



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. Липодиев (зам. гл. ред.),  
Л. М. Лобанов, А. А. Мазур,  
В. И. Махненко, Л. И. Миходуй,  
Л. П. Мойсов, В. Ф. Мошкін,  
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. Арапа (Япония), Н. П. Алешин (Россия),  
И. Гринвик (Словакия),  
У. Дилтей (Германия),  
Е. А. Дорошевич (Беларусь),  
П. Зайдфарт (Германия),  
А. С. Зубченко (Россия),  
К. Иноуэ (Япония), К. Мацубути (США),  
Н. И. Никифоров (Россия),  
Б. Е. Патон (Украина),  
Я. Пилярчик (Польша)

**Адрес редакции:**

03680, Украина, г. Киев-150,  
ул. Баженко, 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/rwj

**Редакторы:**

Е. Н. Казарова, В. И. Котляр,  
Т. В. Юшина, Л. В. Герасименко

**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 утвержденных  
ВАК Украины изданий для публикации  
трудов соискателей ученых степеней

Перепечатка материалов из журнала  
«Автоматическая сварка» возможна при  
обязательном письменном согласовании  
с редакцией журнала

При перепечатке материалов ссылка на  
журнал «Автоматическая сварка» обязательна

За содержание рекламных материалов  
редакция журнала ответственности не несет

## СОДЕРЖАНИЕ

### НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

- Кучук-Яценко С. И., Зяхор И. В., Гордань Г. Н.** Влияние  
технологических параметров и динамики торможения при сварке  
трением на структуру и свойства соединений меди с алюминием ..... 3  
**Ефименко Н. Г.** Модифицирование, рафинирование и  
легирование иттрием применительно к сварке сталей ..... 9  
**Пинчук Н. И., Рязанцев Н. К., Ровенский И. Л.** Сварные  
соединения austenитной стали 25Cr-20Ni-2Si в форсированных  
турбопоршневых двигателях ..... 15  
**Скрипка Н. Н.** Структура и свойства сплава на основе никеля,  
наплавленного лазерно-порошковым методом ..... 21

- Тарасов Н. М., Горлов А. К., Лашко С. Н.** Численное  
моделирование процесса формирования капли расплавленного  
металла на торце плавящегося электрода численным методом ..... 24

### ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- Шелягин В. Д., Хаскин В. Ю.** Тенденции развития лазерно-  
дуговой сварки (Обзор) ..... 28  
**Сидорук В. С., Галинич В. И.** Классификация флюсов для  
дуговой сварки по металлургическим и технологическим  
свойствам ..... 33

- Васильков В. И., Кислицкий А. А., Онучин Н. В., Пчелкин Р.  
Д., Рожков В. В., Ушаков А. В., Струков А. В., Ремпе Н. Г.,  
Осипов И. В.** Опыт применения пушек с плазменным катодом для  
электронно-лучевой сварки тепловыделяющих элементов атомных  
станций ..... 38

- Лебедев В. А., Пичак В. Г.** Механизированное оборудование для  
сварки, наплавки и резки в полевых условиях ..... 41

### КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Цыбулькин Г. А.** О влиянии флуктуаций электрического поля в  
столбе дуги на устойчивость процесса дуговой сварки ..... 44

- Боков В. М., Маркашова Л. И.** Электроэррозионная стойкость  
графитовых электродов-инструментов при размерной обработке  
металлов электрической дугой ..... 45

- Патенты в области сварочного производства ..... 48

- По зарубежным журналам ..... 50

- Новые книги ..... 53

- Сварка под водой. Предложение редакции ..... 54

### ХРОНИКА

- Международная выставка «Сварка Украина 2002» ..... 56  
В. К. Лебедев — 80 лет ..... 60

### РЕКЛАМА

#### Главные спонсоры журнала:

Каховский завод электросварочного оборудования



ОАО «Фирма СЭЛМА»

Ново-Краматорский машиностроительный завод



ПИИ Бинцель Украина ГмбХ

# Avtomicheskaya SVARKA

№ 6 (591)  
June 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.Sternenbogen,  
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 (Belarus),  
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,  
L.V.Gerasimenko, T.V.Yushtina

*Electron gallery:*  
I.S.Batasheva, I.R.Naumova,  
I.V.Petushkov, T.Yu.Snegireva

## CONTENTS

### SCIENTIFIC AND TECHNICAL

|   |    |
|---|----|
| <b>Kuchuk-Yatsenko S. I., Zyakhor I. V., Gordan G. N.</b> Effect of technological parameters and dynamics of braking in friction welding on the structure and properties of copper-aluminium joints ..... | 3  |
| <b>Efimenco N. G.</b> Modifying, refining and alloying with yttrium in welding of steels .....  | 9  |
| <b>Pinchuk N. I., Ryazantsev N. K., Rovensky I. L.</b> Welded joints of 25Cr-20Ni-2Si austenitic steel in augmented turbopiston engines .....   | 15 |
| <b>Skripka N. N.</b> Structure and properties of nickel-based alloy deposited by a laser-powdered method .....  | 21 |
| <b>Tarasov N. M., Gorlov A. K., Lashko S. N.</b> Numerical modelling of process of molten metal drop formation at the consumable electrode end .....  | 24 |

### INDUSTRIAL

|   |    |
|---|----|
| <b>Shelyagin V. D., Khaskin V. Yu.</b> Tendencies in laser-arc welding development (Review) .....   | 28 |
| <b>Sidoruk V. S., Galinich V. I.</b> Classification of fluxes for arc welding by metallurgical and technological properties .....   | 33 |
| <b>Vasilkov V. I., Kisilitsky A. A., Onuchin N. V., Pchyolkin R. D., Rozhkov V. V., Ushakov A. V., Strukov A. V., Rempe N. G., Osipov I. V.</b> Experience in application of guns with a plasma cathode for electron beam welding of heat-generating elements of the nuclear stations ..... | 38 |
| <b>Lebedev V. A., Pichak V. G.</b> Mechanized equipment for welding, surfacing and cutting in the field conditions .....  | 41 |

### BRIEF INFORMATION

|   |    |
|---|----|
| <b>Tsybulkin G. A.</b> About the effect of electric field fluctuations in arc column on the arc welding process stability .....                       | 44 |
| <b>Bokov V. M., Markashova L. I.</b> Electro-erosion resistance of graphite electrodes-tools in dimensional treatment of metals by electric arc ..... | 45 |
| Patents in the field of welding .....   | 48 |
| Review of foreign journals .....  | 50 |
| New books .....   | 53 |
| Underwater welding. Proposals of Editorial Board .....  | 54 |

### NEWS

|  |    |
|--|----|
| International Exhibition «Welding, Ukraine-2002» ..... | 56 |
| V.K.Lebedev is 80 .....                                | 60 |

### ADVERTISING .....

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



УДК 621.791.14.01:[621.791:669.3,621.791:669.71]

# ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ И ДИНАМИКИ ТОРМОЖЕНИЯ ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ МЕДИ С АЛЮМИНИЕМ

Академик НАН Украины С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО, И. В. ЗЯХОР, инж., Г. Н. ГОРДАНЬ, канд. техн. наук  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Разработана технология сварки трением с регулируемым торможением, обеспечивающая получение соединений без интерметаллического слоя с высокими показателями прочности и пластичности. Использование новой технологии позволяет расширить технологические возможности стандартного оборудования для сварки трением.

*Ключевые слова:* сварка трением, технология, разнородные соединения, параметры процесса, конвекционная сварка трением, инерционное завершение процесса, давление нагрева и проковки, частота вращения, осадка, время нагрева, проковки, торможения, интерметаллическая прослойка, качество соединения, оборудование

Основная трудность оптимизации режима сварки трением связана с большим количеством изменяемых параметров. Так, параметрами, задаваемыми при конвекционной сварке трением, являются скорость вращения, давление нагрева, время (или припуск) нагрева, давление проковки. Для выбора оптимального сочетания технологических параметров необходимо проведение значительного количества экспериментов, каждый из которых включает выполнение механических испытаний, металлографических, дюраметрических и других исследований.

Задача оптимизации режима сварки разнородных металлов, особенно вступающих при совместном нагреве в химическое взаимодействие, усложняется также необходимостью учета ряда других факторов, влияющих на получение доброкачественных соединений. К ним относятся: химический состав и состояние поставки и предшествующей термической обработки материалов [1, 2]; качество подготовки свариваемых поверхностей [2–6]; динамические характеристики привода вращения сварочного оборудования, определяющие время прекращения относительного вращения на заключительной стадии процесса [2, 4, 7]. Например, по данным [2], качественные соединения при сварке трением меди с алюминием получены при времени торможения не менее 0,07 с, а в [4] проковку осуществляли с задержкой выключения привода вращения.

Анализ данных по сварке трением меди с алюминием [1–5] обнаруживает значительные различия в конкретных значениях рекомендуемых параметров режима, приводимых различными исследователями. Кроме того, имеющиеся в литературе данные относятся к конвекционной сварке трением, при которой осуществляется быстрое принудитель-

ное прекращение вращения при приложении проковочного усилия. Влияние динамики торможения на условия образования соединений изучено недостаточно, хотя известно, что во многих случаях инерционное завершение процесса сварки трением позволяет оптимизировать термодеформационные условия образования соединений разнородных материалов [6–11].

Задачей настоящей работы является определение влияния технологических параметров — времени нагрева, давлений нагрева и проковки, времени торможения и их сочетания на качество соединений меди с алюминием и на этой основе оптимизация режима сварки трением медно-алюминиевых переходников.

Исследовали свариваемые материалы: медь М1 (99,9 % Cu) и технический алюминий (99,5 % Al), диаметр заготовок 25 мм. Медные заготовки отжигали (650 °C, 0,5 ч), свариваемые поверхности перед сваркой протачивали на токарном станке и обезжиривали ацетоном. Эксперименты проводили на модернизированной установке для сварки трением СТ-120, позволяющей изменять динамику торможения и программировать время торможения вращения на заключительной стадии сварки. Программирование цикла сварки осуществлялось по времени нагрева  $t_n$ , момент приложения давления проковки совпадал с началом торможения. На осциллографе Н145 регистрировали следующие параметры сварки: частоту вращения  $n$ , давление нагрева и проковки  $P_n$ ,  $P_{np}$ , осадку (укорочение) заготовок при сварке  $L$ , время нагрева, проковки и торможения  $t_n$ ,  $t_{np}$ ,  $t_r$ . Для существенного уменьшения количества опытов исследования проводили с использованием методов математического планирования экспериментов [12–14]. В качестве математической модели выбран полином второго порядка оптимизируемого параметра, характеризующего качество соединения:  $Y = b_0 + b_1 X_1 + \dots + b_n X_n + b_{(n-1)} X_{(n-1)} X_n$ , где  $Y$  — ответственная функция;  $b_0, \dots, b_n$  — коэффициенты регрессии;  $X_1 + \dots + X_n$  — исследуемые факторы (параметры режима сварки).

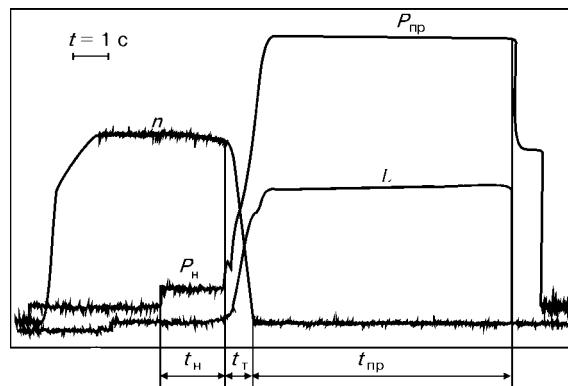


Рис. 1. Типовая осциллограмма процесса сварки трением:  $P_h$  — давление соответственно нагрева и проковки;  $n$  — частота вращения;  $L$  — осадка заготовок;  $t_h$ ,  $t_r$ ,  $t_{np}$  — время соответственно нагрева, торможения и проковки

В качестве параметров оптимизации выбраны давление нагрева  $P_h(X_1)$ , время нагрева  $t_h(X_2)$ , давление проковки  $P_{np}(X_3)$  и время торможения  $t_r(X_4)$ . Определение исследуемого диапазона изменяемых параметров, т. е. выбор базового (нулевого) уровня и интервала изменения факторов, проводилось таким образом, чтобы преимущественно охватить область рекомендуемых параметров режима сварки [1–5]. Значения кодированных переменных  $-1$ ,  $0$ ,  $+1$ , определяющих соответственно нижний, базовый и верхний уровни исследуемых факторов, представлены в табл. 1. Частота вращения  $n$ , выбранная на основании предварительных исследований и с учетом выводов работ [2, 7], составляла  $n = 1460$  об/мин, что соответствовало линейной скорости на периферии образцов  $v_n = 1,9$  м/с. Время проковки составляло во всех опытах  $t_{np} = 6$  с. Типовая осциллограмма процесса сварки представлена на рис. 1.

Поскольку стандартные испытания на разрыв и статический загиб не обеспечивают удовлетворительного контроля качества разнородных соединений, то в качестве ответственной функции  $Y$  принят угол загиба  $\alpha$  при испытаниях на ударный изгиб натурного сварного соединения (после удаления грата). Этот метод широко используется многими исследователями для оценки качества сварки трением [2, 15, 16], хотя и не позволяет в полной мере произвести количественную оценку показателей механических свойств, поскольку основная часть деформации происходит в основном металле менее прочной заготовки [15]. С целью ужесточения условий испытаний и локализации деформации в зоне соединения зажим испытуемых заготовок производился в зоне алюминиевой части

Таблица 1. Уровни и интервалы варьирования исследуемых факторов

| Параметр оптимизации             | Фактор | Уровень |     |     | Интервал варьирования $J$ |
|----------------------------------|--------|---------|-----|-----|---------------------------|
|                                  |        | -1      | 0   | +1  |                           |
| Давление нагрева $P_h$ , МПа     | $X_1$  | 20      | 40  | 60  | 20                        |
| Время нагрева $t_h$ , с          | $X_2$  | 0,4     | 1,7 | 3,0 | 1,3                       |
| Давление проковки $P_{np}$ , МПа | $X_3$  | 100     | 150 | 200 | 50                        |
| Время торможения $t_r$ , с       | $X_4$  | 0,1     | 0,4 | 0,7 | 0,3                       |

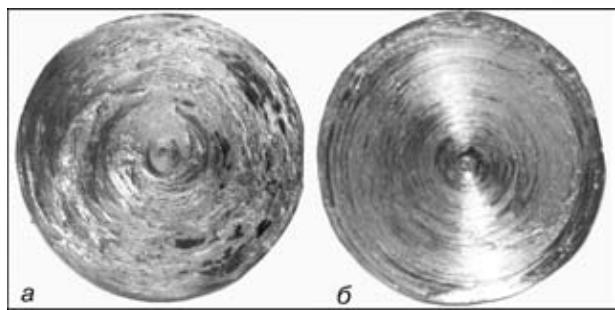


Рис. 2. Поверхности изломов сварных соединений, полученных при различных значениях времени нагрева  $t_h$  и торможения  $t_r$ , с:  $a - t_h = 0,4$ ,  $t_r = 0,1$ ;  $b - t_h = 3,0$ ,  $t_r = 0,1$

на расстоянии от линии соединения, равном диаметру заготовок. Для определения взаимосвязи механических свойств со структурой соединений проводили металлографические (оптический микроскоп «Neophot-32»), электронно-микроскопические (растровый электронный микроскоп JSM-T 200), микрорентгеноспектральные (микроанализатор SX-50 фирмы «Самеса» с диаметром зонда около 1 мкм) и рентгеноструктурные (установка «Дрон-УМ-1») исследования. Для визуального расширения зоны соединения изготавливали косые микрошлифы [7], которые изучали в нетравленном состоянии.

Матрица плана и результаты экспериментов представлены в табл. 2. Дисперсию критерия всего эксперимента в каждой точке плана определяли на основе двух параллельных опытов. Проверку однородности дисперсий производили с помощью критерия Кохрена. Значения коэффициентов регрессии полученной модели (адекватной при 5%-м уровне значимости), определенные по методу наименьших квадратов, следующие:  $b_0 = 31,69$ ;  $b_1 = 3,31$ ;  $b_2 = -19,43$ ;  $b_3 = 8,56$ ;  $b_4 = 18,81$ ;  $b_{12} = -7,44$ ;  $b_{13} = 3,18$ ;  $b_{14} = -7,06$ ;  $b_{23} = -3,19$ ;  $b_{24} = -14,44$ ;  $b_{34} = -4,3$ .

Таблица 2. Матрица плана и результаты экспериментов

| №стыка | $X_1$ | $X_2$ | $X_3$ | $X_4$ | Угол загиба $\alpha$ , град |
|--------|-------|-------|-------|-------|-----------------------------|
| 1      | —     | —     | —     | —     | 0                           |
| 2      | —     | —     | —     | +     | 90                          |
| 3      | —     | —     | +     | —     | 4                           |
| 4      | —     | —     | +     | +     | 90                          |
| 5      | —     | +     | —     | —     | 0                           |
| 6      | —     | +     | —     | +     | 2                           |
| 7      | —     | +     | +     | —     | 6                           |
| 8      | —     | +     | +     | +     | 35                          |
| 9      | +     | —     | —     | —     | 0                           |
| 10     | +     | —     | —     | +     | 90                          |
| 11     | +     | —     | +     | —     | 90                          |
| 12     | +     | —     | +     | +     | 90                          |
| 13     | +     | +     | —     | —     | 0                           |
| 14     | +     | +     | —     | +     | 3                           |
| 15     | +     | +     | +     | —     | 3                           |
| 16     | +     | +     | +     | +     | 4                           |

Таким образом, уравнение регрессии с учетом взаимодействия факторов, включающих  $X_4$  — время торможения ( $X_1X_4$ ,  $X_2X_4$ ,  $X_3X_4$ ), имеет вид

$$Y = 31,68 + 3,31X_1 - 19,43X_2 + 8,56X_3 + 18,81X_4 - 7,06X_1X_4 - 14,44X_2X_4 - 4,3X_3X_4.$$

Согласно [12]  $X_i = (x_i - x_0)/J$ , где  $X_i$  — кодированное значение фактора;  $x_i$ ,  $x_0$  — натуральные значения фактора и основного уровня;  $J$  — интервал варьирования. После подстановки  $X_i$  в уравнение регрессии модели, адекватно описывающей величину угла загиба  $\alpha$  при испытании на ударный загиб соединений меди с алюминием, полученных сваркой трением в указанном диапазоне изменения технологических параметров, имеем

$$\begin{aligned} \alpha = & 31,68 + 3,31(P_{\text{н}} - 40)/20 - 19,43(t_{\text{н}} - 1,7)/1,3 + \\ & + 8,56(P_{\text{пр}} - 150)/50 + 18,81(t_{\text{T}} - 0,4)/0,3 - \\ & - 7,06(P_{\text{н}} - 40)(t_{\text{T}} - 0,4)/6 - 14,44(t_{\text{н}} - 1,7)(t_{\text{T}} - \\ & - 0,4)/0,39 - 4,3(P_{\text{пр}} - 150)(t_{\text{T}} - 0,4)/15. \end{aligned}$$

Положительные значения коэффициентов регрессии получены для давлений нагрева и проковки, а также времени торможения, отрицательные — для времени нагрева. Значения коэффициентов по

мере убывания их численных величин: время нагрева (-19,43), время торможения (18,81), давление проковки (8,56), давление нагрева (3,31). Поскольку увеличению ответственной функции  $Y$  соответствует уменьшение факторов, имеющих отрицательный коэффициент регрессии, и возрастание факторов с положительным коэффициентом, полученные результаты позволяют сделать следующие выводы.

При оптимизации параметров стадии нагрева следует стремиться к повышению давления и снижению времени. Большое влияние на качество соединений оказывает время нагрева, которое определяет термический цикл сварки, а следовательно, зарождение и рост интерметаллидной фазы. Положительная роль давления нагрева  $P_{\text{н}}$  на качество соединений, очевидно, сказывается в следующем: при повышении  $P_{\text{н}}$  обеспечивается более быстрый рост температуры и ее выравнивание по сечению заготовок; в некоторой степени уменьшается максимальная температура контакта [7]; сокращается длительность притирки — начальной фазы нагрева, не сопровождающейся заметным вытеснением нагретого металла изстыка. Это свидетельствует о том, что повышение давления  $P_{\text{н}}$  в исследуемом диапазоне оказывает положительное влияние на термодеформационные процессы встыке на стадии нагрева.

Параметры стадии проковки — давление  $P_{\text{пр}}$  (коэффициент 8,56) и время торможения  $t_{\text{T}}$  (18,81) — оказывают существенное влияние на процесс формирования соединений. Важная роль давления проковки отмечается большинством исследователей [1–4], поскольку увеличение  $P_{\text{пр}}$  способствует уменьшению толщины хрупкого слоя, содержащего интерметаллидные соединения.

Анализ влияния времени торможения  $t_{\text{T}}$  на качество сварных соединений показывает, что при нижнем уровне его значения они разрушаются хрупко по поверхности контакта при значениях угла загиба, близких нулю, даже при условии максимальных значений давлений нагрева и проковки. Характер изломов и микроструктура соединений, полученных при различных значениях времени нагрева  $t_{\text{н}}$ , существенно отличаются. При нижнем уровне значений  $t_{\text{T}}$  и  $t_{\text{н}}$  в изломах обнаруживаются отдельные участки схватывания (см.

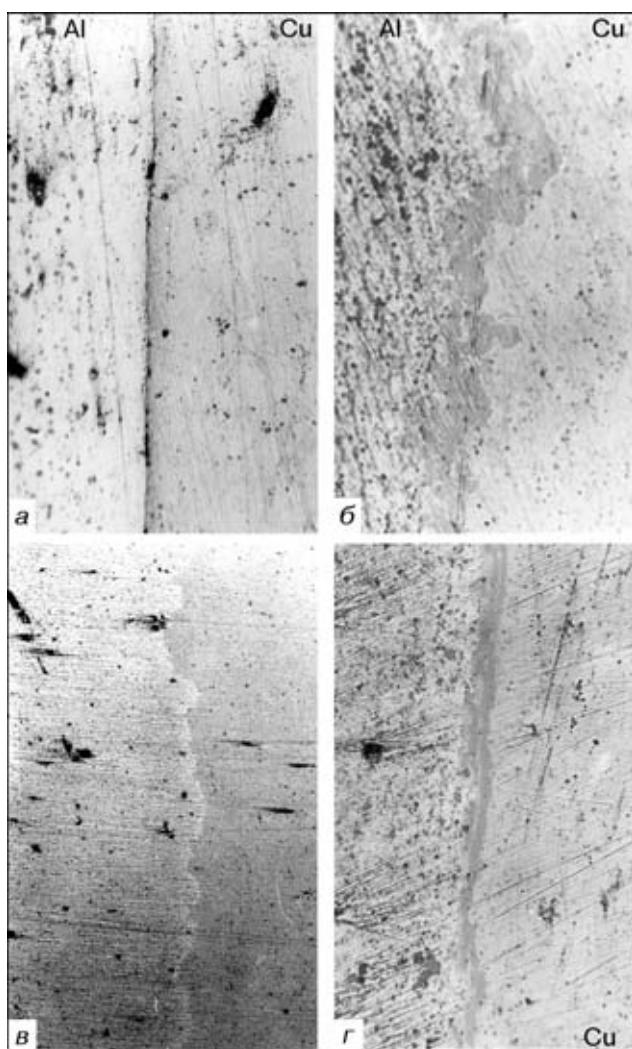


Рис. 3. Микроструктура зоны соединения меди с алюминием: *a* —  $\times 200$ ; *b*, *c* —  $\times 400$ ; *d* —  $\times 625$

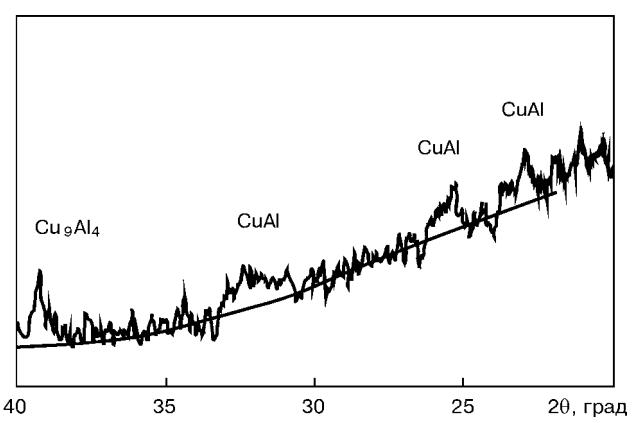


Рис. 4. Результаты рентгеноструктурного анализа излома со стороны медной заготовки

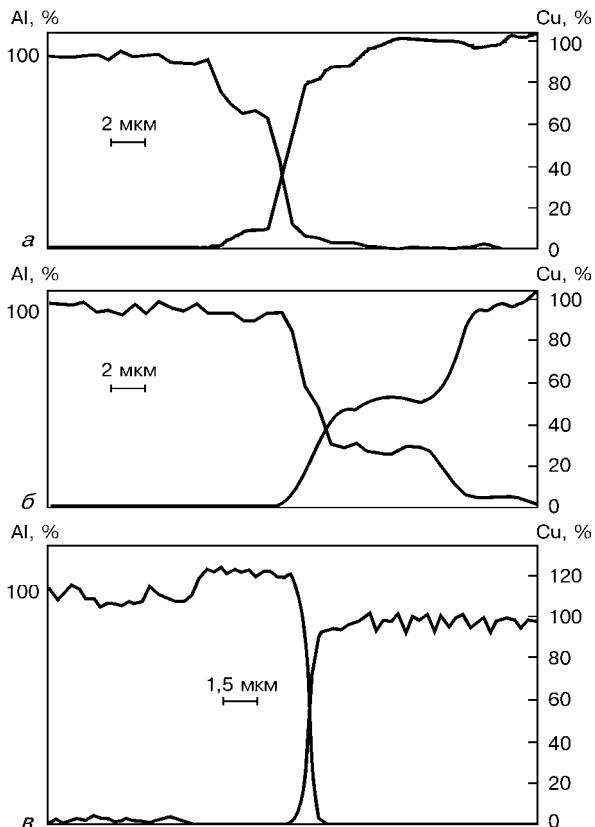


Рис. 5. Распределение меди и алюминия поперек зоны соединения при различных значениях времени нагрева  $t_u$  и торможения  $t_r$ , с:  $a, \delta - t_u = 3.0, t_r = 0.1$  в центре сечения ( $\delta$ ) и на периферии ( $a$ );  $c - t_u = 0.4, t_r = 0.7$  на периферии сечения

рис. 2,  $a$ ), поверхность излома со стороны медной заготовки имеет характерный для меди оттенок. При металлографических исследованиях выявляются отдельные участки соединения в периферийной части сечения и отсутствие соединения в центральной (рис. 3,  $a$ ), что является следствием недостаточного разогрева зоны контакта.

При верхнем уровне  $t_u$  и нижнем  $t_r$  характер изломов изменяется — практически вся поверхность медной заготовки покрыта тонким слоем металла бледно-серого цвета (см. рис. 2,  $b$ ). По данным рентгеноструктурного анализа (рис. 4), на поверхности излома со стороны медной заготовки обнаруживается фаза, соответствующая соединению CuAl.

Металлографическими исследованиями установлено, что форма границы раздела сварного соединения изменяется в зависимости от давления и времени нагрева от практически прямолинейной до сложной по рельефу с участками волнообразования (рис. 3,  $b$ ). В зоне соединения обнаруживается прослойка, толщина которой увеличивается при переходе от центра к периферии сечения заготовок. Максимальная толщина прослойки уменьшается при увеличении давления нагрева.

При идентификации фаз зоны соединения методом микрорентгеноспектрального (рис. 5,  $a, b$ ) анализа выявлены интерметаллидные соединения, близкие по составу к фазам CuAl<sub>2</sub>, CuAl и Cu<sub>9</sub>Al<sub>4</sub>. Массовая доля меди в различных участках переходной зоны изменяется от 40 до 90 %, что связано с образованием фаз различного состава. Поскольку



Рис. 6. Соединения ( $P_u = 40 \dots 60$  МПа,  $P_{ap} = 200$  МПа,  $t_u = 0.4$  с,  $t_r = 0.7$  с) после механических испытаний на ударный загиб

при сварке давлением зона соединения формируется при наличии высокого градиента концентраций поперек поверхности контакта и в условиях интенсивного перемешивания мельчайших частиц без изменения концентрации химических элементов, фазовый состав образующихся интерметаллидных фаз может не в полной мере соответствовать диаграмме состояния Cu-Al, полученной для равновесного состояния [17].

Таким образом, переходный слой имеет слоистое строение, причем со стороны алюминия преобладает фаза CuAl<sub>2</sub>, а со стороны меди — фазы CuAl и Cu<sub>9</sub>Al<sub>4</sub>. Известно, что свойства сварных соединений разнородных металлов с ограниченной взаимной растворимостью определяются свойствами образующихся в зоне контакта диффузионных зон [18]. Рентгеноструктурные исследования изломов стыков свидетельствуют о том, что разрушение соединений при механических испытаниях преимущественно происходит по границе фаз CuAl<sub>2</sub> и CuAl.

Более высокие механические свойства имеют соединения, полученные при верхнем уровне времени торможения  $t_r$ . Однако загиб до 90° без разрушения (рис. 6) выдержали соединения, полученные при минимальном значении  $t_u$ . Интерметаллидная фаза в прослойках в стыках № 2, 4, 10, 12 по данным металлографических (см. рис. 3,  $c$ ) и микрорентгеноспектральных (рис. 5,  $c$ ) исследований не обнаруживается. В контактной зоне отмечается диффузия меди в алюминий на глубину 3...5 мкм, о чем свидетельствует изменение концентрации меди при подходе (со стороны алюминия) к границе контакта. Минимальные значения из указанного интервала соответствуют центральной части сечения, максимальные — периферийной. Характерным для структуры переходной зоны является образование метастабильных твердых растворов меди в алюминии переменного состава. Формирование интерметаллидной фазы удается зафиксировать его начальными этапами до образования сплошного слоя.

При верхнем уровне  $t_r$  и  $t_u$  все соединения разрушились хрупко. Металлографические исследования (см. рис. 3,  $c$ ) и анализ изломов разру-

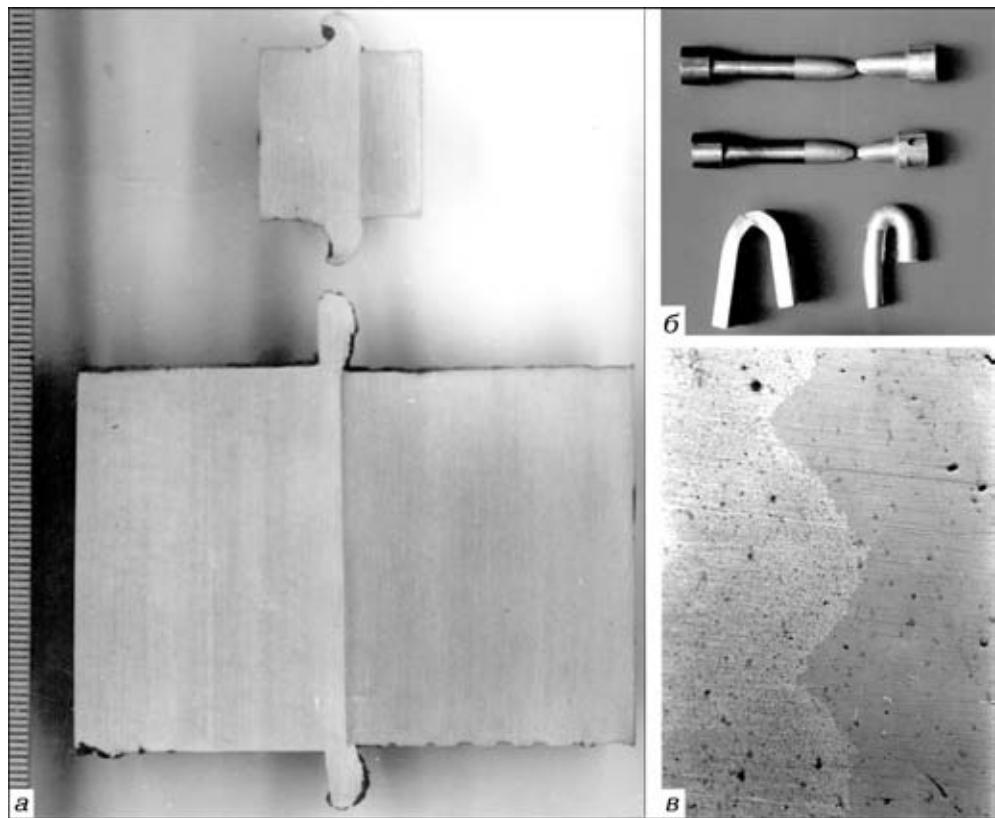


Рис. 7. Соединения меди с алюминием, полученные сваркой трением с регулируемой динамикой торможения: *а* — макрошлифы зоны соединения; *б* — образцы после механических испытаний; *в* — микроструктура зоны соединений,  $\times 2000$

шенных образцов свидетельствует о наличии прослойки с интерметаллидами толщиной 3,5...5,0 мкм (что существенно меньше по сравнению с соединениями, полученными при быстром торможении вращения). Значительное уменьшение толщины интерметаллидного слоя отмечается при увеличении давления проковки. Однако уменьшить толщину этого слоя до значений, при которых обеспечиваются высокие показатели пластичности соединений, не удается даже при верхних значениях  $P_{\text{пр}}$  и  $t_t$  в исследуемом диапазоне их изменения. Следовательно, при оптимизации режима сварки следует стремиться к уменьшению времени нагрева и увеличению остальных программируемых технологических параметров.

На основе полученных данных определен оптимальный режим сварки:  $P_h = 60$  МПа,  $t_h = 0,4$  с,  $P_{\text{пр}} = 200$  МПа,  $t_t = 0,7$  с,  $t_{\text{пр}} = 6$  с,  $v = 1,9$  м/с. На этом режиме была сварена партия стыков. При испытаниях образцов на статический и ударный загиб все соединения имели угол загиба  $90^\circ$  без разрушения, при обратном загибе происходит разрушение образцов по алюминию.

Анализ взаимодействий факторов  $X_1X_4$ ,  $X_2X_4$ ,  $X_3X_4$  позволяет сделать вывод, что за счет увеличения времени торможения можно снизить время нагрева, давления нагрева и проковки в исследуемом диапазоне без ухудшения показателей качества сварных соединений. Наибольшее практическое значение имеет взаимодействие  $X_3X_4$ , поскольку снижение давления проковки позволяет существенно расширить диапазон сечений, свариваемых на одной установке.

Для изучения возможности снижения давления проковки и влияния масштабного фактора на условия получения качественных соединений выполнена сварка опытных партий заготовок диаметром 15, 20, 30, 40, 55 мм на модернизированных установках МСТ-2001 и СТ-120 с максимальным осевым усилием 20 и 12 т соответственно. Интервал варьирования времени торможения составлял 0,5...1,5 с. Сварные медно-алюминиевые переходники испытывали на разрыв, статический и ударный загиб. Результаты механических испытаний показали, что разрушения по зоне сварки не зафиксированы при снижении давления проковки до 70...90 МПа для различных диаметров заготовок. При этом во всем исследуемом диапазоне диаметров оказались справедливыми выводы, сделанные при анализе полученного уравнения регрессии. Поскольку с увеличением диаметра заготовок резко увеличивается момент трения в стыке (особенно на начальной стадии процесса), то задание значения давления нагрева при сварке заготовок больших диаметров следует производить с учетом надежности механизмов зажатия и жесткости силового пояса сварочного оборудования.

Макрошлифы соединений образцов диаметром 25 и 55 мм представлены на рис. 7, *а*. Незначительная ширина зоны термомеханического влияния свидетельствует о локализации деформации в зоне контакта. Механические испытания образцов, вырезанных из различных частей сечения (рис. 7, *б*), показали высокие прочностные и пластические свойства соединений. Микроструктуру стыков изучали на косых нетравленых шлифах



[7], вырезанных под углом 11,5°. Толщина зоны соединения при этом визуально увеличивалась в 5 раз. Металлографический анализ соединений при максимальном увеличении микроскопа «Neophot-32» не выявил наличие переходного слоя, содержащего интерметаллидную фазу (рис. 7, в).

Таким образом, приложение проковочного усилия при плавно уменьшающейся частоте вращения, т. е. совместное воздействие осевой и тангенциальной составляющих деформации на пластифицированный металл на стадии проковки, обеспечивает формирование качественных соединений при меньшем давлении. Однако указанный эффект может быть достигнут только при условии задания значения времени нагрева, при котором термический цикл сварки не превышает температурно-временных условий формирования интерметаллидной прослойки. В этом случае термодеформационные условия формирования соединений аналогичны таковым при инерционной сварке трением.

На основе полученных результатов разработана технология сварки с регулируемым торможением, отличающаяся минимальной длительностью стадии нагрева и программируемым уменьшением частоты вращения на стадии проковки. Для реализации разработанной технологии на серийном оборудовании для сварки трением проведена его модернизация, направленная на создание возможности программирования динамики торможения вращения на заключительной стадии процесса сварки. Модернизованные сварочные установки имеют большие технологические возможности по сравнению со стандартным оборудованием для сварки трением. Например, на серийной машине МСТ-2001 удается получать качественные соединения меди с алюминием для заготовок диаметром до 35 мм (давление проковки не менее 200 МПа). После соответствующей модернизации на этой установке обеспечивается получение качественных медно-алюминиевых переходников в диапазоне диаметров 16...55 мм.

## Выводы

1. Время торможения вращения на заключительной стадии процесса играет существенную роль в формировании структуры, фазового состава и механических свойств соединений при сварке трением меди с алюминием.

2. В исследуемом диапазоне изменения технологических параметров наилучшие механические свойства имеют соединения, полученные при минимальном значении времени нагрева и максимальных значениях времени торможения, давлений нагрева и проковки.

3. За счет оптимизации времени торможения создается возможность существенного снижения

Technology of friction welding with an adjustable braking has been developed that ensures making joints without an intermetallic layer with high indices of strength and ductility. Use of advanced technology allows expansion of the technological capabilities of standard equipment for friction welding.

давления проковки по сравнению с обычным процессом сварки трением.

4. Разработана новая технология сварки трением с регулируемым торможением, обеспечивающая получение соединений без интерметаллического слоя с высокими показателями прочности и пластичности.

5. Использование новой технологии позволяет расширить технологические возможности стандартного оборудования для сварки трением.

1. Сварка трением / В. К. Лебедев, И. А. Черненко, В. И. Виль и др. Справочник. — Л.: Машиностроение, 1987. — 236 с.
2. Ellis C. R., Nicholas E. D. Determination of a procedure for making friction welds between electrical grade aluminum and tough pitch copper // Welding Research Intern. — 1975. — № 1. — Р. 1-32.
3. Штернин Л. А., Прокофьев С. Н. Сварка трением алюминия со сталью и медью // Свароч. пр-во. — 1961. — № 11. — С. 30-32.
4. Kreye H., Reiners G. Metalurgical aspects and application of friction welding // Advances in welding science and technology: Proc. of Intern. conf. on trends in welding research, Gatlinburg, USA, 18-22 May, 1986. — 838 р.
5. Friction welding of copper-tungsten sintered alloy to pure aluminum / M. Aritoshi, K. Okita, T. Enjo, K. Ikeuchi // Trans Jap. Weld. Soc. — 1993. — № 1. — Р. 50-56.
6. Зягур И. В. Особенности сварки трением разнородных металлов и сплавов // Автомат. сварка. — 2000. — № 5. — С. 37-46.
7. Зягур И. В., Кучук-Яценко С. И. Особенности формирования соединений меди с алюминием при сварке трением // Там же. — 2001. — № 9. — С. 27-32.
8. Pat. 1281607 British. Friction welding of copper to aluminum. Caterpillar tractor company. — Filed 16.04.70; Publ. 12.07.72.
9. Lebedev V. K., Chernenko I. A. Friction welding. — Harwood Acad. publ., 1992. — Vol. 4. — Р. 59-168 (Welding and surfacing reviews).
10. Кучук-Яценко С. И. Состояние и перспективы развития сварки давлением // Сварка и родственные технологии в XXI век: Сб. науч. тр. междунар. конф. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1998. — С. 110-119.
11. Foister P. V. Heat under power (HUP) friction welding // Proc. Third intern. conf. on advances in welding processes, Harrogate, 7-9 May, 1974. — Р. 243-248.
12. Адлер Ю. П., Маркова Е. В., Грановский Ю. В. Планирование экспериментов при поиске оптимальных условий. — М.: Наука, 1976. — 280 с.
13. Налимов В. В. Теория эксперимента. — М.: Наука, 1971. — 208 с.
14. Murti K. G. K., Sundaresan S. Parameter optimization in friction welding dissimilar materials // Metal Construction. — 1983. — № 6. — Р. 331-335.
15. Ellis C. R., Nicholas E. D. Mechanical testing of dissimilar metal friction welds // Welding Research Intern. — 1976. — № 6. — Р. 1-22.
16. Jessop T. J., Nicholas E. D., Dinsdale W. O. Friction welding dissimilar metals // Advances in welding processes: Fourth intern. conf., Harrogate, England, 9-11 May, 1978. — Р. 23-36.
17. Wallach E. R., Davies G. J. Mechanical properties of aluminium-copper solid-phase welds // Metals Technol. — 1977. — № 4. — Р. 183-190.
18. Каракозов Э. С. Сварка металлов давлением. — М.: Машиностроение, 1986. — 280 с.

Поступила в редакцию 27.09.2001

# МОДИФИЦИРОВАНИЕ, РАФИНИРОВАНИЕ И ЛЕГИРОВАНИЕ ИТТРИЕМ ПРИМЕНИТЕЛЬНО К СВАРКЕ СТАЛЕЙ

Н. Г. ЕФИМЕНКО, канд. техн. наук. (Укр. инж.-педагог. акад., г. Харьков)

С использованием современных методик обосновывается рафинирующее, модифицирующее и легирующее влияние иттрия в литой стали 30. Уточняется механизм влияния иттрия на хладостойкость перлитных сталей и их сварных соединений.

**Ключевые слова:** редкоземельные металлы, модифицирование, легирование, рафинирование, сталь, хладостойкость, внутреннее трение решетки, дислокации, субструктура, мессбауэровские спектры, период решетки

Общепризнанным является тот факт, что введение в состав железоуглеродистых сплавов, в том числе и сварочных материалов, микродобавок редкоземельных металлов (РЗМ) повышает сопротивление последних переходу в хрупкое состояние, снижает критическую температуру хрупкости [1, 2]. Однако нет единого мнения относительно природы воздействия РЗМ на физико-механические свойства стали, в частности, на металл сварных швов. В ряде публикаций утверждается, что основным фактором улучшения служебных свойств металла является модифицирующее воздействие РЗМ, обеспечивающее гетерогенную кристаллизацию из расплава [3, 4]. Вместе с тем мелкозернистую структуру можно получить введением в состав стали других известных модификаторов, в частности, нитридов, карбидов, оксидов, но при этом низкотемпературную вязкость металла существенно повысить не удается.

Низкотемпературное охрупчивание металла тесно связано с дислокационной структурой. Авторы [2], исследуя среднелегированный металл электрошлакового переплава, полученный под флюсом, содержащим оксиды РЗМ, обнаружили четкую взаимосвязь пластических характеристик и ударной вязкости с особенностями тонкой структуры, размерами и характером распределения неметаллических включений (НВ). При этом характер разрушения металла под воздействием РЗМ изменился от квашихрупкого до вязкого транскристаллитного.

Причину повышения хладостойкости микролегированных церием низколегированных и низкоуглеродистых сталей авторы [5] объясняют снижением плотности дислокаций и уменьшением коэффициента Петча-Холла, характеризующего степень их закрепления. При этом отмечается, что церий не изменяет параметров кристаллической решетки, т. е. не легирует твердый раствор.

© Н. Г. Ефименко, 2002

На снижение плотности дислокации указывают и авторы [6], исследовавшие высокохромистую сталь, микролегированную РЗМ (церий, лантан, ниобий). Однако они приводят иную схему влияния: взаимодействуя с имеющимися в металле примесями, РЗМ оказывают барьерный эффект и тормозят передвижение дислокации.

Приведенные данные свидетельствуют о противоречивости некоторых положений выдвигаемых гипотез и требуют дополнительных исследований.

Целью работы является комплексная оценка влияния РЗМ на низкотемпературное поведение металла. Результаты исследований позволяют прояснить многие неясные моменты и упростить подходы к проблеме использования РЗМ при сварке сталей. Получение надежных результатов при тонких методиках исследования металла сварных швов затруднено по причине специфики его получения. Для повышения чистоты эксперимента, а также с учетом сходства процессов затвердевания отливок и сварных швов [7, 8] за модель исследований была принята литая сталь 30, близкая по содержанию углерода к углеродистой и низколегированной конструкционной стали. В качестве микродобавки в сталь вводили иттрий, оказывающий наиболее эффективное влияние на металл сварных швов. Химический состав исследуемых вариантов стали приведен в табл. 1.

На втором этапе исследовали металл швов, выполненных электродами, в качестве стержней которых служил микролегированный литой металл

Химический состав экспериментальных сталей

| Условное обозначение стали | Массовая доля элементов, % |      |      |       |       |       |       |
|----------------------------|----------------------------|------|------|-------|-------|-------|-------|
|                            | C                          | Mn   | Si   | Al    | P     | S     | Y     |
| 1                          | 0,30                       | 0,51 | 0,25 | 0,027 | 0,022 | 0,033 | —     |
| 2                          | 0,30                       | 0,52 | 0,28 | 0,024 | 0,022 | 0,028 | 0,025 |
| 3                          | 0,31                       | 0,52 | 0,27 | 0,025 | 0,022 | 0,027 | 0,045 |
| 4                          | 0,29                       | 0,53 | 0,27 | 0,028 | 0,011 | 0,025 | 0,084 |
| 5                          | 0,29                       | 0,52 | 0,28 | 0,030 | 0,018 | 0,021 | 0,120 |
| 6                          | 0,31                       | 0,52 | 0,26 | 0,031 | 0,020 | 0,021 | 0,160 |
| 7                          | 0,30                       | 0,53 | 0,28 | 0,030 | 0,020 | 0,007 | 0,210 |
| 8                          | 0,30                       | 0,52 | 0,30 | 0,029 | 0,016 | 0,006 | 0,4   |
| 9                          | 0,29                       | 0,52 | 0,28 | 0,032 | 0,018 | 0,006 | 1,6   |



(табл. 1). Результаты этих исследований будут приведены в последующих публикациях, посвященных этому вопросу.

Изменение субструктурой металла под воздействием добавок иттрия изучали с применением метода внутреннего трения (ВТ), позволяющего фиксировать рассеивание энергии механических колебаний [9].

Температурную и амплитудную зависимости ВТ исследовали на релаксометре типа «обратный крутильный маятник» при частоте свободных крутильных колебаний порядка 1 Гц. Измерение осуществляли в продольном магнитном поле напряженностью 24 А/м. Использовали цилиндрические образцы общей длиной 230 и диаметром 8 мм. Длина рабочей части образцов равнялась 50, диаметр — 3 мм.

Структуру металла изучали с помощью оптической и электронной микроскопии. Размер ферритного зерна выявляли методом случайных секущих. Период решетки определяли по линии [310] на рентгенограммах, снятых методом обратной съемки в излучении кобальта. В качестве эталона применяли серебро. Наряду с фотографическим методом была использована запись профиля интерференционных максимумов на установке «Дрон-2» в излучении железа. Запись производили по точкам. Регистрировали линии [211] и [220]. При этом шаг сканирования составлял 0,05°.

Исследования показали, что добавка в сталь иттрия включительно до 0,084 % приводит к снижению фона ВТ (рис. 1, а). Дальнейшее увеличение содержания иттрия повышает фон ВТ (рис. 1, а, кривая 4).

Уменьшение фона ВТ у ОЦК-металлов свидетельствует о формировании стабилизованных структур, что, вероятно, связано с увеличением силы Пайерлса–Набарро (трение решетки) с общим уменьшением количества дислокаций и более сильным их закреплением примесными атомами. Последний фактор может быть следствием как воз-

растания числа узлов закрепления за счет увеличения количества примесных атомов, так и роста энергии связи примесных атомов с дислокациями. По данным авторов [2], в сталях с РЗМ плотность дислокации уменьшается, устраняется их скопление.

Относительно трения решетки известно, что малые количества примесей, растворяющиеся по типу замещения (иттрий растворяется в железе по типу замещения), могут заметно влиять на силы связи между атомами железа, повышая или уменьшая барьер Пайерлса–Набарро.

Таким образом, исследования подтверждают, что введение иттрия в сталь приводит к закреплению дислокации. В соответствии с данными работы [9] критическую амплитуду  $\gamma_{kp}$ , характеризующую момент отрыва дислокации от закрепляющих их примесей, вычисляют по формуле

$$\gamma_{kp} = \frac{U}{Gb^3} C_0 \exp\left(-\frac{U}{kT}\right)$$

где  $U$  — энергия связи примесных атомов с дислокациями;  $G$  — модуль сдвига;  $b$  — вектор Бюргерса;  $C_0$  — средняя концентрация примесей в твердом растворе.

Из формулы следует, что критическая амплитуда линейно зависит от концентрации примесей и экспоненциально от энергии их взаимосвязи с дислокациями. Последний фактор играет основную роль в закреплении дислокации и увеличении энергии их отрыва от закрепляющих их примесей.

О факте закрепления дислокации при микролегировании стали иттрием свидетельствует также уменьшение угла наклона ветви  $\alpha$  амплитудно-зависимого ВТ (рис. 1, а). При этом необходимо отметить, что минимальное значение фона ВТ и  $\tan \alpha$  регистрируются при содержании иттрия 0,084 % — 0,5, а в стали без иттрия, с 0,045 и с 0,16 % иттрия — соответственно 1,48; 0,58 и 0,76.

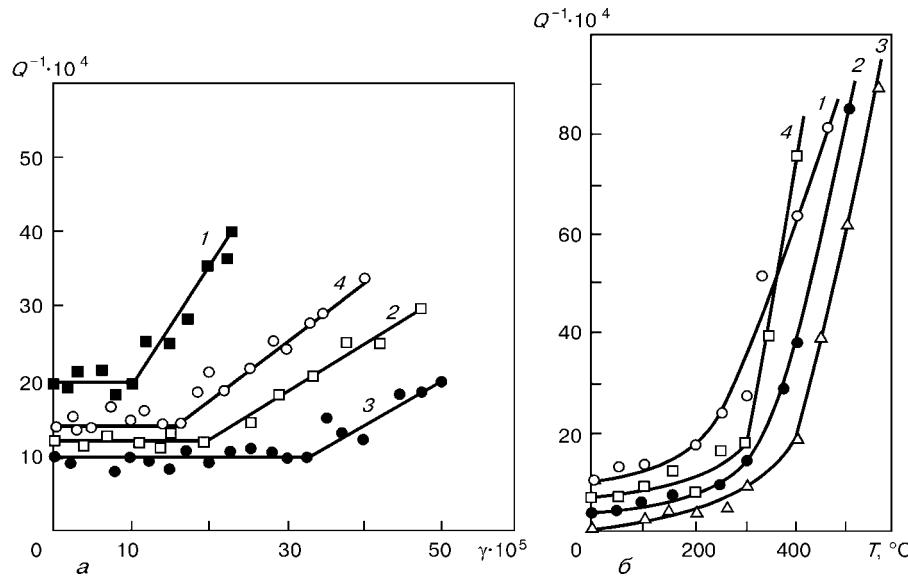


Рис. 1. Амплитудная (а) и температурная (б) зависимости фона внутреннего трения: 1 — сталь без иттрия; 2—4 — с массовой долей иттрия соответственно 0,045, 0,084, 0,16 %

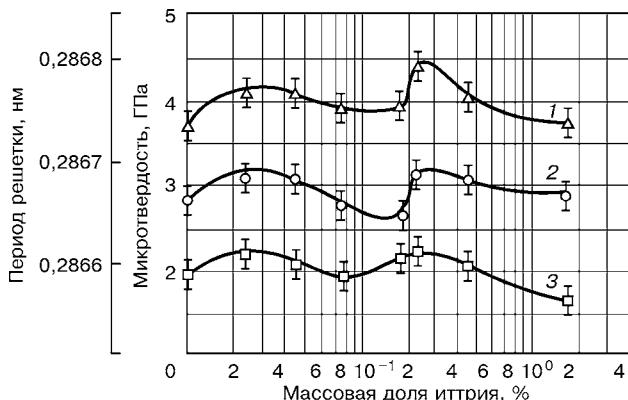


Рис. 2. Изменение периода решетки  $\alpha$ -фазы (1), микротвердости перлита (2) и феррита (3) в зависимости от содержания иттрия в стали

Одним из наиболее чувствительных факторов, характеризующих изменение уровня закрепления дислокаций, является термическая стабильность кристаллической структуры металла. Исследование температурной зависимости фона ВТ сталей с различным содержанием иттрия показало, что самый низкий фон ВТ в данном случае у стали, содержащей 0,084 % Y (см. рис. 1, б, кривая 3). При содержании иттрия в стали до 0,084 % порог термической стабильности возрастает, т. е. происходит повышение температуры начала интенсивного отрыва дислокации. У стали с массовой долей 0,084 % Y эта температура лежит в области 400 °C, тогда как у стали без иттрия этот порог наблюдается в интервале 280...300 °C. Дальнейшее увеличение содержания иттрия (в нашем случае — массовая доля иттрия в стали 0,16 %) приводит к повышению фона ВТ и соответственно к снижению температуры отрыва дислокации (см. рис. 1, б, кривая 4). Из приведенного следует, что при добавке в сталь иттрия до 0,084 % включительно выявлена тенденция повышения стабилизации структуры, а при содержании иттрия 0,084 % обеспечивается ее максимальная стабильность.

К основным факторам, влияющим на увеличение энергии межатомных связей, можно отнести: растворение иттрия в твердом растворе, т. е. при легировании металла; скопление примесных атомов вокруг несовершенств кристаллической решетки. Не исключается эффект рафинирования металла иттрием, приводящий к нейтрализации поверхностно-активных элементов (серы, кислорода, углерода), снижающих энергию межатомных связей. Последний фактор представляет особый интерес, так как в процессе сварки металл шва претерпевает высокотемпературную обработку и входящие в состав металла РЗМ, имея высокую термодинамическую активность, преимущественно расходуются на рафинирование металла.

Добавки в сталь иттрия неоднозначно влияют на изменение периода решетки  $\alpha$ -фазы и микротвердости феррита и перлита (рис. 2). При содержании иттрия примерно до 0,045 % наблюдаются максимумы на кривых. Дальнейшее увеличение иттрия вплоть до 0,16 % вызывает уменьшение указанных параметров, а затем вновь наблюдается рост периода решетки (максимум при 0,21 % Y).

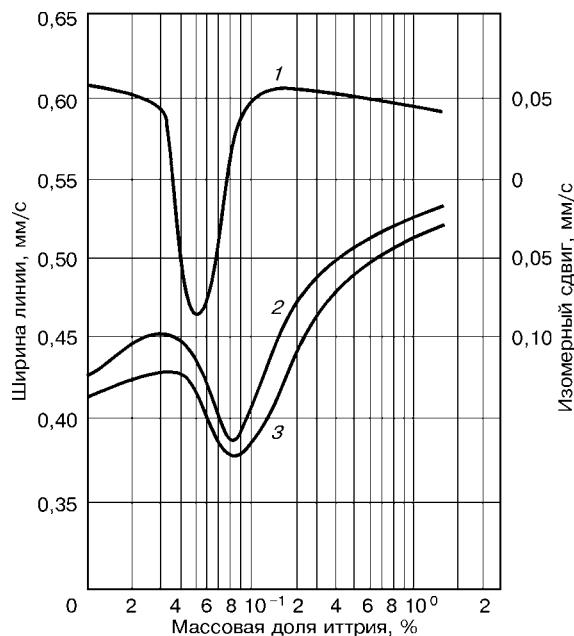


Рис. 3. Изомерный сдвиг (1) и ширина первой (2) и шестой (3) линий спектра поглощения в зависимости от содержания иттрия в сплаве

Такое сложное изменение параметра решетки объясняется одновременным влиянием ряда факторов. По данным ряда авторов, иттрий в небольших количествах растворяется в железе, что приводит к росту периода решетки. Параллельно с растворением в железе происходит его взаимодействие с кислородом и другими элементами, обеспечивающее рафинирование стали. В пограничных областях формируются субмикроскопические выделения иттрия с горофильными примесями, что приводит к обеднению иттрием твердого раствора и соответственно к уменьшению периода решетки (область концентраций 0,045...0,16 %) [10]. Повышение массовой доли иттрия до 0,21 % вновь приводит к росту периода решетки, причем еще большему, чем на начальной стадии. По данным [11], после связывания всех примесей, заполняющих границы зерен, атомы РЗМ вновь растворяются в приграничных зонах.

Изменение периода решетки хорошо коррелирует с ходом кривых микротвердости перлита и феррита (рис. 2, кривые 2, 3). Снижение микротвердости структурных составляющих при массовой доли иттрия более 0,2 % объясняется снижением его содержания в  $\alpha$ -растворе в связи с образованием, как было показано ранее [12], высоконитриевых фаз, а также уменьшением содержания углерода в феррите в связи с образованием карбидов иттрия в пограничных областях.

Увеличение энергии межатомных и межкристаллитных связей, т. е. изменение под воздействием РЗМ распределения электронов на внешних оболочках, вносит большой вклад в изменение свойств металла, в частности, в повышение энергии низкотемпературного разрушения. Состояние твердого раствора и карбидной фазы изучали с использованием метода ядерного гамма-резонанса (ЯГР) известного как эффект Мёссбауэра. Для получения спектограммы использовали в качестве источника

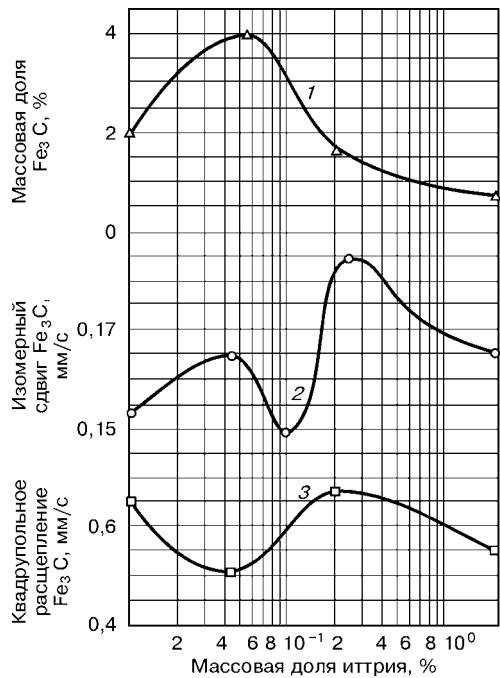


Рис. 4. Количество цементита (1), квадрупольное расщепление (3) и его изомерный сдвиг (2) в зависимости от содержания иттрия в сталях

$\gamma$ -квантов  $^{57}\text{Co}$  в палладии активностью 20 мКи. Анализировали тонкую структуру мёссбауэровских спектров поглощения, позволяющую судить об электронном строении металла; величина квадрупольного расщепления, несущая информацию об образовании химических соединений нестехиометрического состава; изменение ширины и интенсивности линий спектра, связанное с атомным нарушением и количеством анализируемого вещества; изомерный сдвиг, дающий информацию об изменении в локальном химическом окружении излучающих и поглощающих ядер.

Анализ полученных в результате эксперимента мёссбауровских спектров сталей с различным содержанием иттрия не выявил заметного их отличия. Они представляют собой шесть линий поглощения, соответствующих зеемановскому расщеплению и характерных для  $\alpha$ -железа.

При тщательном анализе зависимости ширины наиболее интенсивных (первой и шестой) линий спектра от содержания иттрия вначале наблюдается их уширение, затем их ширина начинает уменьшаться в области концентраций примерно 0,045...0,084 % и достигает пика сужения при массовой доле иттрия 0,084...0,1 %. (см. рис. 3). Дальнейшее повышение содержания иттрия приводит к уширению линий.

Исходя из полученных результатов, можно утверждать, что минимальная степень искажения кристаллической решетки обеспечивается при массовой доле в стали иттрия в пределах 0,084 % и связана с рафинированием твердого раствора, изменением энергии взаимодействия примесей внедрения с дислокациями при растворении с данными изменениями ВТ (см. рис. 1). Анализируя ход кривой 1 на рис. 3, необходимо отметить, что при массовой доле иттрия около 0,045 % изомерный сдвиг изменяет знак на противоположный. Такое изменение свидетельствует об уменьшении плотности  $s$ -электронов на резонансном ядре [13] и увеличении количества  $3d$ -электронов в  $\alpha$ -железе, что равнозначно возрастанию степени ковалентности связи [14].

При изучении спектров карбидных осадков, выделенных электролитическим травлением из сталей исходного варианта и содержащих иттрий, выявлено квадрупольное расщепление (рис. 4), значение которого изменяется в зависимости от количества иттрия (рис. 4, кривая 3). Наличие квадрупольного расщепления свидетельствует о несимметричности окружения резонансного ядра железа в цементите.

Снижение квадрупольного расщепления при массовой доле иттрия до 0,045 % является следствием повышения симметрии полей, действующих на резонансное ядро. При концентрации иттрия выше 0,045 % изменения квадрупольного расщепления обусловлены, по-видимому, начинавшимся образованием соединений иттрия с углеродом и железом. Значительный положительный изомерный сдвиг цементита обусловлен большей плотностью  $s$ -электронов в железе цементита, чем в чистом железе. Корреляция между количеством цементита и изомерным сдвигом свидетельствует

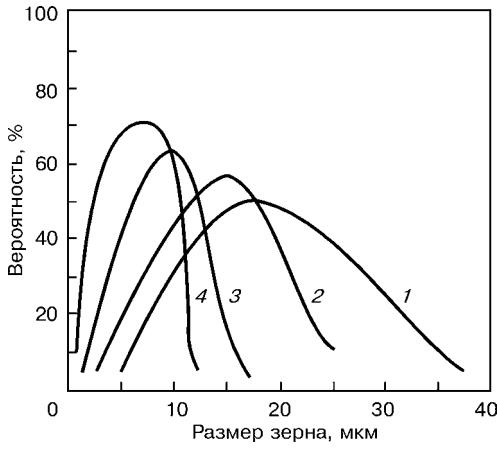


Рис. 5. Распределение зерен по размерам в стали 30: 1 — без иттрия; 2—4 — с массовой долей иттрия соответственно 0,084, 0,21 и 0,4 %

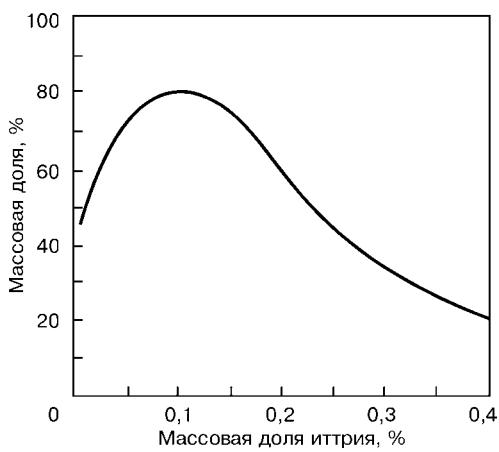


Рис. 6. Изменение количества перлита при введении в стали иттрия

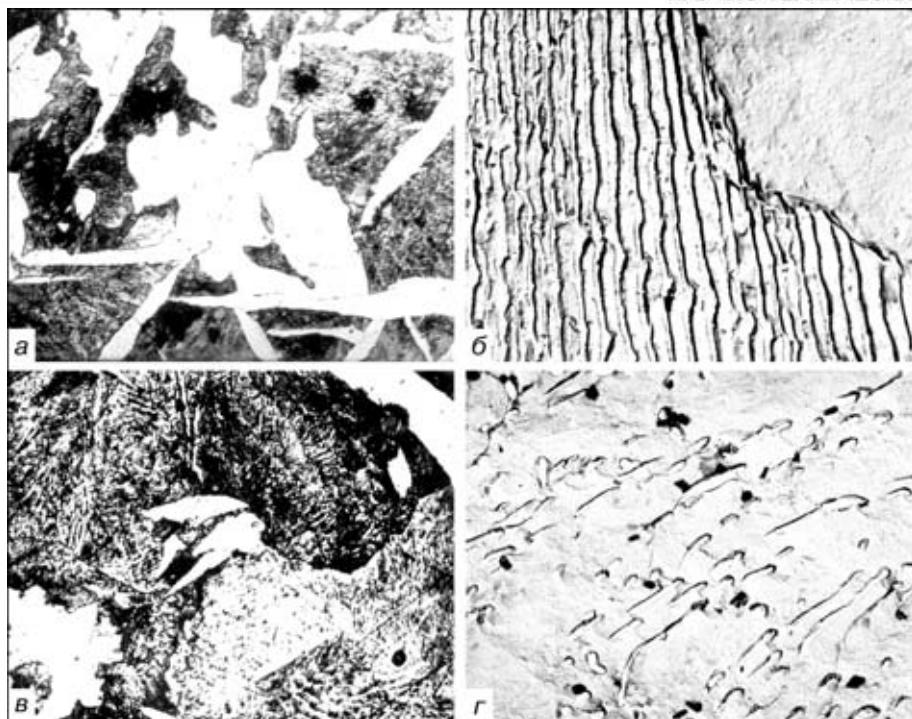


Рис. 7. Строение перлитной составляющей в стали без иттрия (*а* – ×500; *б* – ×10000) и с 0,084 % иттрия (*в* – ×500; *г* – ×10000)

об изменениях стехиометрического состава, происходящих под влиянием иттрия.

Введение иттрия оказывает сильное влияние на дисперсность структуры. Наряду с измельчением зерна уменьшается их разброс в размере (рис. 5). Размер зерна в стали без иттрия составляет от 5 до 40 мкм. В стали с массовой долей 0,4 % Y 70 % зерен имеют размер около 6 мкм при разбросе от 2 до 12 мкм. Изменяется и соотношение структурных составляющих – феррита и перлита (рис. 6). Увеличение содержания иттрия до 0,1 % приводит к росту перлитной составляющей, которая при указанной его концентрации достигает 80 %. Дальнейшее увеличение содержания иттрия приводит к уменьшению содержания перлита и повышению феррита. Модифицирующий эффект претерпевает структура стали на микроуровне. Существенно изменяется строение перлита: цементитные пластины теряют ориентировку в пределах перлитной колонии, дробятся, приобретают округлую форму (рис. 7). При массовой доле иттрия, начиная с 0,084 %, перлитные участки приобретают структуру, подобную зернистой. Затем, когда иттрий начинает проявлять себя как ферритизатор, перлитные участки становятся пластинчатыми с высокой степенью дисперсности.

Результаты экспериментальных исследований позволяют сделать следующие заключения.

Массовая доля иттрия в стали 0,02 ... 0,045 % влечет за собой рост периода решетки  $\alpha$ -фазы, что указывает на его растворение в твердом растворе. Это приводит к увеличению энергии связи атомов в кристаллической решетке, о чем свидетельствует изменение знака изомерного сдвига, характеризующего возрастание степени ковалентности связи. Отмечается и интенсивный рост перлитной составляющей.

Повышение массовой доли иттрия с 0,045 до 0,084...0,1 % интенсифицирует процесс рафинирования твердого раствора, приводит к формированию стабилизированной структуры, уменьшению плотности дислокации с одновременным увеличением степени их закрепления примесными атомами, уменьшению периода решетки  $\alpha$ -фазы. Общая доля перлитной составляющей в стали, содержащей 0,084 % Y, достигает 80 % при одновременном сильном модифицировании перлитных колоний и изменении их формы. Происходит уменьшение размеров зерна.

Дальнейший рост массовой доли иттрия до 0,16 % и выше приводит к уменьшению перлитной составляющей до 20...25 % с одновременным образованием в пограничных участках фаз, сильно обогащенных иттрием. Указанные изменения коррелируют с результатами исследований ЯГР, по которым повышение квадрупольного расщепления и изомерного сдвига свидетельствует об образовании сложных соединений иттрия с железом и углеродом. Появляется сильный модифицирующий эффект, снижается стабильность структуры, свидетельством чего является возрастание фона ВТ.

Результаты исследований однозначно указывают на сложную зависимость изменения свойств металла от количества вводимого иттрия. Механизм влияния иттрия на металл – легирование, рафинирование, модифицирование – имеют тесную взаимосвязь. Полученные сведения могут служить важным критерием при рассмотрении природы положительного воздействия РЗМ на хладостойкость стали и металла сварных швов.

Таким образом, наряду с модифицирующим и рафинирующим эффектом иттрий в определенных концентрациях оказывает на сталь легирующее влияние, повышает силы межатомных связей в



## НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

кристаллической решетке, увеличивает степень закрепления дислокаций при одновременном снижении их плотности, стабилизирует структуру.

1. Влияние содержания серы, фосфора и РЗМ на структуру и свойства высокопрочных швов // Л. И. Миходуй, М. Б. Мовчан, И. С. Мельник и др. // Автомат. сварка. — 1990. — № 12. — С. 11–16.
2. Исследование структуры среднелегированной Cr-Ni-Mo стали, подвергнутой ЭШП с использованием окислов редкоземельных металлов в качестве компонентов флюса / В. А. Тихонов, Б. Н. Медовар, Л. И. Маркапова и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1985. — № 4. — С. 10–14.
3. Архаров В. И. Теория микролегирования сплавов. — М.: Машиностроение, 1975. — 62 с.
4. Гайдук В. В., Натанов Б. С., Ольшанецкий В. Е. Влияние состояния межзеренных границ на свойства сплава ЖС, содержащего горофильную примесь // Физика металлов и металловедение. — 1968. — № 25. — С. 853–859.
5. Применение РЗМ для создания свариваемых сталей и сплавов с особыми свойствами / Е. И. Рубенчик, В. Я. Глушко, П. П. Мединская и др. // Сплавы редких металлов с особыми физико-химическими свойствами. — М.: Наука, 1975. — С. 156–159.
6. Микролегирование литых жаропрочных сталей / М. П. Браун, Н. П. Александрова, Л. Д. Тихоновская, И. Г. Курдюмова. — Киев: Наук. думка, 1974. — 239 с.
7. Мацуда Ф. Процесс затвердевания металла и рост кристаллитов при сварке // Есэцу Гаккайси. — 1971. — № 4. — С. 276–296.
8. Davies G. I., Garland I. G. Sokinification structures and properties of fusion welds // Metallurgical Reviews. — 1975. — № 20. — Р. 83–106.
9. Криштал М. А., Головин С. А. Внутреннее трение и структура металлов. — М.: Металлургия, 1976. — 376 с.
10. Gluc D. R., Jones C. H., Lloyd H. K. M. Effect of composition and thermal treatment on the overheating characteristics of low-alloy steel // Metals Techol. — 1975. — № 2. — С. 416–421.
11. Коваль А. Д., Ольшанецкий В. Е. О влиянии микродобавок редкоземельных металлов на энергию границ зерен никеля // Изв. АН СССР. Металлы. — 1972. — № 1. — С. 124–132.
12. Влияние иттрия на температурный интервал кристаллизации углеродистой стали / Й. Г. Ефименко, Ю. А. Степенбоген, Л. К. Дорошенко, В. Г. Васильев // Автомат. сварка. — 1990. — № 10. — С. 45–47.
13. Жданов Г. С., Ильюшин А. С., Никитина С. В. Дифракционный и резонансный структурный анализ. — М.: Наука, 1980. — 256 с.
14. Камера для проведения элементного анализа на пучках тяжелых зарядных частиц / А. Н. Дедик, О. Н. Ехичев, В. В. Левенец и др. // Вопр. атомной науки и техники. Сер. Общая и ядерная физика. — 1981. — Вып. 2. — С. 48–49.

Current procedures are used to substantiate the refining, modifying and alloying influence of yttrium in cast steel 30. The mechanism of the influence of yttrium on cold resistance of pearlitic steels and their welded joints is determined more precisely.

Поступила в редакцию 22.08.2001

## Вниманию специалистов!



Общество сварщиков Украины  
Украинский аттестационный комитет сварщиков  
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины  
Межотраслевой учебно-аттестационный центр НТК  
«ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины»

проводят в сентябре 2002 г. в Киеве  
НАЦИОНАЛЬНЫЙ КОНКУРС

## «Лучший сварщик Украины»

На конкурсе будут определяться лучшие сварщики в следующих номинациях:

- ручная дуговая сварка покрытыми электродами (111);
- дуговая сварка вольфрамовым электродом в инертных газах (141);
- дуговая сварка металлическим электродом в активных газах (135);
- газовая сварка (311).

К участию в национальном конкурсе допускаются победители и лауреаты конкурсов сварщиков, проведенных в регионах Украины.

Оргкомитетом национального конкурса разработано «Положение о национальном конкурсе «Лучший сварщик Украины», с которым можно ознакомиться в региональных отделениях Общества сварщиков Украины.

*За дополнительной информацией обращаться в рабочую группу оргкомитета:  
Илющенко Валентин Михайлович, исп. директор Общества сварщиков Украины,*

*тел.: (044) 227-2466; 227-8759*

*Котик Владимир Трофимович, техн. директор Украинского аттестационного  
комитета сварщиков, тел.: (044) 441-1741*



УДК 621.791.75:669.15-194

# СВАРНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 25Cr–20Ni–2Si В ФОРСИРОВАННЫХ ТУРБОПОРШНЕВЫХ ДВИГАТЕЛЯХ

**Н. И. ПИНЧУК**, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),  
**Н. К. РЯЗАНЦЕВ**, д-р техн. наук, **И. Л. РОВЕНСКИЙ**, канд. техн. наук (Харьк. конструктор. бюро по двигателестроению)

Приведены экспериментальные данные о предотвращении горячих трещин в разнородных сварных соединениях высококремнистой стали 25Cr–20Ni–2Si со сталью 10X18H10T и никелевым сплавом XH65BMTЮ. Показано, что легирование металла швов бором 0,45...0,80 % повышает их технологическую прочность.

**Ключевые слова:** аустенитный шов, горячие трещины, микроструктура, вторая первичная фаза, сварные соединения

Рабочая температура газа в форсированных турбопоршневых двигателях [1, 2] может достигать 800...1000 °C. Основные требования, предъявляемые к материалу деталей, работающих при такой температуре, — это прочность и сопротивление высокотемпературной газовой коррозии. В соответствии с этими требованиями в разработанных Харьковским конструкторским бюро по двигателестроению (ХКБД) форсированных турбопоршневых двигателях используют жаропрочные и жаростойкие стали и сплавы, в частности высококремнистые аустенитные стали типа 25Cr–20Ni–2Si, массовая доля кремния в которых может составлять 2...4 %. Литейная сталь 20X25H19C2Л (ЭИ 283) применяется для изготовления сварной конструкции выпускного коллектора, а деформируемая сталь 20X25H20C2 — для деталей камеры сгорания.

Известно [3, 4], что проблема сварки аустенитных сталей и сплавов с кремнием является особо сложной. Кремний относится к элементам, образующим на границах кристаллитов в металле шва прослойки жидкой фазы, которые являются возбудителями горячих трещин. Особенно это про-

является, если в металле шва повышенено содержание никеля. В этом случае элементы, проявляющие ликвидирующие способности, имеют более низкую растворимость и соответственно существует большая вероятность образования жидкого эвтектического прослоек. Однофазные аустенитные швы типа 25Cr–20Ni, 25Cr–20Ni–2Si и 25Cr–35Ni–2Si при сварке изделий подвержены горячим трещинам в столь значительной мере, что это стало классическим примером сварочного растрескивания (рис. 1, а). Характерное снижение критической скорости деформации и соответственно повышение склонности к образованию горячих кристаллизационных трещин при увеличении массовой доли кремния известно для швов типа 15Cr–35Ni [5], а также для 20Cr–32Ni [4] и рис. 1, б.

Для уменьшения склонности к растрескиванию металла швов при сварке указанных сталей и сплавов иногда применяют режимы сварки, обеспечивающие снижение доли основного металла и соответственно вносимого в сварочную ванну кремния. Однако значительное повышение стойкости против образования трещин при этом практически не отмечается, поскольку даже небольшая доля кремния в однофазных швах приводит к образованию жидкого эвтектического прослоек.

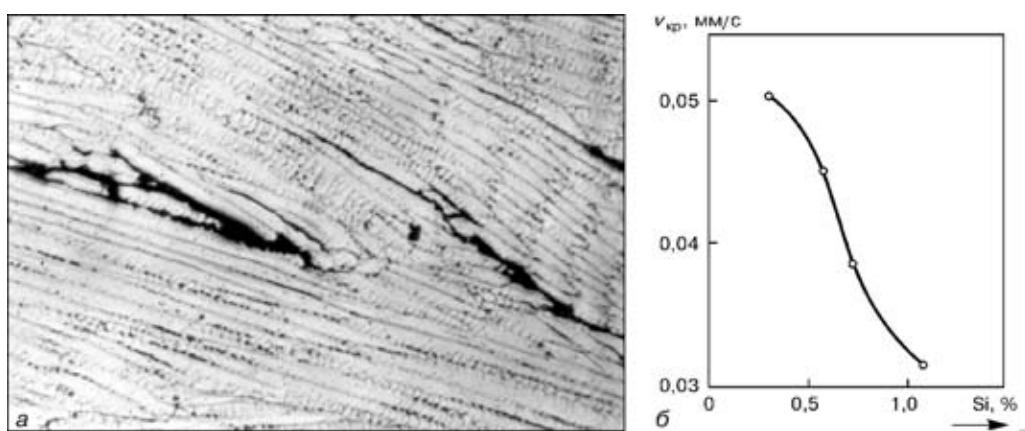


Рис. 1. Склонность к образованию кристаллизационных трещин в однофазных аустенитных швах: а — горячие кристаллизационные трещины в металле шва изделия из стали 20X25H20C2, ×100; б — влияние кремния на критическую скорость  $v_{kp}$  деформации наплавленного металла 21Cr–32Ni–Nb [4]

© Н. И. Пинчук, Н. К. Рязанцев, И. Л. Ровенский, 2002



Таблица 1. Влияние содержания бора (мас. %) на критическую скорость деформации (склонность к образованию кристаллизационных трещин)  $v_{kp}$  в austenитных швах [5]

| Тип металла шва | Si   | B    | $v_{kp}$ , мм/мин |
|-----------------|------|------|-------------------|
| X14H18VM        | 0,51 | —    | 0                 |
|                 | 0,29 | 0,28 | 3,26              |
|                 | 0,48 | 0,28 | 3,14              |
| X14H18VMTIO     | 0,36 | —    | 0                 |
|                 | 0,69 | —    | 0                 |
|                 | 0,34 | 0,32 | 3,55              |
| X15H35VMT       | 0,56 | 0,36 | 3,55              |
|                 | 0,35 | —    | 0                 |
|                 | 0,76 | —    | 0                 |
| X15H35VMT       | 0,37 | 0,33 | 1,54              |
|                 | 0,59 | 0,39 | 3,03              |

В структуре литых austenитных сталей типа X25H20C2 присутствуют две первичные фазы — austenит и кремнистая эвтектика. Благодаря этому эти стали характеризуются хорошей свариваемостью и отсутствием окколошовных трещин. Проблема сварки таких сталей состоит в получении композиции металла шва, обеспечивающей стойкость против образования трещин. По аналогии с окколошовной зоной устойчивость против образования трещин в шве также может быть обеспечена двухфазной первичной структурой его металла, например austenитно-ферритной [3]. Установлено [3, 6], что для предотвращения горячих трещин

при сварке сталей и сплавов, работающих при повышенных и высоких температурах, в качестве второй первичной фазы в металле сварных швов целесообразно использовать боридную эвтектику. Среди исследованных с этой целью сплавов (железа, хрома, никеля) содержащих элементы, образующие эвтектику (фосфор, сера, хром, бор) [3], преимущество имеет бор. Ему уступает углерод, поскольку в процессе старения карбиды претерпевают превращения и такая структура не является стабильной. Главным преимуществом бора по сравнению с указанными элементами является стабильность структуры и свойств легированного бором наплавленного металла, отсутствие склонности к охрупчиванию и повышенная длительная пластичность швов.

Являясь активным возбудителем горячих трещин в швах при содержании в малых количествах (сотые доли процента), бор в больших количествах (более 0,3 % для austenитных швов на основе железа и более 0,2 % для швов на основе никеля) предотвращает их образование. При достаточном содержании эвтектической жидкости она обволакивает кристаллиты и способствует релаксации сварочных напряжений. В результате устойчивость швов против образования трещин возрастает.

Об увеличении критической скорости деформации и стойкости к образованию горячих кристаллизационных трещин при легировании бором austenитных швов типа 15Cr–35Ni (табл. 1) и никелевых швов типа XH67VMTIO [7] свидетельствуют данные работы [5]. Повышение стойкости швов против образования трещин отмечается также при легировании бором никелевых швов типа Ni–Cr и Ni–Cr–Mo [5].

В ИЭС им. Е. О. Патона был разработан ряд austenитно-боридных сварочных материалов, которые обеспечивают повышение стойкости швов против растрескивания [5, 8]. В частности, для сварки стали 25Cr–20Ni–2Si разработана сварочная проволока ЭП 532 (08X25H20C3P1) [9], которая используется в промышленности уже с 1970-х годов при сварке муфелей цементационных печей, роликов термических печей, ремонтной сварке сопловых аппаратов и лопаток турбин газоперекачивающих агрегатов, газотурбинных лопаток [5, 7, 10–13].

В настоящей работе приведены сведения о применении austenитно-боридной проволоки ЭП 532 для сварки коллекторов газовой турбины в форсированных турбопоршневых двигателях\*, которые серийно выпускает ПО «Завод имени Малышева» (Харьков).

Разработанные в ХКБД турбопоршневые двигатели с повышенным уровнем форсирования оснащены высокоскоростными выпускными коллекторами, выполненными в виде двух асимметричных эжекторов. Назначение коллекторов — подвод потоков выпускных газов к силовой турбине. Температура и давление газа в коллекторах изменяются соответственно от 300 до 900 °C и от 150 до 400 кПа

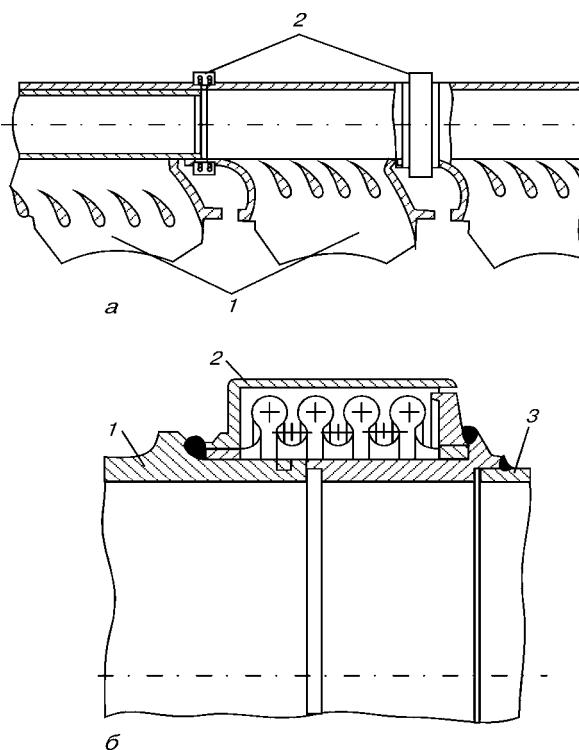


Рис. 2. Конструкция сварного коллектора турбины: а — схема соединения деталей в коллекторе: 1 — литые патрубки; 2 — промежуточный компенсатор; б — схема соединения деталей в сварном узле патрубок–компенсатор перед входом в турбину: 1 — патрубок из литой стали 20X25H19C2L; 2 — предохранительный стакан сильфона из стали 10X18H10T; 3 — входник турбины

\* В работах ХКБД по сварке коллекторов принимал участие конструктор А. В. Чемерис.

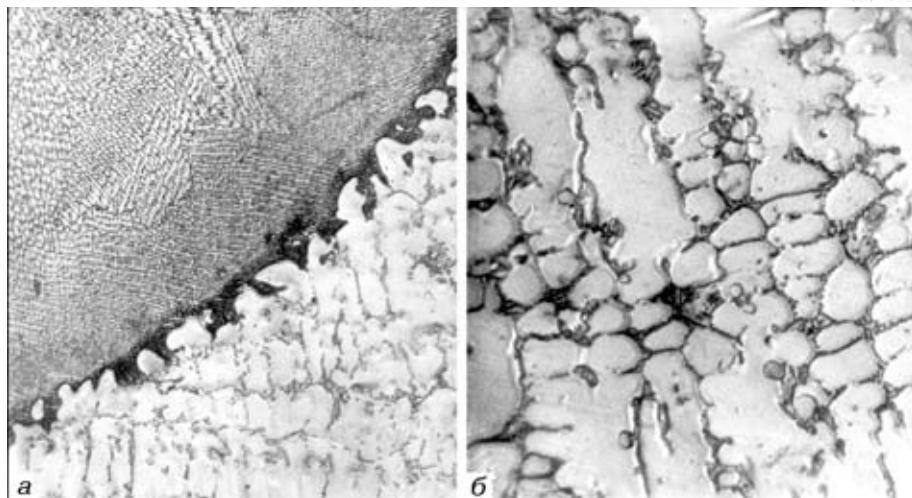


Рис. 3. Микроструктура сварного соединения коллектора патрубок-компенсатор со стороны патрубка (а,  $\times 200$ ; б,  $\times 100$ )

**Таблица 2. Содержание (мас. %) химических элементов в металле шва, основном металле и проволоке ЭП 532 сварного соединения коллектора патрубок-компенсатор**

| Объект исследования                                    | C           | Mn          | Si        | Cr          | Ni          | B           | S            | P            |
|--|-------------|-------------|-----------|-------------|-------------|-------------|--------------|--------------|
| Металл шва   | 0,09        | 1,05        | 2,3       | 22,10       | 17,3        | 0,55        | 0,014        | 0,021        |
| Основной металл<br>(сталь ЭИ 283)                      | 0,16        | 1,10        | 3,3       | 25,2        | 19,0        | —           | 0,014        | 0,019        |
| Проволока ЭП 532<br>(в соответствии с требованиями ТУ) | $\leq 0,10$ | $\leq 1,50$ | 2,5...3,0 | 24,0...27,0 | 18,0...21,0 | 0,50...0,80 | $\leq 0,020$ | $\leq 0,030$ |

с периодом 300 с. Коллекторы состоят из отдельных, изготавливаемых способом прецизионного литья патрубков из жаростойкой стали ЭИ 283, имеющих наружный диаметр 120 мм и толщину стенки 4 мм. Между патрубками размещены компенсаторы температурных деформаций (рис. 2).

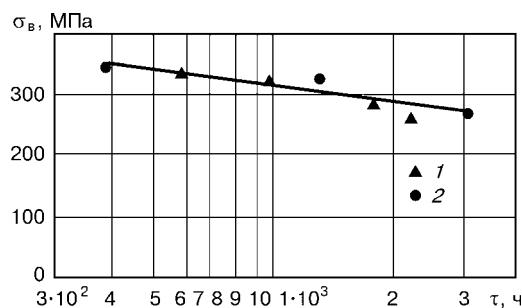


Рис. 4. Прочность сварных соединений стали ЭИ 283 при температуре 900 °C [5]: 1 — сварное соединение; 2 — основной металл

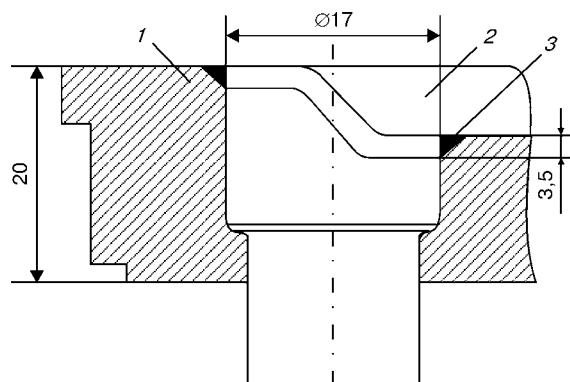


Рис. 5. Схема соединения деталей камеры сгорания: 1 — накладка из стали 20Х25Н20С2; 2 — крепежная деталь из сплава ЭИ 893; 3 — шов

Последние изготовлены из аустенитной стали 10Х18Н10Т и изолированы от непосредственного воздействия горячего газа.

Разнородное соединение — патрубок из кремнистодержащей стали ЭИ 283 и компенсатор из стали 10Х18Н10Т выполняется ручной аргонодуговой сваркой вольфрамовым электродом с присадочной, легированной бором аустенитной проволокой ЭП 532. В этом случае получают металл шва с двухфазной первичной структурой (рис. 3) —  $\gamma$ -твердый раствор легирующих элементов в железе и боридную эвтектику  $\gamma + (Cr)_B$  или  $(Cr, Si, Fe, Ni)_n B_m$ . Содержание легирующих элементов в металле шва сварного соединения коллектора пат-

**Таблица 3. Окалиностойкость основного металла и металла сварных швов, выполненных проволокой ЭП 532, при температуре 1100 °C [5]**

| Объект исследования | Массовая доля элементов, % |      |      | Привес, г/(м <sup>2</sup> ·ч) |
|---------------------|----------------------------|------|------|-------------------------------|
|                     | Cr                         | Si   | B    |                               |
| Сталь ЭИ 283        | 25,9                       | 1,70 | —    | 0,236                         |
| Металл шва          | 25,7                       | 2,56 | 0,50 | 0,271                         |

**Таблица 4. Механические свойства сварных соединений стали ЭИ 283, выполненных проволокой ЭП 532, до и после эксплуатации при комнатной температуре**

| Объект исследования               | Состояние             | $\sigma_b$ , МПа | $a_{II}$ , Дж/см <sup>2</sup> |
|-----------------------------------|-----------------------|------------------|-------------------------------|
| Сварное соединение                | После сварки и отжига | 460*             | 19**                          |
|                                   | После эксплуатации    | 420*             | 30**                          |
| Основной металл<br>(сталь ЭИ 283) | До эксплуатации       | 456              | 140                           |
|                                   | После эксплуатации    | 420              | 125                           |

\* Разрушение по основному металлу.

\*\* Надрез по шву.

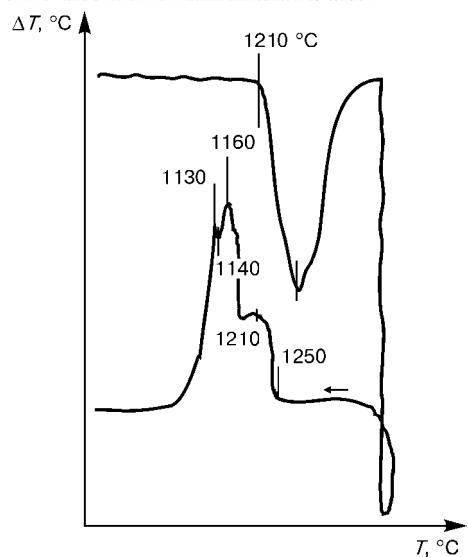


Рис. 6. Кривые, полученные методом ДТА при нагреве и охлаждении металла шва типа XH60MP1, наплавленного электродами ЭЖ-6

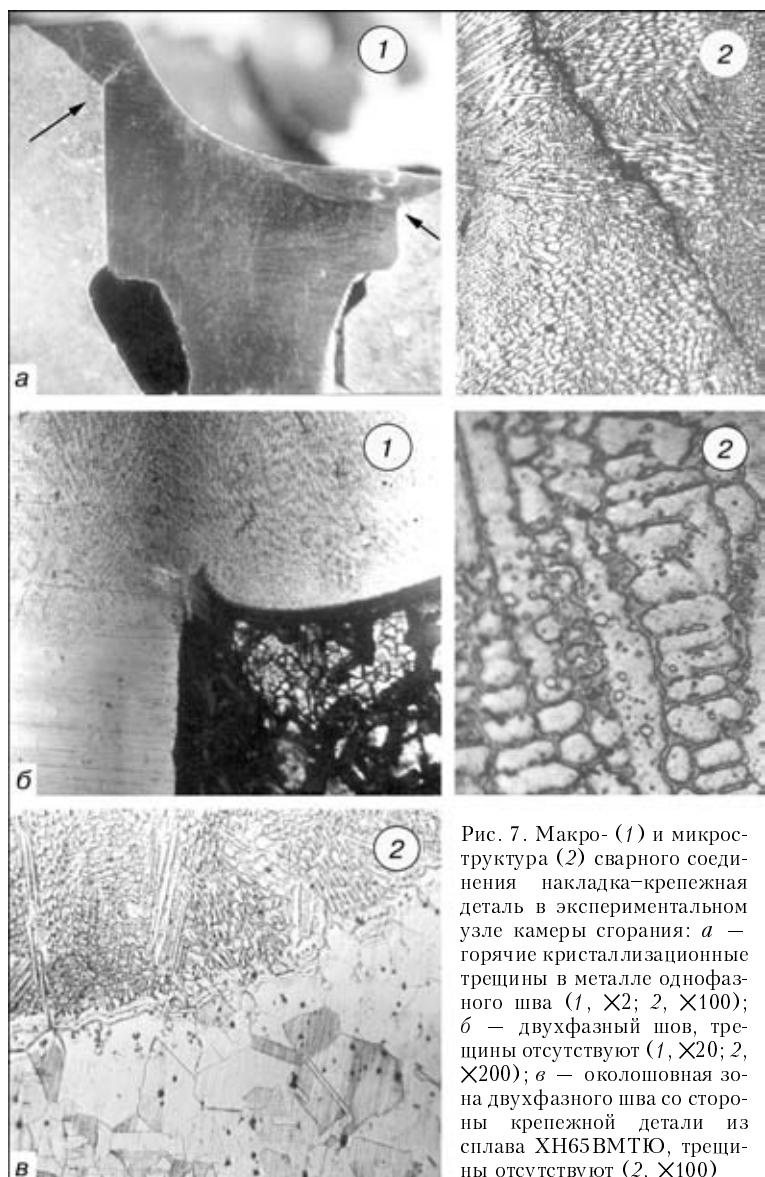


Рис. 7. Макро- (1) и микроструктура (2) сварного соединения накладка–крепежная деталь в экспериментальном узле камеры сгорания: а – горячие кристаллизационные трещины в металле однофазного шва (1,  $\times 2$ ; 2,  $\times 100$ ); б – двухфазный шов, трещины отсутствуют (1,  $\times 20$ ; 2,  $\times 200$ ); в – околосшовная зона двухфазного шва со стороны крепежной детали из сплава XH65BMTЮ, трещины отсутствуют (2,  $\times 100$ )

Таблица 5. Механические свойства сварных соединений, имитирующих соединение коллектора патрубок–компенсатор из сталей ЭИ 283 и 10X18Н10Т, выполненных проволокой ЭП 532

| Объект исследования | $T, ^\circ\text{C}$ | $\sigma_t, \text{МПа}$ | $\sigma_b, \text{МПа}$ | $\delta, \%$ | $\psi, \%$ | $a_{\text{h}}, \text{Дж}/\text{см}^2$ |
|---------------------|---------------------|------------------------|------------------------|--------------|------------|---------------------------------------|
| Металл шва          | 20                  | 310                    | 530                    | 14,2         | 18,2       | 22                                    |
|                     | 900                 | 108                    | 130                    | 29,5         | 34,7       | 38                                    |
| Сварное соединение  | 20                  | —                      | 442*                   | —            | —          | —                                     |
|                     | 900                 | —                      | 102*                   | —            | —          | —                                     |
| Сталь ЭИ 283        | 20                  | 270                    | 460                    | 18,0         | 24,2       | 140                                   |
|                     | 900                 | 72                     | 98                     | 28,4         | 36,3       | —                                     |

\* Разрушение по стали 10X18Н10Т.

рубок–компенсатор приведено в табл. 2. Применяемая при изготовлении коллекторов технология обеспечивает получение качественных сварных соединений, имеющих высокую эксплуатационную надежность.

В сварочной проволоке ЭП 532 кремнистая эвтектика является составной частью общей боридно-кремнистой эвтектики [5]. Одновременное введение бора и кремния в выбранном соотношении (0,50...0,80 % В и 2,50...3,00 % Si) обеспечивает стойкость металла шва против растрескивания и увеличивает уровень стойкости против окисления при высоких температурах (табл. 3). Окалиностойкость металла аустенитно-боридных швов, выполненных проволокой ЭП 532, при температуре 900 °C соответствует уровню стали ЭИ 283 (испытания проводили в течение 1000 ч, данные испытаний ЦКТИ им. И. И. Ползунова). По уровням прочности при кратковременном разрыве и длительной прочности сварные соединения стали ЭИ 283, выполненные проволокой ЭП 532, равнозначны основному металлу [5] (рис. 4). Известная проблема охрупчивания однофазных сварных швов типа Fe–Cr–Ni при тепловом старении [3, 12] в двухфазных аустенитно-боридных швах, можно сказать, отсутствует. Сварные швы этого типа не подвержены охрупчиванию при длительной эксплуатации в условиях повышенных и высоких температур. Так, значение ударной вязкости металла шва муфелей цементационных печей из стали ЭИ 283 после длительной эксплуатации при 930 °C в течение 14 тыс. ч выше, чем в состоянии после сварки и отжига (табл. 4).

Оценку механических свойств сварных соединений коллектора проводили на образцах жестких сварных соединений, имитирующих соединение патрубок–компенсатор. Выполняли стыковую сварку образцов из сталей ЭИ 283 (литая пластина) и 10X18Н10Т (деформированная листовая сталь) толщиной 10 мм в аргоне неплавящимся вольфрамовым электродом с присадочной проволокой ЭП 532.

**Таблица 6. Содержание химических элементов в разнородных сварных соединениях наплавка–крепежная деталь из стали 20Х25Н20С2 и никелевого сплава ЭИ 893 (%)**

| Объект исследования | Присадка (электрод) | C    | Si   | Mn   | Cr   | Ni     | Mo   | W   | B    | Fe     | Al   | Ti   |
|---------------------|---------------------|------|------|------|------|--------|------|-----|------|--------|------|------|
| Металл шва          | ЭП 367*             | 0,11 | 0,63 | 0,40 | 16,6 | Основа | 11,3 | 0,9 | —    | 9,0    | 0,10 | 0,20 |
|                     |                     | 0,10 | 0,78 | 0,33 | 17,0 | »      | 10,6 | 0,8 | —    | 11,0   | 0,07 | 0,18 |
|                     | ЭЖ-6**              | 0,10 | 1,22 | 0,43 | 19,0 | »      | 14,5 | 1,0 | 0,58 | 10,5   | 0,0  | 0,20 |
| Сталь 20Х25Н20С2    | —                   | 0,16 | 2,26 | 1,00 | 23,5 | 19,1   | —    | —   | —    | Основа | —    | —    |
| Сплав ЭИ 893        | —                   | 0,06 | 0,29 | 0,42 | 15,9 | Основа | 4,0  | 9,4 | —    | 2,0    | 1,5  | 1,5  |

\* При аргонодуговой сварке на режиме:  $U_d = 220$  В;  $I_{cv} = 60 \dots 75$  А.

\*\*При дуговой сварке на  $I_{cv} = 90 \dots 140$  А.

Как показали результаты испытания, по уровню кратковременной прочности при комнатной и высоких температурах сварные соединения, имитирующие соединение патрубок–компенсатор, близки к уровню прочности стали ЭИ 283 (табл. 5).

С научной и практической точки зрения представляют интерес также результаты экспериментальных работ, выполненные в ХКБД с участием ИЭС им. Е. О. Патона по сварке опытных деталей камеры сгорания: накладка из деформированной кремнийсодержащей стали X25H20C2 сваривается с крепежными деталями из жаропрочного никелевого сплава ЭИ 893 (XH65BMTЮ)\*. При получении указанного разнородного сварного соединения (рис. 5) исходя из условий его прочности необходимо выполнение никелевого сварного шва. Как уже было отмечено выше, легирование бором с целью предотвращения образования сварочных трещин эффективно также для никелевых сварных швов [5, 7, 13]. Так, в работе [7] показано, что критическая скорость деформации  $v_{kp}$  и соответственно стойкость против образования трещин никелевого наплавленного металла типа XH67BMTЮ повышаются при содержании бора выше 0,3 %.

Полученные в ИЭС им. Е. О. Патона способом ручной дуговой сварки разнородные жесткие стыковые соединения пластин из стали ЭИ 283 и никелевого сплава ЭИ 893 толщиной 20 мм, в которых сварку выполняли в V-образную кольцевую разделку (угол скоса кромки составлял 20...25°) глубиной 4 мм, показали эффективность применения никелевых боридных электродов ЭЖ-6, которые обеспечивают легирование наплавленного металла бором в пределах 0,45...0,75 %. Исследование проводили на макро- и микрошлифах. В микроструктуре металла шва присутствуют две первичные фазы – γ-твердый раствор элементов (Cr, Mo, Fe) в никеле и боридная эвтектика типа  $\gamma + (Ni_3B)$  или  $\gamma + (Ni, Cr, Fe, Si, Mo)_nB_m$ . Наличие второй первичной фазы – эвтектики способствует повышению стойкости металла шва против образования горячих кристаллизационных трещин. Указанные жесткие образцы не имели трещин как после сварки, так и после последующей термообработки (нагрев 950 °C в течение 30 мин, охлаждение на воздухе).

Согласно термографическому анализу по методу ДТА, наплавленный никелевыми боридными элек-

тродами ЭЖ-6 металл типа XH60MP1 имеет относительно узкий температурный интервал кристаллизации (около 40 °C) (рис. 6). Кристаллизация начинается с выделения кристаллов γ-твердого раствора. По мере их роста жидкая фаза обогащается бором и другими сегрегирующими элементами.

В конце кристаллизации образуется эвтектика, объем которой составляет значительную часть наплавленного металла. В легированном никелевом сплаве XH60MP1 температура эвтектики бора выше, чем в бинарном сплаве Ni–B (1140 °C), и составляет около 1210 °C. В условиях опытного производства ХКБД на экспериментальных деталях двигателей выполнена сварка указанных разнородных соединений. Было опробовано два варианта технологии – аргонодуговая сварка с присадочной никелевой проволокой XH60M (ЭП 367) и дуговая сварка покрытыми электродами ЭЖ-6 (тип наплавленного металла XH60MP1). В случае однофазного никелевого шва, полученного при аргонодуговой сварке с присадочной проволокой ЭП 367, в металле швов были обнаружены горячие трещины (рис. 7). В условиях производства и повышенной жесткости разнородных соединений натурных деталей из стали 20Х25Н20С2 и никелевого жаропрочного сплава ЭИ 893 качественное соединение без трещин было получено только при сварке двухфазным никелевым швом, выполненным электродами ЭЖ-6 (рис. 7, б). Сопоставление результатов сварки с данными о химическом составе металла швов (табл. 6) показывает, что в однофазном никелевом шве (присадочная проволока ЭП 367) горячие трещины образуются при содержании кремния 0,72...0,98 %. В устойчивом против образования трещин двухфазном боридном шве (электроды ЭЖ-6) содержание кремния выше и составляет 1,22 %.

Таким образом, результаты исследований разнородных сварных соединений аустенитной стали и жаропрочного никелевого сплава с высококремнистыми аустенитными сталью 20Х25Н19С2Л (ЭИ 283) и 20Х25Н20С2 коллекторов и экспериментальных деталей камеры свидетельствуют о повышенной устойчивости двухфазных аустенитно-боридных железозхромоникелевых и никелевых сварных швов против образования горячих трещин. Аустенитно-боридные сварочные материалы являются перспективными материалами для сварных конструкций из жаропрочных сталей и сплавов.

\* В работах ХКБД по сварке узла накладка–крепежная деталь принимал участие конструктор В. А. Борноенко.



## НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

1. Опыт создания и перспективы применения сварных роторов газовых турбин турбопоршневых двигателей из жаропрочных никелевых сплавов / Н. К. Рязанцев, И. Л. Ровенский, Н. И. Пинчук, В. Ф. Хорунов // Тез. докл. международ. конф. «Сварка и родственные технологии — в XXI век» (Киев, ноябрь 1998 г.). — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1998. — С. 108–109.
2. Ровенский И. Л., Пинчук Н. И., Ющенко К. А. Создание цельносварного высокотемпературного ротора турбины для форсированных турбопоршневых двигателей // Двигательстроение. — 2001. — № 3. — С. 11–13.
3. Медовар Б. И. Сварка жаропрочных austenитных сталей и сплавов. — М.: Машиностроение, 1966. — 480 с.
4. Schmidtman E., Eckell W. An investigation into the tendency to hot cracking when X10NiCrAlTi 32 20 material is manual arc welded using electrodes of the X15NiCrNb 32 21 type of varying composition // Welding and Cutting. — 1983. — № 6. — Р. 92–94.
5. Медовар Б. И., Пинчук Н. И., Чекотило Л. В. Austenitно-боридные стали и сплавы для сварных конструкций. — Киев: Наук. думка, 1971. — 145 с.
6. Медовар Б. И., Пинчук Н. И., Чекотило Л. В. О повышении предельно допустимых концентраций фосфора и кремния в стабильно-aустенитных сварных швах // Докл. АН СССР. — 1963. — № 150. — С. 541–543.
7. Зимила Л. Н. Свариваемые жаропрочные никелевые сплавы и принципы их легирования // МиТОМ. — 1977. — № 11. — С. 2–7.
8. А. с. 942336 СССР, МКИ<sup>2</sup> В 23 К 35/365. Сварочный электрод / К. К. Ющенко, Л. С. Захаров, Н. И. Пинчук, В. Н. Липодав. — Опубл.; Бюл. № 22.
9. Pat. 230190 DDR, B 23 K 35/365. Schweißelektrode / K. A. Iuscenko, L. S. Zacharov, N. I. Pinchuk, V. N. Lipodav. — Publ. 27.11.85.
10. Ремонтная сварка направляющих лопаток турбин газопрекачивающих агрегатов / Н. И. Пинчук, К. А. Ющенко, В. А. Матвеев, А. В. Шавель // Тез. 1-го Всесоюз. симп. «Новые жаропрочные и жаростойкие металлические материалы» (Москва, май 1989 г.). — М.: Черметинформация, 1989. — Ч. 1. — С. 103–104.
11. Вопросы восстановления направляющих лопаток из сплава Хастеллоу-Х отечественными сварочными материалами / В. А. Матвеев, С. А. Шамарин, Е. Ф. Генрихов, С. А. Шумикин // Тез. докл. 2-й Всесоюз. конф. «Проблемы технологий сварки теплоустойчивых, жаростойких и жаропрочных высоколегированных сталей и сплавов» (Николаев, сент. 1985 г.). — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1985. — С. 57–58.
12. Walser B., Sonderer B., Geiger T. Gangzeitversprödung von hitzbeständigem Cr-Ni-Stahlblech und Schweissgut durch Sigma-Phase // Archiv Eisenhüttenwesen. — 1985. — № 10. — S. 519–523.
13. Заварка литейных и эксплуатационных дефектов на лопатках газовых турбин из жаропрочных никелевых сплавов / Н. И. Пинчук, В. Ф. Хорунов, Л. С. Захаров и др. // Тез. докл. междунар. конф. «Сварка и родственные технологии — в XXI век» (Киев, ноябрь 1998 г.). — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1998. — С. 93.

Experimental data are given on prevention of hot cracks in dissimilar welded joints of high-silicon steel 25Cr-20Ni-2Si and steel 10Kh18N10T, as well as nickel alloy KhN65VMTYu. It is shown that alloying of the weld metal with boron compounds in an amount of 0,45...0,80 wt. % leads to an increase in its technological strength.

Поступила в редакцию 07.08.2001,  
в окончательном варианте 14.12.2001

**BVV, ярмарки и выставки Брно, Чехия приглашают:  
2 специализированные международные выставки одновременно**

# WELDING 2002 FOND-EX 2002

**22–25 октября 2002 года**

### Уважаемые дамы и господа!

Позвольте пригласить Вас в Брно, Чехию на период с 22 по 25 октября 2002 года, где одновременно состоятся международные специализированные выставки: WELDING — сварочные работы и металрезка; FOND-EX — литье.

**Тематика выставки WELDING:** машины и аппараты для автогенной сварки; автогенные резаки; наплавка; машины и аппараты электросварки; машины и приспособления для различных видов сварки; запчасти и другое необходимое оснащение по данной тематике; сварочные конструкции; техническое обучение и специализированная литература и издания.

**Отрасли, представленные на выставке:** тяжелая промышленность, легкая промышленность, энергохозяйство, химическая индустрия, строительство, торговля, сектор услуг, педагогика, наука, исследования и др.

**Статистика:** в прошлой выставке WELDING в 2000 году на общей площади 4.242 кв.м. участвовали 120 фирм из 15 стран мира и посетили выставку вместе с выставками WELDING, SIMET ENVIBRNO 24.943 специалистов-посетителей.

### Киевское бюро выставок Брно (Чехия)

03057 Киев, Украина, пр-т Перемоги, 40 Б  
Тел.: +380 44 456 99 17/19  
Факс: +380 44 456 99 21  
E-mail: messeukr@carrier.kiev.ua

# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ, НАПЛАВЛЕННОГО ЛАЗЕРНО-ПОРОШКОВЫМ МЕТОДОМ

**Н. Н. СКРИПКА**, инж. (Физико-технол. ин-т металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев)

Выполнены исследования структуры и свойств наплавленного слоя на основе никеля, полученного при лазерно-порошковой наплавке. Установлено, что в зависимости от технологических режимов наплавки можно получить покрытия с микрокристаллической, аморфно-кристаллической или аморфной структурой. Проведены испытания на коррозионную стойкость и изнашивание. Установлено, что для деталей, работающих в агрессивных средах и в условиях абразивного изнашивания, целесообразно применять наплавленные слои с аморфно-кристаллической структурой.

**Ключевые слова:** лазерная наплавка, сплавы на основе никеля, структура, коррозионная стойкость, износостойкость

Лазерный луч (как высококонцентрированный источник энергии) имеет большие технологические возможности при выполнении сварочных и наплавочных работ. Особый интерес при лазерной наплавке представляет возможность получения металла аморфной или микрокристаллической структуры в результате расплавления и последующего сверхбыстрого охлаждения в тонком поверхностном слое. Полученные двухфазные (аморфная фаза + кристаллическая) или микрокристаллические (одна или несколько фаз с очень малым размером зерна) наплавленные слои могут иметь высокую коррозионную стойкость, износостойкость, магнитные свойства, повышенную твердость и т. д. [1–3].

Целью данной работы было выявление закономерностей влияния технологических режимов наплавки сплава на основе никеля на свойства получаемых наплавленных слоев.

Исходный порошок имел следующий массовый состав: Ni – основа; Fe – 40 %; В – 4; Cr ≤ 1; Al ≤ 0,5; C ≤ 0,2; Si ≤ 1. Наплавку материала выполняли в защитном газе CO<sub>2</sub>-лазером непрерывного действия с генерацией инфракрасного излучения и длиной волны 10,6 мкм. Базовым экспериментальным оборудованием служил лазерный технологический комплекс «Комета-2М» с номинальной мощностью 1 кВт. Тепловой источник перемещался со скоростью 4...10 мм/с, обеспечивая получение наплавленных валиков шириной 0,5...1,5 мм и высотой до 1 мм. Для фокусировки излучения использовали линзу с фокусным расстоянием  $F = 300$  мм. Наплавку проводили на плоскую поверхность образца из Ст3, предварительно очищенную от окиси на шлифовальном станке. Наплавляемый порошок подавался под углом 45° вслед движению образца.

Структурно-фазовые исследования проводили на дифрактометре «Дрон-3», коррозионную стойкость наплавленных образцов определяли при помощи электронного потенциостата П-5848М. Не-

рабочую поверхность образцов изолировали кислото- и щелочноустойчивыми лаками. Испытания проводили в слабокислой, нейтральной и слабощелочной (pH 4,5...9) средах.

Исследования износостойкости проводили на машине трения конструкции ИПЛ в соответствии

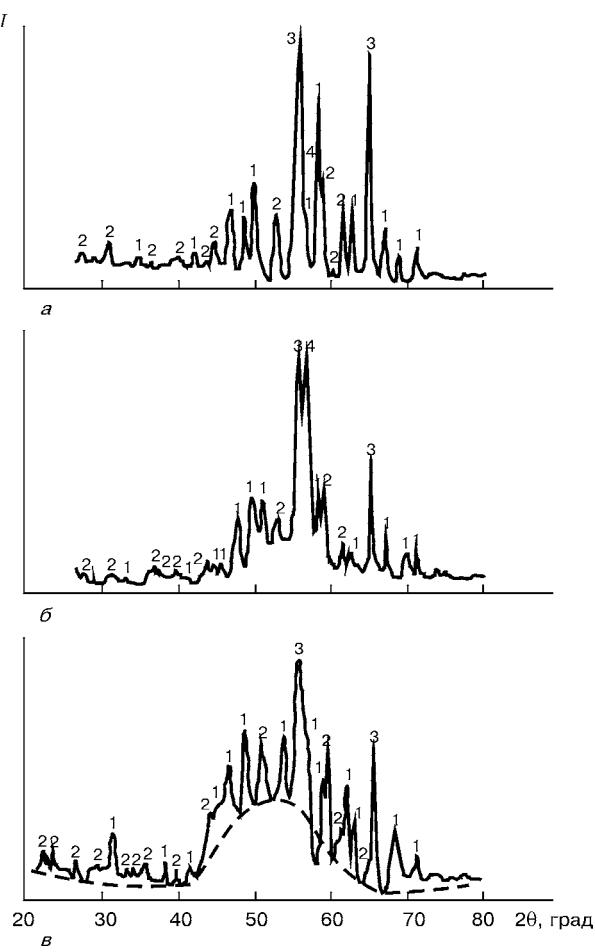


Рис. 1. Рентгенограммы наплавленных слоев из сплава системы Fe-Ni-B: *a* – микрокристаллическая структура (расход порошка  $Q = 0,25$  г/с, скорость наплавки  $v = 5$  мм/с); *б* – аморфно-кристаллическая ( $Q = 0,25$  г/с,  $v = 8$  мм/с); *в* – аморфная ( $Q = 0,15$  г/с,  $v = 6$  мм/с); 1 – Me<sub>3</sub>B (ромбическая упаковка атомов); 2 – Me<sub>3</sub>B (тетрагональная); 3 – γ-Fe; 4 – α-Fe

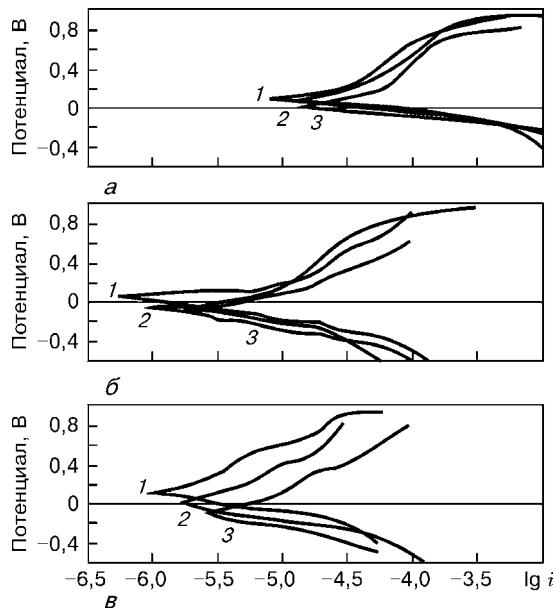


Рис. 2. Электрохимические характеристики наплавленных слоев из сплава системы Fe–Ni–B: *a* – pH 4,5; *b* – 7,0; *c* – 9,0; 1 – аморфная структура; 2 – аморфно-кристаллическая; 3 – кристаллическая; *i* – плотность тока коррозии, А/см

со стандартами 23.201–78, 23.204–87, 23.205–79 и 23.216–84 при трении скольжения без смазки. Испытывали цилиндрические образцы с площадью контакта  $10^{-4}$  м<sup>2</sup>, перемещающиеся по контртелу со скоростью 20 мм/с. Нагрузку на образец изменяли в интервале 5...16 МПа. В качестве материала контртела использовали сталь У8.

На рис. 1 приведены фрагменты рентгенограмм интенсивности рассеяния  $I$  в интервале углов  $2\theta = 0\ldots80^\circ$  ( $\theta$  – угол Вульфа – Брэгга). Анализ показывает, что структура наплавленного слоя зависит от режимов лазерной наплавки. Слои, полученные при расходе порошка 0,25 г/с и скорости 5 мм/с (рис. 1, *a*), имеют кристаллическую структуру и состоят из твердого раствора ( $\alpha + \gamma$ )-железоникелевого сплава и боридов (Fe, Ni)<sub>3</sub>B с тетрагональной ( $a = 0,863$  нм;  $c = 0,437$  нм) и ромбической ( $a = 0,441$  нм,  $b = 0,522$  нм,  $c = 0,662$  нм) упаковками атомов. При расходе порошка 0,25 г/с и скорости наплавки выше 6 мм/с (рис. 1, *b*), фиксируются метастабильные фазы  $M_3B$ ,  $\gamma$ -Fe, однако ярко выраженное аморфное гало отсутствует.

Таблица 1. Результаты измерения ЭДС коррозии наплавленных слоев из сплава системы Fe–Ni–B в различных средах

| Структура наплавленного слоя | pH 9,0 | pH 8,0 | pH 7,0 | pH 6,0 | pH 5,0 | pH 4,0 |
|------------------------------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|
| Аморфная                     | 0,048  | 0,050  | 0,045  | 0,041  | 0,038  | 0,036  |
| Аморфно-кристаллическая      | 0,035  | 0,039  | 0,033  | 0,028  | 0,027  | 0,020  |
| Микрокристаллическая         | 0,027  | 0,031  | 0,024  | 0,021  | 0,017  | 0,014  |

Таблица 2. Коррозионная стойкость наплавленного слоя из сплава системы Fe–Ni–B

| Структура наплавленного слоя | Плотность тока коррозии, А/см <sup>2</sup> |                      |                     |
|------------------------------|--|----------------------|---------------------|
|                              | pH 4,5                                     | pH 7,0               | pH 9,0              |
| Аморфная                     | $6,3 \cdot 10^{-6}$                        | $5,6 \cdot 10^{-7}$  | $1,3 \cdot 10^{-6}$ |
| Аморфно-кристаллическая      | $7,9 \cdot 10^{-6}$                        | $7,9 \cdot 10^{-7}$  | $1,8 \cdot 10^{-6}$ |
| Микрокристаллическая         | $11,4 \cdot 10^{-6}$                       | $17,7 \cdot 10^{-7}$ | $3,2 \cdot 10^{-6}$ |

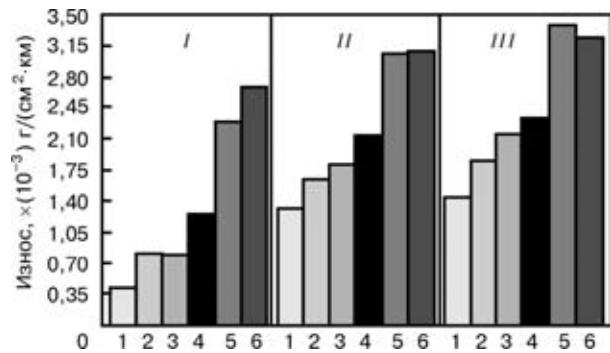


Рис. 3. Суммарный износ наплавленного слоя из сплава системы Fe–Ni–B: I – нагрузка 5,1; II – нагрузка 10,2; III – нагрузка 15,3 МПа; микрокристаллическая структура: 1 –  $Q = 0,25$  г/с,  $v = 4$  мм/с; 2 –  $0,25$  г/с, 5 мм/с; аморфно-кристаллическая структура: 3 –  $Q = 0,25$  г/с,  $v = 6$  мм/с; 4 –  $0,15$ , 6 мм/с; аморфная структура: 5 –  $Q = 0,15$  г/с,  $v = 5$  мм/с; 6 –  $0,15$  г/с, 6 мм/с

твует. Таким образом, можно говорить о том, что в наплавленном слое присутствуют как аморфные, так и кристаллические структурные составляющие.

Наплавленные слои, полученные при расходе порошка 0,15 г/с и скорости наплавки выше 5 мм/с, в поверхностном слое в основном имеют аморфную структуру (рис. 1, *b*). На основе структурного анализа можно предположить, что при наплавке одного валика на данном режиме наплавленный слой имеет аморфную структуру, которая при наплавке соседнего валика претерпевает переход в кристаллическое состояние. Это происходит благодаря тому, что на поверхности наплавленного слоя получается тетрагональный, а не орторомбический борид, который более сферически симметричен ( $a = 0,441$  нм,  $b = 0,522$  нм,  $c = 0,662$  нм), т. е. кристаллизация идет не из расплава, а из аморфного состояния.

Анализ поляризационных кривых (рис. 2) показал, что исследованные наплавленные слои в широком интервале потенциалов ведут себя практически идентично. При анодной поляризации в активной области сила тока линейно зависит от потенциала, а при дальнейшем увеличении потенциала достигается ток насыщения и сила тока изменяется незначительно.

Наплавленные слои имеют высокую коррозионную стойкость. Однако если по потенциальному коррозии они практически одинаковы (табл. 1), то по плотности тока коррозии наблюдается существенное различие (табл. 2). Так, например, в нейтральной среде для слоя с аморфной структурой плотность тока коррозии составляет  $5,6 \cdot 10^{-6}$ , аморфно-кристаллической –  $7,9 \cdot 10^{-6}$ , микрокристаллической –  $17,7 \cdot 10^{-7}$  А/см<sup>2</sup>, в слабощелочной она увеличивается в 2...3 раза, в кислой – в 10.

Высокая коррозионная стойкость микрокристаллических наплавленных слоев объясняется следующим. Известно, что границы зерен в кристаллических сплавах наиболее подвержены коррозии. Кристаллические покрытия, полученные в результате быстрого охлаждения



дения, состоят из очень мелких кристаллитов, поэтому удельная поверхность границ в них велика. Однако в процессе быстрого охлаждения флуктуации химического состава не возникают. Поэтому сплавы, полученные путем быстрого охлаждения жидкости, хотя и являются кристаллическими, но не имеют химической неоднородности на границах кристаллитов, что и обеспечивает высокую коррозионную стойкость.

Были проведены испытания износостойкости наплавленных образцов при трении скольжения металла по металлу без смазки. Суммарный износ после 8 ч испытаний наплавленного слоя из сплава системы Fe–Ni–B представлен на рис. 3. Из него видно, что образцы с микрокристаллической структурой обладают в 1,5...2,0 раза большей износостойкостью, чем образцы с аморфной структурой.

Высокие триботехнические характеристики имеют слои с аморфно-кристаллической структурой, наплавленные при изменении расхода порошка от 0,15 до 0,25 г/с и скорости наплавки 5...6 мм/с. Такие режимы обеспечивают формирование высокопрочной и сравнительно пластичной аморфной матрицы с равномерно распределенными дисперсными частицами упрочняющих фаз. Наличие микрокристаллических включений в аморфной матрице повышает твердость и резко улучшает триботехнические характеристики образцов. Слои с аморфно-кристаллической структурой име-

ют достаточно высокое сопротивление изнашиванию, которое тем выше, чем больше дисперсность частиц боридов и равномернее их распределение в объеме наплавленного слоя.

Таким образом, коррозионно- и износостойкие свойства наплавленных слоев из сплава системы Fe–Ni–B зависят от структуры. Важным фактором, позволяющим управлять структурой и свойствами, является выбор технологических режимов наплавки. В зависимости от количества подаваемого порошка и скорости наплавки можно получать аморфную, аморфно-кристаллическую и микрокристаллическую структуры. Максимальная износостойкость наблюдается у наплавленных слоев с микрокристаллической структурой, а высокие коррозионные свойства — у слоев с аморфной структурой. Для работы в условиях абразивного изнашивания в коррозионных средах целесообразно применение наплавленных слоев из сплава системы Fe–Ni–B с аморфно-кристаллической структурой, имеющих высокие коррозионные и износостойкие свойства.

1. *Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов /* Н. Н. Рыкалин, А. А. Углов, И. В. Зуев, А. Н. Кокора. — Справочник. — М.: Машиностроение, 1985. — 496 с.
2. *Мацевитый В. М. Покрытия для режущих инструментов.* — Харьков: Вища шк., 1987. — 128 с.
3. *Судзуки К., Фудзимори С., Хасимото К. Аморфные металлы.* — М.: Металлургия, 1987. — 328 с.

Studied were the structure and properties of the deposited nickel-based layer, produced in laser-powder surfacing. It is found that depending on the process modes of surfacing it is possible to produce coatings with a microcrystalline, amorphous-crystalline or amorphous structure. Testing for corrosion resistance and wear was performed. It is found that for parts, operating in aggressive media and under the conditions of abrasive wear, it is rational to apply directed layers with amorphous-crystalline structure.

Поступила в редакцию 10.07.2001



# ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ КАПЛИ РАСПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА НА ТОРЦЕ ПЛАВЯЩЕГОСЯ ЭЛЕКТРОДА

**Н. М. ТАРАСОВ**, д-р техн. наук, **А. К. ГОРЛОВ**, канд. техн. наук, **С. Н. ЛАШКО**, инж.  
(Нац. аэрокосм. ун-т «Харьковский авиационный институт»)

Описан численный метод определения массы и средней температуры капли на торце плавящегося электрода при дуговой сварке. Учитываются изменения теплофизических характеристик материала, наличие фазовых переходов, программное изменение тока дуги. Расчетные данные для капель меди, титана, алюминия совпадают с экспериментальными с точностью, соизмеримой с погрешностью эксперимента. Программное изменение тока дуги расширяет возможности регулирования температуры и массы капель расплавленного металла.

**Ключевые слова:** капля, плавящийся электрод, дуга, численный метод, моделирование, расчет, эксперимент, точность, идентичность

Разработка прецизионных способов сварки, наплавки, пайки одиночной каплей расплавленного металла регулируемой массы и теплосодержания [1] потребовала создания расчетной модели процесса с целью определения основных параметров капли с использованием современных методов расчета и ЭВМ.

В данной работе приведены результаты исследований процесса образования капли металла из отрезка плавящегося электрода, охлаждаемого массивным теплоотводящим мундштуком для варианта крупных капель ( $d_k > d_e$ , где  $d_k$ ,  $d_e$  — соответственно диаметр капли и электрода). Такой вариант характерен для режимов нагрева малоамперной дугой и удобен для проведения экспериментальных исследований и измерений, что необходимо для идентификации расчетных и экспериментальных данных.

Сущность численного метода базируется на том, что вылет электрода разбивается на ряд элементов и для каждого элемента и каждого интервала времени записываются и используются для расчета законы сохранения энергии, Джоуля–Ленца, теплопроводности Фурье, теплообмена Ньютона, излучения Стефана–Больцмана. Составляется уравнение теплового баланса для каждого элемента и определяется приращение его температуры в каждый момент времени.

Расчеты ведутся с учетом изменения теплофизических характеристик материала электрода от температуры и фазовых превращений, в том числе расплавления. Кроме того, для различных стадий процесса учитываются изменения формы, размеров электрода и капли. Расчет может быть выполнен с любой степенью точности. На всех стадиях определяются характеристики и параметры процесса. Вводя приемлемые упрощения процесса, на современных ЭВМ расчет выполняется за непродолжительное время.

Процесс формирования капли из отрезка электрода (рис. 1) можно разделить на следующие три стадии: первая стадия — нагрев электрода в твердом состоянии до появления на торце незначительной зоны расплавленного металла; вторая стадия — развитие зоны расплавления значительных размеров, когда диаметр капли превышает диаметр электрода; третья стадия — полное расплавление вылета электрода и дальнейшая выдержка капли максимальных размеров у торца мундштука.

Тепловой расчет первой стадии сводится к расчету температурного поля стержня конечной длины, нагреваемого дугой на одном торце при сохранении на другом (у мундштука) температуры окружающей среды. Для второй стадии характерно непрерывное изменение размеров капли и электрода, что существенно усложняет расчет (нестационарная задача теплопроводности системы тел с изменяющимися размерами). В связи с этим принимаем, что температура  $T$  по радиусу электрода не изменяется и является функцией двух переменных  $T = f(x, t)$ , где  $x$  — координата по оси электрода. Каплю рассматриваем как объект сферической формы с усредненной температурой.

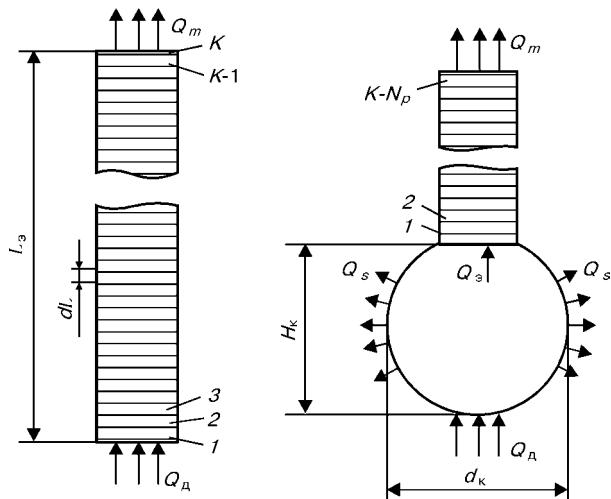


Рис. 1. Схема к тепловому расчету процесса образования капли расплавленного электродного металла

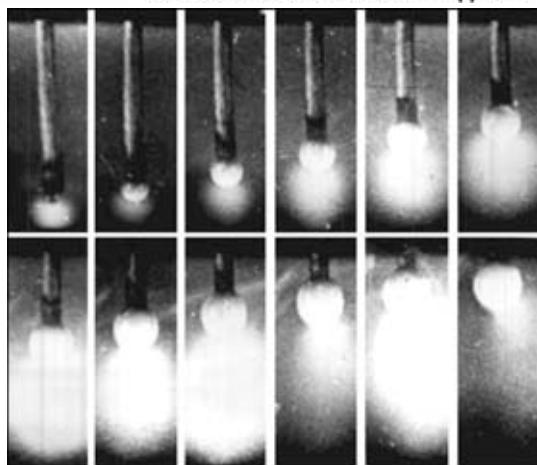


Рис. 2. Кинокадры процесса плавления электрода из меди М1 при  $d_s = 1,0$  мм;  $L_s = 9,5$  мм;  $I_d = 30$  А;  $t_d = 0,3$  с

Такие допущения позволяют свести объем вычислений до приемлемого уровня.

Уравнение теплопроводности для случая нагрева электрода дугой в предположении одномерности теплового поля, согласно [2], принимает вид

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{i^2 \rho}{c \gamma}, \quad (1)$$

где  $\alpha$  — коэффициент температуропроводности;  $c$  — теплоемкость;  $\gamma$  — плотность;  $\rho$  — удельное электросопротивление электродного материала;  $i$  — плотность тока.

Вылет электрода разбиваем на ряд одинаковых элементов толщиной  $\delta_c$ . Общее количество элементов  $k$  выбираем равным 100. Температура каждого элемента через интервал времени  $\Delta t$  (номер интервала  $n+1$ ) равна температуре на предыдущем интервале плюс приращение температуры

$$T_{k,n+1} = T_{k,n} + \Delta T d_{k,n}. \quad (2)$$

Для определения  $\Delta T_{k,n}$  используем уравнение (1) и граничные условия. Приращения температуры во внутренних элементах электрода за время  $\Delta t$  составляет

$$\Delta T_{k,n} = \frac{\Delta t \alpha}{\delta_c^2} (T_{k+1,n} + T_{k-1,n} - 2T_{k,n}) + \frac{i^2 \rho \Delta t}{c \gamma}, \quad (3)$$

а для элемента ( $k=1$ ), нагреваемого дугой:

$$\Delta T_{1,n} = \frac{q}{c \gamma \delta} \Delta t + \frac{\Delta t \alpha}{\delta_c^2} (T_{k+1,n} - T_{k,n}) + \frac{i^2 \rho \Delta t}{c \gamma}. \quad (4)$$

Для элемента, совпадающего с торцом мундштутка ( $k=100$ ), температура сохраняется неизменной ( $T_{100} = 20$  °C), благодаря значительному отводу тепла  $Q_m$  в мундштук.

Мощность дуги, выделяемая на электроде

$$q = U_d I_d \eta_e, \quad (5)$$

где  $U_d$  — напряжение на дуге;  $I_d$  — ток дуги;  $\eta_e$  — эффективный КПД нагрева электрода дугой (для дуги постоянного тока обратной полярности в аргоне  $\eta_e = 0,4$ ). Плотность тока в электроде  $i = I_d / F_e$ , в капле  $i = I_d / F_k$ , где  $F_e$ ,  $F_k$  — соответственно площади поперечного сечения электрода и капли.

Интервал времени  $\Delta t$ , удовлетворяющий условию устойчивости разностной схемы [3]

$$\Delta t \leq \frac{\delta c \gamma}{2 \lambda}, \quad (6)$$

принят равным 0,0001 с.

Характеристики электродного материала в зависимости от температуры определяются с помощью отдельной программы. Для этого величины  $c$ ,  $\lambda$ ,  $\rho$ , зависящие от температуры и взятые из справочных данных [4, 5] по рекомендациям работы [6], представляют в виде кусочно-линейных функций.

Влияние теплоты фазового перехода  $Q_{\phi,n}$  (в том числе при расплавлении) на процесс нагрева учитывается в расчетах временной приостановкой роста температуры данного элемента при достижении ею температуры фазового перехода. При этом используем выражения (3), (4), вычисляем и суммируем приращение температуры  $\Delta T$ , сравнивая ее с величиной  $\Delta T_{\phi,n} = Q_{\phi,n} / c \gamma$  ( $\Delta T_{\phi,n}$  — условное приращение температуры для осуществления фазового перехода). Дальнейший рост температуры элемента рассчитываем лишь при  $\Delta T > \Delta T_{\phi,n}$ .

После того, как в электроде расплавились один или больше элементов, расчет ведется для системы жидккая капля — электрод.

Уравнение теплового баланса для капли

$$\Delta Q = Q_d + Q_{dk} - Q_s - Q_\vartheta, \quad (7)$$

где  $\Delta Q$  — энергия, затрачиваемая на повышение теплосодержания капли;  $Q_d$  — энергия дуги;  $Q_{dk}$  — джоулево тепло;  $Q_s$  — расход тепла с наружной поверхности капли в результате излучения и конвективного теплообмена;  $Q_\vartheta$  — расход тепла в электрод, равный

$$Q_\vartheta = \lambda_{jk,m} \frac{F_\vartheta \Delta T_k \Delta t}{\delta_j}, \quad (8)$$

где  $\Delta T_k$  — перегрев капли, равный  $T_k - T_{pl}$ ;  $\delta_j$  — высота слоя жидкости, равная половине высоты капли;  $\lambda_{jk,m}$  — теплопроводность жидкого металла с учетом перемешивания;  $T_{pl}$  — температура плавления. Тепло  $Q_\vartheta$  подводится к первому твердому элементу электрода, примыкающему к капле.

При вычислении  $Q_\vartheta$  принимаем, что поверхность капли имеет среднюю температуру  $T_k$ , а форма поверхности сферическая. Тогда

$$Q_s = a(T_k - T_0)S \Delta t + \sigma(T_k^4 - T_0^4)S \Delta t, \quad (9)$$

где  $a$ ,  $\sigma$  — коэффициент соответственно конвективного теплообмена и теплообмена излучением;  $T_0$  — температура окружающей среды;  $S$  — площадь поверхности капли.

Приращение температуры капли через интервал времени  $\Delta t$  составит



## НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

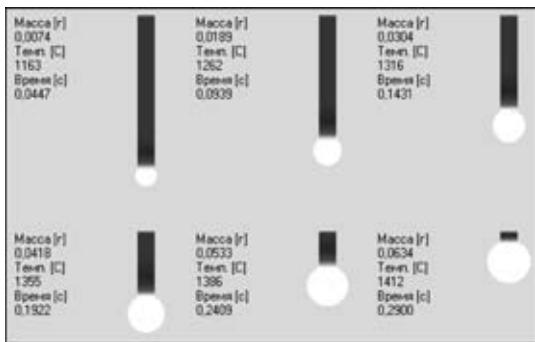


Рис. 3. Изображения капли на электроде, полученные численным моделированием на ЭВМ

$$\Delta T_{k,n} = \frac{\Delta Q}{m_{Kc}\gamma} \quad (10)$$

Для практики важно определение массы капли  $m_k$  и средней температуры капли  $T_k$ , поскольку эти величины в наибольшей мере определяют процесс сварки и характеристики получаемых соединений.

Массу капли рассчитываем по количеству расплавившихся элементов, а величину  $T_k$  для любого интервала времени по выражению

$$T_{k,n+1} = T_{k,n} + \Delta T_{k,n}, \quad (11)$$

где  $T_{k,n}$  — температура капли на предыдущем интервале.

Расчеты выполняли на ЭВМ с последовательным использованием выражений (1)–(11). Расчетные данные  $L_3$  и  $m_k$  представлены в визуальном виде, аналогично кинокадрам процесса, что удобно для анализа и сравнения с данными киносъемки (см. рис. 2).

На рис. 2 показаны кадры процесса плавления электрода из меди М1, полученные скоростной киносъемкой, а на рис. 3 — соответствующие стадии процесса плавления, полученные расчетным путем на тех же режимах. Расчеты соответствуют нечетным кадрам киносъемки. Сравнение результатов киносъемки и данных моделирования показывает, что имеется полная идентичность процессов. Изображения реального и смоделированного процессов совпадают с точностью, соизмеримой с

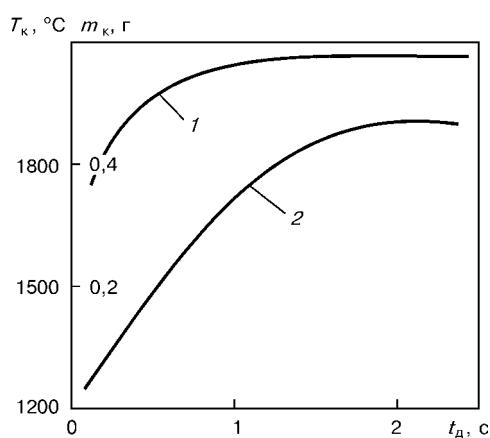


Рис. 4. Зависимость  $m_k$  (кривая 1) и  $T_k$  (кривая 2) от времени горения дуги из сплава ВТ-1 ( $d_3 = 3,0$  мм)

### Регулирование процесса формирования капель сплава ВТ-1 при $d_3 = 3,0$ и $L_3 = 16$ мм

| $I_d$ , А | $t_d$ , с | Масса капли, мг |             |
|-----------|-----------|-----------------|-------------|
|           |           | расчет          | эксперимент |
| 85        | 1,3       | 319             | 317         |
| 120       | 0,75      | 282             | 280         |
| 120       | 0,90      | 338             | 335         |

погрешностью экспериментальных измерений длины электрода и диаметра капли.

Рассмотрим данные расчета  $m_k$  и  $T_k$  для титанового сплава ВТ-1 и сравним их с экспериментальными данными.

Анализ расчетных зависимостей показал, что величина  $m_k$  вначале возрастает линейно, затем ее рост замедляется и при некотором значении  $t_d$  полностью прекращается (рис. 4).

Температура капли в начальный момент формирования растет быстро, затем замедляется и в конечной стадии формирования  $T_k$  достигает установленного значения (рис. 4). При увеличении тока дуги  $T_k$  возрастает. Большему значению массы капли соответствует большее значение  $T_k$  при том же токе дуги. Перегрев капель из сплава ВТ-1 составляет 400...550 °C в зависимости от  $I_d$  и  $m_k$ .

При работе на обычных режимах ( $I_d \approx \text{const}$ )  $m_k$  и  $T_k$  с течением времени возрастают. Качественно другие результаты получаются при программном регулировании тока. Например, при ступенчатом снижении тока дуги до 40 А в конечной стадии процесса (при  $t_d = 1,2$  с, рис. 5) характер зависимостей  $T_k = f(t)$  и  $m_k = f(t)$  существенно изменяется. При  $t_d > 1,2$  с температура капли снижается, а масса продолжает возрастать. Благодаря этому возможно более гибкое регулирование процесса формирования капель, что позволяет получить необходимые значения  $m_k$  и  $T_k$  и регулировать процесс образования и характеристики соединений. Результаты расчета сравнивали с экспериментальными данными. При экспериментальных исследованиях измеряли массу расплавленного металла при различных  $I_d$  и  $t_d$ , для чего с помощью специального устройства расплавленный металл электрода в определенный момент времени принуди-

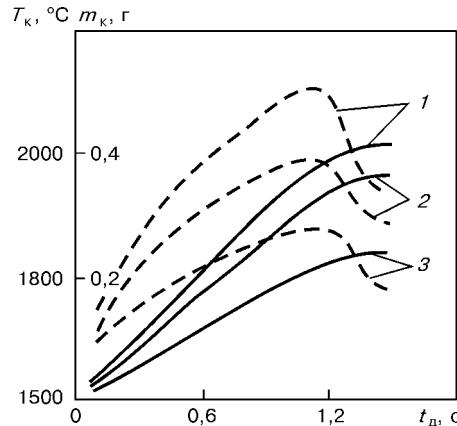


Рис. 5. Зависимость  $m_k$  (сплошная кривая) и  $T_k$  (штриховая) от времени для различных значений  $I_d$  при уменьшении тока в конце цикла: 1 —  $I_d = 160$ ; 2 — 140; 3 — 120 А. Сплав ВТ-1,  $d_3 = 3,0$  мм



тельно отделяли от электрода и после охлаждения взвешивали. Результаты измерений  $m_k$  совпали с расчетными с точностью до 5 % в широких пределах  $I_d$  и  $t_d$  (см. таблицу).

Измеряли также температуру капли, для чего в объем жидкой капли кратковременно вводили вольфрамиевую термопару. ТермоЭДС при этом измеряли электронным осциллографом путем фотографирования с экрана. Температуру капли определяли по термоЭДС с помощью градириной таблицы. Расчетная средняя температура капли для ВТ-1 составила 2091, а измеренная при тех же значениях  $I_d$  и  $t_d$  — 2040 °C.

Выполненные расчеты и эксперименты для широкой номенклатуры электродных материалов (серебра, меди, бронзы Бр.КМц3-1, стали 10 и 10Х18Н9Т, титановых и алюминиевых сплавов) показали хорошую сходимость результатов. Для указанных материалов составлена база данных теплофизических характеристик, необходимых для расчетов. В ней для каждого материала предусмотрены уточненные значения мощности приэлектродной области, задаваемой коэффициентом  $\eta_s$ , а также теплопроводности материала жидкой капли с учетом перемешивания  $\lambda_{ж.m}$ . Задание этих зна-

чений одинаковыми для всех материалов приводит к увеличению погрешности расчета и эксперимента.

Таким образом, рассматриваемый метод расчета  $I_k$  и  $T_k$  обеспечивает высокую точность. С его помощью можно получить достоверные данные, не прибегая к сложным трудоемким экспериментам. Особую ценность представляют данные о температурных циклах капли при различных диаграммах тока дуги, теплосодержании капли в различные моменты времени, что позволяет целенаправленно решать практические задачи получения высококачественных соединений.

1. Тарасов Н. М. Особенности формирования капель расплавленного металла на торце электрода при его охлаждении массивным мундштуком // Свароч. пр-во. — 1981. — № 5. — С. 7–8.
2. Лыков А. В. Теплообмен. — М.: Энергия, 1978. — 480 с.
3. Самарский А. А. Теория разностных схем. — М.: Наука, 1977. — 656 с.
4. Таблицы физических величин. Справочник / Под ред. И. К. Кикоина. — М.: Атомиздат, 1976. — 1008 с.
5. Теплофизические свойства веществ. Справочник / Под ред. Н. Б. Варгатика. — М.: Госэнергоиздат, 1956. — 368 с.
6. Столович Н. Н., Миницкая Н. С. Температурные зависимости теплофизических свойств некоторых металлов. — Минск: Наука и техника, 1975. — 157 с.

Numerical method of determination of mass and mean temperature of drop at the consumable electrode end in arc welding is described. Changing in thermophysical characteristics of material, presence of phase transitions, programmed change of arc current are taken into account. The calculated data for drops of copper, titanium, aluminium are coincided with experimental data with an accuracy being comparable with an experiment error. The programmed change in arc current widens the feasibility of control of temperature and mass of the molten metal drops.

Поступила в редакцию 27.07.2001

## ИНСТИТУТ ЭЛЕКТРОСВАРКИ им. Е. О. ПАТОНА НАН УКРАИНЫ объявляет ежегодный набор в

### АСПИРАНТУРУ по специальностям:

- ☒ сварка и родственные технологии
- ☒ автоматизация технологических процессов
- ☒ металловедение и термическая обработка металлов
- ☒ металлургия высокочистых металлов и специальных сплавов

### ДОКТОРАНТУРУ по специальностям:

- ☒ сварка и родственные технологии
- ☒ автоматизация технологических процессов
- ☒ металлургия высокочистых металлов и специальных сплавов

Прием в аспирантуру проводится в сентябре месяце  
Контактный телефон: 227 89 54

Документы направлять по адресу:  
03680, Украина, Киев-150, МПС, ул. Боженко, 11  
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, аспирантура



# ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ ЛАЗЕРНО-ДУГОВОЙ СВАРКИ (Обзор)

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

Отражены динамика и тематическая направленность научных публикаций о гибридных и комбинированных лазерно-дуговых процессах и способах их создания на основе современных перспективных сварочных технологий. Проведено сравнение лазерно-дуговой сварки с лазерной. Обоснован выбор направлений дальнейших исследований.

**Ключевые слова:** лазерно-дуговая сварка, тенденции развития, схемы процесса, сравнение режимов, достоинства, область внедрения

Лазерно-дуговые способы сварки были разработаны во второй половине 1970-х гг. в Англии [1]. Исследования в этой области проводили специалисты многих научно-исследовательских институтов [2–20], в том числе ИЭС им. Е. О. Патона [18]. Материалы, изложенные в работах [21, 22], дают представление о физических процессах, происходящих во время сварки указанными способами, и содержат ряд экспериментальных данных, на которых базировались авторы при попытке произвести оценку перспектив дальнейшего технологического развития комбинированных лазерно-дуговых процессов и выбор направлений собственных исследований.

В литературе встречаются термины «гибридный» и «комбинированный» способы сварки. В дальнейшем под понятием гибридный будем подразумевать такой способ сварки, при котором лазерное излучение и электрическая дуга действуют совместно на одну точку и физическая сущность такого действия отличается от действия каждой из составляющих. Под понятием комбинированный будем понимать способ сварки, при котором лазерное излучение и дуга создают единый термический цикл процесса, однако физическая сущность действия каждой из составляющих остается неизменной.

Нами было проанализировано 92 публикации, касающиеся лазерно-дуговой сварки и родственных процессов (рис. 1 и 2). Если их распределить в хронологическом порядке (рис. 1), то вырисовывается следующая картина. С 1978 по 1981 гг. исследования проводили ученые научной школы профессора Стина [1–5]. После того как их результаты стали достоянием мировой научной общественности, их подвергли критическому изучению. Возможно, этим объясняется отсутствие публикаций в 1982 г. Затем наблюдается повышенный интерес к исследованиям в данной области (см. пики в 1983–1986 и 1988–1991 гг. на рис. 1). После непродолжительной паузы в 1992–1993 гг. происходит постепенный подъем. Если в ближайшие год-два такой рост количества исследовательских работ сохранится, то можно будет говорить

о тенденции дальнейшего развития лазерно-дуговых технологий.

Согласно [21, 22], можно выделить пять основных направлений исследований: сварка тонколистовых металлов; сварка толстолистовых металлов; наплавка и термообработка; физические исследования; прочие (оригинальные оборудование и технологии сварки, резки и т. д.). Сгруппировав работы по направлениям и расположив их в хронологическом порядке, получим картину, показанную на рис. 2. Со времени появления лазерно-дуговых способов по 1985 г. наблюдалось доминирование экспериментальных исследований и рост интереса к патентованию всевозможных способов обработки и конструкций для их реализации. Затем, очевидно, после накопления достаточного фактического материала (1988–1991 гг.) произошла интенсификация исследований в области физики процесса. На этом фоне с 1978 по 1990 гг. вопросы сварки толсто- и тонколистовых металлов исследовались достаточно планомерно. Начиная с 1994 г. и по настоящее время установился паритет во всех направлениях научных исследований в указанной области. Это свидетельствует о системном подходе к решению возникающих проблем, а также о расширении круга исследований. Такая стабильность работ тематической направленности позволяет надеяться на то, что гибридные и комбинированные способы займут такое же место в науке и технике, как и их составляющие (лазерные и дуговые технологии). Отметим, что при относительно стабильном интересе исследователей к сварке тонко- и толстолистовых металлов, все же

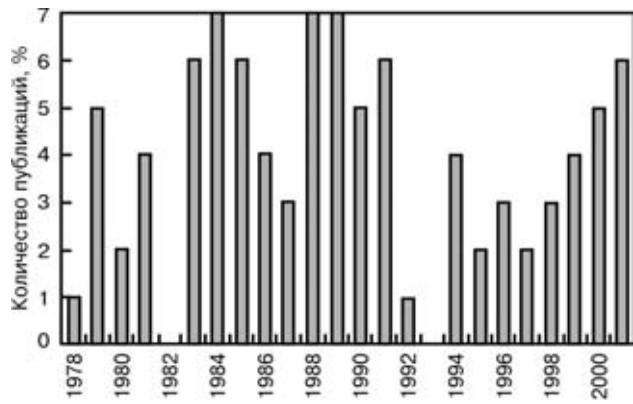


Рис. 1. Хронология интенсивности исследований лазерно-дуговых способов обработки материалов

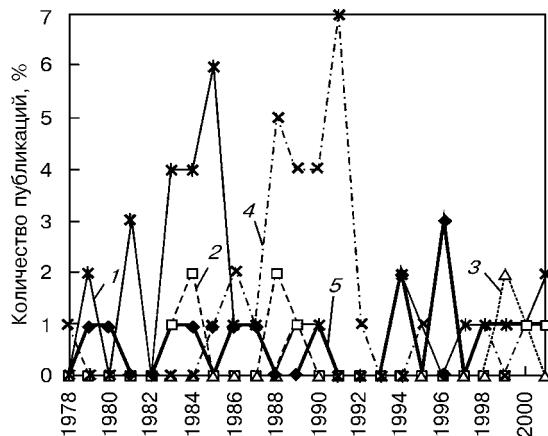


Рис. 2. Хронология тематических направлений исследований: 1 – сварка соответственно тонко- и толстолистовых металлов; 2 – наплавка и термообработка; 3 – физические исследования; 5 – прочие направления (например, разработка оригинального оборудования, технологии сварки, резки и пр.)

в 1984 и 1988 гг. акцент делался на сварку толстолистовых металлов, а в 1994 и 1996 гг. – на сварку тонколистовых.

На основании анализа работ [1–22] можно отметить следующее. Так называемый синергетический эффект [6] от совместного использования лазерного излучения и электрической дуги (эффект нарушения аддитивности теплового воздействия на изделие лазерного пучка и дуговой плазмы) вызван переходом от теплопроводностного режима сварки к режиму кинжалевого (глубокого) проплавления. При использовании сравнительно маломощных лазерного и дугового источников в отдельности определено, что ни у одного из них не хватает плотности мощности для достижения сквозного проплавления металла (обычно тонколистового). В случае их комбинации дуга, согласно механизму, описанному в работе [17], «привязывается» к месту действия лазерного излучения на изделие (анод). Дуга сжимается в пределах факела лазерной плазмы, при этом эффект блуждания анодного пятна устраняется [1–3]. Благодаря дополнительному энерговкладу дуги, застабилизированной лазерным излучением, а также увеличению поглощательной способности перегретого металла режим проплавления от теплопроводностного переходит к кинжалевому. При этом возникает характерный для лазерной сварки пародинамический канал, в который, следуя за лазерным излучением и образуемой им из паров металла плазмой, опускается анодная область столба сжатой дуги. Как только преодолевается порог между теплопроводностным и кинжалевым режимами проплавления, объем переплавленного металла резко возрастает, что позволяет увеличить глубину провара или скорость сварки в 1,5...2,0 раза [12].

Преимуществом способа гибридной лазерно-дуговой сварки является переход к режиму глубокого проплавления. Поэтому использование этого способа оправдывает себя при сварке тонколистовых металлов [2, 8, 9–12], когда требуются сравнительно малые лазерные мощности (до 1,0...1,5 кВт для CO<sub>2</sub>-лазера или 300...1000 Вт для ИАГ:Nd-лазера) и дуга мощностью около 1 кВт, способная оказывать воздей-

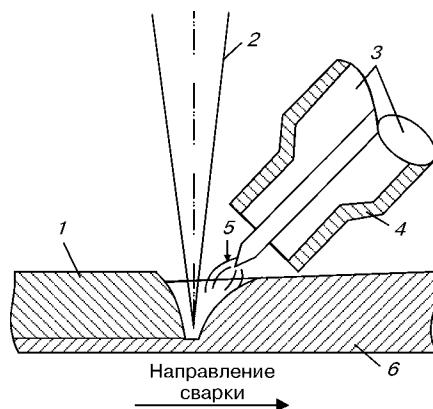


Рис. 3. Схема процесса лазерно-дуговой сварки при использовании дуги с неплавящимся электродом [10]: 1 – шов; 2 – лазерный пучок; 3 – неплавящийся электрод; 4 – сопло; 5 – дуга; 6 – изделие

тие, эквивалентное увеличению мощности лазерного излучения на 1 кВт. Важным моментом также является применение малых и средних токов дуги. При токах более 300 А эффект «привязки» анодной области дугового разряда к пятну лазерного нагрева в приведенной публикации не зафиксирован [2]. Схема такой гибридной сварки аналогична показанной на рис. 3.

При сварке металла большой толщины возможно применение разнообразных технологических приемов. Одним из способов может быть лазерно-дуговая сварка с использованием дуги, горящей на плавящемся электроде (рис. 4). Разделка шва выполняется таким образом, чтобы с помощью лазерного излучения производилась заварка корневого шва и заполнение разделки металлом плавящегося электрода [10, 20]. При этом, варьируя расстояние *a* между зонами действия лазерного излучения и дуги, можно подобрать такой общий сварочный термический цикл, при котором устраняются негативные последствия лазерной сварки. Так, например, при стыковой сварке листов стали толщиной 20 мм с V-образной разделкой кромок подобрали термический сварочный цикл, при котором происходила нормализация корневого шва,

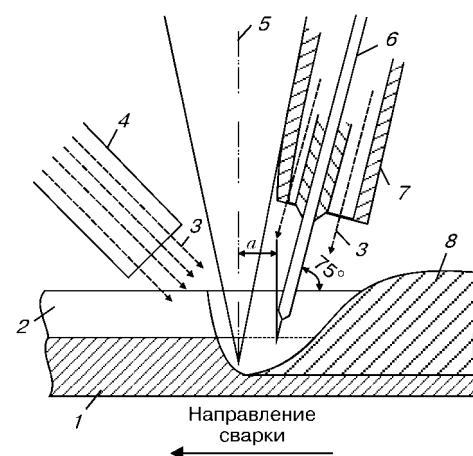


Рис. 4. Схема процесса лазерно-дуговой сварки с использованием дуги, горящей на плавящемся электроде [10]: 1 – изделие; 2 – разделка; 3 – защитный газ; 4 и 7 – сопла; 5 – лазерный пучок; 6 – электродная проволока; 8 – шов; 9 – изделие; *a* – расстояние между источниками тепла

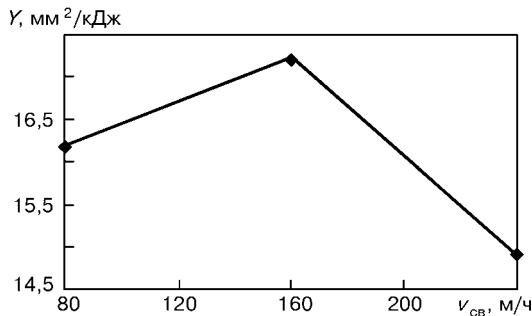


Рис. 5. Зависимость темпа сварки  $Y$  алюминиевого сплава 5052 от скорости сварки  $v_{\text{св}}$  по схеме рис. 3 при комбинации, сварочных источников малой мощности (мощность лазерного излучения 600 Вт,  $I_d = 30 \dots 70$  А) [11]

а распределение твердости между основным металлом и металлом шва было однородным. При этом использовали следующий режим сварки: мощность лазера — 6,3 кВт; мощность дуги — 18,55 кВт; скорость сварки — 0,6 м/мин; расстояние между лазерным и дуговым источниками — 30 мм [7].

Проанализируем режимы гибридной и комбинированной сварки с целью определения оптимальных параметров, таких, при которых с минимальными затратами энергии достигается максимальная площадь переплавленного металла (наибольшая глубина проплавления на данной скорости). Для этого воспользуемся комплексной величиной — темпом сварки [23]. Она представляет собой произведение глубины проплавления  $h$  (мм) и скорости сварки  $v_{\text{св}}$  (м/с), отнесенное к мощности сварочного источника. В нашем случае темп сварки  $Y$  можно записать как

$$h v_{\text{св}} / (P_l + P_a) [\text{мм}^2/\text{кДж}],$$

где  $P_l$  — мощность лазерного излучения, кВт;  $P_a$  — мощность дуги, кВт. По результатам работ [10, 11, 20] были вычислены значения темпа гибридной и комбинированной сварки для различных скоростей ведения процесса и построены графические зависимости, представленные на рис. 5–7.

Из-за различия свариваемых материалов данные, представленные на рис. 5 и 6, не подлежат сравнению. По ним нельзя сделать заключение об эффективности применения сварочных источников большой и малой мощности. Однако поскольку, согласно работам [2, 3], эффект привязки анодного пятна дуги на изделие наблюдается при токах до 300 А, то в случаях, показанных на

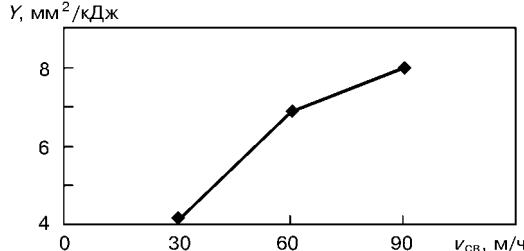


Рис. 7. Зависимость темпа сварки стали от скорости сварки по схеме рис. 4 (мощность лазерного излучения 3,0...5,7 кВт,  $I_d = 350 \dots 370$  А) [20]

рис. 5 и 6, имеет место гибридный лазерно-дуговой процесс. Отсюда можно сделать вывод, что для предварительного подогрева металла дугой с неплавящимся электродом и последующего совместного действия дуги и лазерного излучения оптимальные значения темпа сварки достигаются при  $v_{\text{св}} = 160 \dots 180$  м/ч. Из рис. 6 и 7 видно, что при одинаковых скоростях сварки применение упомянутых технологических схем (см. рис. 3 и 4) имеет близкую эффективность. Однако для определения оптимальной скорости сварки по схеме рис. 4 (рис. 7) имеющихся данных недостаточно.

Для сравнения по данным работы [10] построена кривая зависимости темпа лазерной сварки от ее скорости (рис. 8). Из рисунка видно, что скорость сварки 180 м/ч является оптимальной для ведения такого процесса, а  $Y = 25 \text{ mm}^2/\text{kДж}$ , что выше значений аналогичной величины при гибридном процессе (рис. 6). Сравнение двух способов сварки (рис. 6 и 8) свидетельствует о том, что для получения равной площади переплавленного металла шва (аналогичной глубины проплавления) при лазерной сварке требуются меньшие энергетические затраты, чем при гибридном способе. Таким образом, лазерная сварка предпочтительнее лазерно-дуговой.

Интересен вопрос о влиянии дуговой плазмы на лазерное излучение. В ходе проведенных нами исследований сварки излучением CO<sub>2</sub>-лазера, комбинированным с дугой неплавящегося вольфрамового электрода, наблюдалось проявление известного эффекта — экранирование лазерного излучения аргоновой плазмой. Он был устранен при замене плазмообразующего газа на гелий. Возможно, по той же причине для ведения комбинированного процесса использовали гелий [10]. В работах [1–5] при сварке на вольфрамовый электрод подавали аргон, а зону действия лазерного излучения защищали гелием. В работе [16] исследовали экранирование лазерного излучения с

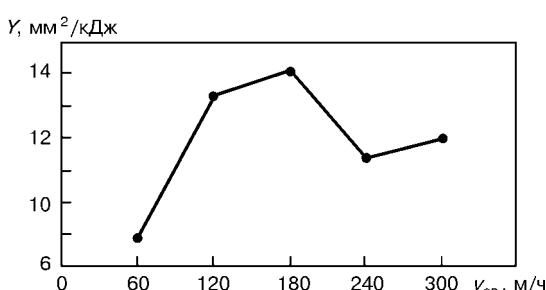


Рис. 6. Зависимость темпа сварки углеродистой конструкционной стали от скорости сварки по схеме рис. 3 при комбинации сварочных источников большой мощности (мощность лазерного излучения 1...5 кВт,  $I_d = 100 \dots 300$  А) [10]

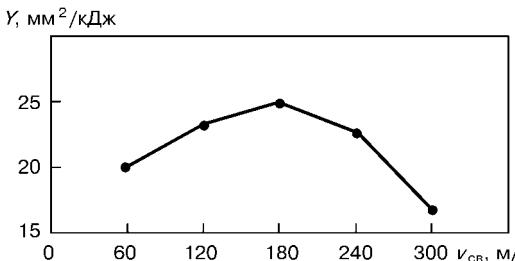


Рис. 8. Зависимость темпа сварки от скорости лазерной сварки углеродистой конструкционной стали при мощности лазерного излучения 5 кВт [10]

различной длиной волны плазмой столба аргоновой дуги различной мощности. Было доказано, что с уменьшением длины волны эффект экранирования снижается. Отсюда напрашивается вывод о целесообразности применения излучения ИАГ:Nd-лазера для сварки по схеме рис. 3. В качестве примера в работе [13] рассмотрено соединение листов алюминиевых сплавов толщиной около 3 мм ИАГ:Nd-лазером мощностью 360 Вт совместно с дуговой сваркой неплавящимся электродом на токе 50 А. В то же время для сварки по схеме рис. 4 желательно применять мощный СО<sub>2</sub>-лазер [7, 10, 20]. При этом представляют интерес результаты исследований, в ходе которых в качестве защитного газа вместо аргона и гелия применяли углекислый газ.

Авторами работ [19, 21, 22] было предложено применить дополнительное фокусирование лазерного излучения в плазме гибридного разряда при использовании специальных лазерно-дуговых плазмотронов, а также управление плазменной линзой, что должно способствовать повышению эффективности процессов сварки, резки, термообработки и нанесения покрытий. Однако все отмеченное выше нуждается в тщательной экспериментальной проверке, поскольку известные до сих пор эффекты перефокусирования лазерного излучения экранирующей плазмой приводят к ухудшению условий фокусирования [24].

В настоящее время лазерная сварка тонколистовых металлов используется (например, при изготовлении заготовок для штамповки кузовных элементов автомобилей), не только для повышения производительности, но и для получения качественного узкого шва с минимальной ЗТВ. Как показано в некоторых работах (например [15]), при гибридной и комбинированной сварке получаемые швы уже, чем при дуговой сварке, но шире, чем при лазерной. При этом их ЗТВ больше, чем в случае лазерной сварки. Небольшое «провисание» лазерных швов, о котором упоминается в этих работах, может быть устранено за счет подбора режимов сварки [25]. Скоростные преимущества гибридных способов сварки [14] весьма относительны, так как наращивание мощности излучения при лазерной сварке способствует линейному повышению скорости, а наращивание мощности лазера и дуги при лазерно-дуговой сварке может привести к прекращению устойчивости эффекта контрагирования анодной области дуги и, как следствие, к потере роста глубины провара [10, 11] или ухудшению качества реза при гибридной резке [3]. Поэтому вытеснение лазерной сварки комбинированными технологиями, о которой шла речь в работе [14], маловероятно.

## Выводы

1. Для скоростной сварки тонких листов из различных металлических материалов целесообразно применять комбинацию излучения ИАГ:Nd-лазера с дугой неплавящегося электрода. В таком случае нет необходимости использовать мощные лазерные установки и гелий в качестве защитного газа. При

этом возможно получение металла шва с требуемой структурой и улучшение дегазации сварочной ванны.

2. При сварке тонких листов из различных металлов толстостенных изделий возможно использование различных технологических приемов. Одним из них является промышленная технология, при которой корневой шов заваривается излучением СО<sub>2</sub>-лазера с одновременной заваркой разделки дугой плавящегося электрода. С помощью изменения оптимальных параметров термического цикла, регулируемых совместным действием лазерного излучения и дуги, возможно повышение пластичности швов и снижение порообразования.

3. Качество швов, получаемых гибридной лазерно-дуговой сваркой, в отдельных случаях приближается к качеству швов, выполненных лазерной сваркой при меньшей себестоимости одного пологонного метра по капитальным вложениям в оборудование (например, при переходе совместно действующих тепловых источников в режим глубокого проплавления, когда дуга мощностью около 1 кВт способна оказать воздействие, эквивалентное увеличению мощности лазерного излучения на 1 кВт). Этот момент интересен для внедрения лазерно-дуговой сварки в странах, экономика которых находится на переходном этапе, в том числе в Украине и других странах СНГ, ввиду отсутствия дорогостоящих мощных лазерных установок.

4. На основании имеющихся публикаций можно заключить, что при сочетании комбинацией лазерного излучения с дугой неплавящегося электрода оптимальным является такой режим, при котором на скорости 160...180 м/ч достигается максимальная глубина провара при затратах энергии, соответствующих диапазону темпа сварки 17...20 мм<sup>2</sup>/кДж. Для анализа технологических режимов комбинированной сварки с дугой плавящегося электрода данных недостаточно.

5. Динамика и тематическая направленность существующих научных публикаций позволяет ожидать дальнейшего развития исследований гибридных и комбинированных лазерно-дуговых процессов и создания на их основе современных перспективных технологий.

1. Eboo M., Steen W. M., Clarke J. Arc augmented laser welding // Advances in welding processes: Proc. of the 4th Intern. conf., England, Harrogate, 1978. — Harrogate, 1978. — Vol. 1. — P. 257–265.
2. Steen W. M., Eboo M. Arc augmented laser welding // Metal Construction. — 1979. — **11**, № 7. — P. 332–335.
3. Steen W. M. Arc augmented laser processing of materials // J. of Appl. Phys. — 1980. — **51**, № 11. — P. 5636–5641.
4. Alexander J., Steen W. M. Penetration studies on arc augmented laser welding // Proc. of Intern. conf. of Welding Research, Osaka, 1980. — Osaka, 1980. — P. 121–129.
5. Mazumder J., Steen W. M. Laser welding of steels in can making // Welding J. — 1981. — **60**, № 6. — P. 19–25.
6. Tusek J. Sinergic operation of welding arc and laser beam — for practical application or for scientific research only? // Varilna tehnika. — 1996. — **45**, № 2. — P. 39–46.
7. Dilthey U., Wieschermann A. Prospects by combining and coupling laser beam and arc welding processes // Rivista Italiana della Saldatura. — 2000. — **52**, № 6. — P. 749–759.
8. Merard R., Luciani P. Y. Soudure par faisceau laser à CO<sub>2</sub> de faible puissance, associé à une source auxiliaire de chauffage // Proc. of 3th Kolloq. Intern. Soudage et Fusion Fa-

- isceau Electrons et Laser. — Lyon, 1983. — Lyon, 1983. — P. 561–568.
9. Luciani P. Y., Charissoux C., Calret J. N. CO<sub>2</sub>-laser auxiliary source coupling: application to welding // Proc. of the 3th Intern. conf. lasers manuf. — Paris, 1986. — Paris, 1986. — P. 117–123.
10. 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.
11. Diebold T. P., Albright C. E. «Laser-GTA» welding of aluminum alloy 5052 // Welding J. — 1984. — 63, № 6. — P. 18–24.
12. Arc-augmented laser welding of aluminium. Final Rept. — New-York: Welding Research Council, 1987. — 16 p.
13. Nakata K., Kurosawa T., Yoshikawa M. Sumitomo jukikai gihō // Techn. Rev. — 1996. — 44, № 131. — P. 25–28.
14. Irving B. Automotive engineers plunge into tomorrow's joining problems // Welding J. — 1994. — 73, № 11. — P. 47–50.
15. Staufer H., Hackl H. Laser-hybrid welding — a powerful joining technology // Proc. of the 7th Intern. Aachener Sweiptechnik Kolloq. «Hochleistungsfugeverfahren Grunglagen, Anwendungen, Ausrustungen», Germany, Aachen, 2001. — Vol. 1. — Aachen, 2001. — S. 477–488.
16. Бибик О. Б., Бродягин В. Н., Покладов Ю. П. Особенности взаимодействия лазерного излучения и электрической сварочной дуги применительно к процессу комбинированной лазерно-дуговой сварки // Физика и химия обраб. материалов. — 1990. — № 2. — С. 95–98.
17. Research of a new welding technique — double heat source laser-arc / J. R. Zhao, S. B. Zhang, D. Sun et al. — S. I., [1990]. — 39 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XII-A-35–82).
18. Лазерно-дуговой разряд в канале / В. С. Гвоздецкий, И. В. Кривцун, А. А. Свиригун и др. — Киев, 1989. — 30 с. — (Препр. / АН УССР ИЭС им. Е. О. Патона; 89–6).
19. Гвоздецкий В. С., Кривцун И. В., Чиженко М. И. Взаимодействие лазерного пучка с плазмой электрической дуги // Материалы VIII Всесоюз. конф. по физике низкотемпературной плазмы (Минск, июль 1991 г.). — Минск, 1991. — Ч. III. — С. 31–32.
20. Laser-assisted gas metal arc welding of 25-mm-thick HY-80 plate / C. V. Hyatt, K. H. Magee, J. F. Porter et all // Welding Research Supplement. — 2001. — July. — P. 163–172.
21. Коваленко В. С., Кривцун И. В. Комбиновані лазерно-дугові процеси обробки матеріалів (І) // Наук. вісті НТТУ «КПІ». — 2001. — № 5. — С. 33–44.
22. Коваленко В. С., Кривцун И. В. Комбинировані лазерно-дугові процеси обробки матеріалів (ІІ) // Там же. — № 6. — С. 35–47.
23. Mallorg Louise C. Deep penetration laser welding // Can. Mach and Metalwork. — 1988. — 83, № 12. — P. 14–15.
24. Григорьянц А. Г. Основы лазерной обработки материалов. — М.: Машиностроение, 1989. — 304 с.
25. Nishimoto K., Woo I., Ogita T., Shirai M. The factors affecting HAZ crack susceptibility in the laser weld // Quarterly Journal of JWS. — 2001. — 19, № 2. — P. 308–316.

Dynamics and subject-oriented nature of scientific publications on hybrid (combined) laser-arc processes and methods to develop them, based on current promising welding technologies, are described. Comparison of laser-arc and laser welding is made. Selection of the area of further research is substantiated.

Поступила в редакцию 04.12.2001,  
в окончательном варианте 14.12.2001

**Приглашаем принять участие во Всероссийской с международным участием  
конференции**

**«Сварка на рубеже веков»,**

**посвященной 100-летию со дня рождения Г. А. Николаева  
20–21 января 2003 г., Москва**

**Организаторы конференции:**

Министерство образования РФ, Министерство промышленности, науки технологии РФ, Российская академия наук, МГТУ им. Н. Э. Баумана, ИЭС им. Е. О. Патона

**Тематика конференции:**

- сварные конструкции
- оборудование и технология сварки
- диагностика и контроль качества сварных изделий
- подготовка и аттестация персонала

**Оргкомитет конференции:**

президент — Б. Е. Патон, академик, президент НАН Украины;  
председатель — И. Б. Федоров, ректор МГТУ им. Н. Э. Баумана;  
ответственный секретарь — А. В. Коновалов

Адрес: 107005, Москва, 2-я Бауманская ул., 5, МГТУ им. Н. Э. Баумана.  
Тел./факс: (095) 261 4257, тел.: (095) 263 6802, (095) 263 6742  
E-mail: avk@bmstu.ru

# КЛАССИФИКАЦИЯ ФЛЮСОВ ДЛЯ ДУГОВОЙ СВАРКИ ПО МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИМ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМ СВОЙСТВАМ\*

**В. С. СИДОРУК, В. И. ГАЛИНИЧ**, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Предложена усовершенствованная классификация сварочных флюсов по металлургическим и технологическим свойствам, роду применяемого сварочного тока и другим признакам. Описана развернутая система кодификации флюсов с учетом различных показателей.

**Ключевые слова:** классификация флюсов, металлургические свойства, полярность сварочного тока, технологические свойства, графическая система

Разнообразие национальных стандартов на сварочные материалы привело к необходимости создания унифицированных международных стандартов в рамках Международного института сварки (IIW), а позже – Международной организации по стандартизации (ISO). Ниже рассматриваются предложения авторов о совершенствовании классификации флюсов для дуговой сварки по металлургическим и технологическим свойствам.

**Классификация флюсов по металлургическим свойствам.** В документе [1] учитываются металлургические свойства каждого из упомянутых в ней классов флюсов с точки зрения перехода легирующих элементов из флюса в наплавленный металл. С учетом рекомендованной стандартом ISO 14171 комбинации флюс–проволока переход легирующих элементов оценивается по различию между химическими составами наплавленного металла и электрода (проводки). Все флюсы независимо от состава подразделяются на девять классов. Классы № 1–4 представляют собой группу флюсов, при сварке и наплавке под которыми происходит выгорание легирующих элементов от 0,7 (№ 1) до 0,1...0,3 (№ 4) мас. %. Флюсы класса № 5 относятся к нейтральным, не обеспечивающим прирост легирующего элемента  $\pm(0...0,1)$  мас. %, классы № 6–9 дают прирост легирующего элемента в наплавленном металле от 0,1...0,3 (№ 6) до более 0,7 (№ 9) мас. %.

Окислительные или легирующие способности флюсов оценивают для каждого класса отдельно. Для флюсов класса № 1 рассматривается переход только кремния и марганца (в приведенной последовательности), № 2 – переход элементов, отличных от кремния и марганца, например, хрома, № 3 – только переход легирующих элементов из флюса, например, углерода, хрома. Стандарт предусматривает возможность альтернативной оценки металлургических свойств флюса, которая приводится в сопроводительных документах на

партию флюса. Сообщается порядок изготовления образцов для экспериментального определения перехода элементов в металл шва, а также технология наплавки опытных валиков. Стандарт IIW-A-8-74 предусматривает другую методику оценки металлургических свойств флюса – по их основности BI (Basiility Index) [2]. Например, кальциево-силикатный флюс CS, имеющий  $BI < 0,45$ , определяется как очень кислый, фтористо-основный FB ( $BI > 2,5$ ) – как основный. Флюс считается нейтральным, если  $1 < BI < 1,5$ . С повышением основности уменьшается его окислительная способность, однако, как правило, ухудшается формирование шва. Возможно создание флюсов преимущественно на базе CaO, MnO и CaF<sub>2</sub> (системы FB), основность которых составляет больше 4.

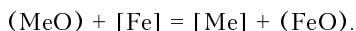
Заметим, что имеются флюсы, практически не содержащие оксидов (галогенидные системы), для которых  $BI \rightarrow \infty$ . Это принципиально неокислительные флюсы, нейтральные по отношению к кислороду.

Кроме того, в упомянутом стандарте оценивается легирующая способность флюса, в соответствии с которой различаются флюсы нейтральные (в смысле легирования) и активные. Нейтральные не содержат активных легирующих добавок в отличие от активных, в состав которых входят порошки соответствующих металлов и сплавов (ферросилиций, ферромарганец, силикомарганец и т. д.). В этом же стандарте термин «нейтральный флюс» подразумевает еще и другой смысл, учитывающий переход кремния и марганца в наплавленный металл при использовании флюсов, не содержащих активных легирующих добавок. Для таких первично нейтральных флюсов дополнительно введен показатель нейтральности  $N = 100([\Delta Si] + [\Delta Mn])$  [2].

Нейтральным считается флюс, у которого  $N \rightarrow 0$ . Этот показатель, как можно видеть, сродни классу № 5 стандарта [1], отражающему характер перехода легирующих элементов в металл шва.

Известно, что флюсы, содержащие значительное количество оксидов легирующих элементов, легируют металл по реакции восстановления [3] (дана обобщенная реакция как суммарный процесс диссоциации оксидов и описания металла):

\* В продолжение опубликованного материала № 5, 2002 г. журнала «Автоматическая сварка».



Возможно легирование по реакции восстановления даже таким активным элементом, как титан [4], а также хромом, вольфрамом, ванадием [5].

Для того чтобы указанная реакция протекала слева направо, помимо достаточного количества (MeO) во флюсе, необходимо, чтобы были соблюдены еще два условия: в электродной проволоке содержание [Me] должно быть существенно ниже равновесного, а сварочный флюс не должен содержать (FeO) в сколь-нибудь заметных количествах. Таким образом, легирующие способности нейтрального флюса можно определить, если рассматривать его состав в сочетании с составом электродной проволоки. Правомерно рекомендовать флюс в паре с электродной проволокой.

Заметим, что легирование шва за счет восстановления элемента из оксида флюса нельзя считать перспективным. Дело в том, что, согласно закону распределения, (MeO) частично растворяется в металле шва [MeO]. Это растворение усиливается с повышением температуры. При быстром охлаждении обобщенная реакция (1) в металлической ванне не успевает завершиться, и MeO в виде оксидных включений остается в металле шва. По той же причине FeO также частично остается в металле, растворяясь в нем и ухудшая его качество.

Очевидно, что в существующих версиях стандартов PW и ISO на сварочные флюсы нет четкого различия между понятиями активные и нейтральные флюсы. Кроме того, не дается полного представления обо всем комплексе металлургических свойств флюсов. По существу, речь идет пока только о реакции кислорода: флюс может быть либо окислительным ( $BI < 1$ ), либо слабо окислительным, нейтральным ( $1 < BI < 1,5$ ), либо неокислительным ( $BI > 1,5$ ).

Для объективной оценки металлургических свойств флюса необходимо учитывать реакции и других элементов — «участников» металлургического процесса (серы, фосфора, азота и водорода). К сожалению, в упомянутых стандартах PW и ISO этого нет. Исключение составляет водород.

Таким образом, наиболее объективными показателями свойств флюса применительно к реакции с кислородом, а также к его легирующим способностям являются его основность  $BI$  и наличие в нем легирующих элементов в активной форме.

Это, по нашему мнению, позволяет классифицировать флюсы по признаку основности следующим образом:

$BI < 0,45$  — флюс очень кислый (окислительный);

$0,45 < BI < 1$  — флюс кислый;

$1 < BI < 1,5$  — флюс нейтральный;

$1,5 < BI < 2,5$  — флюс полуосновный;

$BI > 2,5$  — флюс основный.

По признаку содержания легирующих элементов в активной форме флюсы классифицируют как содержащие легирующие элементы в активной форме (A), так и без них (NA).

В отношении содержания диффузионного водорода в наплавленном металле можно отметить, что в целом документ [1] учитывает его роль. Дискуссионным является стремление стандартизировать температурно-временные условия сушки прокаливанием в технологическом процессе производства флюсов с учетом состава исходных компонентов, способа производства и конечного состава флюса. Видимо, их целесообразно не стандартизировать, а оговаривать в технических условиях производства конкретных марок флюсов.

По нашему мнению, флюсы можно разделить на пять групп в зависимости от содержания водорода в наплавленном металле:

$H < 3 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  — ультранизкое;

$H < 5 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  — низкое;

$5 < H < 10 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  — среднее;

$10 < H < 14 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  — повышенное;

$H > 14 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  — высокое.

Классификацию флюсов по содержанию в металле шва азота (символ N), по характеру перехода в металл шва серы (символ SI), фосфора в металле шва (PI) еще предстоит разработать.

**Классификация флюсов по роду сварочного тока.** Можно согласиться с авторами документа [1] классифицировать флюсы в соответствии с упомянутым признаком как пригодные только для сварки постоянным током (категория DC), а также для сварки переменным и в то же время постоянным током (категория AC).

Дискуссионно утверждение о том, что для испытания флюсов категории AC необходимо использовать источники тока с напряжением холостого хода  $U_{x,x} \leq 70 \text{ В}$ . Во-первых, при сварке под флюсом категории DC на постоянном токе также не следует использовать источники тока с  $U_{x,x} > 70 \text{ В}$ . Во-вторых, при изучении (испытании) любого технологического свойства флюса (устойчивость возбуждения, стабильность горения, качество формирования наплавленного валика и т. д.) необходимо всегда оговаривать применяемый тип сварочной головки — с саморегулированием дуги (скорость подачи проволоки постоянна) или с автоматическим регулированием дуги (по току, по напряжению, с воздействием на скорость подачи проволоки или на напряжение на источнике питания, или на импеданс сварочной цепи и т. д.). В большинстве случаев при сварке под флюсом используют головки с саморегулированием и источники питания с жесткой или пологопадающей вольт-амперной характеристикой. Здесь  $U_{x,x}$  не может намного превышать напряжение на дуге, которое при сварке на малых токах (100...200 А) имеет значение 28...30 В. Кроме того, меньшему значению сварочного тока должно соответствовать меньшее напряжение на дуге, и наоборот. Поэтому источники питания, предназначенные для сварки на больших токах (1000 А и более) и имеющие  $U_{x,x} = 70 \text{ В}$ , могут оказаться непригодными для сварки на малых токах. По-видимому, предельное значение напряжения 70 В назначено из соображений электробезопасности и в стандарте на флюс вряд ли уместно.

Что касается способности флюса выдерживать большой ток, можно согласиться с составителями стандарта [1], что упомянутые характеристики не относятся к признакам, по которым следует стандартизовать флюс. Вместе с тем представляется, что диапазон диаметров электродных проволок, предназначенных для сварки под флюсом, сильно сдвинут в сторону малых диаметров. Нам неизвестна технология сварки под флюсом с применением электродной проволоки диаметром менее 0,1 мм. Вместе с тем диаметр 4 мм не может быть предельно большим. На практике широко используют проволоку диаметром 5 мм. Были успешные попытки выполнять сварку под флюсом проволокой диаметром 8 мм [6]. Исходя из нашего опыта, можно рекомендовать диапазон диаметров проволок для сварки (наплавки) под флюсом от 1,6 до 8,0 мм.

**Классификация флюсов по технологическим свойствам.** Обе версии стандартов (PW и ISO) классифицируют типы флюсов (MS, CS и др.) по химическому составу. Для каждого типа флюса дается классификация по технологическим свойствам, но в описательной форме. Однако любые свойства, качество, показатели воспринимаются действительно таковыми, если они имеют численное выражение. Что касается технологических свойств флюсов, предлагаем их стандартизовать и определить для каждого из них шкалу численных значений. По нашим представлениям и с учетом рассмотренных выше стандартов PW и ISO, к технологическим свойствам сварочных флюсов можно отнести:

стойкость против образования горячих трещин в шве (1);

стойкость против образования пор (2);

стойкость против образования холодных трещин в шве (3);

качество формирования валика шва (4);

глубину проплавления (5);

возможность сварки на большой скорости (6);

возможность сварки горизонтальных швов на наклонной и вертикальной поверхностях (7);

отделимость шлаковой корки (8);

гигроскопичность (подается в обратном значении как антигигроскопичность, т. е. с увеличением показателя гигроскопичность уменьшается) (9);

механическая стойкость зерен при пересыпании флюса (10);

гиgienические показатели (11).

Для приведения многочисленных оценок технологических свойств флюсов (их количество может возрастать) к общему знаменателю, удобно эти свойства выражать в пятибалльной системе:

балл 5, обозначение «++» (отлично) — качество, которое может быть принято как эталонное (идеальное);

балл 4, обозначение «+» (хорошо) — приемлемый в инженерном и эстетическом отношении уровень качества;

балл 3, обозначение «0» (удовлетворительно) — допустимый в инженерном отношении уровень качества;

балл 2, обозначение «—» (плохо) — неприемлемое качество, уровень которого еще может быть поднят последующим ремонтом;

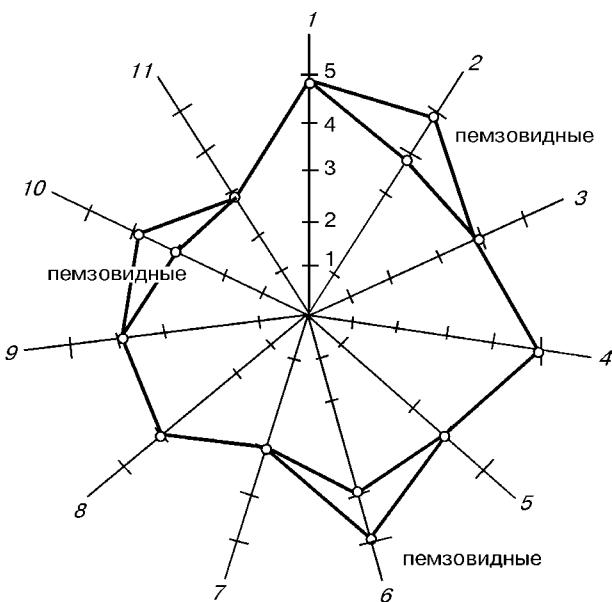
балл 1, обозначение «—» (очень плохо) — качество, неприемлемое ни при каких условиях, т. е. неисправимый брак.

Технологические свойства (1), (2), (5), (6), (9), (11) можно выразить в физических величинах и затем преобразовать в баллы. Например, стойкость против образования пор может выражаться количеством пор на единицу длины шва (а также характером их расположения): отсутствие пор — балл 5; единичные поры в количестве  $n$  на погонную длину шва 1 м — балл 4; единичные поры, расположенные неравномерно, допустимые для конструкции данного типа (например, работающей при положительных температурах и статической нагрузке) — балл 3; цепочка или локальное скопление пор (шов поддается ремонту) — балл 2; сплошные скопления и/или цепочки пор — балл 1 и т. д.

Для свойств флюса, которые сегодня трудно выразить в физических величинах (например, отделимость шлаковой корки), можно ввести экспертную оценку (назовем крайние значения): балл 5 (отлично), если корка отделяется самопроизвольно; балл 1 (очень плохо), если корку невозможно отделить цельными кусками, не дробя в пыль ударным действием инструмента.

Разумеется, технологические свойства флюсов следует определять в их связке с рекомендованными электродными проволоками, на стандартных образцах и при стандартных технологических условиях сварки (пространственное положение, температура, параметры режима сварки и т. д.).

Нагляднее технологические свойства флюсов можно подать в многокоординатной (многолучевой) графической системе координат, где на каждой оси (луче) в 5-балльной шкале откладывается точка, соответствующая оценке того или иного



Многокоординатная система графического изображения технологических свойств флюса: 1–11 — оси системы координат, соответствующие технологическим свойствам флюсов; 1–5 — баллы оценки



свойства. На рисунке приведено графическое изображение технологических свойств флюсов системы MS (например, АН-348А (стекловидный) и АН-60 (пемзovidный)). График имеет два варианта: для флюсов с пемзovidными зернами (свойства различаются только по осям 2, 6, 10 и помечены словом «пемзovidный») и стекловидных (без пометок). Флюс системы MS характеризуется такими свойствами высшего уровня: стойкость против образования горячих трещин в шве (ось координат — «луч» 1); стойкость против образования пор («луч» 2 для пемзovidного); формирование шва (4); возможность сварки на большой скорости («луч» 6 для пемзovidного). Наиходящими для этого флюса являются показатели гигиенические и механическая стойкость при пересыпании флюса, а также возможность сварки горизонтальных швов на наклонной и вертикальной поверхностях. В целом это неплохой флюс, и если бы не низкие металлургические свойства (показатель основности  $B1 < 1$ ), его можно было бы рекомендовать для сварки весьма широкого спектра сталей и сплавов. Низкоуглеродистые и низколегированные кремне-марганцовистые стали можно сваривать флюсом этого типа с пемзovidными зернами на весьма больших скоростях.

В завершение приведем пример условного обозначения флюсов в соответствии с предложенной нами усовершенствованной системой классификации. Даются два варианта: полный (он же facultativnyy) и сокращенный (обязательный). В случае полного кодирования флюсов нумерация разрядов кода следующая:

- 1 — по способу применения;
- 2 — по способу изготовления;
- 3 — по химическому составу;
- 4 — по типу металлов и сплавов, для сварки и наплавки которых флюс применяется;
- 5 — по металлургическим свойствам:
  - 5.1 — по основности флюса;
  - 5.2 — по признаку содержания легирующих элементов в активной форме;
  - 5.3 — по содержанию диффузионного водорода в наплавленном металле;
  - 5.4–5.6 — по содержанию в металле шва соответственно азота, серы и фосфора;
  - 6 — по роду сварочного тока;
  - 7 — по технологическим свойствам. В разряде 7 (7.1–7.11) через дефис указаны баллы.

Взят упомянутый выше флюс системы MS, например, АН-348А (стекловидный) [3]. Итак, первый вариант, семиразрядный: Welding flux ISO 14174 – 1.S; 2F; 3.MS; 4.F-St (n,1)-Cu; 5.1. BI 0,7; 5.2. NA; 5.3. H10; 5.4. N; 5.5. SI; 5.6. PI; 6. AC; 7.1-5; 7.2-4; 7.3-4; 7.4-5; 7.5-4; 7.6-4; 7.7-3; 7.8-4; 7.9-4; 7.10-4; 7.11-3.

Читается этот код следующим образом: сварочный флюс по стандарту ISO 14174 для сварки под флюсом (разряд кода 1), плавленый (2), марганцево-силикатный (3), для сварки низкоуглеродистых и низколегированных сталей, а также меди (4); его металлургические свойства (разряд 5): кислый, индекс основности 0,7 (5.1), не содержит активных легирующих добавок (5.2), в

металле шва содержится диффузионного водорода не более  $10 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  (5.3), содержание азота в металле шва еще предстоит установить (5.4), индексы десульфурации и перехода фосфора предстоит установить (5.5 и 5.6), пригоден для сварки переменным и постоянным током (6); его технологические свойства (раздел 7): отличная стойкость против образования горячих трещин в шве (1), хорошая стойкость против образования пор (2), то же — стойкость против образования холодных трещин в шве (3), отличное формирование шва (4), хорошее проплавление основного металла (5), хорошая возможность увеличивать скорость сварки (6), удовлетворительная возможность сваривать горизонтальные швы на наклонной и вертикальной поверхностях (7), хорошая отделимость шлаковой корки (8), хорошо хранится на воздухе (не очень гигроскопичный) — (9), хорошая механическая стойкость зерен при пересыпании флюса (10), последственные гигиенические показатели (главным образом вследствие выделения фторидов и соединений марганца, а также аэрозолей при сварке) — (11).

Второй вариант условного обозначения флюса (сокращенный) обязательный: Welding flux ISO 14174 — S.F.MS.F-St(m,l)-Cu.BI 07.H.10.AC.

## Выводы

1. Классификацию флюсов по металлургическим свойствам целесообразно расширить. Помимо учета основности флюса BI и содержания водорода в наплавленном металле H, следует ввести символы, учитывающие в классификации содержание легирующих элементов во флюсе в активной форме (содержащие их обозначаются символом A, не содержащие символом NA); содержание азота в металле шва (символ N, аналогично H — для водорода); рафинирующие свойства по отношению к сере — символ SI, аналогично BI для кислорода; то же по отношению к фосфору PI.

2. Полезна классификация флюсов по следующим технологическим свойствам: способности предотвращать кристаллизационные трещины в шве; способности предотвращать поры в шве; обеспечивать стойкость против образования холодных трещин в шве; качественное формирование шва; глубине проплавления основного металла; возможности сварки на большой скорости; возможности сварки горизонтальных швов на наклонной и вертикальной плоскостях; отделимости шлаковой корки; гигроскопичности; механической стойкости при пересыпании; гигиеническим показателям.

3. Флюсы, которые одинаково хорошо удовлетворяют всем требованиям по металлургическим и технологическим свойствам, не существуют. Однако имеется возможность приблизиться к их оптимальным соотношениям, если осуществлять целенаправленные комбинации, например, флюс+газ, флюс+флюс, флюс+проволока (в том числе порошковая) и т. д.

4. Предложенный способ графического изображения технологических свойств флюсов не только уточняет и расширяет указанную информацию,

подавая ее в визуализированной оцифрованной форме, но и позволяет методом суперпозиции быстро находить области желательных их комбинаций с получением требуемых соотношений свойств.

5. Сварка под флюсом — развивающееся направление среди сварочных технологий. Можно прогнозировать расширение номенклатуры марок металлов и сплавов, свариваемых данным способом; расширение технологических возможностей сварки под флюсом, например, осуществляя сварку многопроходных швов в узкощелевую разделку кромок; повышение качества сварных соединений путем оптимального легирования и модифицирования металла шва; повышение экологической безопасности сварки под флюсом, в частности, уменьшение интенсивности выделения в атмосферу вредных веществ (газов, аэрозолей); исключение отходов флюсов в виде шлаковой корки (безотходное производство), обычно выбрасываемых в отвалы; повышение экономичности сварочного производства благодаря утилизации и регенерации сварочных шлаков и отходов сварочного производства. Можно прогнозировать появление новых марок флюсов, а также способов сварки, связанных с их использованием. Идеальным, с точки зрения качества сварного соединения, была бы такая по-

становка дела, когда флюсы изготавляли бы по индивидуальному заказу под заданную марку свариваемой стали (сплава), соответственно установленную марку проволоки и под планируемый объем сварки. Наиболее оптимальный состав флюса такой, при котором не происходят обменные реакции между расплавом флюса (шлаком) и расплавом металла.

6. Возможности улучшить metallургические свойства флюсов, как и их технологические показатели, далеко не исчерпаны. Работы в этом направлении имеют хорошую перспективу.

1. Draft International Standard ISO / DIS 14174, ISO / TC 44 So3.
2. Linnert G. E. Fundamentals // Welding Metallurgy. Carbon and alloy steels. — Florida: American Welding Society, 1994. — P. 64-72.
3. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. акад. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1974. — 768 с.
4. Конищев В. П., Полынин Г. В. Сварочные флюсы системы ФРИГ // Сварочн. пр-во. — 1973. — № 7. — С. 49-50.
5. Окользяев А. Г., Ильинский В. И., Флягин А. А. Флюсы для комплексного легирования металлов при наплавке и сварке // Достижения и перспективы развития сварочного производства: Материалы семинара. — М., 1988. — С. 136-139.
6. Патон Б. Е. Сварочные головки и питание их током. — Киев: Изд-во АН УССР, 1947. — 67 с.

Updated classification of welding fluxes by metallurgical and technological properties, kind of welding current and other features is offered. The comprehensive system of flux coding with allowance for different characteristics is described.

Поступила в редакцию 13.02.2000

Организаторы выставки:  
**Фирма Экспо**  
**СОКОЛЬНИКИ**

При поддержке Министерства промышленности, науки и технологий РФ, Департамента науки и промышленной политики Правительства Москвы, Правительства Московской области, Российского научно-технического сварочного общества, Московской межотраслевой ассоциации главных сварщиков, Института сварки России, журнал «Сварочное производство»

17-20 СЕНТЯБРЯ, 2002  
**ROSSVARKA**  
 Россия, Москва, Культурно-выставочный центр «Сокольники»

Международная специализированная выставка  
 оборудования, инструментов, технологий, материалов,  
 инструментов, средств контроля и защиты от  
 вредных производственных факторов для  
 всех видов сварки, пайки, наплавки, резки  
 металлов и пластмасс

<http://www.rossvarkaexpo.ru>

Информационные спонсоры:

Издательство «Технологии Машиностроения»

Издательство «Машиностроение»

По вопросам участия обращайтесь:  
 Тел.: (095) 105-3416, тел./факс: (095) 268-9904,  
 e-mail: tkacheva@exposokol.ru

200 ЛЕТ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГЕ, 160 ЛЕТ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ ИЗОБРЕТАТЕЛЯ СВАРКИ  
 Международный симпозиум "200 лет электрической дуге. Роль этого открытия в производственной деятельности человека" подведет итог двух столетий и подчеркнет достижения и открытия сварщиков.

Выставка "Rossvarka-2002" по решению Министерства промышленности, науки и технологий РФ и  
 Российской научно-технического сварочного общества признана центральной национальной выставкой страны.



# ОПЫТ ПРИМЕНЕНИЯ ПУШЕК С ПЛАЗМЕННЫМ КАТОДОМ ДЛЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКИ ТЕПЛОВЫДЕЛЯЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ АТОМНЫХ СТАНЦИЙ

**В. И. ВАСИЛЬКОВ, А. А. КИСЛИЦКИЙ, Н. В. ОНУЧИН, Р. Д. ПЧЕЛКИН, В. В. РОЖКОВ, А. В. УШАКОВ,**  
**А. В. СТРУКОВ**, инженеры (ОАО «Новосибир. з-д химконцентратов», РФ),  
**Н. Г. РЕМПЕ, И. В. ОСИПОВ**, кандидаты физ.-мат. наук (Том. ун-т систем управления и радиоэлектроники, РФ)

Приведены данные об использовании в поточном производстве электронно-лучевых пушек с плазменным катодом для сварки сплавов циркония или алюминия. Рассмотрены конструктивные особенности плазменных источников электронов и их преимущества. Многолетний опыт работы по герметизации твэлов атомных станций способом электронно-лучевой сварки показывает перспективность применения для этих целей электронных пушек с плазменным катодом, простых в обслуживании и надежно работающих в сложных вакуумных условиях.

*Ключевые слова:* электронно-лучевая сварка, пушка с плазменным катодом, тепловыделяющий элемент

В тепловыделяющих элементах (твэлах) атомных станций ядерное топливо помещается в герметичную тонкостенную металлическую оболочку, герметичность которой является основным показателем работоспособности твэла при его эксплуатации в реакторе. Целостность оболочки твэла должна сохраняться в течение всего срока работы, который в зависимости от типа и условий работы твэла может достигать нескольких лет.

Оболочки твэлов в основном изготавливают из сплавов циркония или алюминия, а их герметичность обеспечивают способом сварки. Цирконий и его сплавы при повышенных температурах проявляют высокую активность по отношению к кислороду, азоту, водороду. В связи с этим при герметизации твэла важно обеспечить хорошую защиту зоны сварки посредством сварки циркония в вакууме при давлении не выше  $1 \cdot 10^{-3}$  Па. Сварку сплавов алюминия можно выполнять при более высоком давлении остаточного газа в вакуумной камере, определяемом в основном требованиями существующей технологии изготовления изделий и возможностями оборудования для электронно-лучевой сварки.

Сварной шов оболочки твэла, как правило, имеет относительно небольшую длину. Однако из-за значительных объемов их производства суммарная длина сварных швов, выполняемых в течение года, может составлять несколько десятков километров. Выпуск большого объема однотипных изделий достигается лишь в условиях автоматизированного поточного производства, к оборудованию которого предъявляются повышенные требования относительно надежности и стабильности работы. Сварочные линии, как правило, включают специализированные установки с непрерывной подачей изделий в зону сварки и использованием шлюзовых камер и устройств. Высокий уровень производи-

тельности и ритмичности работы таких линий допускает остановку отдельного оборудования лишь на короткое время. Ремонт, наладка, замена отдельных узлов сварочного оборудования влечут за собой дополнительные простои из-за необходимости поддержания работоспособности установки и обеспечения соответствия качества сварных соединений установленным требованиям (путем сварки образцов-свидетелей и последующего их контроля).

Электронные пушки с термокатодными узлами, некоторое время использовавшиеся в сварочных установках для герметизации твэлов, по ряду причин не могли в полной мере удовлетворить требованиям поточного производства. В связи с этим нашли применение электронные пушки с плазменным катодом [1-3].

В последнее время на основе имеющегося опыта эксплуатации на ОАО «Новосибирском заводе химконцентратов» (НЗХК) проведены работы по созданию новой конструкции разрядной камеры

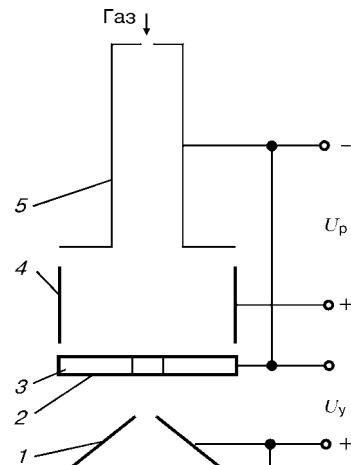


Рис. 1. Электродная система разрядной камеры: 1 — ускоряющий электрод; 2 — эмиссионный канал; 3 — эмиттерный катод; 4 — анод; 5 — полый катод

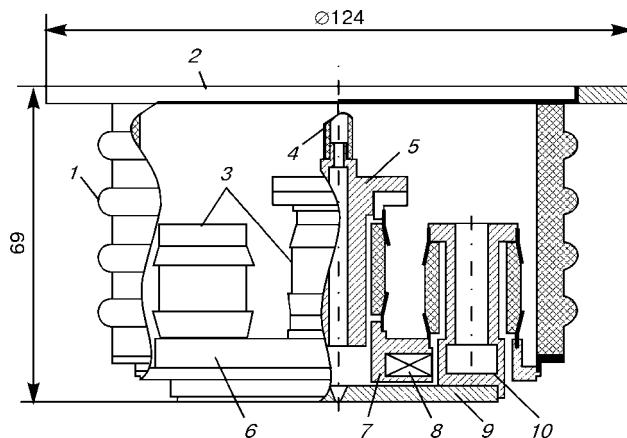


Рис. 2. Конструкция разрядной камеры. Обозначения поз. 1–10 см. в тексте

пушки с плазменным катодом. Разработана простая и надежная конструкция пушки мощностью до 5 кВт. В ее конструкции использованы металлокерамические узлы, герметичность и механическая прочность которых обеспечена электронно-лучевой сваркой.

Электронная пушка с плазменным катодом содержит газоразрядное устройство, в котором генерируется плазма и созданы условия для выхода электронов в вакуум или атмосферу низкого давления [1]. Для генерации плазмы использован низковольтный отражательный разряд с полым катодом [4]. Этот разряд возбуждается в электродной системе, содержащей три «холодных» электрода: полый катод (рис. 1), анод и дополнительный электрод, в большинстве случаев имеющий потенциал полого катода. Полый катод и анод имеют цилиндрическую форму, дополнительный катод, размещаемый напротив полого катода, — плоскую. В разрядной камере создается аксиальное магнитное поле. Разряд существует при давлении газа в разрядной камере около 1...5 Па и напряжении 350...450 В. В дополнительном электроде (эмиттерном катоде) выполняется эмиссионный канал, через который происходит отбор электронов. Эмиссионный канал располагается на оси разрядной камеры в области максимальной концентрации плазмы. Высокая концентрация плазмы позволяет получать необходимый ток электронной пушки при малых размерах эмиссионного канала, диаметр которого не превышает 1,8 мм.

Для осуществления эмиссии и ускорения электронов между эмиттерным катодом и ускоряющим электродом прикладывается напряжение до 50 кВ. Выходящие из плазмы электроны формируются в пучок и фокусируются магнитным полем фокусирующей системы.

Конструкция разрядной камеры представлена на рис. 2. Основой разрядной камеры и пушки в целом является сварной металлокерамический узел, состоящий из высоковольтного керамического изолятора 1 и приваренных к его манжетам кольца 2 и анодного блока 6. Последний содержит опорные металлокерамические изоляторы 3, приваренные к аноду разрядной камеры 7. На центральном опорном изоляторе устанавливается съемный по-

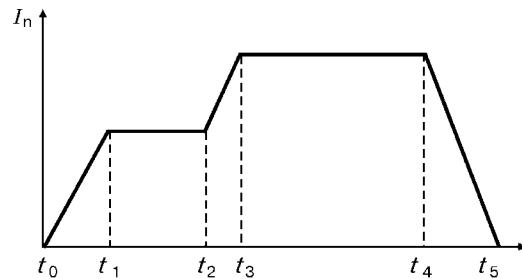


Рис. 3. Закон изменения тока сварки

лый катод 5. Остальные изоляторы предназначены для крепления съемного радиатора охлаждения 10 катода с эмиссионным отверстием и электрической изоляцией катода.

Съемный эмиттерный катод 9 содержит канал для выхода электронов из разрядной камеры в вакуум. Он устанавливается на радиатор, кольцевой объем которого соединяется с объемом источника, заполненным маслом.

В анодном блоке размещен съемный магнит 8, создающий в разрядной камере магнитное поле с индукцией примерно 0,01 Тл. Разрядная камера с высоковольтным изолятором устанавливается в корпусе пушки. В ограниченный корпусом и высоковольтным изолятором объем заливается трансформаторное масло. Для дополнительного охлаждения электродов разрядной камеры в масло погружен радиатор, представляющий собой медную трубку, через которую прокачивается проточная вода.

В пушке имеется система дозированного напуска газа. Рабочий газ через натекатель, регулирующий напуск, поступает в разрядную камеру по диэлектрической трубке 4 через канал в полом катоде.

На ОАО НЗХК электронные пушки с плазменным катодом эксплуатируются в составе модернизированных энергокомплексов типа У-250, ЭЛА-50/5, ЭЛА-15. Для совмещения электронной пушки с аппаратурой, разработанной под термокатодную пушку, проведена ее модернизация. Вместо блока накала и смещения в аппаратуру введен блок питания разряда, дополнительно разработан и согласован с аппаратурой специальный программатор сварочного цикла, предназначенный для автоматического запуска электронной пушки от внешнего сигнала, изменения тока пучка по заданному закону и управления режимами фокусировки и развертки электронного пучка.

Типичный закон изменения тока пучка, задаваемый программатором, показан на рис. 3. Цикл сварки разбит на пять последовательно выполняемых этапов: ввод тока пучка  $t_0 - t_1$ , прогрев образца  $t_1 - t_2$ , ввод тока до заданной режимом сварки амплитуды  $t_2 - t_3$ , сварка  $t_3 - t_4$ , вывод тока  $t_4 - t_5$ . Длительность каждого этапа может регулироваться по времени от 0,1 до 10,0 с с дискретностью 0,1 с. Амплитудные значения токов на участках прогрева и сварки устанавливаются с дискретностью 1 мА. После завершения цикла сварки выдается команда на поворот манипулятора и осуществляется сварка следующего образца. На отдельных этапах цикла сварки программатор может



выдавать команды на переключение тока фокусировки, изменение формы, радиуса и частоты развертки электронного луча.

Ресурс работы пушки ограничивается эрозией электродов в разряде, приводящей к изменению их геометрических размеров и запылению разрядной камеры катодным материалом. Существенную роль может играть также разрушение узкого эмиссионного канала быстрыми ионами из ускоряющего промежутка и частицами из разряда. Однако эрозионные процессы идут относительно медленно, а напыление периодически удаляется посредством чистки электродов во время планово-предупредительных ремонтов установок, что обеспечивает работоспособность пушки в течение длительного времени. Для восстановления работоспособности пушки достаточно заменить изношенные детали, которые представляют собой тела вращения и могут быть изготовлены на универсальном токарном оборудовании. В качестве материала электродов, как правило, используются обычные широко применяемые стали. В то же время ресурс работы пушки увеличивается примерно в 1,5 раза, если в конструкции электродов применять материалы, стойкие к ионной бомбардировке. В итоге после оптимизации конструкции разрядной камеры и применения легкого плазмообразующего газа (гелий) ресурс электродов пушки доведен до 16 тыс. сварок для твэлов с оболочками из сплава циркония и до 80 тыс. сварок для твэлов из алюминиевых сплавов. Это дает возможность эффективно осуществлять системный предупредительный ремонт,

включающий периодическое проведение в межремонтном цикле профилактических осмотров и удаление из разрядной камеры продуктов эрозии.

Таким образом, опыт эксплуатации пушек с плазменным катодом в условиях поточных автоматизированных линий сварки показал их следующие основные преимущества:

отсутствие нагрева до высоких температур деталей;

низкую критичность к уровню вакуума и его колебаниям;

высокие надежность и ресурс работы, в том числе в условиях интенсивного испарения из сварочной ванны;

оперативность и простота обслуживания.

Эти достоинства определяют перспективность использования пушек с плазменным катодом в поточном производстве твэлов атомных электростанций.

1. *Плазменные* процессы в технологических электронных пушках / М. А. Завьялов, Ю. Е. Крейндель, А. А. Новиков, Л. П. Шантурин. — М.: Энергоатомиздат, 1989. — 256 с.
2. Электроннолучевая сварочная пушка с плазменным катодом / В. Г. Мартюшев, И. В. Осипов, Н. Г. Ремпе и др. // Автомат. сварка. — 1992. — № 11/12. — С. 52–53.
3. Волков А. А., Пчелкин К. Д., Ремпе Н. Г. Оптимизация параметров источников электронов на основе плазменных эмиттеров в режиме многократных проплавлений металлов // Свароч. пр-во. — 2001. — № 1. — С. 23–28.
4. Источники электронов с плазменным эмиттером на основе отражательного разряда с полым катодом / В. Л. Галанский, В. А. Груздев, И. В. Осипов, Н. Г. Ремпе // Изв. вузов. Физика. — 1992. — № 5. — С. 28–33.

Data are given on commercial application of electron beam guns with plasma cathode for welding zirconium and aluminium alloys. Design peculiarities of plasma electron sources and their advantages are considered. Many-year experience accumulated in the field of sealing of fuel cells of nuclear power stations by electron beam welding shows a promising future of the electron guns with plasma cathodes, being simple in maintenance and reliable in operation under complicated vacuum conditions.

Поступила в редакцию 16.07.2001,  
в окончательном варианте 27.08.2001

# МЕХАНИЗИРОВАННОЕ ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ СВАРКИ, НАПЛАВКИ И РЕЗКИ В ПОЛЕВЫХ УСЛОВИЯХ

**В. А. ЛЕБЕДЕВ**, канд. техн. наук, **В. Г. ПИЧАК**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрена возможность использования дуговых механизированных процессов в полевых условиях. Определено, что источниками питания дуги для полуавтоматов в этом случае могут быть сварочные агрегаты с двигателями внутреннего горения. В качестве стабильного источника питания элементов электрической схемы полуавтомата предлагается использовать аккумуляторы с последовательно-параллельным включением. Разработана схема включения источника питания систем полуавтомата с определенным алгоритмом переключения аккумуляторов (для их зарядки и эксплуатации в устройствах механизированного дугового оборудования).

*Ключевые слова:* механизированное дуговое оборудование, системы питания, аккумуляторы, условия эксплуатации, системы электроснабжения

Механизированные дуговые процессы сварки и наплавки с использованием плавящейся электродной проволоки широко распространены в различных отраслях промышленности, строительства, сельскохозяйственного производства и на ремонтных предприятиях [1].

В последнее время все большее внимание уделяют механизированному дуговому оборудованию, в котором для выполнения процессов сварки, наплавки [2] и резки [3] используют самозащитные электродные проволоки. Разработки различных типов и видов этих проволок позволяют на более высоком уровне осуществлять большинство дуговых процессов в самых разнообразных условиях, включая монтажные, где исключено применение полуавтоматов с газовой защитной средой.

Однако несмотря на преимущества самозащитных порошковых электродных проволок использование существующих конструкций полуавтоматов для нужд хозяйственного комплекса не всегда возможно, в частности, в полевых условиях, т. е. когда отсутствуют сети промышленного или локального (передвижные электростанции) электроснабжения. В цеху и в монтажных условиях, как правило, применяют сети промышленного электроснабжения, в качестве источников питания дуги — преимущественно статические преобразователи уровня и вида напряжения (выпрямители), в ряде случаев — системы сварочный генератор-приводной электродвигатель.

В полевых условиях использование указанных систем питания дуги исключено. Для этих целей применяют сварочные агрегаты — генераторы с бензиновым АДБ или дизельным АДД приводным двигателем. Такие автономные системы питания дуги широко распространены при организации постов ручной дуговой сварки плавящимся штучным электродом.

Использование существующих разработок механизированного дугового оборудования в комп-

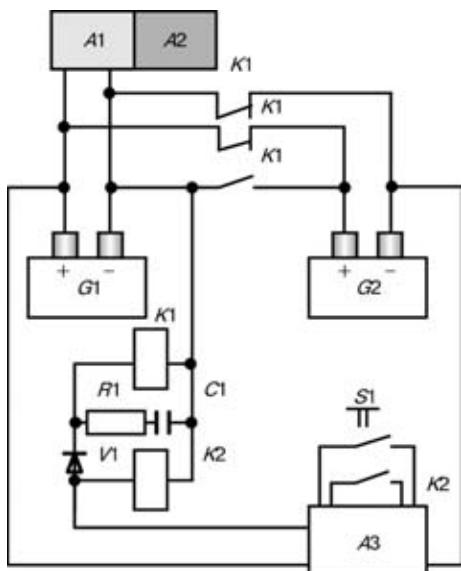
лексе со сварочными агрегатами практически невозможно по ряду причин, из которых можно выделить основные:

отсутствие качественных источников питания для систем управления полуавтоматами, предназначенными для реализации различных дуговых технологических процессов с использованием самозащитных порошковых электродных проволок (полуавтоматы типа А765, ПДГ-508 и др.);

невозможность использования напряжения от источников питания дуги сварочных генераторов для питания систем управления и регулирования полуавтоматов (полуавтоматы типа А547Ум, А825М, ПШ107В и др.) из-за высоких значений выходных напряжений холостого хода, характерных для источников этого типа, а также качества этого напряжения, в спектре которого имеются коллекторные коммутационные перенапряжения.

Оборудование для механизированных дуговых процессов с использованием плавящегося электрода в виде самозащитных порошковых электродных проволок, разработанное для функционирования в полевых условиях, может найти применение во многих областях хозяйственного комплекса, например, при ремонте сельскохозяйственной, военной, дорожно-строительной техники непосредственно в местах ее использования с применением технологий сварки, наплавки и резки; при утилизационной резке стальных конструкций и конструкций из сплавов меди и алюминия в условиях, исключающих использование промышленных сетей электроснабжения (суда и корабли непосредственно на шельфе, объекты сельскохозяйственной и военной техники непосредственно в полевых условиях и др.). Возможно использование в полевых условиях полуавтоматов для осуществления процессов сварки в защитных газах (временные помещения, специальные палатки, щиты). При этом решаются задачи повышения качества, увеличения производительности, улучшения условий труда операторов, снижения материальных и энергетических затрат.

Особенно актуальна рассматриваемая проблема для отраслей промышленности, связанных с мон-



Принципиальная электрическая схема полуавтомата для сварки, наплавки и резки в полевых условиях

тажом новых и ремонтотехнических требований к эксплуатации трубопроводов различного назначения в полевых условиях, где до настоящего времени основным технологическим процессом является сварка штучными электродами. В качестве источников питания дуги обычно используют сварочные агрегаты. В нестационарных условиях эту задачу можно решить несколькими способами, например, путем использования передвижных электростанций требуемых мощности и уровня напряжения. При этом сварочный пост может оснащаться источниками питания различных типов, включая и широко применяемые статические преобразователи (выпрямители). Однако при этом резко возрастает стоимость оборудования сварочного поста, снижается его мобильность и маневренность. В дополнение к сварочному агрегату можно использовать локальный источник питания на основе генератора постоянного или переменного тока с приводом от двигателя внутреннего сгорания достаточно малой мощности для питания только систем управления и регулирования механизированного дугового оборудования. Но и в этом случае требуются дополнительные затраты при низкой надежности всего комплекса.

В ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона пришли к заключению, что задачу широкого применения полуавтоматов в полевых условиях, в частности, при монтаже и ремонте трубопроводов, утилизации вышедших из строя металлоконструкций, можно решить, использовав накопленный опыт и технические разработки механизированного дугового оборудования многовариантного применения базовой модели блочно-модульной конструкции [4]. Эта конструкция содержит регулируемый транзисторный электропривод, который допускает использование для его питания источников постоянного тока практически с любой формой напряжения. Исключением являются источники с большими значениями напряжений холостого хода

(более 60 В), а также имеющие в выходном напряжении высоковольтные составляющие.

Таким образом, основной задачей при разработке полуавтомата для использования в различных механизированных дуговых процессах является выбор системы питания электропривода и схемы управления. Эффективность решения этой задачи определяется простотой, невысокой стоимостью нового оборудования, несложностью обслуживания и ремонта, а также показателями надежности. Все это позволит достаточно широко внедрить дуговую механизированную сварку, наплавку и резку металлов плавящимся электродом в технологиях, применяемых в полевых условиях, в частности, при монтаже и ремонте трубопроводов различного назначения.

При разработке, конструировании и испытании разнообразных вариантов организации системы питания механизированного дугового оборудования различного назначения пришли к окончательному выводу о невозможности использования напряжения сварочного генератора с простыми техническими и конструктивными решениями.

Рассмотрен также вариант использования дополнительного источника напряжения, который входит в состав сварочных агрегатов и предназначен для зарядки аккумулятора, обеспечивающего пуск приводного двигателя внутреннего сгорания. Непосредственное применение упомянутого источника оказалось также невозможным по двум основным причинам — из-за низкого уровня выходного напряжения и наличия в выходном напряжении высоковольтных составляющих, хотя его опосредованное применение для зарядки стартерного аккумулятора в системе питания механизированного дугового оборудования, работающего в полевых условиях, допустимо.

Для создания системы бесперебойного и качественного питания электропривода и схемы управления полуавтоматами различного назначения при их использовании в полевых условиях в комплексе со сварочными агрегатами предложено [5] оснастить существующий накопитель энергии в виде аккумулятора дополнительным накопителем-аккумулятором и от системы двух аккумуляторов осуществлять питание механизированного дугового оборудования напряжением 24 В, на которое рассчитано электрооборудование полуавтомата.

Вариант электрической принципиальной схемы полуавтомата с новой системой его питания в полевых условиях представлен на рисунке.

Как видно из схемы, конструкция новой системы питания предельно проста и может быть достаточно легко реализована в любых условиях. Ее основу составляют дополнительный аккумулятор  $G_2$  и переключатель режима работы (в данном случае реле  $K_1$ ), который осуществляет автоматический выбор режима работы основного  $G_1$  и дополнительного  $G_2$  аккумуляторов следующим образом. Если реле  $K_1$  не включено (нет команды из системы управления полуавтомата о начале цикла работы), то оба аккумулятора  $G_1$  и  $G_2$  включены параллельно и заряжаются от зарядного устройства  $A_1$ . При включении полуавтомата из его схемы

поступает команда от реле  $K_1$  на переключение аккумуляторов  $G_1$  и  $G_2$  в последовательное соединение и подключение к цепи питания полуавтомата. В этом режиме работы основной аккумулятор  $G_1$  по-прежнему заряжается от зарядного устройства  $A_1$  сварочного агрегата. Питание переключающего реле  $K_1$  осуществляется от основного аккумулятора  $G_1$ . Кроме реле  $K_1$ , при пуске включается еще реле  $K_2$ , которое управляет работой электропривода механизма подачи электродной проволоки, а также другими элементами, входящими в цикл работы полуавтомата  $A_3$ . По окончании цикла дугового процесса в первую очередь отключается реле  $K_2$ , а затем и все остальные элементы, участвующие в рабочем цикле полуавтомата. Реле  $K_1$  выключается с небольшой выдержкой времени, обеспечивающей цепью  $C_1$ ,  $R_1$  и развязывающим диодом  $V_1$ . Эта выдержка необходима для облегчения условий перекоммутации аккумуляторов  $G_1$  и  $G_2$ . Все дополнительные элементы поста для механизированных процессов размещаются в отдельном блоке непосредственно на сварочном агрегате (панель приборов и органов управления агрегата).

Предложенный вариант системы питания механизированного дугового оборудования различного назначения для эксплуатации в полевых условиях был реализован в серийно выпускаемом полуавтомате для сварки и наплавки самозащитными порошковыми электродными проволоками типа ПШ107В. В системе питания использовали 12-вольтовые аккумуляторы типа 65СТ. Испытания такой конструкции полуавтомата проводили аварийные службы предприятия «Водоканал» при ремонтной сварке и резке самозащитными порошковыми электродными проволоками типа ПП АН-7 водопроводных труб различного сортамента. Специалисты отметили высокое качество и минимальные сроки выполнения работ, а особо — мобильность и простоту полуавтомата с новой системой питания.

В процессе экспериментальной эксплуатации полуавтомата определяли возможную длительность

работы без подзарядки аккумуляторов. Установлено, что при наличии двух предварительно заряженных и последовательно включенных аккумуляторов типа 65СТ система питания обеспечивает работоспособность полуавтоматов типа ПШ107В при ПВ = 40 % в течение 2–3 смен. В ряде случаев указанный полуавтомат с накопительной системой питания на основе аккумуляторов может работать и без устройств зарядки аккумуляторов.

Следует также отметить, что предложенная разработка энергонакопительной системы питания может использоваться и с другими типами полуавтоматов. При этом обязательным требованием является наличие в его конструкции электродвигателя постоянного тока для механизма подачи электродной проволоки, а также регулируемого транзисторного электропривода или простейших резистивных регуляторов в цепях электродвигателя по типу полуавтоматов А547Ум, А825М. Дополнительно требуется, чтобы напряжение, используемое для питания электропривода и схемы управления, равнялось 24 В или было кратным 12 В (наиболее распространенные типы аккумуляторов).

Преимущества предложенной системы питания позволяют утверждать, что сфера распространения этого оборудования может быть значительно расширена.

1. Мошкин В. Ф., Лебедев В. А. Полуавтоматы для сварки и наплавки. Опыт перспективных разработок и применение в народном хозяйстве. — Киев: О-во «Знание», 1990. — 20 с.
2. Мартин Д., Хусман Филарк. Порошковые проволоки альтернатива стручным электродам и сплошной проволоке // Свароч. пр-во. — 1996. — № 1. — С. 34–38.
3. Лебедев В. А., Мошкин В. Ф., Пичак В. Г. О выборе оборудования для механизированной резки порошковыми проволоками // Автомат. сварка. — 1995. — № 6. — С. 53–58
4. Лебедев В. А., Мошкин В. Ф., Пичак В. Г. Полуавтоматы единой блочно-модульной конструкции для сварки, наплавки и резки // Свароч. пр-во. — 1998. — № 1. — С. 24–28.
5. Положительное решение на заявку 99041894. Сварочный полуавтомат // Д. А. Дудко, В. А. Лебедев, В. Г. Пичак. — Принято 05.04.1999.

Considered is the possibility of using mechanised arc processes under field conditions. It has been determined that welding units with internal combustion engines can be used in this case as arc power sources for semi-automatic welding devices. It is suggested that storage batteries with series-parallel connection should be used as stable power sources for the semi-automatic device circuit diagram elements. The diagram with a certain algorithm of connection of the storage batteries has been developed for switching on of the power source of the semi-automatic device systems (for charging and operating them in devices of the arc mechanised equipment).

Поступила в редакцию 09.07.2001,  
в окончательном варианте 27.09.2001



# О ВЛИЯНИИ ФЛУКТУАЦИЙ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ В СТОЛБЕ ДУГИ НА УСТОЙЧИВОСТЬ ПРОЦЕССА ДУГОВОЙ СВАРКИ

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

Получено достаточное условие, гарантирующее асимптотическую устойчивость процесса дуговой сварки плавящимся электродом в случае, когда напряженность электрического поля в столбе дуги изменяется в некоторых известных границах.

**Ключевые слова:** дуговая сварка, плавящийся электрод, напряженность электрического поля, устойчивость процесса сварки

При анализе устойчивости процесса дуговой сварки плавящимся электродом обычно исходят из предположения о том, что параметры рассматриваемого процесса постоянны. В действительности же некоторые из них (в частности, напряженность электрического поля в столбе дуги) заметно изменяются во времени. Каково же влияние указанных изменений на устойчивость процесса сварки? Судя по имеющимся публикациям, данный вопрос остается до сих пор малоизученным.

В настоящей статье получены условия, налагаемые на границы изменения напряженности электрического поля в столбе дуги, гарантирующие асимптотическую устойчивость процесса дуговой сварки.

Рассмотрим дифференциальное уравнение второго порядка

$$\ddot{\lambda} + \alpha(t, \lambda)\dot{\lambda} + \beta(t, \lambda)\lambda = 0, \quad (1)$$

описывающее динамический процесс относительно некоторой переменной  $\lambda$ . Об устойчивости этого процесса судят по коэффициентам  $\alpha(t, \lambda)$  и  $\beta(t, \lambda)$ . Согласно [1], функцию  $\alpha(t, \lambda)$  можно трактовать как нелинейный, зависящий от времени  $t$ , обобщенный коэффициент демпфирования, а функцию  $\beta(t, \lambda)$  — как нелинейную, явно зависящую от  $t$ , обобщенную жесткость процесса.

При любых, но постоянных и положительных значениях коэффициентов  $\alpha$  и  $\beta$  процесс (1) асимптотически устойчив относительно переменной  $\lambda$ . Если же значения этих коэффициентов, будучи положительными, изменяются, то при определенных режимах процесс становится неустойчивым. Поскольку закон изменения функций  $\alpha(t, \lambda)$  и  $\beta(t, \lambda)$  чаще всего не определен и известны лишь границы их изменения

$$a \leq \alpha(t, \lambda) \leq A, \quad b \leq \beta(t, \lambda) \leq B, \quad (2)$$

то представляет интерес определить условия, налагаемые на положительные числа  $a$ ,  $A$ ,  $b$ ,  $B$ , при выполнении которых установленныйся процесс будет асимптотически устойчив.

В работе [1] с помощью прямого метода Ляпунова и обобщенных неравенств Сильвестра получены достаточные условия,

гарантирующие асимптотическую устойчивость процесса (1). Эти условия имеют вид

$$\sqrt{B} - \sqrt{b} < 2\sqrt{a_1(a - a_1)}, \quad 2\sqrt{b} > \sqrt{a_1(A - a_1)} - \sqrt{a_1(a - a_1)}. \quad (3)$$

Число  $a_1$  в выражениях (3) выбирается произвольно в диапазоне  $0 < a_1 < a$ .

Используем полученный результат для нахождения условий устойчивости процесса дуговой сварки плавящимся электродом при флуктуациях электрического поля в столбе дуги, т. е. для случая, когда напряженность электрического поля не является величиной постоянной, а изменяется в заранее известных пределах.

Согласно [2], переходной процесс в сварочной цепи вполне удовлетворительно описывается уравнением (1), в котором обобщенный коэффициент демпфирования

$$\alpha(t, \lambda) = \frac{R_*}{L}, \quad (4)$$

а обобщенная жесткость процесса

$$\beta(t, \lambda) = \frac{EM}{L}. \quad (5)$$

В этих соотношениях

$$R_* = R + S_a - S_s, \quad (6)$$

где  $R$  — суммарное сопротивление подводящих проводов и скользящего контакта в мундштуке горелки;  $S_a$ ,  $S_s$  — соответственно крутизна вольт-амперных характеристик дуги и источника сварочного тока приnomинальном значении тока  $i_0$ ;  $L$  — индуктивность сварочной цепи;  $E$  — напряженность электрического поля в столбе дуги;  $M$  — крутизна характеристики плавления электрода приноминальном значении сварочного тока  $i_0$  и заданном вылете электрода  $h_0$ ;  $\lambda = l - l_\infty$  — отклонение длины дуги  $l$  от ее установленного значения  $l_\infty$ .

Предположим, что коэффициент демпфирования  $\alpha = R_*/L$  имеет постоянное значение, а напряженность электрического поля  $E$ , входящая в соотношении (5), зависит от времени  $t$ , причем  $\inf E(t) \leq \sup E(t) \leq E(t)$ . В этом случае, согласно (2),  $\alpha = a = A$  и второе условие (3) выполняется автоматически. В первом же условии (3) положим  $a_1 = a/2$

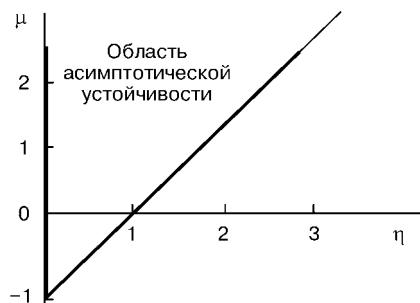


Рис. 1. Границы области асимптотической устойчивости

© Г. А. Цыбулькин, 2002

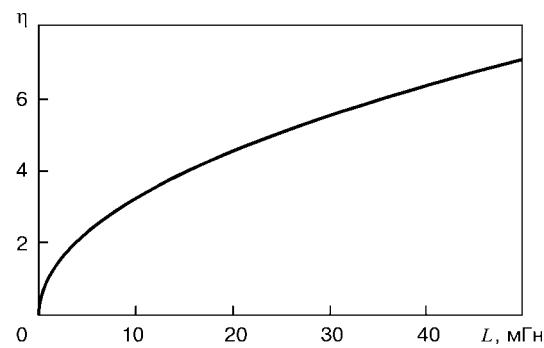


Рис. 2. Кривая зависимости η = η(L)



(при этом  $a_1(a - a_1)$  достигает максимума). Тогда первое условие (3) можно привести к простому виду

$$\sqrt{B} - \sqrt{b} < \alpha, \quad (7)$$

где

$$B = \frac{M}{L} \sup E(t), \quad b = \frac{M}{L} \inf E(t). \quad (8)$$

Неравенство (7) с учетом (4), (6), (8) и обозначений  $E_s = \sup E(t)$ ,  $E_i = \inf E(t)$  запишем в окончательном виде

$$\sqrt{E_s} - \sqrt{E_i} < \frac{S_a - S_s + R}{\sqrt{ML}}. \quad (9)$$

Таким образом, установлен следующий факт: если выполняется условие (9), то процесс дуговой сварки плавящимся электродом с изменяющейся напряженностью электрического поля в указанных границах  $E_s$  и  $E_i$  асимптотически устойчив.

Неравенство (9) можно представить также в несколько ином виде

$$\mu > -1 + \eta, \quad (10)$$

где

$$\mu = \frac{S_a - S_s}{R}, \quad \eta = \frac{\sqrt{ML}}{R} (\sqrt{E_s} - \sqrt{E_i}). \quad (11)$$

Достаточное условие асимптотической устойчивости (10) отличается от необходимого и достаточного условия

$$\mu > -1,$$

полученного в работе [2] для случая  $E = \text{const}$ , лишь дополнительным членом  $\eta$ , характеризующим влияние изменений электрического поля  $E$  в столбе дуги на устойчивость процессов, протекающих в сварочной цепи.

На рис. 1 показана область устойчивости в плоскости безразмерных параметров  $\mu$  и  $\eta$ , построенная по формуле (10). Исходя из этого рисунка и выражения (10) можно сделать вывод, что с увеличением  $\eta$  область устойчивости сужается.

Из второго соотношения (11) следует, что значения  $\eta$  возрастают при увеличении разности между значениями  $\sqrt{E_s}$  и  $\sqrt{E_i}$  и индуктивности  $L$ . На рис. 2 приведена кривая зависимости  $\eta = \eta(L)$ , построенная по формуле (11) при  $E_s = 4 \text{ В/мм}$ ,  $E_i = 1 \text{ В/мм}$ ,  $M = 0,4 \text{ мм/(А·с)}$ ,  $R = 0,02 \text{ Ом}$ . Из рисунка видно, что при малых (до 1 мГн) значениях  $L$  значения  $\eta$  остаются в пределах единицы. Это означает, что влияние флюктуаций электрического поля в столбе дуги на устойчивость процесса, протекающего в сварочной цепи, столь мало, что им можно пренебречь. При достаточно же больших значениях  $L$  (десятка миллиампер) значения  $\eta$  возрастают ( $\eta > 3$ ). При этом, как видно из рис. 1, область устойчивости значительно сужается.

Таким образом, влияние указанных флюктуаций на устойчивость процесса при больших значениях существенно, поэтому крутизу вольт-амперной характеристики источника сварочного тока  $S_s$  следует выбирать с учетом критерия (9), а именно, чтобы обеспечивалось условие  $S_s < S_a + R - \sqrt{ML}(\sqrt{E_s} - \sqrt{E_i})$ .

1. Меркин Д. Р. Введение в теорию устойчивости движения. — М.: Наука, 1976. — 320 с.
2. Цыбулькин Г. А. К вопросу об устойчивости процесса дуговой сварки плавящимся электродом // Автомат. сварка. — 2002. — № 5. — С. 17–19.

A sufficient condition has been derived, guaranteeing the asymptotic stability of the consumable-electrode arc welding process in the case, when the electric field intensity in the arc column varies within certain known limits.

Поступила в редакцию 26.02.2002

УДК 621.9.048

## ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ГРАФИТОВЫХ ЭЛЕКТРОДОВ-ИНСТРУМЕНТОВ ПРИ РАЗМЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ МЕТАЛЛОВ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГОЙ

**В. М. БОКОВ**, канд. техн. наук (Кировоград. гос. техн. ун-т),  
**Л. И. МАРКАШОВА**, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Экспериментально доказано образование на торцевой поверхности электрода-инструмента (ЭИ) в процессе размерной обработки электрической дугой (РОД) двухфазного металлографитового постоянно возобновляющегося слоя, воспринимающего тепловой удар от горения дуги. Описан физический механизм электроэрозионной стойкости графитовых ЭИ в условиях процесса РОД.

**Ключевые слова:** обработка металла, электрическая дуга, износ, электроды-инструменты

В современном машиностроении электрическая дуга как источник тепла широко применяется не только для соединения металлов, например в сварочных процессах, но и для их разъединения, в частности, при реализации способа размерной обработки электрической дугой (РОД).

Формообразование торцевой поверхности электрода-заготовки (ЭЗ) при РОД происходит в результате отражения формы торцевой поверхности электрода-инструмента (ЭИ) и поэтому его точность зависит от электроэрозионной стойкости ЭИ, которую принято оценивать его относительным линейным износом  $\gamma$  [1]. Последний определяется как отношение абсолютного линейного износа ЭИ к глубине обработки и выражается в процентах.

Технология РОД осуществляется в мощном поперечном гидродинамическом потоке рабочей жидкости, который оказывает влияние не только на процесс эвакуации продуктов эрозии из межэлектродного промежутка, но и на энергетическое состояние дуги [2], изменяя плотность технологического тока и напряженность электрического поля в ней. Так, с уменьшением скорости потока зафиксировано уменьшение плотности технологического тока и напряженности электрического поля в дуге, что приводит к интенсификации переноса материала ЭЗ на ЭИ.

Как следует из работ [3, 4], перенос материала ЭЗ на ЭИ при электроэрозионной обработке в свою очередь приводит к компенсации факельного разрушения ЭИ, а следовательно, к уменьшению его относительного линейного износа. Перенос материала, как установлено, усиливается с повышением продолжительности и уменьшением скважности импульса, что приводит к подавлению факельной составляющей теплопереноса.

В условиях РОД продолжительность горения электрической дуги на одном месте может превышать длительность горения

© В. М. Боков, Л. И. Маркашова, 2002

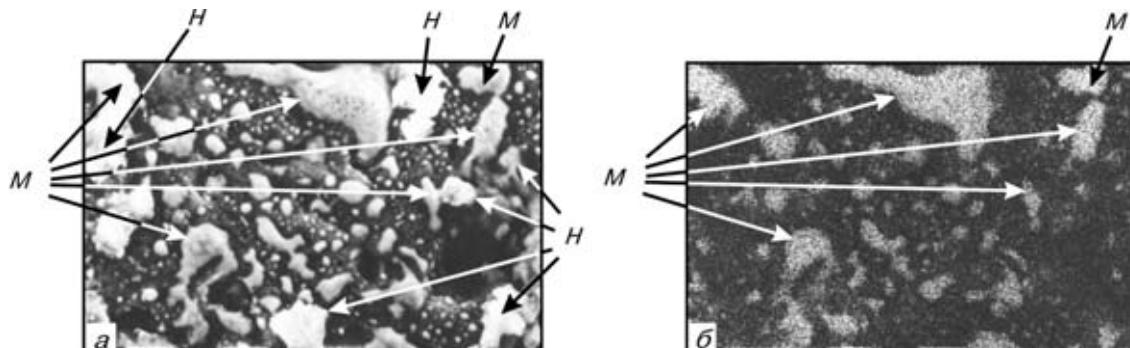


Рис. 1. Фрактография структуры поверхности графитового ЭИ после РОД (а, X580) и соответствующая ей картина распределения железа (б, X580)

на одном месте нестационарных электрических разрядов (электроискрового и электроимпульсного). По этой причине при реализации процесса РОД следует ожидать более интенсивного массопереноса материала ЭЗ на ЭИ по сравнению с электроимпульсной обработкой.

Использование графитовых ЭИ в органической рабочей среде и при электроимпульсной обработке [1], и при РОД [2, 5] обеспечивает возможность реализации малоизносной ( $\gamma_z < 1\%$ ) обработки. Согласно данным работы [6], в основе физической модели стойкости ЭИ лежит гипотеза о самовосстановлении графитовых ЭИ за счет осаждения на их торцевой поверхности защитной пленки преимущественно из графита, получаемого из продуктов пиролиза рабочей жидкости. Пленочная защита гарантируется при соблюдении трех основных условий:

на поверхности участка ЭИ температура превышает или равна некоторой критической температуре пленкообразования и меньше температуры плавления;

наличие в достаточном количестве жидкых и газообразных продуктов пиролиза рабочей жидкости;

времени пленкообразования достаточно для отложения на данном участке пленки требуемой толщины.

Сравнительный анализ механизмов эрозии ЭИ после РОД и электроимпульсной обработки показал, что с физической точки зрения данные процессы во многом подобны. Прежде всего их объединяет тепловая природа разрушения электродов и возможность применения графитовых ЭИ в органической рабочей среде. Именно поэтому можно предположить, что все три условия пленочной защиты вполне удовлетворяются и при формообразовании способом РОД.

Экспериментальную проверку гипотезы о наличии на торцевой поверхности графитового ЭИ после РОД двухфазного металлографитового защитного слоя осуществляли посредством следующих операций:

производили РОД торцевых поверхностей образцов кубической формы со стороной куба 10 мм в специальном приспособлении, позволяющем прокачивать рабочую жидкость в ламинарном (критерий Рейнольдса не превышает 400...1000) плоскопараллельном режиме (с постоянной скоростью потока). Материал ЭИ — графит МП7, материал ЭЗ — сталь 45. Полярность обработки — обратная (ЭЗ — минус). Рабочая жидкость — органическая среда (масло индустриальное И-20 А ГОСТ 20790-75 — 70%; керосин осветительный ГОСТ 4953-68 — 30%); кинематическая вязкость  $v = 9 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2/\text{с}$ . Технологический ток  $I = 12,5 \text{ A}$ ; напряжение на дуге  $U = 45 \text{ В}$ ; статическое давление на входе потока в межэлектродный зазор 1,2 МПа;

методом аналитической растровой электронной микроскопии (установка Philips-CЭМ 515, фирма «Philips», Голландия) анализировали структурно-фазовое состояние поверхности графитового ЭИ после РОД. В отраженных электронах изучали общую картину структуры и ее отдельных фрагментов (рис. 1, а). Как видно из рисунка, картина распределения для данного режима обработки — «островковая» и неоднородная. Далее в характеристическом излучении на фоне общей анализируемой площади получали картину локального распределения железа — основного компонента материала ЭЗ, перенесенного на ЭИ (рис. 1, б). Сравнивая рис. 1, а и рис. 1, б, можно сделать вывод, что «островки» на поверхности графитового ЭИ имеют сложный фазовый состав, т. е. представляют собой композиты, причем, кроме металлической Fe-фазы  $M$ , они включают неметаллическую фазу  $H$ , которая видна (рис. 1, а) и не видна (на рис. 1, б). Данным методом выполнена количественная оценка концентрации металлической фазы в структурных «островковых» образованиях. На рабочей поверхности ЭИ выявлены «островковые» участки с повышенным содержанием железа (примерно 91...98 ат. %). Наряду с ними присутствуют и «островковые» зоны примерно с 1...6 ат. %;

методом микродифракционной просвечивающей (трансмиссионной) электронной микроскопии (электронный микроскоп JEM-200 CX, фирма «Джелео», Япония, ускоряющее напряжение 200 кВ) исследовали структуру образца графитового ЭИ после РОД на различной глубине от рабочей (внешней) поверхности вплоть до не нарушенных по структуре слоев. С этой целью делали тонкий (немного более 1000 мкм) срез слоя с образца ЭИ, параллельный рабочей поверхности, и, защищая рабочую поверхность специальной заглушкой, производили ионное утонение среза до образования прозрачных (для электронного пучка) участков на поверхности. Для получения информации о структуре подповерхностных слоев графитового образца срезы на поверхности и на глубине подготовляли методом двустороннего ионного утонения (скорость утонения  $\sim 5 \text{ мкм}/\text{ч}$ ). В результате прямых исследований структурно-фазового состояния на просвет на рабочей поверхности ЭИ выявлены «островки» неправильной геометрической формы размерами примерно  $0,6 \times 1,0 \text{ мкм}$ , имеющие сравнительно однородную внутреннюю структуру (рис. 2, а), а также «островки» с неоднородным составом во внутренних объемах (рис. 2, б). Размеры последних составляют примерно  $3 \times (1,5...2,0) \text{ мкм}$ , а внутренних образований, просматриваемых на темнопольных изображениях (рис. 2, г) в виде светлых пятен различных размеров —  $0,03...0,07 \text{ мкм}$  (рис. 2, б). На микродифракционном отражении (рис. 2, в) на фоне колец, присущих углероду, зафиксированы рефлексы точечного типа, характерные для железа;

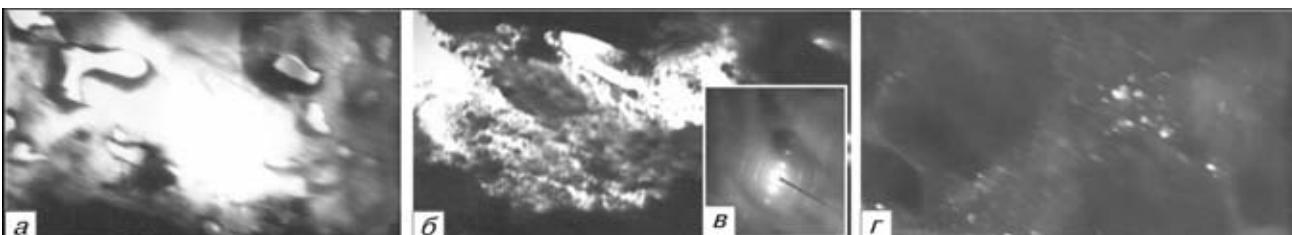


Рис. 2. Структуры «островков» на поверхности графитового ЭИ после РОД: а — плотные, мелкие и простые по составу (X20000); б — более крупные и сложные по составу (X30000); в — соответствующая им микродифракционная картина с кольцевыми отражениями от углерода и точечными отражениями от железа (X55000); г — темнопольное изображение внутренних образований структуры сложных по составу «островков» (X30000)

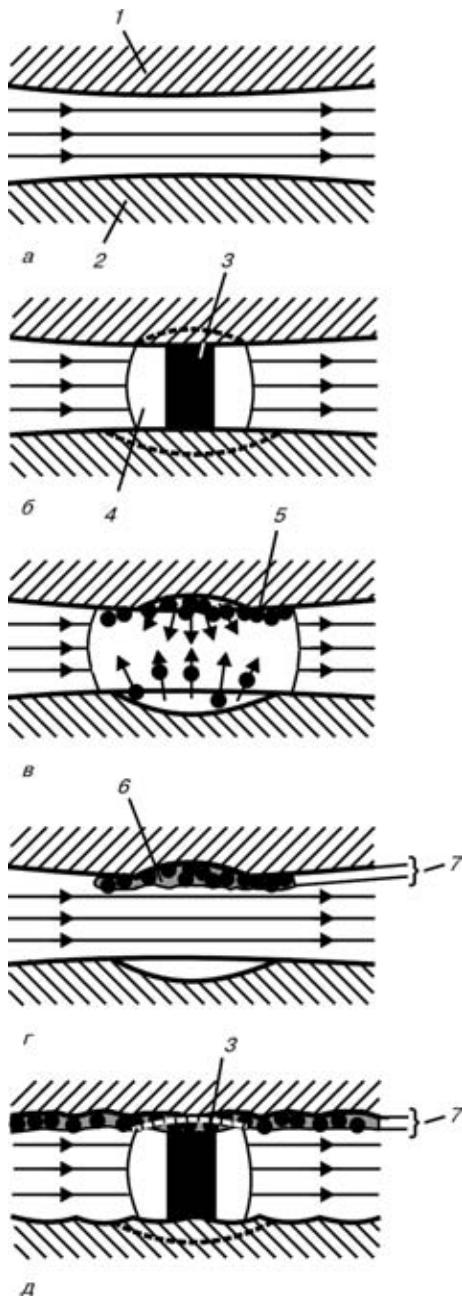


Рис. 3. Последовательность (*a* – *г*) механизма образования защитного двухфазного metallографитового слоя на ЭИ, воспринимающего тепловой удар от горения дуги: 1 – ЭИ; 2 – ЭЗ; 3 – дуга; 4 – газовая полость; 5 – материала ЭЗ; 6 – графитный слой; 7 – защитный слой

с помощью метода электронной Оже-спектроскопии (система LAS-2000 фирмы «Riber», Франция) изучали поверхность графитового ЭИ после РОД с использованием спектрометра типа «цилиндрическое зеркало». Спектры регистрировались с энергетическим разрешением 3,4 эВ на самописце и в дальнейшем обрабатывались на ЭВМ для расчета профилей по глубине. В результате исследования обнаружено, что неметаллические «островки» на рабочей поверхности графитового ЭИ имеют концентрацию углерода в пределах 71,5...100,0 ат. %, причем слой со 100 ат. % углерода зафиксирован до глубины 12 нм; с 90 ат. % – до глубины 120 нм; а с 80 ат. % – до 540 нм;

методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (система LAS-2000) производили оценку энергии связи электронных оболочек, входящих в состав образцов элементов, и осуществляли элементный количественный анализ непроводящих поверхностей исследуемых образцов. В результате выявлена следующая интегральная концентрация элементов в поверхностном слое графитового ЭИ: углерода – 97,82 ат.%; кислорода – 1,86 ат.%; железа – 0,32 ат.%. Обнаружены «островки», содержащие железо на глубине 600 нм и глубже.

Карбиды не выявлены. Кроме того, установлено, что блоки разных структур обволакиваются тонкой (толщиной до 30 нм) пленкой неизвестного соединения [C–H], находящейся в особом (нетокопроводном) состоянии, что подтверждается эллиптическими кольцами на микродифракционном отражении (рис. 2, *в*), характерными для нетокопроводных материалов. Следует отметить, что обнаруженные кольца микродифракционного отражения внутренних структур графитовых «островков» на ЭИ (концентрические, не искаженные). Последнее свидетельствует о токопроводности внутреннего графита.

Для уточнения элементного состава поверхности графитового ЭИ после РОД и определения типа присутствующих химических соединений образцы исследовали методом вторичной ионной масс-спектрометрии (система LAS-2000) с использованием квадрупольного масс-спектрометра с регистрацией масс-спектров с помощью ЭВМ. В результате анализа получена масс-спектрограмма рабочей поверхности ЭИ после РОД, содержащая наряду с другими ионами ионы углерода  $C^+$  и железа  $Fe^+$ , что подтверждает наличие двухфазного металлографитового слоя.

Анализ результатов исследования показал, что в условиях процесса РОД может быть справедлив следующий механизм образования защитного металлографитового слоя на ЭИ (рис. 3):

– происходит сближение электродов 1, 2 при прокачке рабочей жидкости между ними под технологическим давлением в плоскопараллельном режиме (рис. 3, *а*);

– возбуждается первая дуга 3, приводящая к образованию газовой полости 4 (рис. 3, *б*);

– в момент горения дуги и спустя некоторое время после перехода ее на новый участок происходит плавление, испарение и взрывообразный термический выброс материалов ЭИ и ЭЗ из лунок. Вследствие этого на торцевой поверхности ЭИ откладывается материал ЭЗ5 (рис. 3, *в*, позиция 5). Продолжается дальнейшее расширение газовой полости;

– разрушается (схлопывается) газовая полость. На горячие участки ЭИ и на перенесенный на него материал ЭЗ осаждается графит 6 как результат пиролиза органической рабочей жидкости. Образуется двухфазный металлографитовый слой 7 на ЭИ (рис. 3, *г*);

– возбуждается новая дуга 3 в этом же месте, но между защитным слоем и ЭЗ (рис. 3, *д*).

Следует отметить, что благодаря образованию именно двухфазного защитного металлографитового слоя на ЭИ удовлетворительно решается проблема его стойкости. При этом металлическая фаза, отличающаяся относительно небольшим удельным электрическим сопротивлением (для железа  $\rho_e = 9,71 \cdot 10^{-8}$  Ом·м), относительно низкой температурой плавления (для железа  $t_{пл} = 1535$  °С), сравнительно повышенной теплопроводностью (для железа  $\lambda = 75$  Вт/(м·К)) и каркасной пространственной структурой, выполняет тройную функцию: во-первых, эффективно (с относительно небольшим расходом энергии на теплообразование) подводит электрический ток в момент горения дуги к графитовой фазе, удельное электрическое сопротивление которой в 80...140 раз большее (для углерода  $\rho_e = (4...14) \cdot 10^{-6}$  Ом·м); во-вторых, эффективно отводит (рассеивает) тепло в тело ЭИ и тем самым уменьшает его температуру, а следовательно, и степень разрушения защитного слоя; в-третьих, создает предпосылки для прочного сцепления с графитовой фазой за счет развитой поверхности.

В то же время графитовая фаза, характеризуемая высокой температурой плавления-сублимации (для углерода –  $t_{пл} = 3950$  °С), эффективно воспринимает тепловой удар от горения электрической дуги и тем самым обеспечивает электрозаряденную стойкость ЭИ.

Толщина защитного слоя *S* на ЭИ, как показано выше, зависит от плотности технологического тока в дуговом разряде и с ее повышением снижается. Поскольку плотность технологического тока в условиях процесса РОД зависит от гидродинамического фактора, то с уменьшением скорости потока *v* толщина слоя *S* увеличивается, а слой уплотняется. Если на малых скоростях защитный слой сплошной, то при повышении скорости он может иметь дискретную (пористую) структуру. Увеличение толщины защитного слоя указывает на нарушение равновесия между скоростями его образования и разрушения, вследствие чего зафиксировано такое явление, как отрицательный износ ЭИ. В результате интенсивного повышения массопереноса не только на ЭИ, но и на ЭЗ, на торцевую поверхность которой при весьма низких скоростях потока осаждается гра-



фитовый слой, процесс дестабилизируется и сопровождается интенсивным шлакованием межэлектродного зазора, короткими замыканиями, что приводит к понижению производительности обработки.

Если процессы образования и разрушения защитного слоя сбалансированы, то износ ЭИ может быть минимальным и приближаться к нулю. В реальных условиях процесс разрушения защитного слоя неминимален опережает процесс его образования, в результате этого защитный слой может быть сплошным, но тонким (толщина слоя меньше глубины лунки) или иметь дискретную структуру. Износ ЭИ в этом случае является положительным.

Таким образом, в условиях процесса РОД доминирующими факторами, определяющими износ ЭИ, являются массоперенос материала ЭЗ на ЭИ с дальнейшим осаждением на нем графитовой пленки и образованием двухфазного металлографитового слоя, сдерживающего факельный механизм эрозии. Безызносный режим обусловлен возможностью горения электрической дуги между ЭЗ и перенесенным на ЭИ защитным слоем, т. е. без термического контакта с материалом ЭИ.

### Выходы

1. С использованием методов аналитической растровой и микродифракционной просвечивающей электронной микроскопии, а также методов электронной Оже-спектроскопии, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии и вторичной ионной масс-спектроскопии подтверждена предложенная авторами гипотеза о наличии на торцевой поверхности графитового ЭИ после

It has been experimentally proved that a two-layer metal-graphite, continuously regenerating layer, which takes up a thermal shock due to arc burning, is formed on the end surface of a tool electrode (TE) during the dimensional arc treatment (DAT) process. Physical mechanism of electric-erosion resistance of graphite TE under the DAT process conditions is described.

Поступила в редакцию 02.10.2001,  
в окончательном варианте 28.02.2002

УДК 621.791(088.8)

## ПАТЕНТЫ В ОБЛАСТИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА\*

### ГЕРМАНИЯ

**Паяльное устройство** содержит резервуар с припоеем и кожух для создания атмосферы защитного газа для пайки плоских групп, которые во время их транспортировки через кожух приводят в контакт с волной припоя в резервуаре. Кожух имеет вход для узлов на входной стороне и выход для них на выходной стороне, запираемые по меньшей мере одной откидной створкой, в основном закрывающей входное и выходное отверстия кожуха. Створка снабжена направляющими элементами, которые по меньшей мере временно вступают в контакт с узлами и несущей их рамой, в результате чего створки закрываются. Патент 19912718. S. Bergheim, J. Tauchmann (Messer Griesheim GmbH).

**Способ сварки алюминия переменным током и вольфрамовым электродом в инертном газе**, при котором сварку проводят в смеси 83...95 об. % гелия и преимущественно аргона в качестве остатка. Патент 19837039. A. Farwer (То же).

**Способ сварки гофрированных труб**. Предложен способ изготовления сварного шва между гофрированной трубой с охватывающей ее, воспринимающей давление оплёткой и концом трубы в атмосфере защитного газа. Патент 19833229. P. Spiess.

### ЕВРОПЕЙСКИЙ ПАТЕНТ

**Переносная токарно-сварочная машина** содержит шпиндель, на котором закрепляют расточной резец или сварочную горелку и два независимых электродвигателя постоянного тока, один

РОД двухфазного (Fe-C) защитного слоя, воспринимающего тепловой удар от горения электрической дуги.

2. Описан физический механизм электроэррозионной стойкости графитовых ЭИ в условиях процесса РОД, позволивший объяснить возможность осуществления безызносного режима РОД.

1. Левит М. Л., Падалко О. В. Материалы и методы для изготовления фасонных электродов-инструментов электроэррозионных копировально-прошивочных станков. — М.: НИИМАШ, 1975. — 143 с.
2. Носуленко В. І. Розмірна обробка металів електричною дугою: Дис. ... д-ра техн. наук. — Кіровоград, 1998. — 389 с.
3. Meshcheriakov G. N. Electro-physical processes in electropulse machining // Process and Metal Trancfer. — 1970. — Vol. 18. — P. 491–499.
4. Мицкевич М. К. Разработка научных основ технологии электроэррозионного формообразования деталей разделительных штампов, создание комплекса технологических процессов и специализированного оборудования: Автoref. дис. ... д-ра техн. наук. — Минск, 1985. — 37 с.
5. Боков В. М. Размерная обработка электрической дугой фасонных полостей: Автoref. дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1986. — 14 с.
6. Электроэррозионная и электрохимическая обработка. Расчет, проектирование и применение электродов-инструментов. Ч. 1 / Под ред. А. Л. Лившица, А. Роща. — М.: НИИМАШ, 1980. — 224 с.

из которых приводит шпиндель во вращение, а второй перемещает шпиндель в осевом направлении в обе стороны по командам с панели управления. Электродвигатели смонтированы в кожухе, который изготовлен за одно целое с основным кожухом, имеющим ручку для переноса машины. На панели управления установлен блок, регулирующий частоту вращения электродвигателей и длину хода подачи шпинделя. Патент 979702. R. Seracusa (Sir Meccanica S.R.L.).

**Сварочный генератор с активным фильтром** содержит выпрямитель А, который подключен к сети переменного тока; инвертор В, который соединен с выпрямителем; выходной диодный блок С, который соединен с инвертором, а также активный фильтр D, который подключен параллельно входу выпрямителя. Фильтр пропускает ток  $I_2$  и накладывает его на ток  $I_1$  выпрямителя. Результирующий ток  $I_3$  имеет синусоидальную форму. Патент 978344. G. Montecchi (Selco S.R.L.).

**Станок для лазерно-плазменной обработки** содержит головку, имеющую объектив, фокусирующий излучение, генерируемое лазером, а также головку, смонтированную на торце другой головки, образующую плазменную струю, которая направляется на поверхность заготовки coaxialno лазерному лучу в зону обработки. Головка содержит сопла, которые соединены с помощью кабелей с источником питания, а также связаны с помощью трубопровода с источником плазмообразующего газа. Патент 976487. G. A. F. Fournier, J.O.A.A. Vigneau (Societe Nationale D'Etude Et De).

**Мягкий припой (и)**, имеющие оптимальную температуру плавления, повышенные механические свойства и хорошую смачиваемость паяемой поверхности, изготавливают из сплавов Sn-

\*Приведены сведения о патентах, опубликованных в бюллетене «Изобретения стран мира», 2001. — Вып. 18, № 2.



Zn–Bi, Sn–Bi–Ag и Sn–Zn–In. При этом в первый и второй сплавы добавляют медь и германий, а в третий сплав – германий и серебро. Патент 976488. K. Habu, N. Takeda (Sony Corp.).

## ФРАНЦИЯ

**Способ и устройство для пайки деталей электроники.** Пайку деталей электроники на подложке, например на печатной плате, осуществляют с помощью приюса, который укладывают на подложку в месте крепления деталей. Затем осуществляют пайку путем термической обработки подложки при давлении, близком к атмосферному. При этом на подложку воздействуют средой, содержащей нестабильные или возбужденные химические вещества, особенно электрически заряженные. Такую среду создают путем пропускания исходного газа через электрический разряд. Под действием этого разряда происходит нагревание упомянутых выше химических веществ. Патент 9809773. C. Carsac, G. Conor, T. Sindzingre и др.

## ВЕЛИКОБРИТАНИЯ

**Устройство для внутренней сварки труб** содержит сварочную головку, которая смонтирована на держателе, а также механизм, с помощью которого сварочный электрод вводят в контакт с внутренней поверхностью трубы. Таким механизмом может быть гидроцилиндр или надувная подушка, которая прилагает давление на головку, прижимая электрод к стенке трубы. Головка может устанавливаться на держателе с помощью шарнира. Патент 9815128. G. Dale Matthew (Rover Group Limited).

## ЯПОНИЯ

**Конвейерная печь для пайки печатных плат оплавлением** содержит вентилятор и направляющую плиту, которая расположена параллельно боковой стенке печи на заданном расстоянии от вентилятора. Между плитой и боковой стенкой печи образован канал, в верхней части которого смонтированы нагреватель и наклонное сопло. В нижней стенке печи находится штуцер для подачи газообразного азота. Через печь проходит конвейер, перемещающий паяемые подложки. Нагретый газ подается из сопла на подложки под углом к их верхней поверхности и циркулирует в печи с помощью вентилятора. Конструкция печи обеспечивает плавный подъем температуры паяемых соединений подложек. Патент 13354. T. Okano и др. (Tatjura Seisakusho Co. Ltd.)

**Способ изготовления вкладышей подшипников с низким коэффициентом трения.** На поверхность втулки из аустенитной нержавеющей стали с помощью плазменной дуги наплавляют слой твердого сплава, состоящий из карбидов ниобия и вольфрама и связки на основе сплава кобальта, которая составляет 50 % объема наплавляемого материала. Соотношение содержания карбида ниобия к карбиду вольфрама составляет 30:20. Вкладыш обладает повышенной износостойкостью в супензиях и коррозионных жидкостях. Патент 946197. Y. Tatsumi и др. (Ofic C. Kubota Corp.).

**Машина для подводной электродуговой сварки неплавящимся электродом в среде защитного газа** содержит источник питания, который устанавливают в надводном положении; сварочную горелку, опускаемую под воду, образующую дугу, которая сваривает плиты, а также упругий кожух, который окружает зону сварки. Кожух изготовлен из ткани типа шерсти, волокна которой переплетены с волокнами углерода. Под кожухом подается под давлением аргон, который вытесняет воду из зоны сварки. Машина оснащена телекамерой, которая передает на поверхность изображение зоны сварки. Патент 280865. E. Sekiguchi (Hitachi Ltd.).

**Способ предотвращения заворота кромки односторонней разделки при проходе корня сварного шва во время многослойной сварки перпендикулярных металлических плит.** Для предотвращения заворота кромки разделки плиты при заплавлении корня сварного шва металлом угол разделки поддерживает в пределах 120...180°. Патент 167343. H. Mabuchi и др. (Nippon Steel Corp.).

**Механизм для перемещения подкладного материала в устройстве внутреннего зажима трубы при стыковой сварке труб.** Механизм содержит четыре пневмоцилиндра, которые закреплены на центральной плате, установленной между двумя узлами зажимного устройства. Торцы штоков пневмоцилиндров связаны с подкладным материалом, имеющим форму четырех дугообразных секторов, которые входят в плотный контакт с внутренней поверхностью свариваемых труб в зонестыка. На поверхности секторов закреплены губчатые прокладки, обеспечивающие плотный контакт между секторами и внутренней поверхностью трубы даже в случае смещения разделки труб. Патент 330377. Y. Sugitani и др. (NKK Corp.).

**Машина дуговой сварки неплавящимся электродом в среде инертного газа на постоянном токе** содержит источник питания, имеющий цепь. Параллельно выходным контактам цепи соединен первый диод Зенера, который находится в состоянии проводимости в отсутствие напряжения  $V_1$  нагрузки и не приводит ток при зажигании дуги, имеющей напряжение  $V_2$ , путем контакта электрода с заготовкой. Источник питания, кроме того, содержит второй диод Зенера, который находится в состоянии проводимости при отсутствии напряжения  $V_3$  нагрузки и переходит в состояние проводимости при зажигании дуги с напряжением  $V_4$ . Конструкция источника питания машины позволяет легко детектировать зажигание дуги. Патент 340855. O. Osaki (Matsushita Electric Ind Co. Ltd.).

**Способ электродуговой сварки, которую выполняют на постоянном токе, преобразуя его в переменный ток.** На сварочный ток накладывают импульсный ток, имеющий положительные и отрицательные полупериоды. Синхронизацию импульсов производят таким образом, что длительность импульсов возрастает, когда амплитуда отрицательного полупериода мала и уменьшается, когда амплитуда отрицательного полупериода имеет максимальное значение. Патент 328927. A. Kitajima (To же).

**Источник питания для дуговой сварки** содержит трансформатор; блок, управляющий транзистором, который образует сварочный ток с заданной формой импульса; датчики тока и напряжения; блок управления первичной обмоткой трансформатора, а также инвертор и другие детали. Источник, позволяющий снизить затраты на оборудование, снижает уровень шума при сварке. Патент 59856. A. Motomiyu (To же).

**Способ и машина для электродуговой сварки плавящимся электродом.** Во время и в конце сварки блок преобразует напряжение электродвигателя, подающего сварочную проволоку, в командный сигнал, который воздействует на переключатель, направляющий выходной сигнал цепи, устанавливающей начальное напряжение в блоках. Выходное напряжение блока накладывается на электродную проволоку. Способ позволяет управлять длиной дуги в процессе сварки с учетом состояния торца электродной проволоки в конце сварки. Патент 150962. M. Okubo и др. (To же).

**Машина дуговой сварки с аккумуляторным источником питания** содержит трансформатор; датчик, детектирующий входной ток, подаваемый на первичную обмотку трансформатора; выпрямитель и аккумуляторную батарею, которая соединена последовательно с выпрямителем. Машина может работать также и от промышленных источников тока. Патент 340856. M. Kugino и др. (To же).

**Источник питания для сварки на переменном/постоянном токе** содержит инвертор, выход которого преобразуется в напряжение постоянного тока с помощью выпрямителя, а затем вновь преобразуется в переменный ток с помощью инвертора; датчик, который измеряет ток свариваемой заготовки; датчик, который детектирует момент изменения полярности с прямой на обратную; импульсный генератор, а также контроллер, который управляет шириной импульсов напряжения генератора. Источник питания позволяет сократить потребление электрической мощности. Патент 32806. K. Kano и др. (Sansha Electric Mfg Co. Ltd.).

**Машина дуговой сварки плавящимся электродом,** в которой во время шаговой подачи сварочной проволоки переключатель подает сигнал на реле, в результате чего контакты реле раз-



мыкаются, а другие контакты замыкаются. При этом контакты главного выключателя замыкаются, а выходное напряжение одного задатчика и выходной ток другого задатчика переключаются соответственно на задатчики напряжения и тока. Благодаря этому выходные характеристики источника питания приводятся к характеристикам задатчиков. Следовательно, только минимальное напряжение и ток необходимы для питания электродвигателя шаговой подачи сварочной проволоки и, если проволока входит в контакт с поверхностью свариваемой заготовки, прекращается подача проволоки. Конструкция источника питания сварочной машины позволяет не применять трансформатор большой мощности и уменьшить габариты и массу машины. Патент 71983. T. Shida (Hitachi Seiko Ltd.).

**Устройство для регулирования угла наклона сварочной горелки в сварочном автомате** содержит направляющий сектор, на наружной стороне которого закреплена полукруглая зубчатая рейка; перемещаемый вдоль сектора ползун, на котором смонтирована сварочная горелка; шестерню, которая вращается на ползунке и входит в зацепление с зубчатой рейкой, а также медную пластину, которая скользит по внутренней стороне направляющего сектора. Патент 78814. S. Komatsu и др. (Kobe Steel Ltd.).

**Сварочный трактор для наружной сварки тонких металлических листов, способ автоматического слежения за отклонением траектории шва, а также способ оценки нормально-дефектного состояния сварного шва.** Сварочный трактор содержит плиту, перемещаемую по оси Y; плиту, перемещаемую по оси Z; электродвигатель, перемещающий опорную плиту; сварочную горелку, смонтированную на плите; электродвигатель, перемещающий плиту, а также электродвигатель, осуществляющий перемещение сварочной горелки. Патент 213248. M. Koiso и др. (Nippon FA Technol K.K.).

**Устройство для подводной сварки и резки** содержит внутреннее сопло для подачи сжатого воздуха; наружное сопло для подачи сжатого воздуха, а также упругую юбку, имеющую фланец, который прижат к поверхности свариваемой или разрезаемой детали с помощью пружины. Через внутреннее сопло подают сжатый воздух, который вытесняет воду из зоны сварки/резки. Через наружное сопло подают сжатый воздух, который дополнительно прижимает фланец к поверхности обрабатываемой детали. Патент 135325. M. Sakamoto (Hitachi Ltd.).

**Способ герметизации трубопровода.** После газоразрядной резки трубопровода конец отрезанного участка вставляют в гнездо герметизирующей крышки, после чего гнездовую часть крышки приваривают к трубопроводу. Способ отличается тем, что толщина гнездовой части крышки соответствует типу сварки. Патент 225489. Я. Сиранси (К.К. Хитати сэйсакусё и др.).

**Сварочный трактор для соединения плит угловым швом** содержит ходовую часть, которая перемещается вдоль вертикальной плиты, привариваемой к горизонтальной плите, и опоры, на которой смонтирована сварочная горелка, направленная под углом в зону сварного соединения между вертикальной и горизонтальной плитами. На опоре смонтирован позиционирующий механизм, который корректирует угол наклона горелки и осуществляет ее колебательное перемещение относительно угловой зоны сварки. Патент 218791. M. Yamamoto (Riken Koki K. K.).

**Катушка для сварочной проволоки или пластикового кабеля** содержит U-образно изогнутые сегменты, расположенные по окружности. Каждый сегмент содержит две параллельные ножки со свободными концами, удлинитель, расположенный вдоль указанной окружности и соединенный с концами ножек, и приемный участок. Патент 238223. Д. Зелемено (Дратваленфабрик Дратцуг штайн Гмбх инд Компани КГ).

**Способ сварки.** Дуговую сварку металла выполняют с использованием сварочного материала, в котором переход в мартенситную фазу заканчивается приблизительно при комнатной температуре, и защитного газа, в состав которого входит углекислый газ. Патент 253903. A. Ota (Karaky гидзоцутё кидзоку дзайрё гидзоцү кэнкюсётё).

**Сварочная горелка,** оснащенная зонтом для отсоса дыма и пыли. Отсасывающий зонт содержит круглое основание, имеющее форму диска, и тонкую цилиндрическую стенку, верхний торец которой связан с основанием, а нижний торец открыт. В основании вырезано отверстие, в котором закрепляется сопло подачи защитного газа. В цилиндрической стенке зонта вырезано отверстие, которое сообщается с отсасывающим штуцером. Зонт крепится на сварочной горелке с помощью винта. Конструкция сварочной горелки позволяет улучшить условия труда сварщика. Патент 353352. Y. Hayaka wa (Sefu tetsuku K.K.).

## ПО ЗАРУБЕЖНЫМ ЖУРНАЛАМ\*

JOURNAL OF JAPAN INSTITUTE  
OF LIGHT METALS (Япония), 2001. —  
Vol. 50, № 12 (яп. яз.)

### НАУКА И ТЕХНОЛОГИИ XXI ВЕКА

**Polmear I. J., Ringer S. P.** Микроструктурные превращения состаренных алюминиевых сплавов и их регулирование, с. 633–642.

**Kawai G., Ogawa K., Kokisue H.** Статистический анализ прочностных характеристик при растяжении соединений труб из стали и алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением, с. 643–649.

**Nakagawa K., Kanadani T., Hosokawa N., Tanimoto T.** Усталостная прочность и структурные превращения по межзеренным границам при старении Al–1,2 % Si сплава, с. 650–654.

**Nishida Y., Arima H., Kim J., Ando T.** Разработка нового способа ротационной ковки с высокими обжатиями для производства конструкций из алюминиевого сплава AC4C, с. 655–659.

**Hori S., Saito K., Hasegawa T.** Подверженность чистого лития пластической обработке, с. 660–665.

**Okumura H., Kamado S., Kojima Y.** Адсорбция и десорбция протия при обработке на гомогенизацию Mg<sub>2</sub>Ni сплава, с. 666–670.

**Kaneno Y., Minami S., Shimizu T., Takasugi T.** Холодная прокатка и механические свойства ленты строгонаправленного затвердевания из Al–Al<sub>3</sub>Ni сплава, полученного непрерывным литьем в нагретую изложницу, с. 671–675.

**Watanabe T., Inagaki A.** Высокотемпературная пайка титана в аргоне припоеем в виде плакированных Cu–Ag пленок, с. 676–681.

**Kamado S., Kojima Y.** Обработка легких металлов в полужидком и полутвердом состоянии, с. 682–688.

**Kosuge H.** Прошлое и будущее интерметаллидных соединений на Al–Fe основе, с. 689–690.

**Механизм** образования абразивных частиц при холодной прокатке алюминия, с. 691–693.

(Япония), 2001. — Vol. 51,  
№ 5 (яп. яз.)

**Koga N., Ohyama K.** Соединение внахлестку труб и стержней круглого сечения из алюминиевого сплава 6061, с. 273–278.

(Япония), 2001. — Vol. 51,  
№ 6 (яп. яз.)

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).

**praktiker**

(Германия), 2001. — № 10 (нем. яз.)

**Nakamura K., Ohkura Y.** Глубокая вытяжка очищенных от смазки алюминиевых листов с использованием связующих смазочных покрытий и гидравлического давления, с. 313–317.

**Fukuda K.** Дисковые ножницы для продольной резки металлических полос, с. 336–342.

(Япония), 2001. — Vol. 51, № 8 (яп. яз.)

**Morita R., Ohsuga S., Saitoh T.** Оборудование для обработки поверхности. Поверхностная очистка и обработка, с. 428–432.

**Himoto T.** Оборудование для обработки поверхности. Линии для нанесения покрытия на катушки, с. 433–436.

JOURNAL OF THE JAPAN WELDING SOCIETY (Япония), 2001. — Vol. 70, № 6 (яп. яз.)

**Лазерная** сварка ленточных соединений, с. 7.

Специальный выпуск

**ОПЕРАТИВНЫЕ ВИЗУАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИЗМЕРЕНИЯ**

**Nagakawa J.** Усталостные свойства металлов при облучении частицами с высокой плотностью, с. 8–12.

**Mizoguchi S., Nakajima K., Nabeshima Y.** Наблюдение под лазерным микроскопом неметаллических включений на поверхности жидкотекущей стали в процессе расплавления, с. 13–16.

**Katayama S., Matsunawa A.** Наблюдение в реальном масштабе времени явлений, происходящих при лазерной сварке, с помощью просвечивания микросфокусированными рентгеновскими лучами, с. 17–22.

**Yamaguchi H. et al.** Использование оперативной рентгено-вской топографии для наблюдения этапов роста кристаллов SiC, с. 23–27.

**Kato K.** Новейший метод радиографического контроля, с. 28–31.

**Kasuya T.** Чувствительность к низкотемпературному расщеплению металла шва и способы ее подавления, с. 32–40.

(Япония), 2001. — Vol. 70, № 7 (яп. яз.)

**Принципы** выбора способа дуговой сварки тонколистовой стали. (Текст на яп. яз.), с. 3.

Специальный выпуск

**ВИЗУАЛИЗАЦИЯ ЗОНЫ СВАРНОГО ШВА**

**Uota K.** Сварочные лазерные видеосистемы, с. 4–7.

**Seki H. et al.** Наблюдение сварочных явлений с помощью высокоскоростных сенсоров, с. 8–12.

**Kanamaru T. et al.** Практическое применение и перспективы развития видеоконтрольных устройств для дуговой сварки, с. 13–16.

**Toyoda M.** Повышение прочности сварных соединений. Ч. 1. Обеспечение прочности конструкций по результатам анализа механических свойств шва, с. 17–20.

**Nakano T.** Сварочные материалы для строительных конструкций и их использование, с. 21–30.

**Aikawa T.** Принцип создания организационных систем в соответствии с требованиями ISO 9001:2000, с. 31–36.

**MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY**

(Англия), 2001. — Vol. 17, № 5 (англ. яз.)

**Gurrappa I., Gogia A. K.** Разработка покрытий, стойких к окислению, для титановых сплавов, с. 581–587.

**Hu J.-D., Luan J.-F., Dong Q.-F. et al.** Износостойкость микроструктур аустенит–TiC–графит, полученных с помощью лазерного покрытия, с. 588–592.

**Wu X. L., Hong Y. S.** Микроструктура поверхности раздела и механические характеристики покрытий из сплава TiCr/Ni, выполненных лазерной плакировкой, с. 597–600.

**Munsi A. S. M. Y., Waddell A. J., Walkker C. A.** Изменение остаточных напряжений за счет вибрации после сварки, с. 601–605.

**Aretz H.-G.** Выставка в Эссене в сентябре 2001 г., с. 398–399.

**Jenter U., Metting G.** Всего лишь защитный газ, в том числе для легированных сталей, с. 402, 404.

**Lachrath T.** Несущая конструкция Вуппертальской подвесной дороги, с. 406, 408–412.

**Balter K.** Отделка поверхностей наплавкой, с. 414, 416.

**Kleine E. R.** Сушка присадочных материалов и сварочного флюса, с. 417–419.

**Heuser H.** Дуговая сварка нержавеющих сталей, с. 420–424.

(Германия), 2001. — № 11 (нем. яз.)

**Killing R.** Объем применения важнейших способов сварки плавлением, с. 435–436.

**Drechsel T.** Техобслуживание клещей для контактной сварки, с. 438, 440–441.

**Zwatz R.** Сварка в строительстве, с. 442, 444–448.

**Dilthey U., Ahrend M.** Возможность точечной сварки стальных листов с покрытием, с. 450–452, 454–456.

**Arends S.** Гарантированное качество термического напыления, с. 458–460.

**SCHWEISS- & PRÜFTECHNIK**

(Австрия), 2001. — № 10 (нем. яз.)

**Порошковая** проволока для роботизированной сварки, с. 150–151.

**Сварка** нержавеющей порошковой проволокой, с. 151.

**Ruthenberg R.** Революция в сварке порошковой проволокой, с. 153–155.

**Выставка** в Эссене в сентябре 2001 г., с. 156.

**Bayer C.** Власть знаний, с. 158.

**Roye W.** Разработка оборудования для ультразвукового контроля нахлесточных лазерных соединений, с. 160–161.

**Серийное** производство воздухосборников, впервые сваренных лазером, с. 162.

(Австрия), 2001. — № 12 (нем. яз.)

**Wohlgenannt M.** Сварка кранов плавящимся электродом в активном газе, с. 182–185.

**Новая** линия производства газов, с. 189.

**Cramer R.** Как определить срок службы токопроводящего сопла, с. 192–193.

**SCHWEISSEN & SCHNEIDEN**

(Германия), 2001. — № 10 (нем. яз.)

**Активно** планировать будущее предприятия, с. 666–667.

**Мобильная** дуговая сварка, с. 669.

**Газы** для сварки, с. 669–670.

**Выставка** в Эссене в сентябре 2001 г., с. 672–673.

**Potente H., Schnieders J.** Образование трещин при сварке нагревательным элементом аморфных термопластов, с. 674, 676, 678, 680–681.

**Bach F.-W., Redeker C., Lindemaier J.** Технология снятия слоя, нанесенного термическим напылением, с. 682, 684, 686, 688–689.

**Rudolf R. et al.** Индукционная сварка композитов волокно–пластмасса, усиленных тканью, с. 690, 692, 694–695.

**Создание** сварочных стандартов по обеспечению качества, с. 697–701.

**Beckert M.** Первые шаги сварки стали, с. 701.

**Универсальные** способы соединения — основы, оборудование, применение, с. 702–709.

(Германия), 2001. — № 11 (нем. яз.)

**Hartmann G. F.** Полугодовой баланс немецкой промышленности, с. 722–723.



## КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

**Arends S.** Издносостойкие термическое напыление и наплавка, с. 725–726.

**Проводящие** пластмассы на рынке, с. 727.

**Matthes K.-J., Alauss K., Riedel F.** Определение внутренних вызванных сваркой напряжений вентиляй с твердыми покрытиями и воздействие на них с помощью метода конечных элементов, с. 730, 732–735.

**Madry C. et al.** Диффузионная сварка с промежуточным слоем чувствительных к температуре материалов, с. 736, 738–739.

**Rosert R., Winkelmann R.** Сравнение износостойких покрытий, нанесенных наплавкой и напылением, с. 740, 742, 744, 746–747.

**Kasior M.** Шарнирные отсосы сварочного дыма, с. 748–749.

**Lohrmann G.** Работа информационной службы «Обзор литературы по сварке и родственным способам», с. 751–755.

**Brune B.** 20-й семинар по стальным конструкциям в Штайнфурте, май 2001 г., с. 756–757.

**strofer M.** Сварка и проектирование при изготовлении рельсового подвижного состава, конференция в Галле, май 2001 г., с. 757–758, 761.

**Стандарты**, с. 764.

*TRANSACTIONS OF JWRI  
(Япония), 2001. — Vol. 30,  
№ 1 (англ. яз.)*

**Takahashi Y., Gang T.** Процесс микросоединения в электронной компоновке и его цифровой анализ, с. 1–12.

**Matsunawa A. et al.** Наблюдение образования «замочной скважины» и сварочной ванны при лазерной сварке с высокой выходной мощностью. Механизм образования пор и метод их устранения, с. 13–27.

**Fan D., Shi Y., Ushio M.** Исследование потрескивания дуги при сварке в CO<sub>2</sub>, с. 29–33.

**Fan D., Zhang R., Gu Y., Ushio M.** Влияние флюса при АТИГ сварке малоуглеродистых сталей, с. 34–40.

**Mori T. et al.** Синтез тонких пленок оксида гафния с помощью ионно-лучевого осаждения, с. 41–45.

**Kuroda T. et al.** Трехмерное восстановление поверхностей разрушения с использованием алгоритма паросочетания поверхности, с. 47–52.

**Sadek A. et al.** Влияние метода ремонтной сварки на механические свойства толстостенной конструкционной стали, с. 53–62.

**Shibayanagi T., Naka M.** Анализы картины обратного электронного рассеяния листового материала из сплава Al — 4 мас. % Mg, с. 63–70.

**Inoue A. et al.** Структура слоя на поверхности раздела соединения SiC/TiAl, выполненного в твердой фазе, с. 71–76.

**Woo I. et al.** Влияние микроструктуры на вязкость зоны термического влияния аустенитной нержавеющей безникелевой стали с высоким содержанием азота, с. 77–84.

**Janovec J. et al.** Влияние моделирования циклов сварки на изменение карбида в низколегированной стали SQV-2A, с. 85–90.

**Chwa S. O., Ohmori A.** Термостойкость покрытий ZrO<sub>2</sub> — 8 мас. % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, выполненных гибридным методом плазменно-лазерного напыления, с. 91–97.

**Zeytin S. et al.** Плазменно-искровое спекание композитов Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>—TiC и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>—TiC—алмаз, с. 99–104.

**Eujil H., Nogi K.** Электронно-лучевая сварка и сварка ТИГ в условиях микрогравитации, с. 105–109.

**Murakawa H. et al.** Моделирование методом конечных элементов процесса роликовой сварки, с. 111–117.

**Serizawa H. et al.** Оценка методом конечных элементов испытания на асимметричный четырехточечный изгиб композитных соединений SiC/SiC, с. 119–125.

**Sakino Y. et al.** Ограничение погонной энергии при сварке катаной стали для строительных конструкций на основе испытаний моделирования ЗТВ, с. 127–134.

**Abe N. et al.** Образования слоя из сплава Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>/Ni—Cr, нанесенного методом электронно-лучевой плакировки и оценка свойств, с. 135–136.

**Формовка** толстолистовой стали с помощью диодного лазера, с. 137–138.



(Словакия), 2001. —  
Vol. 50, № 5–6  
(словац., чеш., англ. яз.)

**B. de Meester.** Развитие основных материалов для сварки, с. 2–10.

**Perteneder E., Konigshofer H., Bischof R.** Обзор свойств современных присадочных материалов для сварки трубопроводов в полевых условиях, с. 10–14.

**Stemvers M.** Преимущества порошковой проволоки, с. 15–18.

**Krupka V., Novacek J.** Соединение корпуса с днищем вертикальных цилиндрических резервуаров, с. 19–20.

**Bernasovsky P., Zacek T., Brizak P.** Проблемы сварки труб, изготовленных центробежным способом, установленных в пиrolизных печах, с. 21–22.

**Kalna K.** Двадцать лет эксплуатации гидроакумулирующей электростанции PVE Cierny Vah, с. 22–24.



(США), 2001. — Vol. 80,  
№ 9 (англ. яз.)

**Borchert N.** Экономия энергии благодаря внедрению инверторной технологии, с. 36–38.

**Irving B.** Сварка позволяет решить проблемы, связанные с новыми хромомолибденовыми сталью, с целью их применения в энергетических установках, с. 40–44.

**Yost L., Funderburk S.** Рост использования высокоеффективных сталей при строительстве мостов, с. 46–48.

**Cullison A.** Основные принципы снятия напряжений, с. 49.

**Sun X.** Влияние высоты рельефа на его оседание и обра- зование ядра при рельефной сварке — исследование методом конечных элементов, с. 211–216.

**Malin V.** Формирование корня шва при модифицированной односторонней сварке под жаропрочным флюсом. Ч. 1. Влияние переменных сварочных параметров, с. 217–226.

**Malin V.** Формирование корня шва при модифицированной односторонней сварке под жаропрочным флюсом. Ч. 2. Влияние формы и размеров соединения, с. 227–237.



(США), 2001. —  
August. (англ. яз.)

**Petro J.** Руководство для успешного использования оснастки для роботизированной сварки в автомобильной промышленности, с. 17–21.

**Anderson C.** Пересмотр стандарта по безопасной эксплуатации робота, с. 22–26.

**Nadzam J.** Достижения в области дуговой сварки благодаря использованию новых присадочных материалов, с. 27–31.

**Marr S.** Перспективы применения сварки трением, с. 34–36.

**Преимущества** использования природного газа для пайки, с. 37–40.

Роботизированные участки в небольших цехах, с. 42–43.

(США), 2001. —  
September (англ. яз.)

**Измерения** сварочного процесса повышают производительность, с. 24–26.

**Применение** орбитальной сварки способствует повышению чистоты консервированных продуктов, с. 27–28.

**Повышение** производительности способа дуговой сварки порошковой проволокой в среде защитного газа за счет оптимизации порошковой проволоки, с. 30–32.

**Моделирование** помогает производителям выбрать правильную модель робота, с. 34–36.

**Как выбрать** роботизированный участок для сварки, с. 37–39.



## НОВЫЕ КНИГИ

ООО «РОТЕКС-К» (Россия) разработана и реализуется программа подготовки и издания справочно-методических, информационных и учебных материалов — «Библиотечка Ротекса». О первых трех опубликованных материалах сообщалось в нашем журнале № 6, 2001 г. В настоящее время в свет вышли такие издания:

**С. Н. Жизняков, З. А. Сидлин.** Ручная дуговая сварка покрытыми электродами строительных конструкций. — М.: Ротекс, 2001. — Вып. 4. — 45 с.

**В. И. Кочкин, З. А. Сидлин.** Производство сварочных электродов на постсоветском пространстве. — М.: Ротекс, 2002. — 8 с.

**З. А. Сидлин.** Современные ильминитовые электроды. — М.: Ротекс, 2002. — 30 с.



**Ю. М. Кусков, В. Н. Скороходов, И. А. Рябцев, И. С. Сарычев.** Электрошлаковая наплавка. — М.: Наука и технологии, 2001. — 180 с.



За прошедший с начала (1950-е годы) изобретения электрошлаковой наплавки (ЭШН) период она получила значительное развитие. Интерес к электрошлаковым технологиям непрерывно растет, о чем свидетельствует число статей и патентов, опубликованных за это время. В данной книге с современных позиций обобщается теоретический и практический опыт авторов и других исследователей, работающих в области ЭШН.

Предполагаемая монография состоит из девяти глав и содержит 180 стр. текста, 115 рисунков, 7 цветных вкладок, 24 таблицы, 329 литературных ссылок.

В первой главе описана сущность процесса ЭШН, дана классификация и характеристика способов электрошлаковой наплавки.

Во второй главе детально рассмотрены электродные и присадочные материалы: типы, способы изготовления, особенности применения, достоинства и недостатки. Данна комплексная оценка применяемых флюсов по температуре плавления, электропроводности, жидкотекучести, вязкости, стабильности состава при наплавке и предложены рекомендации по выбору флюса для различных способов наплавки.

Третья глава посвящена исследованию металургических процессов, протекающих в шлаковой ванне. С использованием физических и расчетных методов исследования изучены процессы плавления и переноса электродного и присадочного материала в шлаковой ванне, а также особенности протекания в ней окислительно-восстановительных реакций. Рассмотрены возможности снижения содержания вредных примесей (серы, фосфора, водорода) в наплавленном металле. Особое внимание обращено на взаимодействие металла и шлака при наплавке деталей в вертикальном положении, когда шлаковая ванна по мере выполнения наплавки не обновляется или обновляется частично.

В четвертой главе представлены применяемые в настоящие времена технологии наплавки, в которых используются различные виды наплавочных материалов — проволоки, ленты, электроды большого сечения, зернистый и жидккий присадочные материалы. Показаны технические приемы, позволяющие осуществлять качественную наплавку. Для некоторых процессов рассмотрен тепловой баланс шлаковой ванны и показано влияние отдельных статей расхода тепла на процессы плавления наплавочных материалов.

Пятая глава содержит информацию по проблеме проплавления основного металла при ЭШН и методах его регулирования. При наплавке проблема проплавления основного металла и его перемешивания с наплавленным является одной из ключевых. Положительным свойством многих методов ЭШН является возможность обеспечения минимального и контролируемого проплавления основного металла.

В шестой главе рассмотрены практически все дефекты, которые могут возникать в наплавленном металле и зоне сплавления в процессе ЭШН: трещины, поры, несплавления, непровары, неметаллические и металлические включения, гофры на наплавляемой поверхности. Описаны причины возникновения дефектов и даны рекомендации по их устранению.

В седьмой и восьмой главах описано специализированное и универсальное оборудование для ЭШН различных деталей, рассмотрены методы и оборудование для контроля уровня металлической ванны.

Девятая глава посвящена заключительным операциям при выполнении электрошлаковой наплавки по любой технологии — обработке наплавленных изделий и методам контроля качества наплавки.

Книга может быть полезной для инженерно-технических работников различных отраслей промышленности, научных работников, преподавателей вузов, занимающихся проблемами наплавки.