего конца дуга горит неустойчиво и «блуждает» по поверхности катода и анода, что приводит к образованию непроваров, несплавлений и включений вольфрама в металле шва. Поэтому важно оценить насколько флюс, содержащий такие мощные окислители, как фтор или кислород, может повлиять на стойкость вольфрамового катода в короткой сварочной дуге. С этой целью была выполнена непрерывная сварка погонной длины шва 3 м на следующем режиме: $v_{св} = 100$ мм/мин; $I_{св} = 200$ А; $U_d = 9,8$ В; расстояние между катодом и анодом составляло около 1 мм. Эксперимент проводился на четырех образцах из стали X18H10T и стали 20 по следующим вариантам: сварка стали X18H10T без активирующего флюса и с активирующим флюсом.

Вид электродов до и после сварки приведен на рис. 4. Как видно из рисунка, характер износа рабочего конца электрода при сварке стали с активирующим флюсом и без него несколько различается. Однако притупление рабочего конца не разрушается и не изменяется стабильность проплавления.

Одной из важных характеристик стабильности процесса плавления металла и качественного формирования шва является постоянное напряжение горения дуги с вольфрамовым катодом. При механизированной сварке это регулируется с помощью различных устройств, в случае ручной сварки обеспечить стабильность процесса намного труднее. Поэтому представлялось важным определить, в каких пределах можно допустить колебания напряжения на дуге без существенного изменения формирования шва. Зависимость между напряжением на дуге и качеством формирования шва при постоянном токе, а также между током и напряжением исследовалась в ходе серии опытов. В первом случае АТИГ сварку выполняли в нижнем положении на наклонной плоскости, при этом изменяли длину дуги на 2 мм. Сварка выполнялась с полным проплавлением, ток в процессе эксперимента не изменялся ($I_{св} = 120$ А), напряжение на дуге в начале сварки составляло 8,2 В, в конце — $U_d = 11,4$ В. Как видно из рис. 5, с увеличением напряжения на дуге геометрические размеры швов несколько изменялись. Это прежде всего касалось ширины шва и величины обратного усиления, но при этом достаточное проплавление металла наблюдалось по всей длине шва. Можно сделать вывод, что изменение (увеличение) напряжения на дуге приблизительно на 2 В при сварке с активирующим флюсом влияет на проплавление и формирование шва незначительно.

Однако в целях обеспечения стабильного качественного формирования шва по всей его длине при выполнении швов первой категории целесообразно поддерживать постоянным напряжение на дуге автоматически с помощью регуляторов. Они должны поддерживать напряжение дуги с высокой точностью, поэтому важно знать насколько активирующие флюсы могут влиять на их работу. В отдельных опытах была определена зависимость напряжения на дуге от тока при различных расстояниях между электродом и основным металлом при TIG и ATIG сварке. Чтобы исключить влияние массы сварочной ванны и поверхностного натяжения металла с обратной стороны, сварку выполняли без полного проплавления металла. При установочном расстоянии 0,5 мм от поверхности образца до электрода по мере увеличения тока в процессе TIG сварки напряжение на дуге сначала снижалось, а затем возрастало. Очевидно, это связано с подъемом жидкого металла в сварочной ванне и отсутствием кратера. По мере дальнейшего увеличения значения сварочного тока давление дуги на жидкий металл усилилось, в ванне образовался кратер, что привело к некоторому увеличению напряжения на дуге. При ATIG сварке кратер образовался сразу же после достижения дугой рабочего режима, а отмеченное выше изменение значений напряжения не наблюдалось. С увеличением межэлектродного расстояния при использовании сварочного тока с теми же значениями напряжение на дуге возрастает, увеличиваются ее мощность и давление на металл, как при ATIG сварке, так и при TIG сварке. Причем в случае ATIG сварки напряжение всегда на 0,25...0,30 В выше, чем при TIG сварке (рис. 6). Очевидно, это обусловлено сжатием дуги и уменьшением проводимости периферийных участков столба дуги под воздействием активирующего флюса. Следует отметить, что характер изменения напряжения на дуге при этом в сопоставляемых случаях сохраняется неизменным. Это дает возможность использовать существующее оборудование (особенно регуляторы сварочных режимов) без дополнительной реконструкции.

Таким образом, применение активирующего флюса при сварке вольфрамовым электродом позволяет без изменения условий существования сварочной дуги на имеющемся оборудовании увеличить проплавление металла до 12 мм при

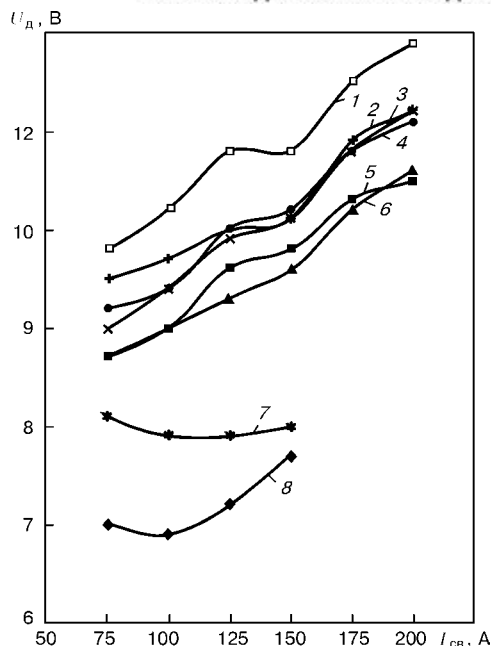


Рис. 6. Зависимость напряжения на дуге от тока при различных межэлектродном расстоянии: 1 — $L_d = 20,0$; 2 — 1,4; 3 — 2,0; 4 — 1,0; 5 — 1,0; 6 — 1,5; 7 — 0,5; 8 — 0,5 мм

односторонней сварке и до 20 мм — при двухсторонней. При этом обеспечивается хорошее качество металла шва и его равнопрочность с основным металлом. Новый способ сварки широко применяется в авиационной промышленности, атомной энергетике и других отраслях промышленности.

1. Савицкий М. М., Кушнirenко Б. Н., Олейник О. И. Особенности сварки сталей вольфрамовым электродом с активирующими флюсами (ATIG процесс) // Автомат. сварка. — 1999. — № 12. — С. 20–28.
2. Плотность тока в анодном пятне при сварке обычных и рафинированных сталей / М. М. Савицкий, В. С. Гвоздецкий, В. И. Скрыпник и др. // Там же. — 1979. — № 7. — С. 17–20.
3. Савицкий М. М., Лесков Г. И. Механизм влияния электроотрицательных элементов на проплавляющую способность дуги с вольфрамовым катодом // Там же. — 1980. — № 9. — С. 17–22.
4. Савицкий М. М., Г. М. Мельничук, А. Ф. Лунан. Способы применения активаторов для сварки сталей в инертном газе // Там же. — 2000. — № 3. — С. 48–49.
5. Применение активирующего флюса при автоматической сварке трубопроводов АЭС / И. Я. Станкевич, В. И. Дмитриев, В. Л. Корида и др. // Энергетическое строительство. — 1982. — № 10. — С. 19–20.

Interrelation between welding conditions and weld parameters, electrode service life and stability of process of welded joint formation in welding structural steels is considered for the process of ATIG-welding.

Поступила в редакцию 11.05.2002



ГИБРИДНАЯ СВАРКА ИЗЛУЧЕНИЕМ CO_2 -ЛАЗЕРА И ДУГОЙ ПЛАВЯЩЕГОСЯ ЭЛЕКТРОДА В УГЛЕКИСЛОМ ГАЗЕ

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

Описаны технологические исследования гибридной сварки лазерным излучением с дугой плавящегося электрода при скоростях процесса 15...300 м/ч. Применение гибридного процесса при фиксированной мощности лазерного излучения целесообразно до определенной толщины свариваемого металла, свыше которой глубина провара не возрастает независимо от снижения скорости сварки.

Ключевые слова: гибридная сварка, лазер, электрическая дуга, стабилизация, глубина проплавления, толщина шва, режимы сварки

В последние годы появилось большое количество работ, касающихся совмещения различных тепловых источников для сварки металлов и сплавов. Например, интерес исследователей вызвал эффект совмещения лазерного излучения с плазмой дуги [1] или с ВЧ источником нагрева [2]. Преимуществами гибридной лазерно-дуговой сварки являются возможность частичной замены мощности лазерного излучения мощностью дугового источника при сохранении геометрии швов, близкой к швам, сваренным лазерным излучением; трансформация сварочного термического цикла, снижающая склонность к образованию закалочных структур в металле шва и околошовной зоны и пр. Первое из указанных преимуществ особенно интересно для промышленного внедрения лазерно-дуговой сварки, поскольку может способствовать снижению капитальных затрат на приобретение оборудования (учитывая его сравнительно невысокую стоимость для дуговой сварки).

Были проведены технологические исследования лазерных гибридных процессов. Исследовали совмещение лазерного излучения с ВЧ источником нагрева [2], а также гибридную лазерно-дуговую сварку с использованием дуги неплавящегося вольфрамового электрода. Однако, как показывает практика, для получения оптимальной геометрии сварных швов необходимо использовать присадочные материалы. Использование обычной присадочной проволоки при лазерной сварке требует дополнительных затрат мощности излучения на ее плавление. Дуга плавящегося электрода позволяет избежать этих затрат (проволока становится «активной присадкой»). Эксперименты по исследованию технологических особенностей гибрида лазерной сварки со сваркой дугой плавящегося электрода в углекислом газе проводили по схеме рис. 1, с использованием сварочного манипулятора, обеспечивавшего скорость сварки $v_{\text{св}} = 15...300$ м/ч. В качестве источника излучения использовали технологический CO_2 -лазер ЛТ-104 [3]. Мощность

излучения изменяли в пределах от 0,2 до 2,7 кВт. Излучение фокусировали линзой из монокристалла хлорида калия ($F = 300$ мм). Образцы представляли собой как цельные пластины, так и стыки из сталей 09Г2С и СтЗкп толщиной $\delta = 2...10$ мм. В случае $\delta = 10$ мм стыки выполняли с подготовкой разделки кромок (угол 15° , притупление 4 и 6 мм). Присадочную проволоку Св-08Г2С ($d = 0,8$ мм) подавали со скоростью $v_{\text{пр}} = 200...450$ м/ч, угол наклона электрода к оси лазерного пучка $\alpha = 25^\circ$, длина дуги $L = 6...8$ мм, ток дуги $I = 75...200$ А.

В работе исследовали влияние лазерного излучения на стабильность горения дуги; качество формирования верхнего и нижнего валиков сварного шва или дорожки наплавки; геометрические размеры зоны литого металла. При совместном воздействии на металл (рис. 1) лазерное излучение стабилизирует горение электрической дуги. Чем выше скорость сварки, тем большей должна быть мощность лазерного излучения. Например, при

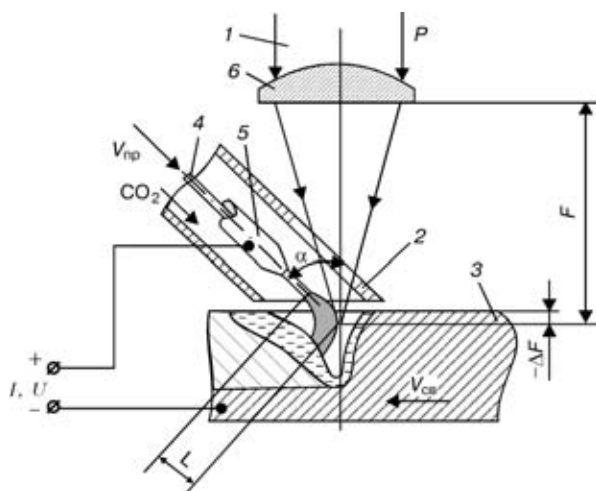


Рис. 1. Схема проведения экспериментов по гибридной лазерно-дуговой сварке: 1 — лазерное излучение мощностью P , кВт; 2 — защитное сопло; 3 — образец; 4 — присадочная проволока; 5 — медный токоподводящий мундштук; 6 — фокусирующий объектив с фокусным расстоянием F , мм; ΔF — заглубление фокуса, мм; α — угол наклона электрода к оси лазерного пучка, град; L — длина дуги, мм

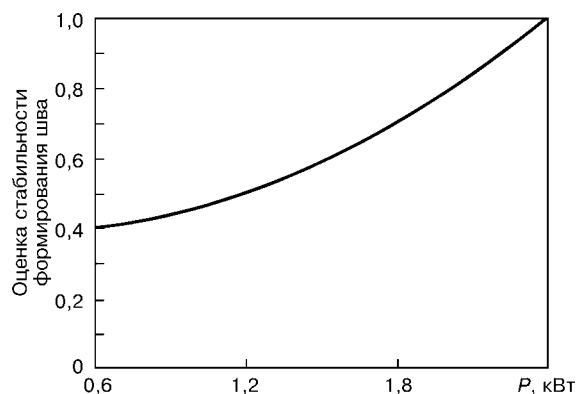


Рис. 2. Изменение стабильности формирования верхнего валика сварного шва в зависимости от мощности лазерного излучения P при постоянной мощности дуги 2,88 кВт ($v_{св} = 76$ м/ч)

скорости сварки 15...50 м/ч надежная стабилизация наступает при мощности излучения 0,2...0,3 кВт, а при 120 м/ч и выше — 2,5 кВт и больше. Стабилизация горения дуги сопровождается падением напряжения на дуге в пределах 2...5 В. При этом сама дуга опускается в парогазовый кратер на глубину, соизмеримую с заглублением фокуса ΔF (рис. 1).

Исследуемый гибридный процесс заметно влияет на качество формирования верхнего валика как при наплавке, так и при сварке стыков. Для большей наглядности оно оценивалось не по ГОСТ 25616–83, а по балльной шкале, когда единица соответствовала самому высокому качеству, при котором формирование шва носило стабильный и регулярный характер, усиление плавно переходило к основному металлу. Чем выше была степень нарушения указанных свойств, тем меньшим баллом, выраженным в десятых, оценивалось качество. Из рис. 2 следует, что качество формирования верхнего валика растет с увеличением мощности лазерного излучения при постоянной скорости сварки и мощности электрической дуги.

На рис. 3 показаны продольные макрошлифы наплавов, выполненных способами лазерной (а) и гибридной (б) сварки. В случае гибридной сварки линия верхнего валика более ровная, а глубина границы литого металла более стабильная, чем при лазерной сварке. Однако структура в корне шва у гибридной сварки более четкая, чем у лазерной, что указывает на периодический процесс при проплавлении. При лазерной сварке периодичность менее заметна. Измерение микротвердости сварных швов показало, что при твердости основного металла HV 1490...1520 МПа лазерные швы имеют микротвердость HV 3110...3200 МПа, в то время как гибридные — HV 2550...2690 МПа. Это свидетельствует о снижении склонности к образованию закалочных структур в литом металле при гибридной лазерно-дуговой сварке.

На рис. 4 показан поперечный макрошлиф стыкового соединения, выполненного гибридной сваркой с высококачественным формированием верхнего и нижнего валиков. При сварке стыков было установлено, что в сравнении с процессом лазерной сварки с присадочной проволокой для сталей с $\delta > 5$ мм

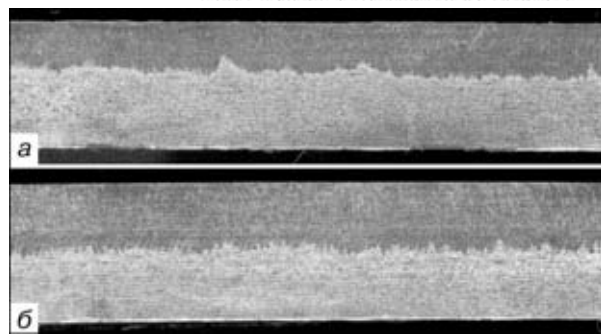


Рис. 3. Макроструктуры осевого продольного сечения наплавов, выполненных в пластине стали 09Г2С ($\delta = 10$ мм) с защитой углекислым газом лазерным (а) и гибридным (б) способом на режимах: а — $P = 2,5$ кВт, $F = 300$ мм, $\Delta F = -3$ мм; $v_{св} = 40$ м/ч; б — $P = 2,5$ кВт; $F = 300$ мм; $\Delta F = -3$ мм; $v_{св} = 40$ м/ч; $I = 100$ А; $U = 17$ В; $v_{пр} = 260$ м/ч

1 кВт мощности электрической дуги способен заменить 0,5 кВт лазерного излучения, для сталей с $\delta < 4$ мм эта замена составляет один к одному.

На рис. 5 представлены зависимости общей толщины шва [4] и глубины проплавления от скорости сварки (при постоянных мощностях лазерного излучения и электрической дуги) для гибридной и лазерной сварки. Экспериментальные точки получены усреднением 4...6 измерений в отдельных сечениях шва. Разброс экспериментальных результатов лежит в пределах $\pm(6...8)\%$.

При лазерной сварке общая толщина шва и глубина проплавления плавно уменьшаются с увеличением скорости сварки (кривая 1, рис. 5). Измеренные экспериментальные зависимости аппроксимированы по методу наименьших квадратов аналитическими соотношениями. Для общей толщины шва они описываются соотношением $H_{ЛС} = -12,14 + 23,3 v_{св}^{-0,1164}$, для глубины проплавления $h_{ЛС} = -7,93 + 18,95 v_{св}^{-0,1565}$.

При гибридной сварке также зафиксировано уменьшение общей толщины шва и глубины проплавления с увеличением скорости сварки (кривая 2, рис. 5), однако отдельные экспериментальные точки резко выпадают из монотонной зависимости. При аппроксимации они были исключены. Их аналитическое представление следующее: для общей толщины сварного шва $H_{ГС} = -45,49 + 59,02 v_{св}^{-0,0506}$; для глубины проплавления $h_{ГС} = -5,73 + 18,69 v_{св}^{-0,2153}$.

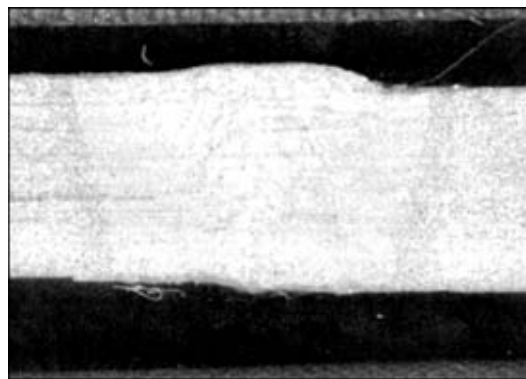


Рис. 4. Макроструктура стыкового соединения листов стали 09Г2С ($\delta = 6$ мм), выполненного гибридным лазерно-дуговым способом: $P = 2,5$ кВт; $F = 300$ мм; $\Delta F = -2$ мм; $v_{св} = 40$ м/ч; $I = 90$ А; $U = 26$ В; $v_{пр} = 210$ м/ч

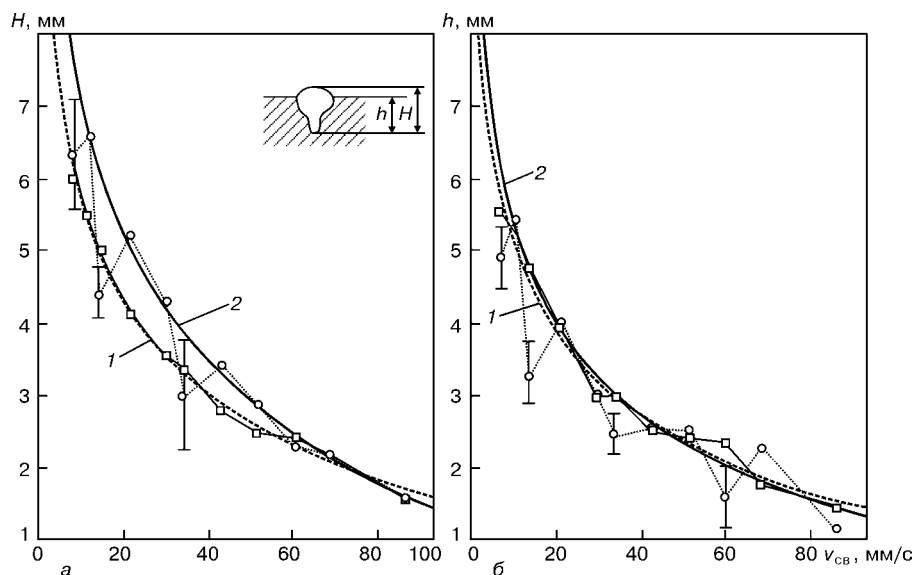


Рис. 5. Зависимость общей толщины шва H (а) и глубины проплавления h (б) от скорости сварки $v_{св}$: 1 — лазерная; 2 — гибридная сварка

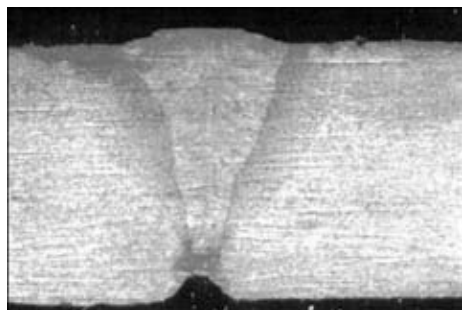


Рис. 6. Макроструктура стыка из стали 09Г2С ($\delta = 10$ мм), сваренного лазерно-дуговым способом в CO_2 ; $P = 2,7$ кВт; $\Delta F = -6$ мм; $v_{св} = 30$ м/ч; $v_{пр} = 340$ м/ч; $I = 110$ А; $U = 18$ В; давление защитного газа 0,05...0,10 МПа

И аналитические зависимости, и кривые на рис. 5, б свидетельствуют о том, что отличия между глубинами проплавления при гибридной и лазерной сварке лежат в пределах точности измерений. Следовательно, если не учитывать выпавшие экспериментальные точки при гибридной сварке, проплавляющая способность существенно не увеличивается.

Чтобы определить, насколько достоверны отклонения исключенных при аппроксимации экспериментальных точек, для них были рассчитаны стандартные отклонения с доверительной вероятностью 0,9. Они показаны на графиках (рис. 5), из которых видно, что эти отклонения не случайны и являются следствием физических процессов при гибридной сварке.

Обнаруженное резкое уменьшение проплавляющей способности при определенных скоростях сварки (см. рис. 5) можно объяснить взаимодействием жидкого металла, который под воздействием лазерного излучения переносится на задний фронт парогазового кратера [5], с жидким металлом присадочной проволоки. По-видимому, при некоторых скоростях сварки металл присадки заливает кратер, образованный лазерным излучением. Для его вытеснения из кратера дополнительно тратится мощность излучения и, вследствие этого, уменьшается глубина проплавления. На практике невозможно было проварить

на всю глубину стыки листов стали 09Г2С толщиной $\delta = 10$ мм с узкой разделкой (30°) и притуплением 6 и 4 мм (рис. 6), в отличие от листов толщиной, равной толщине притупления (рис. 4). Это можно объяснить таким образом: при сварке листов без разделки жидкий металл присадки свободно растекался по поверхности. При сварке в разделку лазерное излучение стабилизирует дугу, благодаря чему жидкий металл присадки поступает на самое дно разделки и заливает место, где должен быть кратер, образованный лазерным излучением. Для вытеснения этого металла тратится дополнительная лазерная мощность. В связи с этим глубина проплавления уменьшается и сквозное проплавление отсутствует.

На рассматриваемое явление влияет комплекс факторов. Можно предположить, что основным из них является соотношение частоты периодического переноса жидкого металла под действием лазерного излучения [5] и частоты капельного переноса при плавлении присадочной проволоки электрической дугой [6]. Дополнительным аргументом в пользу этого предположения является периодическое выпадение экспериментальных точек из монотонной зависимости.

Заключение

При совместном действии лазерного излучения и дуги плавящегося электрода при сварке сталей в углекислом газе формируется высококачественный верхний валик шва, что позволяет снизить мощность лазерного излучения, частично заменив его мощностью электрической дуги (1 кВт дуги вместо 0,5 кВт лазерного излучения для $\delta > 5$ мм и один к одному для $\delta < 4$ мм); уменьшить твердость получаемых сварных швов, сделать их более пластичными.

Излучение CO_2 -лазера стабилизирует электрическую дугу, «привязывает» столб дуги к действующему на металл сфокусированному пучку и заставляет дугу опускаться в парогазовый канал. Эффект стабилизации дуги тем выше, чем больше мощность лазерного излучения, хотя на скоростях

до 50 м/ч для стабилизации дуги плавящегося электрода достаточно не более 200...300 Вт сфокусированного лазерного излучения.

В случае гибридной сварки при определенных значениях скорости глубина проплавления резко уменьшается, нарушая монотонность зависимости $h = f(v_{св})$. По-видимому, это вызвано взаимодействием жидкого металла, отбрасываемого на задний фронт кратера под действием лазерного излучения, с жидким металлом присадочной проволоки, расплавленной электрической дугой.

Применение гибридного процесса при фиксированной мощности лазерного излучения целесообразно до определенной толщины δ свариваемого металла, выше которой глубина провара не возрастала независимо от снижения скорости сварки.

1. TIG or MIG arc augmented laser welding of thick mild steel plate / J. Matsuda, A. Utsumi, M. Katsumura, et al. // Joining and Materials. — 1988. — 1, № 1. — P. 31–34.
2. Лазерная сварка стыковых соединений с высокочастотным подогревом кромок / В. Ю. Хаскин, В. Д. Шелягин, В. П. Гаращук и др. // Автомат. сварка. — 2001. — № 11. — С. 28–31.
3. Технологический CO₂-лазер ЛТ 104 мощностью 10 кВт / В. П. Гаращук, В. Д. Шелягин, О. К. Назаренко и др. // Там же. — 1997. — № 1. — С. 36–39.
4. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. акад. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1974. — 768 с.
5. Лазерная техника и технология: В 7 кн. Кн. 5. Лазерная сварка металлов: Учеб. пособие для вузов / А. Г. Григорьянц, И. Н. Шиганов. — М.: Высш. шк., 1988. — 207 с.
6. Потатьевский А. Г. Сварка в защитных газах плавящимся электродом. — М.: Машиностроение, 1974. — 240 с.

Technological studies of hybrid laser + MIG arc welding at a welding speed of 15 to 300 m/h are described. The use of the hybrid process at a fixed power of laser radiation is indicated up to a certain thickness of metal welded, above which the penetration depth does not increase, independently of a decrease in the welding speed.

Поступила в редакцию 15.05.2002

Русско-украинский и украинско-русский словарь сварочной терминологии

Вышел из печати двуязычный словарь терминов в области сварки и родственных технологий, подготовленный Институтом электросварки им. Е. О. Патона и Институтом украинского языка Национальной академии наук Украины.

СЛОВАРЬ состоит из двух самостоятельных словарных разделов:

- «Русско-украинский словарь сварочной терминологии»*
- «Українсько-російський словник зварювальної термінології».*

Каждый из разделов словаря содержит около 5 тысяч простых и составных русских (украинских) слов-терминов, относящихся к сварке и родственным технологиям, а также их перевод, соответственно, на украинский и русский язык.

Словарь предназначен для ученых и преподавателей, студентов и учащихся, инженерно-технических работников и специалистов сварочного производства, а также для специалистов других смежных отраслей производства и строительства, которые работают с учебной, научно-технической и нормативной литературой и документацией.

Словарь издан в удобном формате и имеет твердый переплет.

Заявки на приобретение СЛОВАРЯ направлять по адресу:

03150, Киев-150 ул. Антоновича (Горького), 62
Издательский отдел ГВП «ЭТ» Тел.: (380-44) 258-3523, 261-0839
Тел./факс: (380-44) 227-65-02 E-mail: welder@svitoline.com



О СВАРОЧНЫХ СВОЙСТВАХ ТИРИСТОРНЫХ ВЫПРЯМИТЕЛЕЙ

Н. И. ПОСТОЛАТИЙ, А. Д. ГЛУЩЕНКО, С. В. ДУХ, Л. С. ГРИЦЕНКО, инженеры
(Каховский завод электросварочного оборудования)

Рассмотрены особенности формирования внешних статических и внешних динамических характеристик тиристорных сварочных выпрямителей и показана возможность улучшения каплепереноса при сварке в углекислом газе.

Ключевые слова: дуговая сварка в углекислом газе, жесткая внешняя характеристика источника питания, перенос расплавленного металла, регулятор, закон управления, передаточная функция

С появлением инверторных сварочных выпрямителей удельные массогабаритные и энергетические показатели достигли уровня, немыслимого для традиционных (диодных и тиристорных) источников. Кроме того, с повышением частотности преобразования появились возможности активного воздействия на перенос расплавленного металла вследствие практической ликвидации «звена с чистым запаздыванием» (минимум один период пульсаций, что для традиционных выпрямителей соизмеримо со временем переноса).

При несомненных достоинствах инверторных преобразователей, в комплектации всего массива оборудования для дуговой сварки в среде защитных газов продолжают доминировать тиристорные, а за ними — диодные (ступенчато-переключаемые) сварочные источники питания [1]. Простота, стоимость, надежность, ремонтпригодность при сварочных свойствах, достаточных для конкретной технологии, будут и впредь определяющими факторами при выборе источника. Однако вследствие повышения требований к качеству сварных соединений и производительности оборудования возрастают требования к сварочным источникам питания со стороны производства. Если в отношении массогабаритных и энергетических характеристик традиционных источников невозможно ожидать значительного прорыва, то в отношении сварочных свойств резервы еще не исчерпаны.

Одним из определяющих факторов формирования шва, как известно, является характер переноса капель [2, 3], определяемый в значительной мере динамическими свойствами источника питания. Электродинамика тиристорных выпрямителей в определенной мере зависит, но не исчерпывается $R-L$ параметрами трансформатора и дросселя. До настоящего времени главный упор возлагался на дроссель. Основным методом изменения его индуктивности было переключение количества витков. В схеме управления содержится еще и динамика управления углом проводимости тиристорной группы. Характерной особенностью универсальных источ-

ников питания (ВДУ-505, ВДУ-506, ВДУ-506С, КИУ-301, КИУ-501) является чрезмерный для режима жестких внешних характеристик (ЖВХ) избыток амплитудного напряжения на тиристорах, вследствие чего осциллограмма выпрямленного напряжения содержит пульсации, значительно большие, чем сама постоянная составляющая. Поскольку сигнал выходного напряжения ($U_{\text{вых}}$) служит в качестве отрицательной обратной связи (ООС) по регулируемому параметру, приходится такой сигнал пропускать через звенья с передаточной функцией вида:

$$W(p) = \frac{k}{Tp + 1},$$

где $W(p)$ — передаточная функция звена; k — коэффициент усиления; T — постоянная времени звена; p — обозначение операции дифференцирования по времени.

В исходной схеме управления источника КИУ-501 в тракте отрицательной обратной связи по $U_{\text{вых}}$ содержалось два подобных звена $A1$ и $A2$ (рис. 1). Схема на рис. 1 является структурой простейшего пропорционального регулятора напряжения (P), типичной для всех известных тиристорных сварочных источников. Небольшая обратная связь по току $I_{\text{св}}$ (звенья $A3$, $A4$) служит для формирования требуемой крутизны статической внешней характеристики.

Источник питания КИУ-501 со схемой управления (рис. 1) был испытан в соответствии с требованиями ГОСТ 25616-83 [4] на сварочные свойства и получил положительное заключение. Однако испытания в реальных условиях производства вы-

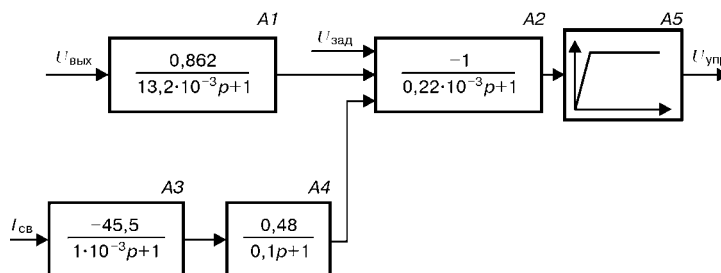


Рис. 1. Структурная схема (первоначальная) формирования управляющего напряжения $U_{\text{упр}}$ по углу проводимости тиристорной группы: $U_{\text{вых}}$ — выходное напряжение выпрямителя; $U_{\text{зад}}$ — напряжение задатчика; $I_{\text{св}}$ — напряжение на измерительном шунте (сигнал сварочного тока); $A1$ — RC -фильтр; $A2$ — суммирующий операционный усилитель; $A3$ — масштабный преобразователь; $A4$ — RC -фильтр; $A5$ — ограничитель

явили на малых токах ряд недостатков: неуверенное возбуждение дуги; беспокойная дуга, повышенное разбрызгивание; неудовлетворительное формирование наплавленного металла; малый запас устойчивости по напряжению (небольшие отклонения задатчика от оптимального положения приводят к заметному ухудшению процесса, особенно при сварке на «вертикали»).

Многочисленные эксперименты по улучшению сварочных свойств выпрямителя ограничивали подбором параметров дросселя и коэффициентов в звеньях структуры по рис. 1. При этом подразумевалось (как аксиома), что достаточно добиться хорошей сварки на малых токах, чтобы получить отличный источник на всем диапазоне токов. Хорошие сварочные свойства на малых токах (70... 250 А) были получены лишь после того, как наряду с подбором временных порций регулятора, в тракте ООС по напряжению звено *A1* структурно изменилось:

$$W(p) = \left(0,505 + \frac{0,375}{35 \cdot 10^{-3} p + 1} \right).$$

Инерционность звена *A2* увеличена на полтора порядка ($T_2 = 6,8 \cdot 10^{-3}$ с), что снизило «мелкокапельные» флюктуации $U_{упр}$ и привело к «спокойной» дуге. При этом, значительная доля сигнала ООС по регулируемому параметру поступает на сравнение без динамических искажений. Такая структура обеспечивает высококачественный процесс сварки на токах до 250 А. Однако сварка в диапазоне токов 250... 350 А оставалась неудовлетворительной как по формированию шва, так и по разбрызгиванию, что можно объяснить положительной обратной связью по току. На токах более 350 А процесс протекает вполне удовлетворительно.

Наиболее кардинальной мерой по улучшению сварочных свойств считается ограничение скорости нарастания тока в капле [4]. С этой целью рекомендуется, в частности, увеличить индуктивность дросселя до 1,0... 1,4 мГн [3]. Эксперименты с КИУ-501 в этом направлении к значительным улучшениям не привели.

Если в закон управления углом проводимости тиристорной группы ввести производную от сварочного тока di/dt (*D*-компонента), то реакция реального дифференцирующего звена

$$W(p) = \frac{kp}{Tp + 1}$$

на ступенчатое воздействие начинается мгновенно.

Практика применения компоненты di/dt в схеме управления выпрямителя КИУ-501 подтвердило эту возможность (рис. 2). В режиме ЖВХ регулятор угла проводимости тиристорной группы работает на линейном участке ограничителя *A5*, ко-

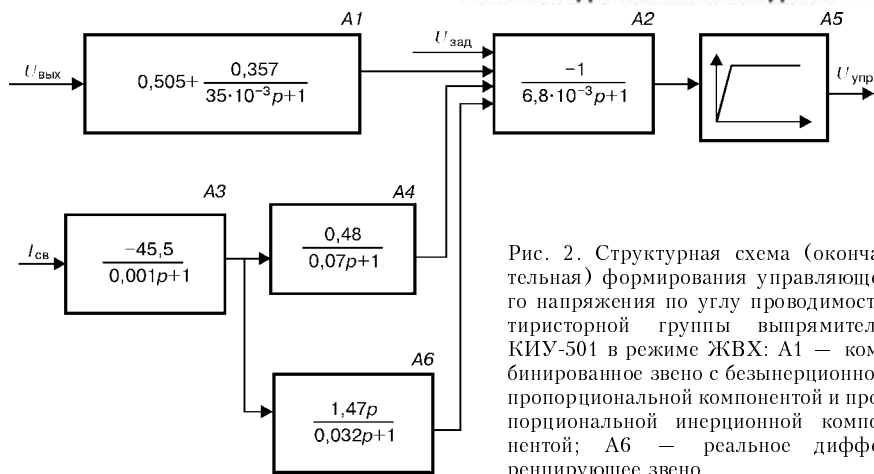


Рис. 2. Структурная схема (окончательная) формирования управляющего напряжения по углу проводимости тиристорной группы выпрямителя КИУ-501 в режиме ЖВХ: *A1* — комбинированное звено с безынерционной пропорциональной компонентой и пропорциональной инерционной компонентой; *A6* — реальное дифференцирующее звено

торый, в отличие от режима падающих внешних характеристик (ПВХ), на статику и динамику выпрямителя не влияет. После введения *D*-компоненты в закон управления источником характер горения дуги изменился коренным образом:

отсутствует характерный треск, сопровождающий разрушение капли, преобладает мягкий шорох;

визуально дуга спокойная, искрение редкое, мелкое и вялое;

процесс не критичен к отклонениям напряжения, значительно превосходящим поля допусков по ГОСТ 25616–83;

наплавленный металл на самых неблагоприятных режимах, в отличие от прежнего, характерен мелкой чешуйчатостью поверхности и ровной кромкой (отсутствие подрезов);

разбрызгивание сведено к минимуму на всем диапазоне сварочных токов.

Потери металла на самых неблагоприятных режимах сокращаются (рис. 3). При этом потери металла при сварке с использованием источника КИУ-50 с *D*-компонентой в законе управления (кривая 2) ниже, чем при сварке с источником с традиционной схемой управления (кривая 1, [2]).

Структура схемы управления источником КИУ-501 в режиме ПВХ (рис. 4) не содержит звена *A1* ООС по напряжению и отличается более глубокой ООС по току (звено *A4*). Сигнал задатчика $I_{зад}$ — аналог заданного тока.

Заметного влияния *D*-компоненты (звено *A6*) на сварочные свойства источника в режиме ПВХ не отмечено, что можно объяснить относительно слабым ее влиянием при небольших пульсациях тока. Влияние звена *A6* проявилось лишь на ста-

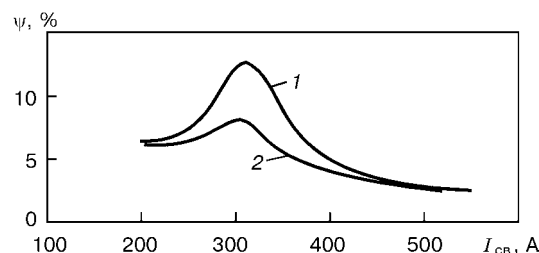


Рис. 3. Зависимость потерь металла от тока при сварке на ЖВХ (сварочная проволока Св-08Г2С $d = 1,6$ мм, защита — углекислый газ; обозначения кривых 1, 2 см. в тексте)

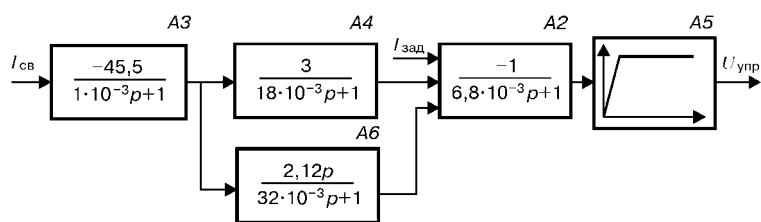


Рис. 4. Структурная схема формирования управляющего напряжения в режиме ПВХ

тических внешних характеристиках при больших токах нагрузки в сторону увеличения крутизны на падающем участке. Это можно объяснить пульсирующим характером нагрузки и наличием нелинейных цепей в схеме. В случае использования малых токов наклон не изменился. Как известно, крутая характеристика на ПВХ способствует стабильности процесса.

Следует отметить, что источники КИУ-501 и КИУ-301 полностью являются схемотехническими аналогами. Последний из перечисленных источников отличается лишь коэффициентом масштабного преобразования ($K_i = -65$) сигнала сварочного

тока в звене А3. Электронные платы управления унифицированы.

Конструкция источников позволяет применять их в комплектации с полуавтоматами (автоматами), содержащими привод, питающийся от напряжения в диапазоне 3...36 В, либо 24...27 В, либо 48 В.

Применение D -компоненты в законе управления источников питания позволяет получить оптимальные рабочие параметры, обеспечивающие хороший внешний вид сварного шва и стабильность процесса.

Источники питания с D -компонентой в законе управления выпускаются Каховским заводом ЭСО с января 2002 г.

1. Заруба И. И., Латанский В. П., Сидоренко В. М. Новый вид сварочного выпрямителя // Автомат. сварка. — 1995. — № 5. — С. 53–57.
2. Потаповский А. Г. Сварка в углекислом газе. — Л.: Машиностроение, 1984. — 81 с.
3. Воронай Н. М. Методы устранения разбрызгивания металла при сварке в CO_2 // Сварщик. — 1998. — № 2. — С. 7.
4. ГОСТ 25616-83. Источники питания для дуговой сварки. Методы испытания сварочных свойств.

Peculiarities of formation of external static and dynamic characteristics of thyristor welding rectifiers are considered and feasibility of improvement of drop transfer in CO_2 welding is shown.

Поступила в редакцию 11.09.2002

Представляем внешний вид и технические характеристики тиристорных выпрямителей КИУ-301 и КИУ-501

Технические характеристики КИУ-501

Номинальное напряжение питающей сети, В	380
Номинальный сварочный ток, А	500
Пределы регулирования сварочного тока, А	
падающая	50...500
жесткая	60...500
Номинальный режим работы ПВ, %	60
Потребляемая мощность, кВА, не более	40
Пределы регулирования рабочего напряжения, В	
падающая	22...46
жесткая	18...50
Напряжение холостого хода, В, не более	85
Диаметр электродов, мм	2...6
Масса, кг	260
Габаритные размеры, мм	790×600×860



КИУ-501

Технические характеристики КИУ-301

Номинальное напряжение питающей сети, В	380
Номинальный сварочный ток, А	315
Пределы регулирования сварочного тока, А	
падающая	50...315
жесткая	60...315
Номинальный режим работы ПВ, %	60
Потребляемая мощность, кВА, не более	24
Пределы регулирования рабочего напряжения, В	
падающая	22...32
жесткая	18...38
Напряжение холостого хода, В, не более	72
Диаметр электродов, мм	2...6
Масса, кг	190
Габаритные размеры, мм	720×530×770



КИУ-301

РАЗРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ АКТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ЭЛЕКТРОДОВ ПЛАЗМОТРОНОВ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ

А. Н. ШАПОВАЛ, канд. техн. наук (Гос. инж. центр тверд. сплавов «Светкермет», г. Светловодск, Украина)

Предложен электрод, а также способ его изготовления, предусматривающий формирование в процессе соединения корпуса электрода и активной вставки для плотного контакта между ними. Разработан композиционный материал для активной вставки электрода плазмотрона с барьерным слоем из нитрида циркония.

Ключевые слова: плазмотроны, электроды, активные элементы, сердечники, нитрид циркония, цирконий, ресурс работы

В плазменной технике в качестве активного элемента термохимических электродов применяются цирконий и гафний. От ресурса работы электродов, подвергаемых электрическим и термическим нагрузкам, зависит расширение технологических возможностей плазменной обработки [1, 2].

Промышленное внедрение разработанной нами [3, 4] технологии производства композиционных материалов для активной вставки электродов потребовало изучения влияния электрической дуги на структуру и химический состав металла рабочей зоны электродов. С этой целью совместно с В. Г. Осинцевым и В. М. Ромашовым во ВНИИТС и ГИЦТС «Светкермет» [5] нами выполнено комплексное исследование полученных по разработанной технологии электродов с активными вставками — сердечника диаметром 2 мм из циркониевого сплава 110 (Zr + 1 % Nb); оболочки диаметром 2,5 мм из циркониевой бронзы (Бр.Цр 0,1).

Установлено, что важнейшим показателем, определяющим ресурс электрода, является уровень теплопроводности и электрической проводимости через контактную поверхность между сердечником и оболочкой, который обуславливается конструкцией и технологией изготовления активной вставки.

Плотный металлургический контакт между сердечником и оболочкой обеспечивается в ходе деформации биметаллической вставки по разработанной технологической схеме.

Не менее важное значение имеет обеспечение надежного контакта между поверхностями корпуса электрода и оболочкой активной вставки.

При изготовлении электродов соединение с корпусом активной биметаллической вставки осуществляется способом штамповки. Нами предложен и реализован в промышленности способ изготовления электрода, согласно которому в процессе запрессовки активного элемента в обойму на торцевых поверхностях обоймы формируются кольцевые углубления параболического сечения.

На рис. 1 показана пресс-форма двустороннего действия, обойма которой состоит из двух частей 7 и 8, соединенных штифтами 9. В полостях 10

обоймы размещен пуансон 6, рабочие торцы 1 которого имеют параболическую форму, как и рабочая поверхность 3 штампа 4. В ходе запрессовки активной вставки 2 в корпус 5 электрода на его поверхностях формируются углубления параболического сечения, которые позволяют интенсифицировать с одной стороны охлаждение корпуса, с другой (наружной) — формирование струи плазмообразующего газа. Кроме того, более глубокое проникновение зоны пластической деформации в процессе штамповки повышает плотность контакта между корпусом и активной вставкой, что улучшает теплофизические характеристики электрода и повышает его ресурс.

Эффективным приемом, повышающим ресурс электродов, является введение в конструкцию электрода барьерных слоев между активной вставкой и корпусом.

Нами разработан электрод, в котором в качестве промежуточного слоя на сердечник нанесен слой нитрида циркония с подслоем чистого циркония, при этом промежуточный слой покрыт внешним слоем материала корпуса. Отношение толщины слоя нитрида циркония к диаметру сердечника составляет 0,002...0,010, подслой из чистого циркония имеет

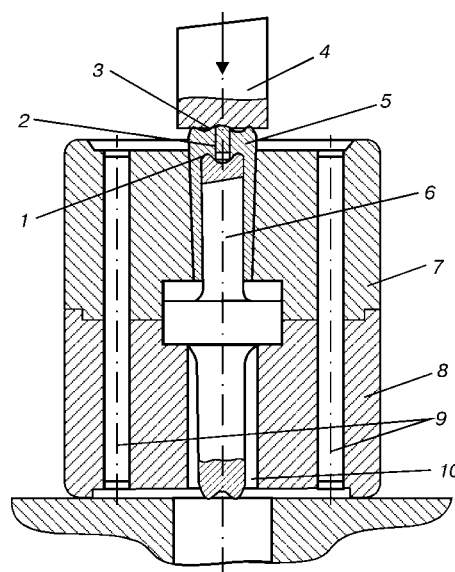


Рис. 1. Пресс-форма

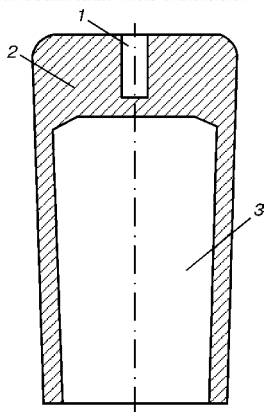


Рис. 2. Электрод плазмотрона

толщину 0,5...2,5 мкм, а сам промежуточный слой покрыт слоем из материала корпуса.

Предлагаемый электрод плазмотрона (рис. 2) содержит активный элемент 1, размещенный в корпусе 2, выполненном из материала с высокой теплопроводностью, например из меди, и содержащем полость 3 для подвода охлаждающей воды.

Активный элемент (рис. 3) содержит сердечник 1 из циркониевого сплава, например сплава Э110 (основа — цирконий; 1 мас. % ниобия), на который нанесены последовательно подслой 2 чистого циркония, слой 3 нитрида циркония и внешний слой 4 из материала корпуса электрода, в данном случае из меди. Активный элемент электрода соединен с корпусом способом запрессовки.

Использование изготовленного по разработанной технологии сердечника 1 активного элемента из сплава циркония с ниобием позволило достичь высокой технологичности при производстве исходных прутков и проволоки, а также исключения в сердечнике расслоенных трещин и несплошностей.

Наличие на поверхности сердечника из циркониевого сплава тонкого подслоя 2 чистого циркония способствует созданию при горении дуги положительного (от центра к периферии) градиента термоэмиссионных свойств активного элемента, что положительно сказывается на его стойкости.

Барьерный промежуточный слой 3 из нитрида циркония предотвращает диффузию материала корпуса электрода в активный элемент. Это обусловлено значительной тугоплавкостью нитрида циркония и его химической инертностью по отношению к близлежащим компонентам электрода.

Внешний слой 4 из меди позволяет усилить контакт активного элемента с корпусом электрода при запрессовке, поскольку на поверхность слоя

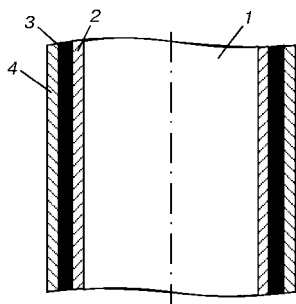


Рис. 3. Активный элемент электрода (продольное сечение)

3 из нитрида циркония он может быть нанесен предварительно с обеспечением плотного контакта (например осаждением), а с корпусом слой 4 соединяется плотно за счет химического сродства материалов корпуса и слоя, а также одинаковых физико-механических свойств.

Особенностью конструкции разработанного электрода является то, что отношение толщины барьерного слоя из нитрида циркония к диаметру сердечника должно составлять 0,002...0,010. При значениях менее 0,002 абсолютная толщина барьерного слоя на сердечниках диаметром 2,0...2,5 мм становится недостаточной для выполнения барьерных функций. Если же указанное отношение превышает 0,010, диффузия материала корпуса в активный элемент прекращается и дальнейшее увеличение толщины барьерного слоя нецелесообразно.

Подслоем 2 из чистого циркония имеет толщину 0,5...2,5 мкм. В процессе испытаний электродов установлено, что уменьшение толщины слоя ниже 0,5 мкм и увеличение свыше 2,5 мкм не оказывают существенного влияния на эксплуатационную стойкость электрода.

Толщина внешнего слоя 4 из материала корпуса электрода не регламентируется. Электрод плазмотрона получают следующим способом. Из материала с высокой теплопроводностью, например из меди, вытачивают корпус с посадочным отверстием под активный элемент, получаемый путем последовательного физического осаждения на сердечник-подложку (проволоку из циркониевого сплава) слоев чистого циркония, нитрида циркония и меди.

Осаждение нитрида циркония может производиться любым из известных способов при температурах подложки ниже температуры рекристаллизации (ниже 860 °С) материала активного элемента (в качестве материала активного элемента служит цирконий), одним из которых является ионно-плазменный способ конденсации вещества в вакууме ионной бомбардировкой (способ КИБ), позволяющий осажать как чистый цирконий, так и нитрид циркония последовательно за один цикл.

Практически осаждение подслоя циркония и слоя нитрида циркония осуществляется способом КИБ на установке ВУ-16. Сердечники из циркониевого сплава Э110 диаметром 2 мм и высотой 6 мм в один слой размещали на загрузочном устройстве, и установка вакуумировалась. При достижении вакуума 0,4 Па устанавливали ток подложки 2,0...2,5 А и напряжение 900...1100 В, зажигали плазмообразующую дугу и потоком ионов циркония осуществляли очистку поверхности сердечников с одновременным осаждением подслоя чистого циркония. При уменьшении тока подложки менее 2 А и напряжении менее 900 В цирконий не осаждается в виде сплошной пленки. При увеличении тока подложки свыше 2,5 А и напряжении свыше 1100 В температура разогрева сердечников превышала 860 °С, что недопустимо из-за рекристаллизации сплава.

После разогрева сердечников, покрытых слоем чистого циркония, до 500...600 °С в камеру подают азот и устанавливают опорное напряжение

Исследование ресурса электрода с композиционным барьерным слоем

Активный элемент			Ресурс электрода (зажиганий дуги)
Толщина подслоя, мкм	Промежуточный слой		
	Толщина, мкм	δ	
2,5	2	0,0010	52
2,5	4	0,0020	55
2,5	15	0,0075	63
2,5	20	0,0100	56
2,5	30	0,0150	53
3,5	15	0,0075	60
1,5	15	0,0075	60
0,5	15	0,0075	57
0,2	15	0,0075	55
2,5	15	0,0075	54

Примечания: 1. Сердечник активного элемента выполнен из сплава Э110 диаметром 2 мм, его подслой — из циркония, промежуточный слой — из нитрида циркония, внешний слой — из меди толщиной 10 мкм, корпус электрода — из меди М1. 2. Здесь δ обозначено отношение толщины слоя нитрида циркония к диаметру сердечника.

90...110 В при неизменном токе подложки 2,0...2,5 А. В этих условиях происходит осаждение слоя нитрида циркония. При токе подложки менее 2 А и опорном напряжении менее 90 В процесс осаждения резко замедляется и не носит устойчивого характера. С увеличением тока свыше 2,5 А и напряжения более 110 В в слое нитрида циркония появляются макрочастицы чистого циркония, что нарушает сплошность и однородность слоя нитрида циркония, а также отрицательно сказывается на его барьерных свойствах.

Исследования эксплуатационной стойкости электродов разработанной конструкции произведено в сравнении с электродами известного исполнения. Критерием эксплуатационной стойкости принят ресурс электрода — предельное количество зажиганий дуги при сохранении целостности рабочего торца электрода.

Результаты испытаний, выполненных на установке ПВР-402УХЛ4 при плазменной резке стали толщиной 6 мм (ток резки 400 А, напряжение 180 В, скорость резания 0,12 м/с, длина реза 16,2 м), приведены в таблице. В ходе испытаний установлено, что ресурс разработанных электродов значительно выше ресурса, указанного в работе [2].

Как показали металлографические и рентгеноструктурные исследования зоны эрозийного кратера, повышение ресурса электродов обусловлено в определяющей степени барьерными свойствами слоя нитрида циркония (содержание меди в кратере снизилось в 3...4 раза по сравнению с известными электродами). В то же время эта конструкция электрода плазматрона характеризуется высокой

Electrode and also method of its manufacture are offered, joining the electrode body and active insert. A composite active insert with a zirconium nitride barrier layer.

плотностью контакта между сердечником и упомянутым слоем, чем интенсифицируется теплоотвод, снижается переходное электросопротивление.

Наличие внешнего слоя из меди на активном элементе обеспечивает увеличение плотности контакта между активным элементом и корпусом электрода и, как следствие, увеличение ресурса электродов.

Повышение ресурса электродов, достигнутое путем введения эффективного барьерного слоя, позволяет в более полной мере использовать возможности созданной в ИЭС им. Е. О. Патона плазменно-дуговой аппаратуры [1].

Выводы

1. Экспериментальное исследование электрической эрозии и ресурса электродов с биметаллическим активными вставками, полученными по разработанной технологии, показало прямую связь между плотностью металлургического контакта компонентов и технологической характеристикой — ресурсом.

2. С учетом этих исследований разработаны конструкция электрода плазматрона и способ его изготовления.

3. Установлено, что наличие барьерного тугоплавкого слоя между активным сердечником и корпусом электрода плазматрона повышает ресурс электрода за счет ограничения диффузии материала корпуса в сердечник. Разработан композит для активного элемента электрода плазматрона, состоящего из тугоплавкого сердечника (циркониевый, гафнийциркониевый сплав), получаемого по разработанной технологической схеме, на поверхность которого последовательно нанесены слои чистого циркония, нитрида циркония (барьерный слой) и материала корпуса (медь или циркониевая бронза).

4. Проведенные исследования подтверждают широкие технологические возможности разработанной технологии производства композитов в плане получения высококачественных электродов для плазменно-дуговой аппаратуры.

1. Эсигян Э. М. Плазменно-дуговая аппаратура. — Киев: Техника, 1971. — 164 с.
2. Амосов В. М., Карелин Б. А., Кубышкин В. В. Электродные материалы на основе тугоплавких металлов. — М.: Металлургия, 1976. — 233 с.
3. Шаповал О. М. Одержання та властивості цирконієвих композитів — активного матеріалу електродів плазмового різання // Прогресивні технології і системи машиностроєння: Міжнарод. сб. науч. тр. — Донець: ДонГТУ, 1999. — Вып. 7. — С. 203–207.
4. Шаповал А. Н., Познанский В. И., Хохлов Ю. Г. Разработка технологии производства электродов плазменной резки металла // Прогрессивная техника и технологии машиностроения: Тез. докл. междунар. науч.-техн. конф. (Донецк, сент. 1995 г.) — Донець: ДонГТУ, 1995. — С. 263.
5. Шаповал О. М. Державний інженерний центр твердих сплавів «Світкермет» / Інструментальний світ. — 1998. — № 3. — С. 28–29.

providing formation of a tight contact during the process of material has been developed for the plasmatron electrode

Поступила в редакцию 29.03.2001,
в окончательном варианте 25.02.2002

ОСОБЕННОСТИ РАСКИСЛЕНИЯ МЕТАЛЛА СВАРОЧНОЙ ВАННЫ ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

А. И. БЕЛЫЙ, инж., А. П. ЖУДРА, канд. техн. наук, В. И. ДЗЫКОВИЧ, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Описаны эксперименты по раскислению матрицы композиционных сплавов на основе зернового релита при плазменной наплавке, переходу алюминия в наплавленный металл и его влиянию на расположение армирующих частиц ($WC-W_2C$) в износостойком слое.

Ключевые слова: плазменная наплавка, присадочный материал, матрица композиционного сплава, армирующие частицы, раскисление

При плазменной наплавке композиционных сплавов [1], работающих в условиях интенсивного абразивного изнашивания, возникает необходимость решения проблемы пористости наплавленного слоя. Сердечник порошковой ленты представляет собой зерна твердого сплава на основе плавящихся карбидов вольфрама (релита).

Это, в первую очередь, объясняется применением в качестве оболочки присадочного материала холоднокатаной ленты из стали марок 08кп, 08пс, содержащей 0,03...0,055 % кислорода. Очевидно, что его повышенное содержание создает основные предпосылки для возникновения пор в наплавленном металле. При наплавке армирующие частицы (эвтектический сплав моно- и полукарбидов вольфрама $WC-W_2C$) подвергаются неполному растворению, что приводит к насыщению сварочной ванны вольфрамом и углеродом. Тем самым создаются благоприятные условия для образования большого количества СО в расплаве, а сравнительно высокие скорости кристаллизации сплава препятствуют его выделению [2]. Это приводит к получению матрицы сплава с высокой пористостью по всему объему наплавленного металла, что значительно снижает прочность закрепления в ней армирующих зерен и эксплуатационные характеристики композиции в целом.

Обязательной технологической операцией при устранении пористости является введение в состав присадочного материала элементов-раскислителей, обладающих большим сродством к кислороду, чем железо. Основными раскислителями при газовой наплавке композиционных сплавов на основе релита [3], дуговой сварке и наплавке порошковыми проволоками [4, 5],

проволоками сплошного сечения в среде защитных газов [6] являются кремний и марганец, которые также оказывают положительное влияние на формирование наплавленного металла. Однако введение кремния в пределах 0,2...1,5 % и марганца в пределах 0,4...2,5 % в состав присадочного материала для плазменной наплавки композиционных сплавов не привело к положительным результатам, что послужило причиной поиска более эффективных раскислителей.

Известно, что алюминий (обладающий наибольшей степенью сродства к кислороду), присутствуя в сварных швах при температурах сварочной ванны, близких к началу кристаллизации, повышает их пластичность. В соединениях с азотом алюминий образует нитриды, уменьшая стабильность карбида железа и снижая диффузию углерода, что положительно влияет на формирование матрицы композиционного сплава [7]. Поэтому для устранения пористости принята комплексная система раскисления, содержащая кремний, марганец и алюминий. Их оптимальное соотношение устанавливалось опытным путем. Кремний и марганец вводились в состав сердечника присадочного материала в виде силикомарганца марки СМн-17, который получил широкое применение в качестве раскисляющей и легирующей добавки при производстве сталей различного назначения [8]. Его содержание изменялось в пределах 0,5...2,5 % через каждые 0,5 %. Алюминий вводили в состав сердечника присадочного материала в виде алюминиевого порошка марки ПА-3 или цельнотянутой алюминиевой проволоки, а его содержание изменяли в пределах 0,5...5,0 % через каждые 1,0 %. В качестве износостойкой составляющей использовали зерновой релит с размерами частиц 0,63...1,10 мм, содержание которого в материале составляло 60...65 %.

Наплавку производили на образцы из низкоуглеродистой стали на установке для плазменной наплавки с электрически нейтральной схемой подачи присадочного материала в зону

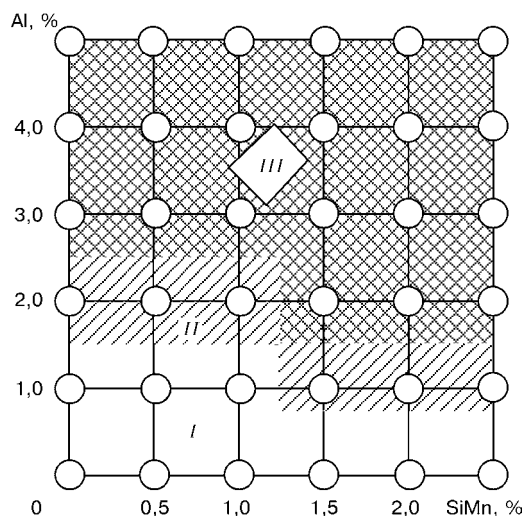


Рис. 1. Оптимальное соотношение алюминия и силикомарганца в наплавочном материале для устранения пористости композиционного сплава: I — поры; II — отдельные поры; III — пор нет

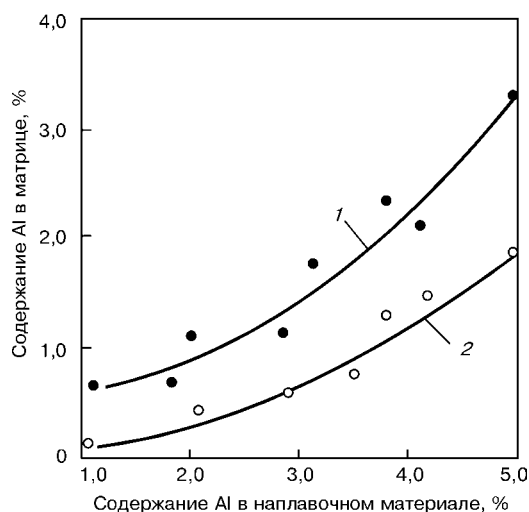


Рис. 2. Зависимость содержания алюминия в матрице сплава от его содержания в наплавочном материале: 1 — при введении алюминия в виде цельнотянутой проволоки; 2 — в виде порошка

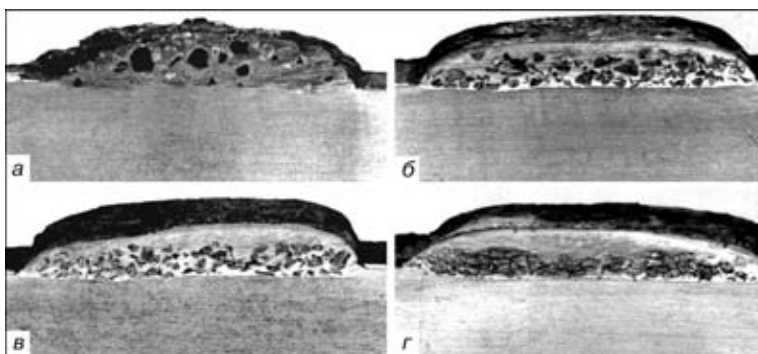


Рис. 3. Макроструктура образцов, наплавленных ленточным релитом с различным содержанием алюминия в присадочном материале: 1 — без алюминия; 2 — 1,5... 2,0; 3 — 2,5... 3,5; 4 — 4,0... 5,0 % Al

Режимы наплавки опытных образцов

Наименование параметра	Численные значения
Сварочный ток, А	210... 220
Напряжение на дуге, В	36... 38
Скорость наплавки, м/ч	6,8... 7,0
Скорость подачи присадочного материала, м/ч	25... 26
Амплитуда колебаний плазменной горелки, мм	20
Частота колебаний, мин ⁻¹	34
Расстояние от среза сопла до изделия, мм	14... 17
Расход плазмообразующего газа, л/мин	3... 4
Расход защитного газа, л/мин	6... 8

плазменной дуги. При этом направление подачи присадочного материала совпадало с направлением наплавки. Режимы наплавки приведены в таблице.

В результате проведенных экспериментов установлена область оптимальных соотношений алюминия и силикомарганца в наплавочном материале для устранения пористости композиционного сплава (рис. 1). Активное влияние силикомарганца наблюдается при его содержании в составе присадочного материала в пределах 1,4... 1,8 %. При этом содержание алюминиевого порошка должно находиться в пределах 2,5... 3,5 % (участок III). При введении силикомарганца и алюминия соответственно менее 1,4 % и 1,7 % наплавленный слой поражен порами (участок I).

Введение алюминия в виде цельнотянутой проволоки позволяет снизить его содержание в наплавочном материале на 30... 40 % за счет более высокого коэффициента перехода в матрицу композиционного сплава (рис. 2). При этом около 50 % элемента раскислителя расходуется на связывание кислорода в оксиды, выделяющиеся на поверхности валика.

Установлено, что наличие алюминия в составе присадочного материала оказывает существенное влияние на процесс на-

плавки. Перенос металла носит струйный характер, обеспечивается постоянный контакт между присадочным материалом и сварочной ванной, в значительной степени улучшается формирование износостойкого слоя. Легирование матричного расплава алюминием также оказывает влияние на расположение армирующих частиц в объеме наплавленного слоя. Введение алюминия в виде цельнотянутой проволоки в пределах 2,0... 2,2 % заметно снижает концентрацию зерен твердого сплава в верхних объемах наплавленного металла, а на поверхности износостойкого слоя они полностью отсутствуют и расположены равномерно по всему объему (рис. 3). С увеличением содержания алюминия в присадочном материале до 5,0 % верхние слои наплавленного металла практически полностью освобождаются от армирующих частиц.

Это явление, по-видимому, объясняется тем, что наличие алюминия в сварочной ванне уменьшает скорость ее кристаллизации, снижает вязкость матричного расплава и способствует более свободному погружению зерен твердого сплава.

Указанный эффект особенно важен при упрочнении наружной поверхности замков бурильных труб, работающих в обсадной колонне. Армирующие частицы не участвуют в процессе приработки наплавленного замка с обсадной трубой и не изнашивают ее, что позволяет значительно повысить служебные характеристики замков бурильных труб.

Проведенные сравнительные испытания опытной партии замков бурильных труб ЗШ-146А показали, что скорость износа наружной поверхности замков, наплавленных материалом, содержащим силикомарганец и алюминий, в 1,2... 1,5 раза ниже по сравнению с замками, упрочненными нераскисленным композиционным сплавом, а их ресурс повысился на 30... 35 %.

1. А. с. 1622097, МПК В 23 К 9/04. Способ плазменной наплавки композиционных сплавов / А. И. Белый. — Оpubл. 23.01.91; Бюл. № 3.
2. Войтович Р. Ф., Пукач Э. А. Высокотемпературное окисление карбидов металлов IV-VI группы // Высокотемпературные карбиды. — Киев: Наук. думка, 1975. — С. 151-154.
3. Жудра А. П. Исследование и разработка материалов для наплавки композиционных сплавов, стойких в условиях интенсивного абразивного изнашивания: Дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1980. — 181 с.
4. Походня И. К., Сутель А. М., Шлепаков В. Н. Сварка порошковой проволокой. — Киев: Наук. думка, 1972. — С. 222.
5. Юзвенко Ю. А., Кирилук Г. А. Наплавка порошковой проволокой. — М.: Машиностроение, 1973.
6. Потатьевский А. Г. Сварка в защитных газах плавящимся электродом. — М.: Машиностроение, 1974. — 188 с.
7. Багрянский К. В., Добротина З. А., Хренов К. К. Теория сварочных процессов. — Киев: Вища шк., 1976. — 424 с.
8. Гасик Л. Н., Игнатъев В. С., Гасик М. И. Структура и качество промышленных ферросплавов и лигатур. — Киев: Техніка, 1975. — 151 с.

Experiments of deoxidation of matrix of composite alloys on a granular relite base in plasma surfacing, transition of aluminium into the deposited metal and its effect on arrangement of reinforcing particles (WC-W₂C) in a wear-resistant layer are described.

Поступила в редакцию 11.02.2002

НАПЛАВКА АЗОТИСТЫМИ СПЛАВАМИ

В. Н. КАЛЬЯНОВ, д-р техн. наук (УИПА, Харьков, Украина)

Рассмотрены примеры эффективного легирования азотом наплавленного металла. Экспериментально показано, что усвоение азота наплавленным металлом при дуговой сварке (наплавке) на токе при прямой полярности выше, чем при обратной.

Ключевые слова: наплавка, азот, легирование, ресурсосберегающие материалы

Азотсодержащие стали как с равновесным, так и сверхравновесным содержанием азота при соответствующем легировании имеют высокие показатели прочности, износостойкости, коррозионной стойкости [1–3].

Результаты исследований свойств сплавов 50X25H4AG9M4B, 10X32H8AM2, 140X15H2AT и др. [3–5] подтвердили целесообразность дополнительного легирования износостойкого слоя азотом (0,2...0,4 %).

При ванношлаковой наплавке с использованием флюса АНФ-6 содержание серы в наплавленном слое сплава 50X25H4AG9M4B уменьшилось от 0,018 до 0,008 %, содержание остальных элементов осталось аналогичным стержневому электроду. Структура наплавленного металла была мелкозернистой, с равномерно распределенными дисперсными карбидами и нитридами. Временное сопротивление повысилось приблизительно на 10 %, более чем в 2 раза увеличилась ударная вязкость. Благоприятная для увеличения износостойкости направленность кристаллитов, высокие показатели жаропрочности способствуют повышению долговечности деталей, наплавленных и отлитых способом ЭШЛ.

Временное сопротивление, длительная прочность, твердость и ударная вязкость наплавленного металла 45X14H4B2M существенно ниже аналогичных показателей сплава 50X25H4AG9M4B, содержащего 0,39...0,42 мас. % N.

Дуговая наплавка проволоками сплошного сечения и порошковыми осуществлялась под флюсом либо в азоте. Применение азота в качестве защитно-легирующей среды обеспечивает снижение доли участия μ основного металла до значений, при которых металл первого слоя близок по составу наплавочным проволокам. При увеличении тока от 200 до 350 А при обратной и прямой полярности значения μ изменяются соответственно в пределах 0,30...0,51 и 0,14...0,19 (при $U_d = 24...25$ В; $v_n = 30$ м/ч, диаметре проволоки $d_n = 1,6$ мм; $l_n = 25...26$ мм).

Легирование металла азотом на стадиях образования капли $[N]_k$ после прохождения через дугу $[N]_d$ и в однослойном валике $[N]_n$ зависит от параметров режима, полярности тока, состава проволоки (и основного металла для $[N]_n$). При наплавке на

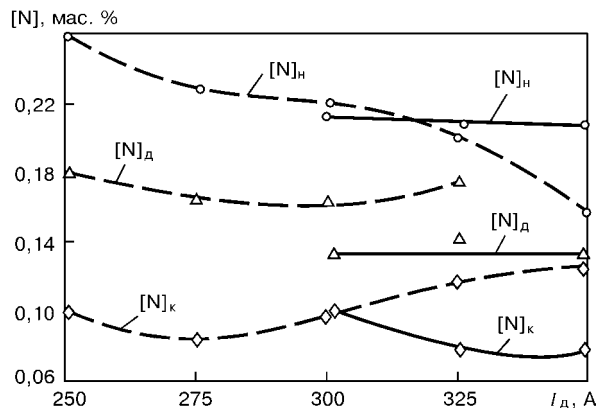


Рис. 1. Зависимость насыщения азотом капель и металла однослойного валика от полярности тока при наплавке ($U_d = 28$ В, $v_n = 30$ м/ч, расход азота около 20 л/мин); проволока Св-04Х18Н9 диаметром 2 мм: штриховая кривая — при прямой полярности; сплошная — при обратной полярности

токе при обратной полярности содержания $[N]_k$, и особенно $[N]_d$, ниже по сравнению с использованием тока при прямой полярности (рис. 1 и 2).

Качественно зависимость $[N]_n$ от параметров режима примерно одинакова при наплавке аустенитными проволоками как сплошными, так и порошковыми. Плотный аустенитный наплавленный металл получен при содержании $[N] = 0,20...0,27$ мас. % (рис. 3). С увеличением массовой доли $[N]_n$ повышается его твердость и прочность (особенно при замене хромоникелевой и хромоникельванадиевой проволоки хромоникельмарган-

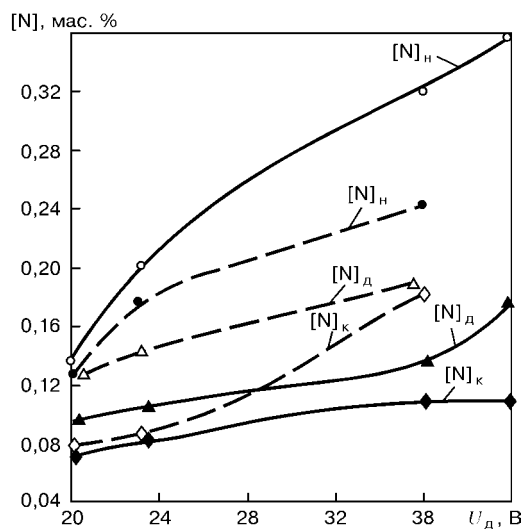


Рис. 2. Влияние напряжения на дуге на легирование азотом капель и наплавленного металла при $I_d \approx 250$ А (остальные параметры режима и условия наплавки см. рис. 1)

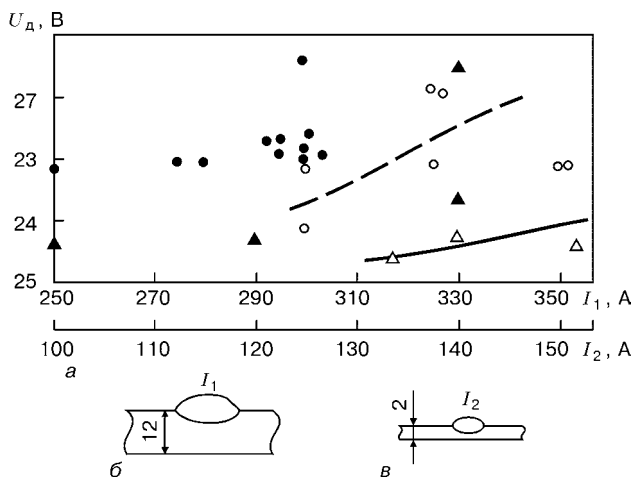


Рис. 3. Область технологически приемлемых значений напряжения на дуге и тока (а) при наплавке аустенитными сталями на постоянной токе при обратной полярности (б, в) и расходе защитного газа азота $Q_N \approx 20$ л/мин, полученных на рентгеноаппарате при следующем режиме просвечивания: $U = 110$ кВ; $I = 10$ мА; $t = 20$ с: а — наплавка стали 10X17AG14 ($[N] = 0,39$ %) на токе большого значения I_1 сварочной проволокой $d_n = 2$ мм, $v_n = 20...30$ м/ч; б — наплавка стали 20X13H4T9 сварочной проволокой на токе малого значения I_2 сварочной проволокой $d_n = 1$ мм, $v_n = 40...50$ м/ч: ●, ▲ — поры; ○, △ — поры отсутствуют

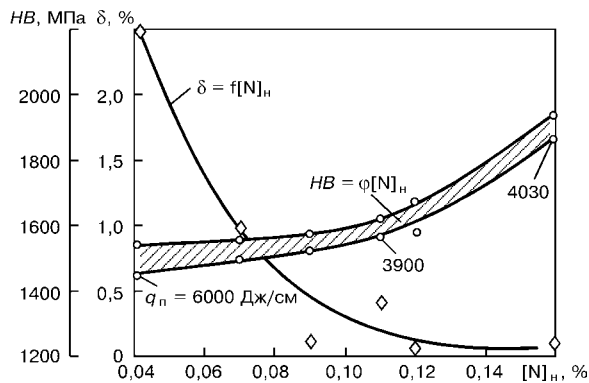


Рис. 4. Влияние массовой доли азота в наплавленном металле на твердость металла валика HB и содержания δ -фазы в нем (содержание элементов в наплавленном металле, мас. %: $[C]_n = 0,080 \dots 0,009$; $[Cr]_n = 17,00 \dots 17,9$; $[Ni]_n = 10,13 \dots 10,21$; $[Ti]_n = 0,49 \dots 0,56$; $[Mn]_n = 1,04 \dots 1,14$; $[Si]_n = 0,90 \dots 0,98$): q_n — погонная энергия наплавки

цевой Св-08Х20Н9Г7Т), при этом уменьшается массовая доля высокотемпературного феррита (рис. 4). В мартенситно-бейнитных сплавах легирование азотом влияет на механические свойства, снижает остаточные напряжения [6] вследствие понижения температурного интервала мартенситного превращения.

Улучшение формирования наплавленных валиков на токе при прямой полярности (особенно при широкоугольной наплавке) может достигаться с помощью многоэлектродной наплавки, а также сочетанием циклического переключения дуги прямого действия на дугу косвенного действия.

Введение в шихту порошковых проволок активных нитридообразующих составляющих, применение обесточенных

присадочных проволок увеличивает массовую долю азота, а также массовую долю нитридов как упрочняющей фазы, повышает коэффициенты усвоения легирующих элементов [7] и в целом объем использования высокоазотистых сталей различных структурных классов (в том числе, мартенситно-старееющих) [1, 2] в качестве экономнолегированных наплавочных сплавов.

1. Патон Б. Е., Медовар Б. И., Саенко В. Я. Современные процессы производства высокоазотистых сталей и сплавов и перспективы применения дугошлакового переплава под давлением для их получения // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1992. — № 2. — С. 5–13.
2. Саенко В. Я., Помарин Й. М., Чернец А. В. 5-я Международная конференция по высокоазотистым сталям HNS-98 // Там же. — 1998. — № 3. — С. 76–82.
3. Гришберг Н. А., Мамаев А. В. Наплавочные материалы с карбидным и карбонитридным упрочнением наплавленного металла // Наплавка износостойких и жаростойких сталей и сплавов. Наплавочные материалы. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1983. — С. 3–7.
4. Кальянов В. Н., Песчанский И. П. Механические свойства аустенитных клапанных сталей электрошлакового переплава // Двигателестроение. — 1980. — № 8. — С. 43–44.
5. Красавчиков В. А., Соловьева Л. И. Влияние никеля и азота на структуру, технологичность и механические свойства высокохромистого наплавленного металла // Металловедение и термич. обраб. металлов. — 1984. — № 10. — С. 21–23.
6. Зубков Н. С. Исследование и разработка технологии наплавки в среде азота сталей на Fe-Cr-основе: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Свердловск, 1972. — 21 с.
7. Багров В. А., Кальянов В. Н. Дуговая наплавка сплавами системы Fe-Cr-Mn-Ti-Si с применением дополнительной присадки // Автомат. сварка. — 1999. — № 5. — С. 62–63.

Examples of effective alloying of high-alloyed deposited metal are considered. It is shown experimentally that nitrogen assimilation by deposited metal in arc welding (surfacing) at straight polarity is higher than that at reverse polarity.

Поступила в редакцию 25.03.2002,
в окончательном варианте 17.06.2002

МНОГОЦЕЛЕВОЙ СВАРОЧНЫЙ МИНИ-АГРЕГАТ



Рис. 1. Внешний вид многоцелевого малогабаритного сварочно-технологического комплекса

В основе созданного технологического комплекса (рис. 1) — синхронные агрегат-генераторы серии «SPARKY» с приводом, выполненным на базе ДВС фирмы «BRIGG&STRATTON». Данный класс генераторов является бесщеточным, что обеспечивает их высокую эксплуатационную надежность. Структурная схема многоцелевого сварочного технологического комплекса представлена на рис. 2.

Функционально комплекс способен обеспечить выполнение следующих технологических процедур:

- контактная точечная сварка черных и цветных металлов толщиной до 2,5 мм;
- дуговая сварка штучными электродами с использованием резонансных и инверторных сварочных аппаратов;
- плазменная сварка, пайка и резка на основе аппарата АП-572;
- питание электроинструмента, используемого в полевых условиях.

В качестве примера приведены технические характеристики комплекса на основе резонансного источника, пред-



Рис. 2. Структурная схема многоцелевого малогабаритного сварочно-технологического комплекса

назначенного для дуговой сварки штучными электродами диаметром 2×2,5×3 мм.

Мощность генератора переменного тока, кВт	2,2
Общий вес мини-агрегата, кг	40
Максимальный первичный ток, А	10
Пределы регулирования сварочного тока, А	30...80
Способ регулирования сварочного тока, ступенчатый	
Количество ступеней	3
Продолжительность нагрузки при сварке электродами диаметром, %	
2,0 мм	60
2,5 мм	40
3,0 мм	20

Уровень ЭМС соответствует нормам EN 50350.

За дополнительной информацией обращаться по телефонам: (044) 261 51 02 Коротынский А. Е.

ДИССЕРТАЦИЯ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ



Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины

Н. П. Тригуб (ИЭС им. Е. О. Патона) защитил 10 июля 2002 г. докторскую диссертацию на тему «Новые электронно-лучевые технологии и оборудование для получения высококачественных слитков легированных сталей и сплавов».

В работе исследованы процессы испарения легирующих элементов и примесей, а также теплофизические условия формирования слитков при порционной кристаллизации с установлением зависимости влияния объема порции расплава, периодичности подачи порции, мощности нагрева и скорости плавления на кристаллическое строение слитка.

Диссертантом показано, что требуемая степень рафинирования металла обеспечивается при максимальных показателях производительности электронно-лучевых устано-

вок, выходе годного металла 95...96 % и удельных затратах электроэнергии 2,0...2,2 кВт·ч/кг. Установлено, что поддержка постоянства выбранных параметров нагрева жидкого металла в кристаллизаторе путем программного управления процессом обеспечивает плоский фронт кристаллизации в течение всего периода формирования слитка и предупреждаются дефекты ликвационного и усадочного характера. Легированные стали и жаропрочные сплавы, полученные способом электронно-лучевого переплава с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ), характеризуются минимальным содержанием газов, примесей цветных металлов и неметаллических включений. ЭЛПЕ повышает плотность металла, его технологическую пластичность и резко снижает чувствительность к концентраторам напряжений.

В результате проведенных исследований и обобщения опыта эксплуатации лабораторных установок созданы промышленные электронно-лучевые установки с аксиальными и плосколучевыми пушками и широкими технологическими возможностями.

ПАТЕНТЫ В ОБЛАСТИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА*

Способ дуговой сварки плавящимся электродом в среде защитных газов, отличающийся тем, что частоту чередования импульсов подачи различных газов или их смесей выбирают равной или близкой собственной частоте колебаний расплавленного объема сварочной ванны. Патент Украины 43424. Б. Е. Патон, В. К. Лебедев, П. П. Шейко и др. (Институт электросварки им. Е. О. Патона) [11].

Способ контактной точечной сварки, отличающийся тем, что снижение усилия сжатия осуществляют через промежутки времени, составляющий не менее 0,1...50,0 % от общей длительности импульса сварочного тока и до величины, составляющей к моменту окончания импульса тока 10...50 % от первоначального усилия сжатия. Патент РФ 2183152. Р. А. Мусин, В. И. Колосов, П. А. Гореликов (Пермский гостехуниверситет) [16].

Способ электронно-лучевой сварки, отличающийся тем, что модуляцию тока пучка осуществляют с частотой, значительно превышающей частоту модуляции тока фокусирующей линзы, выделяют переменную составляющую вторичного тока с частотой, равной частоте модуляции тока пучка, последовательно производят амплитудное детектирование этой составляющей, затем синхронное детектирование полученного сигнала на частоте, равной частоте модуляции тока фокусирующей линзы, а фокусировку пучка устанавливают по величине и знаку напряжения, полученного после синхронного детектирования сигнала. Патент РФ 2183153. В. М. Язовских, В. Я. Бельский, Л. Н. Кротов, Д. Н. Трушников (То же) [16].

Способ создания сварочного давления в сварочной машине с роликовыми электродами, отличающийся тем, что при превышении заданного регулируемого отклонения роликового электрода создание условия сжатия обеспечивают за счет комбинированного усилия пружинных элементов пружинного устройства. Патент РФ 2183538. Кисси, А. Такаматус, Д. Венк (Эльпатроник АГ, Швейцария) [17].

Устройство управления сварочной машиной, отличающееся тем, что оно снабжено вычислительным блоком и счетчиком, при этом выход счетчика соединен с соответствующим входом вычислительного блока, а вход счетчика соединен с выходом датчика перемещения скобы. Другие входы счетчика соединены с соответствующими выходами первого задатчика начала групп операций, а соответствующие входы вычислительного блока также соединены с выходами первого задатчика начала групп операций. Выход второго задатчика сортамента и уставок соединен с одним из входов вычислительного блока, а выходы вычислительного блока соединены с соответствующими входами блока управления, принимающими сигналы перехода на пониженную скорость и останова привода скобы при прямом и реверсивном цикле работы скобы. Патент РФ 2183539. А. Б. Рысс, А. Ф. Новицкий, А. Л. Гольдельман, Г. М. Крюков (ОАО «Всероссийский НИПКИ металлургического оборудования») [17].

Установка для диффузионной сварки в вакууме с поворотной планшайбой, отличающаяся тем, что под камерой установлен ручной рычаг поворота планшайбы, кинематически связанный с валом планшайбы, нагреватель жестко закреплен на боковой стенке вакуумной камеры на высоте, превышающей возможную высоту устанавливаемых на планшайбе свариваемых заготовок, при этом над нагревателем на одной оси с ним установлен упор, а силовой шток размещен под планшайбой, в которой для прохождения через нее силового штока и размещения заготовок выполнены отверстия, оси которых при повороте планшайбы на заданный угол поочередно совмещаются с осью силового штока. Патент РФ 2183540. В. Г. Аден, А. Н. Семенов, В. Н. Тюрин, Г. Н. Шевелев (ГУП «НИКИ энерготехники») [17].

Однопостовая установка для диффузионной сварки в вакууме коротких труб внахлестку, отличающаяся тем, что опора в камере выполнена в виде роликового раскатника, закрепленного на конце приводного вала, установленного в верхней части камеры над нагревателем соосно силовому штоку, привод которого размещен под камерой и имеет рабочий ход штока до верхнего торца нагревателя, а на конце силового штока закреплена сменная подставка для установки и крепления свариваемой заготовки, при этом между роликовым раскатником и нагревателем установлен смещаемый в сторону тепловой экран. Патент РФ 2183541. В. Г. Аден, А. Н. Семенов, В. Н. Тюрин, Г. Н. Шевелев (То же) [17].

Устройство для воздушно-плазменной резки, отличающееся тем, что смеситель его снабжен эжектором, при этом площади сечений проходных каналов эжектора, смесительной камеры и впускного отверстия для воздуха относятся как 1:3:5. Патент РФ 2184016. К. В. Васильев (ФГУП «ВНИИавтогенмаш») [18].

Способ диффузионной сварки металлов и неметаллов с упругими металлическими материалами, отличающийся тем, что сварку производят при температуре, соответствующей температуре закалки упругого материала, охлаждение осуществляют со скоростью, соответствующей скорости охлаждения при закалке упругого материала, а при достижении температуры 250...300 °С приводят дополнительную изотермическую выдержку в течение 2...3 ч. Патент РФ 2184017. А. В. Люшинский, С. В. Лобко, А. И. Еремин, О. В. Барсукова (ОАО «Раменское приборостроительное КБ») [18].

Способ диффузионной сварки, при котором между свариваемыми поверхностями соединяемых деталей располагают промежуточную прокладку в виде ленты, полученной путем прокатки, отличающийся тем, что промежуточную прокладку изготавливают в виде пористой ленты толщиной 50...75 мкм и пористостью 50...60 %. Патент РФ 2184018. А. В. Люшинский, Г. И. Джанджава, А. А. Ефанов (То же) [18].

Способ диффузионной сварки, при котором между свариваемыми поверхностями соединяемых деталей располагают промежуточную прокладку, отличающийся тем, что используют прокладку, содержащую дополнительно органическую соль металла ультрадисперсного порошка при следующем соотношении компонентов, мас. %: ультрадисперсный высокоактивный порошок металла — 65, органическая соль металла порошка — 35. Патент РФ 2184019. А. В. Люшинский, Г. И. Джанджава, А. А. Ефанов (То же) [18].

Установка для диффузионной сварки внахлестку трубчатых переходников, отличающаяся тем, что опора в ней выполнена в виде сменного кольца с внутренним диаметром, равным наружному диаметру свариваемого переходника, и закреплена над нагревателем соосно с ним, а над кольцом соосно с ним установлен роликовый раскатник с расположением сменных раскатных роликов внутри кольца, при этом под камерой соосно с опорой установлен подъемник с выходом его штока в камеру на высоту до верхнего торца нагревателя, причем на торце штока установлена сменная подставка для установки и закрепления свариваемого переходника. Патент РФ 2184020. А. Н. Семенов, В. Н. Тюрин, Г. Н. Шевелев (ГУП «НИКИ энерготехники») [18].

Способ изготовления паяно-сварной конструкции сферы, отличающийся тем, что наружную стенку сферы получают соединением сваркой корпуса из мартенситно-старееющей стали с тройником из дисперсионно-твердеющего сплава на никелевой основе, проводят нагрев под пайку с изотермической выдержкой, обеспечивающей выравнивание температур стенок, спаянную конструкцию подвергают охлаждению в атмосфере защитного газа до (150±10) °С с последующим охлаждением на воздухе, затем проводят ее закалку в атмосфере защитного газа, а после охлаждения до комнатной температуры конструкцию обрабатывают холодом (–70±5) °С и подвергают отпус-

* Приведены сведения о патентах, опубликованных в бюллетене Украины «Промислова власність», № 11 за 2001 г. и РФ «Изобретения, полезные модели», № 16–18, 2002 г. (в квадратных скобках указан номер бюллетеня).

ку при $(250 \pm 10)^\circ\text{C}$ с последующим охлаждением на воздухе. Патент РФ 2184021. Е. И. Баранов, В. Н. Семенов, Ю. А. Пестов и др. (ОАО «НПО энергомашиностроения им. акад. В. П. Глушко») [18].

Способ изготовления паяно-сварной конструкции узла энергетической установки, отличающийся тем, что нагрев под пайку проводят с изотермической выдержкой, а пайку осуществляют в атмосфере инертного газа при температуре $1150...1250^\circ\text{C}$, затем охлаждают конструкцию потоком инертного газа и подвергают закалке с температуры $950...1050^\circ\text{C}$, после чего во второй несущий элемент запрессовывают серебряное кольцо и осуществляют соединение их пайкой в атмосфере инертного газа с последующим охлаждением на воздухе, а затем конструкцию обрабатывают холодом при $(-70 \pm 10)^\circ\text{C}$, подвергают

отпуску при $220...290^\circ\text{C}$ и охлаждению на воздухе. Патент РФ 2184022. Е. И. Баранов, В. Н. Семенов, Р. В. Черникова и др. (То же) [18].

Способ изготовления шаровой мельницы, включающий соединение ее деталей, отличающийся тем, что производят подготовку кромок свариваемых деталей, строят торцовую стенку шаровой мельницы, осуществляют подъем и перемещение торцовой стенки до ее соосного размещения относительно оси барабана шаровой мельницы, удерживают торцовую стенку натяжением строп до гарантированного примыкания ее к торцу барабана. Приведены и другие отличительные свойства. Патент РФ 2184023. В. М. Шенасев, В. И. Агафонов, Н. М. Конарев, С. М. Безбородов (ОАО «Тяжмаш») [18].

ПО ЗАРУБЕЖНЫМ ЖУРНАЛАМ*



BULLETIN

(Англия). — 2002. — March/April (англ. яз.)

Apps B., Crossland B., Fenn R., Evans C. Опасные последствия дефектных швов — план их предупреждения, с. 3–7.
Tavakoli M. Клеи и герметики в медицине, зубной технике и фармакологии — обзор материалов и областей применения, с. 13–17.

CORDIS focus

(Люксембург). — 2001. — № 31 (англ. яз.)

Улучшение качества лезвий ленточных пил благодаря использованию нового покрытия карбида вольфрама, напыляемого методом газопламенного скоростного напыления (HVOF), с. 43.

*RTD Results Supplement:
Technology Opportunities Today.* — 2001. — № 32 (англ. яз.)

Защитные покрытия для подводных оптических приборов, с. 22.

Разработка механически легированных порошков и машины лазерной обработки для изготовления надежных производственных металлических инструментов — HATLAS, с. 34.

2002. — № 195
(англ. яз.)

ЕКА проводит семинар ASTRA 2002 на тему «Новейшие космические технологии для робототехники и автоматизации», с. 25.

2002. — № 196
(англ. яз.)

Комиссия продлевает программу финансирования научных исследований и разработок, с. 4.

*JOURNAL OF THE JAPAN
WELDING SOCIETY (Япония).*
— 2002. — Vol. 71, № 2 (яп. яз.)

Зависимость между формой проплавления нержавеющей стали и содержанием легирующих элементов, с. 3.

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И ЭКОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОБЛЕМЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ СВАРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

* Раздел подготовлен сотрудниками научной библиотеки ИЭС им. Е. О. Патона. Более полно библиография представлена в Сигнальной информации (СИ) «Сварка и родственные технологии», издаваемой в ИЭС и распространяемой по заявкам (заказ по тел. (044) 227-07-77, НТБ ИЭС).

Hosoi K. Сварка и окружающая среда, с. 4–8.

Miyasaka A. Стальные листы с покрытием, не содержащим свинца, с. 9–11.

Miyasaka A. Стальные листы с покрытием, не содержащим Cr(VI), с. 12–15.

Kurokawa T., Koshiishi F., Shimizu H. a. o. Сплошная проволока без медного покрытия для сварки МАГ, с. 16–20.

Sugiyama S., Taimatsu H. Применение спекания плазмой разряда для новых материалов, с. 21–24.

Tanaka M. Применение активаторов для убыстрения механизма формирования проплавления при сварке ТИГ, с. 25–29.

Okazaki T., Okaniwa T. Современное состояние применения активаторов для сварки ТИГ, с. 30–33.

Kataoka H. Составление англоязычной документации, необходимой для ученых и технологов-сварщиков (технической и учебно-методической), с. 34–45.

7-й Международный сварочный симпозиум по новым материалам и технологиям их сварки и соединения (7WS), с. 46–60.

*JOURNAL OF THE JAPAN
WELDING SOCIETY (Япония).* — 2002. — Vol. 71, № 1 (яп. яз.)

МАТЕРИАЛЫ VIII МЕЖДУНАРОДНОГО СВАРОЧНОГО СИМПОЗИУМА

Susel S. Роль используемых сварочных технологий в производстве сварных конструкций, с. 5–8.

Dolby R. E. Управление инновационными процессами в области технологий соединения материалов, с. 9–12.

НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЕ ИНСТИТУТЫ СВАРКИ И СОЕДИНЕНИЯ

Исследовательский институт сварки и соединения при Осакамском университете (Япония), с. 12–16.

Британский институт сварки (TWI), с. 17–19.

Сварочный институт (ISF) при Аахенском университете (Германия), с. 20–23.

Эдисоновский сварочный институт (США), с. 24–26.

Словацкий институт сварки (VUZ), с. 27–29.

Институт сварки (IS) (Франция), с. 30–32.

РЕПОРТАЖИ

Hirata Y. Визит в Дельфтский технологический институт, с. 33–35.

Tanaka M. Репортаж о короткой остановке в CSIRO (Австралия), с. 36–38.

Katayama S. Сообщение об ICALEO 2001, с. 39–50.

Заседания МИСа 2001 г., с. 51–59.

Okita T. Современное состояние различных способов твердофазного соединения алюминия. Ч. 1, с. 403–415.

Tong H., Ueyama T. Повышение производительности и качества сварки тонколистовых алюминиевых сплавов при использовании систем для импульсной сварки МИГ на переменном токе. Ч. 3. Разработка оптимальных систем управления режимом импульсной сварки МИГ на переменном токе, с. 416–421.

Материалы международной конференции по соединению алюминия INALCO 2001. Ч. 1, с. 422–432.

Вопросы и ответы. Соединение легких металлов, с. 435–436.

2001. — Vol. 39,
№ 10 (яп. яз.)

Okita T. Современное состояние различных способов твердофазного соединения алюминия. Ч. 2, с. 449–463.

Endo I. Технологии соединения самопробивающими клепами, с. 464–471.

Kawakatsu I., Abe M. Изучение реактивной пайки. Новый способ высокотемпературной пайки без использования листового припоя, с. 472–479.

Материалы международной конференции по соединению алюминия INALCO 2001. Ч. 2, с. 480–485.

Вопросы и ответы. Соединение легких металлов, с. 486–488.



(Великобритания). —
2001. — Vol. 17, № 8
(англ. яз.)

Yimaz O. Влияние сварочных параметров на образование диффузионного соединения нержавеющей стали типа 304 с биметаллом меди, с. 989–994.

Wu X. L., Hong Y. S. Краткое сообщение. Новейшее стекло — металлическое покрытие большой толщины Fe₇₀Zr₁₀Ni₆Al₄Si₆B₄, полученное лазерной плакировкой, с. 1025–1028.

(Великобритания). — 2001. —
Vol. 17, № 10 (англ. яз.)

Pillai S. R., Shankar P., Rao R. V. a. o. Диффузионный отжиг и лазерное легирование поверхности алюминия для повышения стойкости к окислению углеродистых сталей, с. 1249–1252.

Laha K., Latha S., Bhanu K. a. o. Сравнение характеристик ползучести разнородного сварного соединения 2,25Cr–1Mo/9Cr–1Mo с основным металлом и металлом шва, с. 1265–1271.

Zhang Y. M., Pan C., Male A. T. Сварка аустенитной нержавеющей стали процессом двусторонней дуговой сварки, с. 1280–1284.

Shen Y., Gale W. F., Fergus J. W., Wen X. Смачиваемость предварительно окисленных титан-алюминиевых подложек алюминием, медью и серебром, с. 1293–1298.

(Великобритания). — 2001. —
Vol. 17, № 11 (англ. яз.)

Straffelini G., Molinari A., Bonollo F., Tiziani A. Влияние старения на ударные характеристики разных изделий из нержавеющей стали, с. 1391–1397.

Xia Q.-F., Wang J.N., Yang J., Wang Y. Испарение алюминия и изменение микроструктуры сплава TiAl в процессе термообработки, с. 1417–1422.

Li C.-J., Yan L.-S. Влияние обработки покрытия на механические свойства углеродных волокон и композитов, укрепленных карбидом кремния, с. 1487–1489.

(Великобритания). — 2001. —
Vol. 17, № 12 (англ. яз.)

Jin H., Saimoto S., Ball M., Threadgill P. L. Определение микроструктуры и текстуры соединений из тонколистового

алюминия 5754 и 5182, выполненных сваркой трением с перемешиванием, с. 1605–1614.



(США). — 2002. — Vol.
6, № 2 (англ. яз.)

Vaughan S. Новые сварочные горелки и технология их изготовления как способ преодоления нехватки сварщиков, с. 23–26.

Hoven C. V. Основные правила защиты глаз и лица сварщиков, с. 28–29.

Gallagher H., Writer C. Установка газовых баллонов, позволяющая повысить безопасность и снизить стоимость, с. 30–31.

Brennan J., Gould C. Применение плазменно-дуговой резки, с. 32–33.

Kuchuk-Yatsenko S., Kazymov B. Стыковая сварка оплавлением трубопроводов, с. 34–35.

Anderson T. Предварительный нагрев и термообработка после сварки, с. 38–39.



(Германия). — 2002. —
№ 2 (нем. яз.)

Европейский исследовательский проект «WELD-OZONE» по эмиссии озона при сварке, с. 36.

Schnimmack H., Simler H., Henning A. Точная резка твердых листов, с. 38, 40–41.

Aichele G. Значение расстояния контактного сопла при сварке в защитном газе, с. 42–45.

Bauer C. O. Ответственность за продукцию в сварочной технике, с. 46–49.

Tatter U. Изменения в новой редакции инструкции по технике безопасности, с. 52, 54–57.

Schmerse J.-P. Меры безопасности при сварке, с. 58–62.

Lutz W. Сварка МАГ кантователей для производства грунтовок, с. 63–65.



(Австрия). — 2001. —
№ 11 (нем. яз.)

Магнитно-импульсная сварка, с. 166–168.

Лазерная гибридная сварка, с. 168–169.

Расширяющиеся заглушки для труб и трубопроводов, с. 177.

2002. — № 2
(нем. яз.)

Vanschen W. Резка лазерным лучом. Ч. 2, с. 18–22.

Pichler C., Szekely R. Высокопроизводительные сварочные процессы для монтажа, с. 23–25.

Kemppi — финский производитель сварочных машин, с. 28.



(Германия), 2001. — № 12
(нем., англ. яз.)

УЗ-сварка упаковки, с. 774.

Herold H., Martinek I., Adam T., Grecuk V. УЗ-сварка медной проволоки с изоляцией, с. 778, 780, 782–783.

Winkelmann R. Испытание плазменно-порошковой наплавки на абразивный износ, с. 784, 786–789.

Adamiec P., Dziubinski J. Усталостная прочность наплавленных и напыленных деталей при механических усталостных нагрузках, с. 790–795.

15-я Международная выставка «Schweissen und Schneiden», с. 796–834.

Конференция по сварке, 11–13.09.2001 г. в Эссене «Результаты исследований — в практику», с. 836, 838–849.

Отчет о конференции по сварке в Дуйсбурге, с. 850, 852–853.

Сварные мосты для железных дорог и городского рельсового транспорта, с. 853, 856.

Годичное собрание DVS, с. V109.