



РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. ПАТОН

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

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

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

УЧРЕДИТЕЛИ:

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

ИЗДАТЕЛЬ:

Международная ассоциация
«Сварка»

Адрес редакции:

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

Редакторы:

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

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788
от 09.01.2001

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

За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет
Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

- Махненко В. И., Романова И. Ю.* Расчетное прогнозирование роста усталостных трещин в несущих сварных конструкциях при случайном спектре циклического нагружения 3
- Скульский В. Ю.* Выбор тепловых режимов сварки закаливающих сталей разных структурных классов 7
- Рябцев И. А., Кондратьев И. А., Гадзыра Н. Ф., Давидчук Н. К., Богайчук И. Л., Гордань Г. Н.* Влияние ультрадисперсных карбидов в порошковых проволоках на свойства теплоустойчивого наплавленного металла 13
- Куренкова В. В., Дорошенко Л. К., Малашенко И. С.* Особенности кристаллизации комплекснолегированных припоев для высокотемпературной пайки жаропрочных никелевых сплавов 17

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- Бернадский В. Н., Маковецкая О. К.* Сварочное производство Японии на современном этапе 28
- Яровицын А. В., Ющенко К. А., Наконечный А. А., Петрик И. А.* Особенности малоамперной аргондуговой и микроплазменной порошковой наплавки на узкую подложку 37
- Кораб Н. Г., Кабыш С. В., Костенко А. В.* Получение неразъемных соединений труб из структурированного полиэтилена 43
- Чайка Н. К.* Инверторный источник ускоряющего напряжения для установок электронно-лучевой сварки 47

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Жудра А. П., Ворончук А. П., Великий С. И.* Оборудование и материалы для износостойкой наплавки листовых футеровочных элементов 53
- По страницам журнала «Welding and Cutting» 56
- Новая книга 57

ХРОНИКА

- 11-я Международная научно-практическая конференция в Санкт-Петербурге 58
- 4-я Международная конференция по лазерным технологиям 60
- ИНФОРМАЦИЯ 62

Avtomaticheskaya Svarka

№ 6 (674)

June 2009

Published since 1948

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief

B. E. PATON

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

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

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

FOUNDERS:

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

PUBLISHER:

International Association «Welding»

Address of Editorial Board:

11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine

Tel.: (38044) 287 63 02, 529 26 23

Fax: (38044) 528 04 86

E-mail: journal@paton.kiev.ua

http://www.nas.gov.ua/pwj

Editors:

E. N. Kazarova, T. V. Yushtina

Electron galley:

I. S. Batasheva, A. I. Sulima,

I. R. Naumova,

I. V. Petushkov

State Registration Certificate

KV 4788 of 09.01.2001

All rights reserved

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

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

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Makhnenko V. I., Romanova I. Yu.* Theoretical prediction of fatigue crack growth in load-carrying welded structures at random spectrum of cyclic loading 3
- Skulskii V. Yu.* Selection of thermal modes of welding hardening steels of different structural classes 7
- Ryabtsev I. A., Kondratjev I. A., Bogaichuk I. L., Gadzyra N. F., Davidchuk N. K., Gordan G. N.* Influence of ultradispersed carbides in flux-cored wires on the properties of heat-resistant deposited metal 13
- Kurenkova V. V., Doroshenko L. K., Malashenko I. S.* Features of solidification of complex- alloyed filler metals for brazing high-temperature nickel alloys 17

INDUSTRIAL

- Bernadskii V. N., Makovetskaya O. K.* Current status of the Japanese welding industry 28
- Yarovitsin A. V., Yushchenko K. A., Nakonechnii A. A., Petrik I. A.* Features of a low-ampere argon-arc and microplasma powder cladding on a narrow substrate 37
- Korab N. G., Kabyshev S. V., Kostenko A. V.* Producing permanent joints of pipes from structured polyethylene 43
- Chaika N. K.* Accelerating voltage inverter power source for electron beam welding machines 47

BRIEF INFORMATION

- Zhudra A. P., Voronchuk A. P., Velikii S. I.* Equipment and materials for wear-resistant hardfacing of plate lining elements 53
- Materials of «Welding and Cutting» 56
- New book 57

NEWS

- 11th International scientific-practical conference in St-Petersburg 58
- 4th International conference on laser technologies 60
- INFORMATION 62

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



РАСЧЕТНОЕ ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РОСТА УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В НЕСУЩИХ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЯХ ПРИ СЛУЧАЙНОМ СПЕКТРЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

Академик НАН Украины **В. И. МАХНЕНКО**, **И. Ю. РОМАНОВА**, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрена методика расчетного прогнозирования роста усталостных трещин в усилении одностороннего стыкового шва продольной балки грузового вагона-платформы при заданном спектре случайного циклического нагружения. Показано, что последовательность приложения элементов спектра нагружения существенно влияет на долговечность конструкции. Применение в расчетах метода Монте-Карло позволяет получить вероятностные характеристики отказа, связанные со случайным приложением циклической нагрузки.

Ключевые слова: сварные конструкции, грузовой вагон-платформа, усталостная трещина, циклическое нагружение, метод Монте-Карло, вероятность отказа, коэффициент динамичности, расчетное прогнозирование долговечности

Многие современные ответственные конструкции (сооружения) длительного срока эксплуатации подвергаются переменной нагрузке во времени, имеющей случайный характер. При этом достаточно хорошо изучены элементы этих спектров, т. е. размахи нагрузок и их частотность. Однако последовательность приложения размахов таких нагрузок во времени вызывает определенные затруднения при расчетном прогнозировании развития усталостных трещин из-за его существенной нелинейности относительно геометрических размеров трещины. В этом случае обычно используют наиболее консервативный подход, при котором элементы спектра нагружения выстраивают последовательно, начиная с наибольшего размаха нагрузок и заканчивая наименьшим [1]. Степень консервативности такого подхода при соответствующих спектрах нагружения может существенно превышать разумные пределы, т. е. приводить к существенному расхождению между расчетными и экспериментальными результатами. В этой связи при выборе последовательности выстраивания элементов спектра нагружения заслуживает внимания использование методов теории случайных событий [2] и др. Этому вопросу и посвящена настоящая работа.

Рассматривается поверхностная (полуэллиптическая) трещина (рис. 1), когда ее характерные геометрические размеры c и a за один цикл $\Delta N = 1$ изменения нагрузки возрастают в соответствии с уравнением [1]

$$\frac{dl}{dN} = C_0 \Delta K_I^m(l), \text{ если } \Delta K_I^l > \Delta K_{th}(R); (l = a, c);$$

$$\frac{dl}{dN} = 0, \text{ если } \Delta K_I^l < \Delta K_{th}(R), \quad (1)$$

где ΔK_I^l — размах изменения коэффициента интенсивности напряжений $K_I(l)$ соответственно в вершинах трещины, имеющей размеры c и a (рис. 1);

$$\Delta K_I^l = K_I^{\max}(l) - K_I^{\min}(l); \quad (2)$$

$$R = K_I^{\min} / K_I^{\max}; \quad (3)$$

C_0 и m — экспериментальные характеристики материала в зоне трещины [1]; $\Delta K_{th}(R)$ — пороговое значение $K_I(l)$, полученное экспериментально [1].

Значения $K_I^{\max}(l)$ и $K_I^{\min}(l)$ определяют по известным из работы [1] и другим зависимостям с учетом размеров трещин l и заданных элементов спектра нагрузки P_j (рис. 2), а также нерелаксированных остаточных напряжений σ_{res} в зоне трещины.

Численное интегрирование уравнений (1)–(3) при заданных начальных размерах трещины $l_0 =$

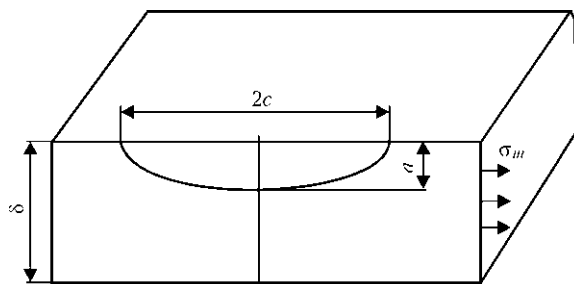


Рис. 1. Схема поверхностной (полуэллиптической) трещины в элементе конструкции толщиной δ , нагруженной мембранными напряжениями σ_m

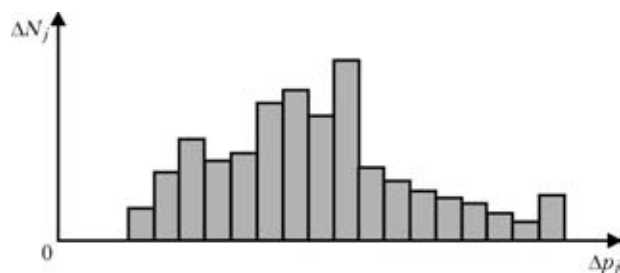


Рис. 2. Схема спектра циклического нагружения ΔN_j при заданном размахе нагрузки Δp_j

$= a_0, c_0$ позволяет определить $l(N)$ в зависимости от N до критических размеров $l_{кр}$ трещины, при которых наступает период ее спонтанного роста, определяемый условием:

$$Y = -K_r + f(L_r) < 0, \quad (4)$$

где $K_r = \frac{K_I^{\max}(l)}{K_{IC}}$; $L_r = \frac{\sigma_{ref}}{\sigma_T} \leq L_r^{\max} = \frac{\sigma_T + \sigma_B}{2\sigma_T}$; K_{IC} —

вязкость разрушения материала в зоне трещины; σ_T — предел текучести; σ_B — временное сопротивление материала в зоне соединения трещины; $\sigma_{ref} = \sigma_{ref}(l)$ — напряжения в зоне трещины при нагрузке $P_j^{\max}(N)$, ответственные за механизм пластической неустойчивости [1].

При $L_r > L_r^{\max}$ в (4) принимается $f(L_r) = 0$, что соответствует разрушению по механизму пластической неустойчивости.

Зависимость $f(L_r)$ при $L_r \leq L_r^{\max}$ обычно аппроксимируется уравнением [1]

$$f(L_r) = (1 - 0,14L_r^2) [0,3 + 0,7 \exp(-0,65L_r^6)]. \quad (5)$$

Уравнения (1)–(5) описывают долговечность роста усталостной трещины ($a_0 \times 2c_0$) при детерминированной последовательности приложения элементов спектра циклической нагрузки (рис. 2). Для учета случайного характера приложения такой нагрузки в работе предлагается использовать метод Монте-Карло [3], в соответствии с которым на каждом шаге прослеживания элемент спектра j выбирается с помощью датчика случайных чисел $0 \leq \Phi \leq 1$ и таблицы соответствия между j и Φ . Получаемые в результате критические значения $l_{кр} = a_{кр}$, $c_{кр}$ и $N_{кр}$ являются случайными величинами. Повторяя процесс прослеживания Z раз, получаем выборку значений $N_{кр}$, для которой находим среднее значение долговечности $N_{кр}(Z)$. При достаточной презентабельности выборки ($N_{кр}(Z) \approx \text{const}$ при увеличении Z) рассчитываются вероятностные кривые отказа $P_{от}(N_{кр})$.

Рассмотрим конкретный пример применения изложенного подхода. На рис. 3 показана схема одностороннего стыкового шва усиления про-

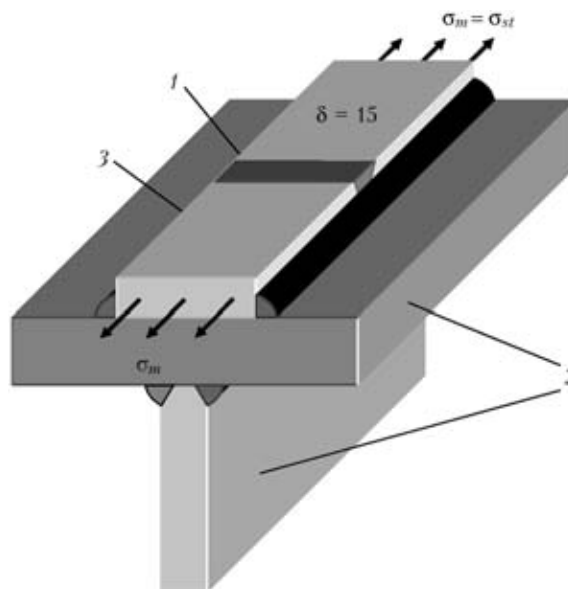


Рис. 3. Схема продольной связи рамы вагона-платформы с усилением в виде накладной полосы с односторонним стыковым швом: 1 — односторонний стыковый шов; 2 — продольная связь рамы; 3 — усиливающая накладка

дольной балки грузового вагона-платформы, выполненного из стали 09Г2С.

Постулируется, что возможны отдельные непровлавления в корне стыкового шва в виде поверхностных трещин размером $a_0 \times 2c_0$. Поперек стыкового шва действуют относительно оси рамы вагона продольные напряжения, связанные с вертикальной нагрузкой (изгибом рамы) σ_{st} . Согласно [4], в зависимости от скорости движения вагона-платформы можно определить амплитуду динамических (циклических) напряжений, используя расчетный коэффициент динамичности K_d ($j = 1 \dots 10$)

Расчетные значения K_d в зависимости от w_j и нормированное в [4] количество циклов нагружения ΔN_j в общей долговечности $N_\delta = 1 \cdot 10^7$ цикл

j	$w_j, \text{ м/с}$	K_d	p_j	$\Delta N_j \cdot 10^{-5}, \text{ цикл}$
1	6,25	0,0625	0,03	3
2	13,75	0,1375	0,07	7
3	16,25	0,1800	0,09	9
4	18,75	0,2400	0,12	12
5	21,25	0,3000	0,16	16
6	23,75	0,3600	0,19	19
7	26,25	0,4200	0,16	16
8	28,75	0,4800	0,10	10
9	31,25	0,5400	0,06	6
10	33,75	0,6000	0,02	2

Примечание. $\Delta N_j = p_j N_\delta$.

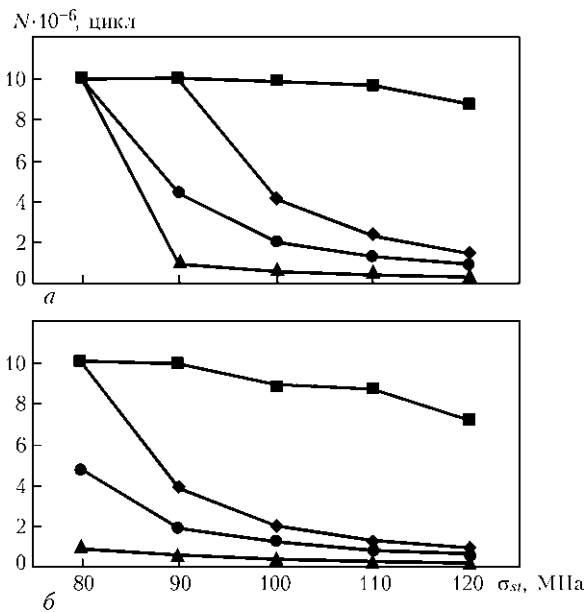


Рис. 4. Результаты расчетов долговечности для постулируемой трещины размером $a_0 \times 2c_0 = 1 \times 6$ мм (а) и более глубокой исходной трещины размером $a_0 \times 2c_0 = 2 \times 6$ мм (б) при различных значениях нагрузки σ_{st} , полученных с помощью детерминированного расчета и методом Монте-Карло ($P_{от} = 0,05$): $\blacklozenge$ — пропорциональное приложение нагрузки; $\blacksquare$, $\blacktriangle$ — последовательные приложения циклической нагрузки соответственно с $j = 1$ и 10 ; $\bullet$ — по методу Монте-Карло

$$\sigma_a = 0,5K_d\sigma_{st} \quad (6)$$

В таблице приведены значения K_d [4], полученные в зависимости от скорости движения вагона-платформы w_j , а также доли p_j в общем количестве циклов нагружения при его движении с данной скоростью, что позволяет для базовой долговечности N_0 определить количество циклов нагружения ΔN_j при размахе мембранных напряжений в зоне стыка $\Delta\sigma_j = 2K_d\sigma_{st}$.

В расчетах использовали зависимости (1)–(6) по [1] при

$$m = 3; C_0 = 5 \cdot 10^{-13} \left[\frac{\text{ММ}}{(\text{МПа}\sqrt{\text{ММ}})^m} \right];$$

$$K_1^{\max} = \sigma_{\max} \frac{\sqrt{\pi l}}{Q} F_p; Q = [1 + 1,464(a/c)^{1,65}]^{0,5}; \quad (7)$$

$$F_l = [M_1 + M_2(a/\delta)^2 + M_3(a/\delta)^4] q_p;$$

$$q_a = 1; q_c = 1,1 + 0,35(a/\delta)^2; M_1 = 1,13 - 0,09(a/\delta);$$

$$M_2 = -0,54 + \frac{0,89}{0,2 + (a/c)}; \quad (8)$$

$$M_3 = 0,5 + \frac{1}{0,65 + (a/c)} + 14(1 - a/c)^{24} \text{ при } a/c < 1,0.$$

Значения $K_1^{\min}$ рассчитываются по (7), но вместо $\sigma_{\max}$ подставляется $\sigma_{\min}$.

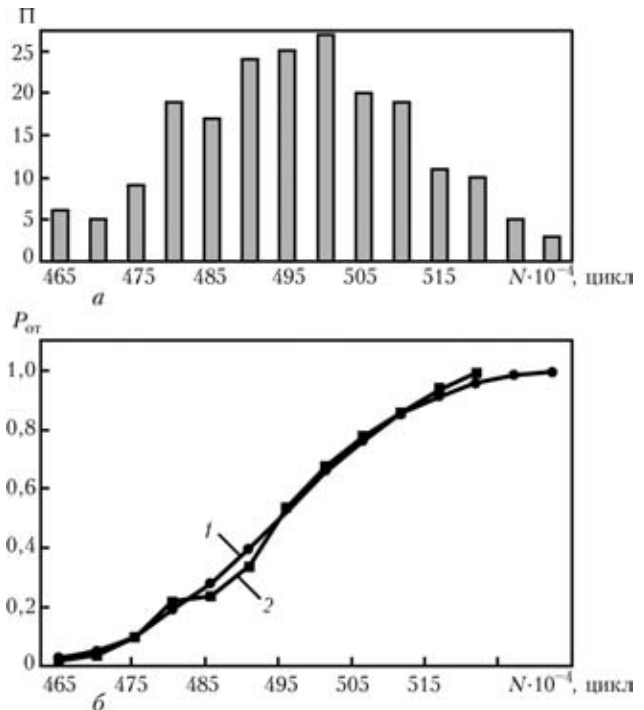


Рис. 5. Частотность $P(N)$ (а) и вероятность отказа $P_{от}(N)$ (б) в зависимости от долговечности N , полученные для трещинообразного дефекта ($a_0 = 2$ мм, $c_0 = 3$ мм) при $\sigma_{st} = 80$ МПа: а — 200 случайных вариантов; б — 200 (1) и 50 (2) случайных вариантов

Значение ΔK_{th} в (1) для углеродистых и низколегированных сталей в зоне сварных соединений по [4] определяется зависимостями

$$\Delta K_{th} = 190 - 144R, \text{ но не менее } 62 \text{ МПа}\cdot\text{мм}^{1/2}; \quad (9)$$

$$\sigma_{ref} = \sigma_{\max} \frac{\delta}{\sigma - a}; \sigma_t = 330 \text{ МПа}; L_r^{\max} = 1,33;$$

$$\delta = 15 \text{ мм}; K_{IC} = 2210 \text{ МПа}\cdot\text{мм}^{1/2}. \quad (10)$$

На рис. 4, а приведены результаты детерминированного расчета долговечности роста постулируемой трещины ($a_0 = 1$ мм, $c_0 = 3$ мм) до критических размеров, определяемых условиями (4), (5), при последовательном приложении циклической нагрузки (таблица) от $j = 1$ до 10 и от 10 до 1 и пропорциональном присутствии в шаге прослеживания $\Delta N_{ш} = 1000$ цикл всех j -х элементов спектра, т. е. в количестве $\Delta N_{ш}^j = 1000(\Delta N_j/N_{\delta})$, а также результаты расчета по методу Монте-Карло при вероятности отказа $P_{от} = 0,05$. Аналогичные данные, полученные для более глубокой исходной трещины ($a_0 \times 2c_0 = 2 \times 6$ мм), представлены на рис. 4, б. Из них видно, что наиболее консервативные результаты по долговечности отказа соответствуют детерминированному расчету последовательно от наибольшей нагрузки. Расчет по методу Монте-Карло при $P_{от} = 0,05$ менее консервативен. Расчеты при последовательности от меньшей нагрузки к наибольшей сопряжены с риском завышения долго-

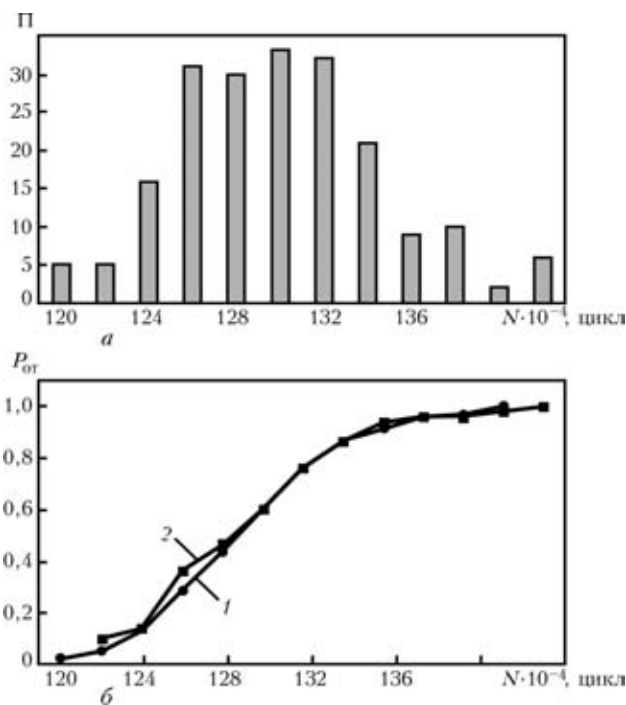


Рис. 6. То же, что на рис. 5, но при $\sigma_{st} = 100$ МПа

вечности. То же, но в меньшей степени имеет место при пропорциональном присутствии всех элементов спектра нагрузки на каждом шаге прослеживания. Метод Монте-Карло наиболее полно учитывает случайность в приложении элементов спектра нагрузок, позволяя получить вероятностные характеристики отказа, связанные со случайным приложением циклической нагрузки (рис. 5–7). Благодаря этим данным достаточно четко выявляется область эффективно варьируемых значений долговечностей. При изменении вероятности отказа в пределах 0,05...0,95 эта область для начальной трещины ($a_0 = 2$ мм, $2c_0 = 6$ мм) при $\sigma_{st} = 80$ МПа составляет от $N = 4,7 \cdot 10^6$ до $5,2 \cdot 10^6$ цикл; при $\sigma_{st} = 100$ МПа — от $N = 1,22 \cdot 10^6$ до $1,38 \cdot 10^6$ цикл, а при $\sigma_{st} = 120$ МПа — от $N = 0,620 \cdot 10^6$ до $0,725 \cdot 10^6$ цикл.

Таким образом, при заданном спектре случайного циклического нагружения детерминирован-

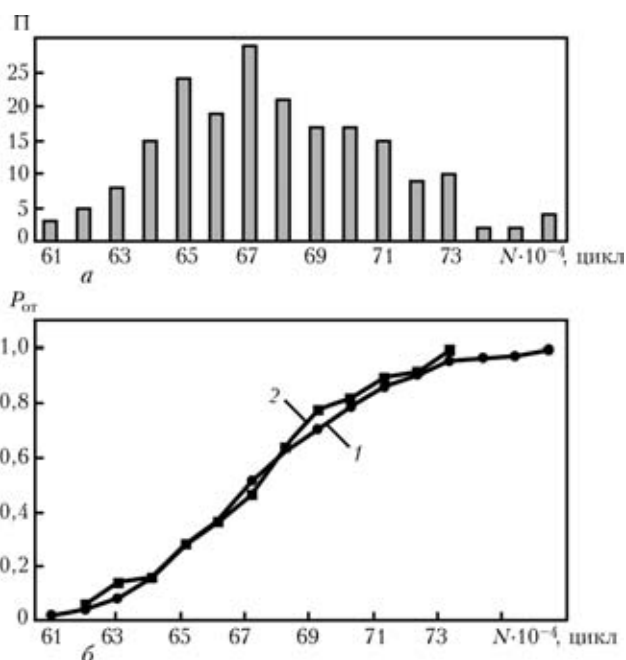


Рис. 7. То же, что на рис. 5, но при $\sigma_{st} = 120$ МПа

ный подход к расчетному прогнозированию долговечности роста усталостной трещины до критического состояния дает результаты, которые существенно отличаются от последовательности приложения элементов спектра нагружения. Использование метода Монте-Карло позволяет обоснованно решать проблему случайности нагрузки в рамках существующих детерминированных расчетных схем роста усталостных трещин и критериев достижения критических размеров.

1. *Recommendations for fatigue design of welded joints and components.* — S. I., [1996]. — 154 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XIII-1539-96/XV-845-96).
2. *ISO SD 16708. Petroleum and natural gas industrial. Pipeline transportation system. Reliability.* — Based limit state methods. — Введ. в окт. 2000.
3. *Соболь И. М. Численные методы Монте-Карло.* — М.: Наука, 1973. — 311 с.
4. *Нормы для расчета и проектирования вагонов железных дорог МПС колеи 1520 мм (несамоходных).* — М.: ГосНИИВ-ВНИИЖТ, 1996. — 300 с.

The paper deals with the procedure of theoretical prediction of fatigue crack growth in the reinforcement of a one-sided butt weld on a longitudinal beam of a freight flat-car at a specified spectrum of random cyclic loading. It is shown that the sequence of application of the loading spectrum elements markedly affects the structure fatigue life. Application of Monte-Carlo method in calculations allows obtaining probabilistic characteristics of failure related to random application of cyclic load.

Поступила в редакцию 10.02.2009



УДК 621.791.75.01

ВЫБОР ТЕПЛОВЫХ РЕЖИМОВ СВАРКИ ЗАКАЛИВАЮЩИХСЯ СТАЛЕЙ РАЗНЫХ СТРУКТУРНЫХ КЛАССОВ

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

С применением метода «Implant» проведена сравнительная оценка влияния температуры предварительного подогрева на скорость охлаждения металла зоны термического влияния и стойкость сварных соединений мартенситных и бейнитных сталей против образования холодных трещин. В экспериментах использована мартенситная хромистая сталь типа 10Х9МФБ и бейнитные стали 10ГН2МФА и 20ХН4ФА. Определено, что высокий уровень стойкости против образования холодных трещин при сварке мартенситной и бейнитной сталей достигается при скорости охлаждения соответственно $w_{6/5} \leq 8 \dots 10$ и $w_{6/5} \leq 12 \dots 14$ °C/с.

Ключевые слова: дуговая сварка, сварное соединение, фазовое превращение, закалка, бейнит, мартенсит, холодная трещина, подогрев, скорость охлаждения, отдых

Предварительный (сопутствующий) подогрев при сварке закаливающихся сталей является необходимым технологическим приемом для предотвращения образования холодных трещин. Применительно к хорошо изученным сталям разработан ряд рекомендаций (в том числе, вошедших в нормативные документы) и эмпирических зависимостей для выбора температуры предварительного подогрева [1–3]. Несмотря на универсальность таких подходов все же необходимо уточнять температуру подогрева экспериментальным путем [1]. Иногда для большей гарантии обеспечения стойкости против образования холодных трещин температуру подогрева завышают. Однако такой подход может привести к нежелательным последствиям — охрупчиванию вследствие низкотемпературного старения, снижению служебных свойств [1, 2, 4]. В связи с этим температуру подогрева следует поддерживать на минимальном уровне, достаточном для исключения образования трещин.

Выбор теплового режима сварки целесообразно осуществлять с учетом термокинетических особенностей превращения аустенита [5, 6]. Исходя из характера его распада комплекснолегированные стали со специальными служебными свойствами (например, используемые в энергомашиностроении) условно могут быть разделены на группы: со смешанным превращением (мартенсит + бейнит) + (феррит+перлит) (рис. 1, а) и с чисто мартенситным превращением (рис. 1, б). К первой группе относятся низко- и среднелегированные стали. Прохождение равновесного высокотемпературного распада (верхняя область, ограниченная штриховой линией) характерно для соединений низколегированных сталей с низким содержанием углерода типа 12Х1МФ и 15Х1М1Ф, хотя в условиях сварки такие соединения приобретают не чисто перлитную, а сорбитно-трооститную структуру [7]. При повышении скорости охлаждения не исключается образование продуктов промежуточного превращения. С увеличением общей степени легирования возрастает устойчивость аустенита. Область равновесного превращения смещается в сторону более низких значений ско-

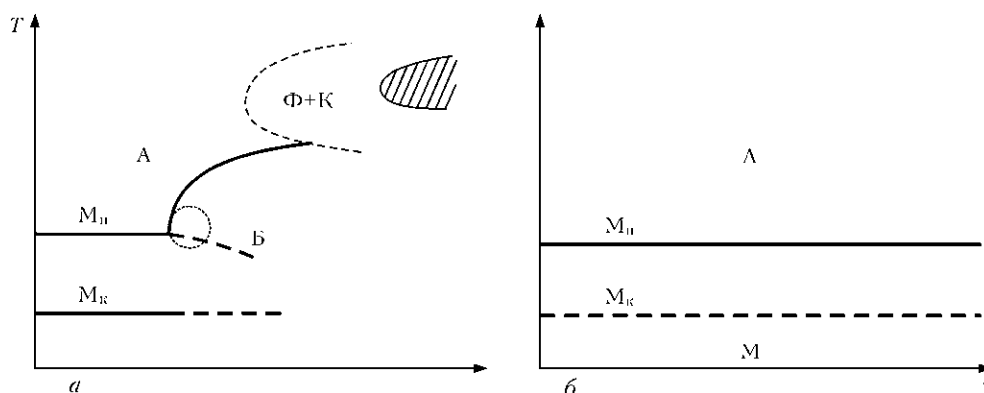


Рис. 1. Особенности термокинетических превращений аустенита при сварке комплекснолегированных теплоустойчивых сталей: а — мартенситно-бейнитное; б — мартенситное; А — аустенит; Б — бейнит; М — мартенсит (индексы «н» и «к» — начало и конец мартенситного превращения); Ф — феррит; К — карбид



рости охлаждения (заштрихованная область на рис. 1, а). В результате при сварке преобладающим становится формирование бейнитно-мартенситной закалочной структуры. Степень закалки зависит от скорости охлаждения и определяется тепловым режимом сварки. Примером сталей с бейнитно-мартенситным превращением аустенита являются стали типа 2,25...3Cr-1Mo, 10ГН2МФА, 20ХН4ФА. Во вторую группу входят стали с содержанием хрома более 7 мас. %. Однородность мартенситной структуры таких сталей обеспечивается при содержании хром-эквивалента $C_{г\text{экв}}$ до 10 мас. %, при большем содержании ферритизаторов в мартенсите возрастает доля неупрочняемой фазы — δ -феррита [8, 9]. К сталям указанной группы относятся новые теплоустойчивые стали с 9 мас. % Cr (типа X10CrMoVNb91, 10Х9МФБ и др.).

С увеличением степени легирования и соответственно повышением устойчивости аустенита в условиях переохлаждения возрастает степень закалки металла в зоне сварных соединений, что ведет к ухудшению свариваемости. Так, бейнитные стали при сварке закаляются в меньшей степени и характеризуются лучшей свариваемостью, чем, например, легированные хромом мартенситные стали [10]. В связи с этим тепловые режимы сварки таких сталей должны иметь определенные отличия. Для расширения представлений о свариваемости мартенситных сталей с повышенным содержанием хрома и сталей бейнитного класса представляет интерес изучение особенностей влияния тепловых режимов сварки на стойкость их сварных соединений против образования холодных трещин.

Целью настоящей работы являлась сравнительная оценка тепловых режимов сварки сталей с мартенситно-бейнитным и мартенситным превращением аустенита, достаточных для обеспечения высокого сопротивления замедленному разрушению сварных соединений.

Для изучения склонности сварных соединений к образованию холодных трещин использован метод «Implant» (конструкция установки для испытаний по указанному методу описана в работе [11]). Приварку образцов-вставок из опытных сталей к пластине осуществляли с помощью ручной дуговой сварки покрытыми электродами. Скорость охлаждения $w_{6/5}$ металла в зоне термического влияния определяли по термическим циклам, которые записывали с помощью термопар. Их пропускали через просверленные в пластине отверстия и приваривали непосредственно к образцам на расстоянии 1,5...2,0 мм от линии сплавления. Для сравнения использовали образцы из сталей 10ГН2МФА, 20ХН4ФА и 10Х9МФБ.

На рис. 2 представлены результаты исследований трещиностойкости двух сталей с мартенситно-бейнитным превращением (20ХН4ФА и

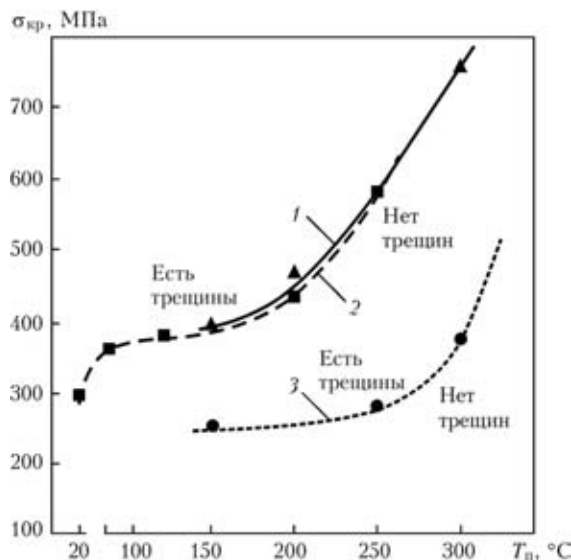


Рис. 2. Влияние температуры предварительного подогрева $T_{\text{п}}$ на критические напряжения $\sigma_{\text{кр}}$, вызывающие образование холодных трещин: 1 — сталь 20ХН4ФА; 2 — 10ГН2МФА; 3 — 10Х9МФБ

10ГН2МФА). Для сварки использовали электроды ТМЛ-3У, концентрация диффузионного водорода $H_{\text{диф}}$ в наплавленном металле (спиртовый метод) составляла 2,48 см³/100 г. Несмотря на некоторое отличие в степени легирования (при усредненном содержании хром- и никель-эквивалентов $C_{г\text{экв}} + Ni_{\text{экв}}$ [12] для первой и второй сталей соответственно 11 и 7 мас. % и углеродного эквивалента [6] $P_{\text{см}}$ — 0,36 и 0,25 мас. %) стали характеризуются сходством в характере термокинетического превращения аустенита и близкими критическими точками фазовых переходов. В условиях их дуговой сварки формируется смешанная структура, состоящая из мартенсита и бейнита, при этом доля каждого из них определяется скоростью охлаждения соединения.

Как видно из рис. 2, исследуемые стали с мартенситно-бейнитным превращением имеют практически одинаковую трещиностойкость, которая в данном случае оценивается критическими напряжениями $\sigma_{\text{кр}}$, вызывающими образование трещин. На кривых имеется два диапазона увеличения стойкости против трещин, зависящих от температуры подогрева, — при повышении температуры от комнатной до 100...150 и более 200 °C. Подогрев до 300 °C обеспечивает скорость охлаждения соединения на уровне 6...8 °C/c и значительное возрастание $\sigma_{\text{кр}}$. Однако тепловые режимы с повышенной температурой подогрева (учитывая также возможное дополнительное повышение температуры за счет автоподогрева сварочной дугой) нежелательны [4]. При сварке сталей с бейнитным превращением рекомендуется поддерживать температуру в сварном соединении на уровне, обеспечивающем наиболее полное превращение аустенита [4]. Целесообраз-



но осуществлять подогрев до температуры, близкой к нижней точке фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ -перехода, например, для сталей указанного типа — на уровне температуры M_K , приблизительно равной 180...200 °С. Как видно из рис. 2, заметное повышение трещиностойкости может быть достигнуто при температуре подогрева от 100 до 200 °С. Этот диапазон весьма благоприятен для сварки сталей такого типа, поскольку при температуре выше 80 °С стали с мартенситно-бейнитным превращением имеют высокую стойкость против замедленного разрушения [13], и кроме того, создаются условия для завершения превращения аустенита. Учитывая, что при температуре подогрева 150...200 °С наблюдается еще большее повышение критических напряжений (см. рис. 2), вполне вероятно, что больший эффект в обеспечении высокой трещиностойкости будет достигаться при подогреве до этой температуры. В условиях проведенных испытаний скорость охлаждения при сварке с подогревом до 150...200 °С составляла $w_{6/5} \approx 12...14$ °С/с.

Как показали результаты экспериментов, заметное повышение трещиностойкости сварных соединений сталей с мартенситно-бейнитным превращением имело место при скорости охлаждения, соответствующей переходу от мартенситного к мартенситно-бейнитному превращению (на рис. 1, а эта область отмечена окружностью). У рассматриваемых сталей переход начинается при $w_{6/5} < 20...16$ °С/с (рис. 3). Вполне вероятно, что для гарантированного начала бейнитного превращения скорость охлаждения аустенита должна быть не более 15 °С/с. Следовательно, с учетом критических условий, выявленных при испытании методом «Implant», и особенностей термокинетического превращения аустенита можно предположить, что высокая трещиностойкость сварных

соединений сталей с мартенситно-бейнитным превращением (типа стали 10ГН2МФА), имеет место при скорости охлаждения сварных соединений не более 12...14 °С/с, что достигается при предварительном подогреве до 150...200 °С. В зависимости от толщины свариваемых соединений и параметров режима сварки значения температуры подогрева $T_{\text{п}}$, обеспечивающие оптимальную скорость охлаждения соединения, должны корректироваться.

Следует также отметить, что замедленное охлаждение сталей ведет к смещению бейнитного превращения в высокотемпературную область и формированию верхнего бейнита, который является более грубой структурной составляющей и характеризуется меньшей вязкостью, чем металл с более однородной и дисперсной структурой нижнего бейнита. В связи с этим поддержание повышенной скорости охлаждения, обеспечивающей начало перехода к бейнитному превращению, по-видимому, будет способствовать образованию мелкодисперсной структуры мартенсита и нижнего бейнита и получению сварных соединений с лучшими служебными свойствами после отпуска [1].

Сварные соединения мартенситных сталей с повышенным содержанием хрома в результате высокой степени объемного упрочнения при фазовом наклепе являются более чувствительными к внешнему нагружению. Замедленное разрушение таких соединений происходит при меньших критических напряжениях (см. рис. 2, сварка выполнена электродами ОК76.98 (фирма ESAB, Швеция), концентрация $H_{\text{диф}}$ в наплавленном металле составляет 0,78 см³/100 г).

Следует отметить, что наплавленный хромистый мартенситный металл характеризуется гораздо меньшей концентрацией $H_{\text{диф}}$, чем низко- и среднелегированный. Обычный уровень концентрации $H_{\text{диф}}$, достигаемый при использовании хромистых мартенситных электродов с основным типом покрытия, составляет 0,6...0,8 см³/100 г. В данном случае это может быть связано с высокой плотностью ловушек (границ, дислокаций), удерживающих $H_{\text{диф}}$ в мартенситном наплавленном металле. Некоторому уменьшению концентрации $H_{\text{диф}}$ также способствует снижение его диффузионной подвижности вследствие усиления его адсорбции решеткой железа при легировании хромом [14].

Результаты оценки влияния легирования хромом на концентрацию $H_{\text{диф}}$ в наплавленном металле представлены на рис. 4. Для получения карандашных проб использовали опытные электроды, изготовленные на основе нелегированной проволоки Св-08А с покрытием основного типа и дополнительным введением в покрытие разного содержания хрома. В результате получены образ-

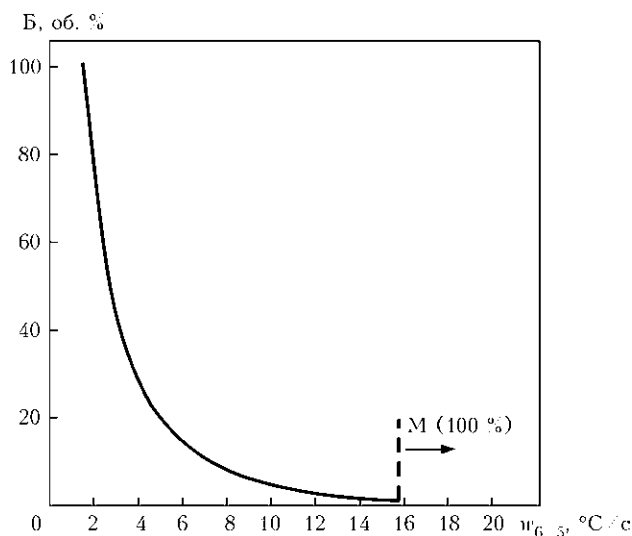


Рис. 3. Влияние скорости охлаждения соединений на объемную долю бейнита, образовавшегося при превращении аустенита в стали 10ГН2МФА

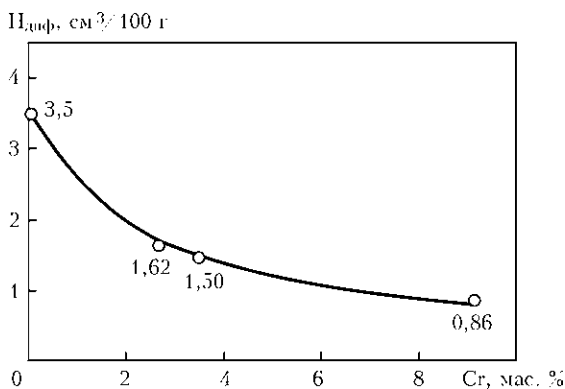


Рис. 4. Влияние легирования хромом наплавленного металла на концентрацию диффузионного водорода $H_{диф}$

цы наплавленного металла, которые отличались не только содержанием хрома, но и результирующей структурой. Из рис. 4 видно, что при переходе от нелегированного ферритного металла к мартенситному с массовой долей хрома 9 % концентрация $H_{диф}$ снизилась с 3,5 до 0,86 см³/100 г.

Несмотря на низкую концентрацию $H_{диф}$ в мартенситном металле наличие водородного фактора оказывает существенное влияние на трещиностойкость сварных соединений 9%-й хромистой мартенситной стали, что подтверждено результатами испытаний (рис. 5). В данных экспериментах для изменения содержания диффузионного водорода использовали электроды основного типа после различного периода открытого хранения и различных режимов проковки, а также специально изготовленные с добавкой в покрытие слюды-мусковита (с концентрацией $H_{диф}$ после проковки примерно 3,97 см³/100 г). Из рисунка видно, что с увеличением концентрации $H_{диф}$ заметно снижается уровень критических напряжений.

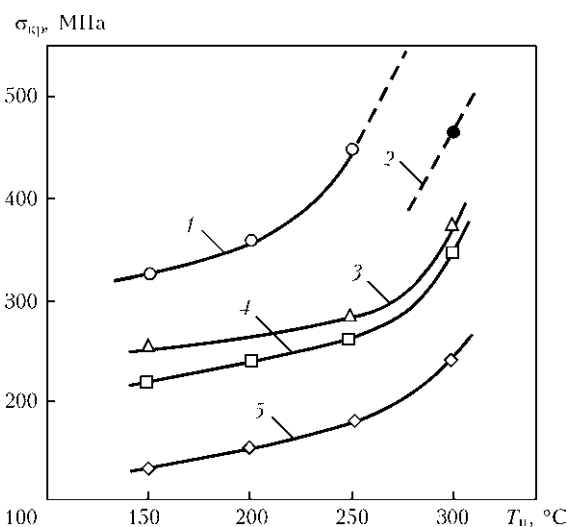


Рис. 5. Влияние концентрации диффузионного водорода в наплавленном металле на критические напряжения при испытании методом «Implant» сварных соединений мартенситной стали 10X9МФБ: 1 — 0,35; 2 — 0,35 (в условиях 100%-й атмосферной влажности); 3 — 0,78; 4 — 0,96; 5 — 3,97 см³/100 г

Высокая стойкость сварных соединений с мартенситной структурой против образования холодных трещин достигается в условиях замедленного охлаждения, обеспечивающих низкотемпературное объемное разупрочнение закаленного твердого раствора (первая стадия отпуска мартенсита) [15] и выход из него водорода. Как показали результаты экспериментов, такие условия при испытаниях по методу «Implant» создаются при подогреве до 250...300 °С, обеспечивающем скорость охлаждения сварных соединений $w_{6/5} \leq 8...10$ °С/с.

Эффективность указанного ограничения в скорости охлаждения сварных соединений мартенситной стали 10X9МФБ дополнительно проверена при сварке стыковых соединений толщиной 14 мм с разделкой, аналогичной пробе «Tekken». Для усиления жесткости соединений стыки приваривали к плите толщиной 30 мм. Тепловой режим регулировали предварительным нагревом собранных соединений до разной температуры. Скорость охлаждения оценивали по термическим циклам, которые записывали с помощью термопар. Их приваривали на расстоянии 2...3 мм от линии сплавления в зоне корня шва. С этой целью в собранных пробах со стороны донной части просверливали отверстия до требуемой глубины (рис. 6). Ниже представлены результаты оценки трещиностойкости в зависимости от скорости охлаждения:

$w_{6/5}$, °С/с	13	9,5...12,0	7,4...7,7	5,8
Наличие трещин	Есть	Есть/нет	Нет	Нет

Полученные результаты подтверждают, что образование холодных трещин в соединениях мартенситной стали с 9 мас. % Cr исключается при скорости охлаждения $w_{6/5} \leq 8...10$ °С/с.

Известно, что эффективной мерой повышения сопротивления образованию холодных трещин является низкотемпературный отдых [3] — изотермическая выдержка сварных соединений после сварки. Целью этой операции является создание условий для удаления из соединения $H_{диф}$, частичное повышение пластичности и вязкости закаленного металла [3]. Применительно к испытаниям по методу «Implant» сварных соединений мартенситной стали с 9 мас. % Cr оценена длительность отдыха после сварки в диапазоне температур от 200 до 160 °С, достаточная для обеспечения стойкости против замедленного разрушения. Температуру в сварном соединении измеряли с помощью термопары, приваренной к образцу. Режим нагрева контролировали с помощью программируемого измерителя-регулятора температуры, соединенного с термопарой и нагревательным устройством. По окончании операции отдыха сварные соединения охлаждали до комнатной температуры, а затем проводили испытания, ре-

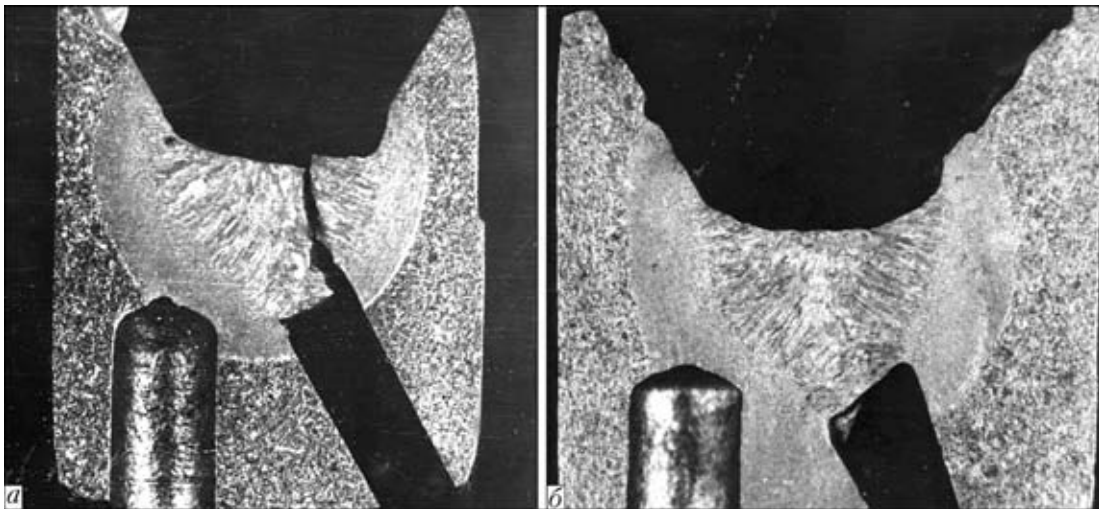


Рис. 6. Макроструктура поперечного сечения проб «Теккен» из стали типа 10X9МФБ при $w_{6/5} \approx 12$ (а) и $7\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ (б)

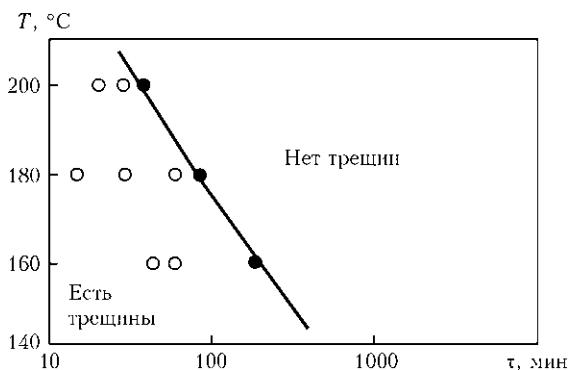


Рис. 7. Влияние продолжительности отдыха на стойкость сварных соединений стали 10X9МФБ против образования холодных трещин (испытание по методу «Implant»)

зультаты которых представлены на рис. 7. Из рисунка видно, что отдых при температуре от 200 до приблизительно 180 °С гораздо эффективнее, чем при более низкой температуре. Так, для исключения образования трещин при 200...180 °С достаточно выдержки от нескольких десятков минут до 1,5 ч. При более низкой температуре необходимая продолжительность отдыха исчисляется часами.

В данных экспериментах отдых при 200, 180 и 160 °С в расчете на единицу толщины сечения сварного соединения (включая шов и ЗТВ) составлял приблизительно 5, 15 и 30 мин/мм. Отсюда следует, что для операции отдыха стыкового соединения толщиной 40 мм при температуре от 200 до 180 °С потребовалось бы от 3 до 10 ч. Однако такая оценка может быть несколько завышенной. По-видимому, при назначении режима отдыха следует учитывать не только толщину сварного соединения, но и характер распределения водорода по его толщине. Так, например, из работы [16] необходимо, что при многопроходной сварке с сопутствующим подогревом сварных соединений стали 2,25Cr-1Mo толщиной 55...100 мм повышенная концентрация водорода создавалась на

глубине около 15...25 мм от наружной поверхности шва; ближе к корню шва и его наружной поверхности она заметно снижалась. Уменьшению концентрации $H_{\text{диф}}$ (и низкотемпературному отпуску мартенсита) способствует также сопутствующий подогрев. Вероятно, при оптимизации режима отдыха следует ориентироваться на удаление водорода, аккумулированного на некоторой глубине в сечении сварного соединения вблизи поверхности. При этом время операции может быть сокращено. В основном же вопрос о продолжительности отдыха реальных сварных соединений требует дополнительного изучения.

Таким образом, на основании результатов экспериментов по методу «Implant» определено, что стойкость сварных соединений хромистых мартенситных сталей типа 10X9МФБ против образования холодных трещин достигается при $w_{6/5} \leq 8...10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, а соединений сталей с мартенситно-бейнитным превращением (типа 10X9МФА) — при $w_{6/5} \leq 12...14\text{ }^{\circ}\text{C/s}$. На примере мартенситной стали показана эффективность отдыха после сварки при температуре от 200 до 180 °С.

1. Земзин В. Н., Шрон Р. З. Термическая обработка и свойства сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1978. — 367 с.
2. Козлов Р. А. Сварка теплоустойчивых сталей. — Л.: Машиностроение, 1986. — 161 с.
3. Florian W. Cold cracking in high metal. Possibilities to calculate the necessary preheating temperature. — S.I., [2001]. — 9 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-2006-01).
4. Бурашенко И. А., Звездин Ю. И., Цуканов В. В. Обоснование температуры подогрева при сварке хромоникель-молибденванадиевых сталей мартенситного класса // Автомат. сварка. — 1981. — № 11. — С. 16–20.
5. Шоршоров М. Х., Чернышова Т. А., Красовский А. И. Испытания металлов на свариваемость. — М.: Металлургия, 1972. — 240 с.
6. Гривняк И. Свариваемость сталей. — М.: Машиностроение, 1984. — 216 с.
7. Герман С. И. Электродуговая сварка теплоустойчивых сталей перлитного класса. — М.: Машиностроение, 1972. — 202 с.



8. Ланская К. А. Высокохромистые жаропрочные стали. — М.: Металлургия, 1976. — 216 с.
9. Скульский В. Ю. К вопросу о легировании теплоустойчивой стали для высокотемпературных компонентов энергоблоков тепловых электростанций нового поколения // Современ. электрометаллургия. — 2009. — № 1. — С. 52–56.
10. Скульский В. Ю. Влияние степени легирования хромистых теплоустойчивых сталей на твердость металла в зоне сварных соединений // Автомат. сварка. — 2006. — № 9. — С. 22–25.
11. Касаткин Б. С., Бреднев В. И., Волков В. В. Методика определения деформаций при замедленном разрушении // Там же. — 1981. — № 11. — С. 1–7, 11.
12. Грабин В. Ф. Металловедение сварки плавлением. — Киев: Наук. думка, 1982. — 416 с.
13. Скульский В. Ю. Термокинетические особенности образования холодных трещин в сварных соединениях закаливающихся теплоустойчивых сталей // Автомат. сварка. — 2009. — № 3. — С. 13–18.
14. Мороз Л. С., Чечулин Б. Б. Водородная хрупкость металлов. — М.: Металлургия, 1977. — 256 с.
15. Скульский В. Ю. Особенности кинетики замедленного разрушения сварных соединений закаливающихся сталей // Автомат. сварка. — 2009. — В печати.
16. Takanashi E., Twai K., Horisutsuji T. Prevention of the transverse cracks in heavy section butt weldments of 2 1/4Cr–1Mo steel through low temperature postweld heat treatment. Rep. 2: Correlation between hydrogen concentration and practical welding conditions // Trans. of Jap. Weld. Soc. — 1979. — 10, № 2. — P. 20–27.

Implant method was used to perform comparative estimate of the influence of preheating temperature on the HAZ metal cooling rate and cold cracking resistance of welded joints of martensitic and bainitic steels. Martensitic chromium steel of 10Kh9MFB type and bainitic steels 10GN2MFA and 20KhN4FA were used in the experiments. It is determined that the high level of cold cracking resistance in welding martensitic and bainitic steels is achieved at the cooling rate of $w_{6/5} \leq 8 \dots 10$ and $w_{6/5} \leq 12 \dots 14$ °C.

Поступила в редакцию 07.04.2009

III МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ СОВРЕМЕННЫЕ ДОСТИЖЕНИЯ В НАУКЕ И ОБРАЗОВАНИИ

16–23 сентября 2009

г.Тель-Авив (Израиль)

Организаторы: Национальный совет Украины по машиноведению,
Хмельницкая областная организация Союза научных и инженерных объединений
Украины, Хмельницкий национальный университет.

Адрес оргкомитета: Украина, 29016, г. Хмельницкий, ул. Институтская, 11,
Хмельницкий национальный университет, проф. Ройзман Вилен Петрович;
тел.: +(380382) 72 87 43, факс: +(380382) 22 32 65,
E-mail: royzmanv@mail.ru, web-сайт <http://www/iftomm.ho.ua>





ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ КАРБИДОВ В ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОКАХ НА СВОЙСТВА ТЕПЛОУСТОЙЧИВОГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

И. А. РЯБЦЕВ, И. А. КОНДРАТЬЕВ, кандидаты техн. наук

(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),

Н. Ф. ГАДЗЫРА, д-р техн. наук, **Н. К. ДАВИДЧУК**, канд. техн. наук

(Ин-т проблем материаловедения им. И. М. Францевича НАН Украины),

И. Л. БОГАЙЧУК, инж., **Г. Н. ГОРДАНЬ**, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследовано влияние шихтовых материалов порошковых проволок, содержащих ультрадисперсные карбиды, на свойства наплавленного металла, соответствующего по составу инструментальным сталям. Установлено, что применение таких шихтовых материалов приводит к измельчению структуры наплавленного металла и более равномерному распределению в нем легирующих элементов. При этом термостойкость и износостойкость наплавленного металла повышаются.

Ключевые слова: наплавка, порошковые проволоки, микроструктура, ультрадисперсные карбиды и композиции, свойства наплавленного металла

Широко известен факт взаимосвязи между структурой и свойствами наплавленного металла [1–3 и др.]. Однако при изучении закономерностей формирования структуры наплавленного металла основное внимание, как правило, уделялось его химическому составу и термическому циклу наплавки. При этом недостаточно исследовалась проблема связи между исходной структурой присадочных или электродных материалов и структурой наплавленного металла. Между тем, в системе наплавочный материал–сварочная ванна–наплавленный металл может проявляться «структурная наследственность» [4, 5], когда наплавленный металл как бы наследует структуру исходных наплавочных материалов по размеру зерна, составу, размерам и распределению упрочняющих (карбидов, карбонитридов, боридов и др.), а также неметаллических включений, которые загрязняют наплавленный металл, что отрицательно сказывается на его эксплуатационных свойствах.

Целью настоящей работы было исследование влияния ультрадисперсных карбидных композиций, вводимых в шихту порошковых проволок, на свойства наплавленного металла. Ультрадисперсные карбидные композиции получали путем высокотемпературной обработки в среде углекислого газа порошков высокоуглеродистого феррохрома ФХ800, феррованадия ФВд50 и вольфрама. При этом в каждый из порошков добавляли природный коллоидный графит.

Растровую электронную микроскопию карбидных композиций выполняли на микроскопе «Superprobe 733», а просвечивающую электронную микроскопию — на приборе ПЭМУ-125. Образцы для исследований подготавливали с использованием стандартных методик препарирования.

На рис. 1 показан внешний вид ультрадисперсных карбидных частиц, синтезированных из порошка феррохрома ФХ800 и природного коллоидного графита в среде углекислого газа после размола в планетарной мельнице. Из рисунка видно, что основная доля частиц карбидов имеет размеры менее одного микрометра. Есть также частицы и меньшего размера. Наличие крупных частиц не выявлено, что свидетельствует о высокой однородности полученного материала.

Как следует из данных рентгенофазового анализа, структура сплавленного материала характеризуется эвтектическим состоянием карбидных

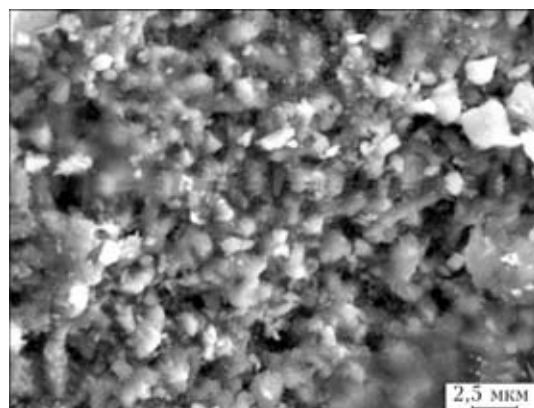


Рис. 1. Внешний вид ультрадисперсных карбидных частиц, синтезированных из порошка феррохрома ФХ800 и природного коллоидного графита после размола



Таблица 1. Содержание углерода в шихтовых материалах

Шихтовый материал	C, мас. %	
	по стандарту	после обработки
Феррохром ФХ800	7,80	11,0
Феррованадий ФВд50	0,46	4,70
Порошок вольфрама	≤ 0,01	4,10

композиций Fe_7C_3 и Cr_7C_3 . Проявление характерного полосчатого контраста позволяет оценивать размеры карбидной эвтектики. Размеры карбидных композиций составляют 50...120 нм (рис. 2).

Ультрадисперсные карбидные композиции предполагалось использовать в шихте порошковых проволок ПП-Нп-35В9Х3ГСФ и ПП-Нп-30Х4В2М2ФС, которые применяются при наплавке инструментов для горячей обработки металлов давлением [6] и обеспечивают получение наплавленного металла типа теплостойких штамповых сталей. Как следует из работы [7], структурная неоднородность наплавленного металла этого типа оказывает значительное влияние на работоспособность инструментов и оснастки для горячей обработки металлов давлением, восстановленных дуговой наплавкой.

После обработки в среде углекислого газа в порошках резко повысилось содержание углерода (табл. 1).

Порошковая проволока ПП-Нп-35В9Х3ГСФ изготовлена в двух вариантах: Оп-1 и Оп-2 — соответственно шихта с использованием необработанного (стандартная) и обработанного порошка вольфрама. Порошковая проволока ПП-Нп-30Х4В2М2ФС также изготовлена в двух вариантах: Оп-3 и Оп-4 — соответственно стандартная шихта и с использованием обработанных порошков феррохрома и феррованадия. Расчетный состав шихты порошковых проволок корректировали таким образом, чтобы получить наплавленный металл одинакового химического состава.

Для определения химического состава наплавленного металла и его твердости опытными порошковыми проволоками выполнена наплавка образцов (табл. 2). Установлено, что химический состав и твердость металла, наплавленного порошковыми проволоками всех типов, отвечают

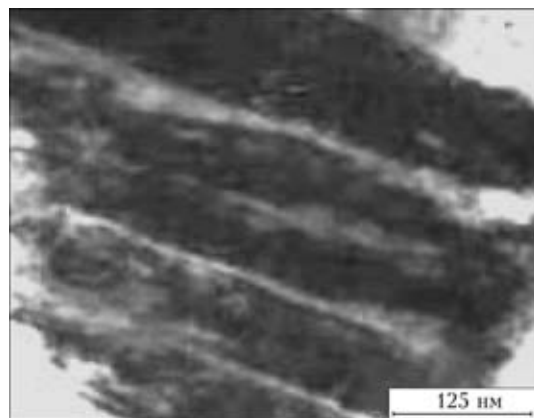


Рис. 2. Микроструктура сплавленных синтезированных ультрадисперсных карбидных порошков на основе феррохрома

требованиям технических условий. Усвоение отдельных легирующих элементов было практически одинаковым не зависимо от компонентов шихты — стандартных или содержащих ультрадисперсные карбиды.

Для проведения металлографических исследований из наплавленных пластин вырезали образцы. Структура металла, наплавленного стандартной порошковой проволокой (Оп-1), включает речный мартенсит (рейки вытянуты в одном направлении) с микротвердостью $HV 0,5$ 5930 МПа и небольшого количества остаточного аустенита с микротвердостью $HV 0,5$ 5090...5490 МПа (рис. 3, а, б). Обнаружены также включения карбидов.

Структура металла, наплавленного опытной порошковой проволокой Оп-2, имеет несколько иной состав: наряду с речным в нее входит пластинчатый мартенсит (рис. 3, в, г), причем пластины его имеют линзообразную форму, его микротвердость составляет $HV 0,5$ 5930 МПа. Содержание остаточного аустенита несколько больше, чем в металле, наплавленном стандартной проволокой, его твердость — $HV 0,5$ 4410...5490 МПа. Следует отметить, что введение в шихту опытной порошковой проволоки компонентов, содержащих ультрадисперсные карбиды, приводит к измельчению структуры наплавленного металла, что особенно заметно при большом увеличении (рис. 3, б, г).

Микроструктура металла, наплавленного порошковой проволокой Оп-3, представлена на рис. 3, д, е. Матрица состоит преимущественно из речного мартенсита, имеющего микротвер-

Таблица 2. Химический состав (мас. %) и твердость наплавленного металла

Марка порошковой проволоки	Условное обозначение	C	Mn	Si	Cr	W	Mo	V	Твердость HRC
ПП-Нп-35В9Х3ГСФ	Оп-1	0,39	0,60	1,00	2,97	8,05	—	0,70	51
ПП-Нп-35В9Х3ГСФ	Оп-2	0,34	0,60	1,00	3,00	9,30	—	0,76	54
ПП-Нп-30Х4В2М2ФС	Оп-3	0,37	0,72	1,17	3,97	2,52	1,88	0,44	55
ПП-Нп-30Х4В2М2ФС	Оп-4	0,35	0,70	1,17	3,80	2,33	1,97	0,45	53

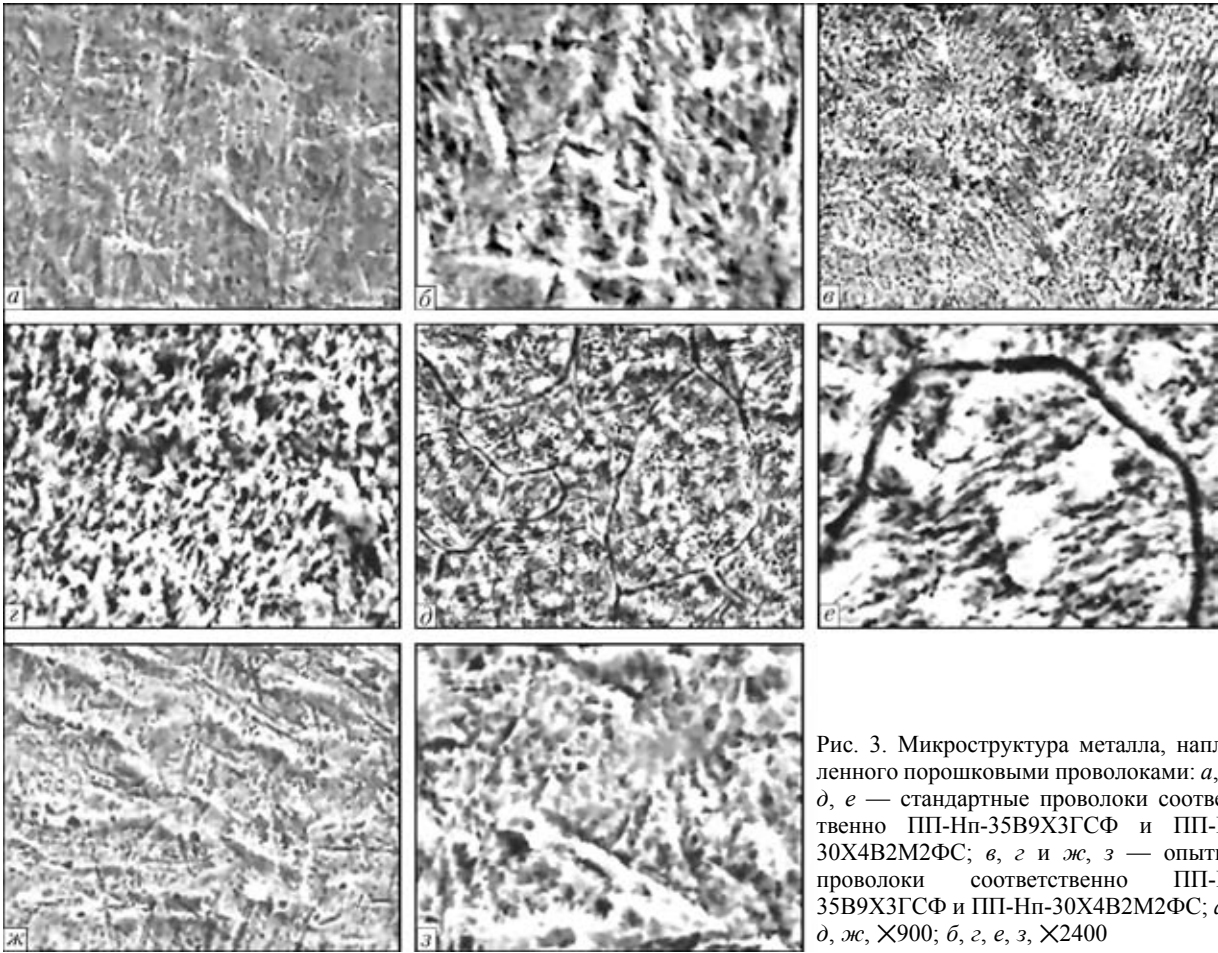


Рис. 3. Микроструктура металла, наплавленного порошковыми проволоками: а, б и d, e — стандартные проволоки соответственно ПП-Нп-35В9Х3ГСФ и ПП-Нп-30Х4В2М2ФС; в, z и ж, z — опытные проволоки соответственно ПП-Нп-35В9Х3ГСФ и ПП-Нп-30Х4В2М2ФС; а, в, d, ж, X900; б, z, e, z, X2400

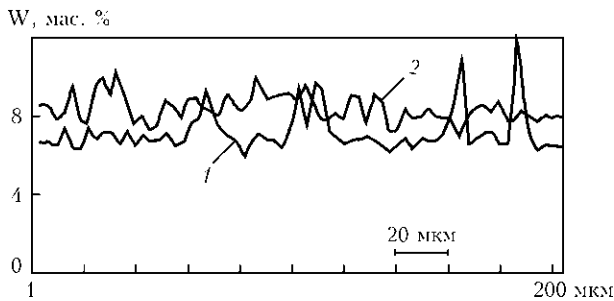


Рис. 4. Распределение вольфрама в металле, наплавленном стандартной Оп-1 (1) и опытной Оп-2 (2) проволоками

дость $HV_{0,5}$ 5490...6440 МПа. По границам гомогенизации сохраняется остаточный аустенит ($HV_{0,5}$ 5020...5090 МПа).

Микроструктура металла, наплавленного опытной порошковой проволокой Оп-4, показана на рис. 3, ж, з. По сравнению с микроструктурой стандартного наплавленного металла ПП-Нп-30Х4В2М2ФС, первая более дисперсна, в ней меньше участков реечного мартенсита, но преобладает пластинчатый мартенсит. Микротвердость мартенситной матрицы составляет $HV_{0,5}$ 5490 МПа. Содержание остаточного аустенита меньше, чем при наплавке стандартной проволокой, его микротвердость — $HV_{0,5}$ 4120...4660 МПа.

Таким образом, исследования показали заметные различия в структуре металла, наплавленного порошковыми проволоками со стандартной и опытной шихтой. В последнем случае изменялось строение мартенситной матрицы, а сама структура наплавленного металла измельчалась.

Однородность распределения основных легирующих элементов в наплавленном металле оценивали на микрорентгеноспектральном анализаторе «Camebax SX50». Исследования проводили в автоматическом режиме на глубине примерно 100 мкм от поверхности наплавленного металла. Распределение легирующих элементов в металле, наплавленном порошковыми проволоками с использованием опытных шихтовых материалов, было более равномерным, чем в случае применения порошковых проволок со стандартной шихтой. Особенно это заметно на примере такого легирующего элемента, как вольфрам (рис. 4).

Испытания на термостойкость наплавленного металла проводили на установке и по методике [8], предусматривающей нагрев наплавленной поверхности образца размером 40×40×30 мм газовой горелкой до 800 °С (пятно нагрева диаметром 15 мм) с последующим охлаждением струей воды до 60 °С. Циклы нагрев–охлаждение повторяли до появления сетки трещин разгара. Результаты



Т а б л и ц а 3. Термостойкость наплавленного металла

Марка порошковой проволоки	Условное обозначение	Количество циклов нагрев–охлаждение	
		до появления сетки трещин разгара	до развития сетки трещин разгара
ПП-Нп-35В9Х3ГСФ	Оп-1	60	80
ПП-Нп-35В9Х3ГСФ	Оп-2	70	100
ПП-Нп-30Х4В2М2ФС	Оп-3	40	60
ПП-Нп-30Х4В2М2ФС	Оп-4	60	80

Т а б л и ц а 4. Износ наплавленных образцов при трении металла по металлу при повышенной температуре

Марка порошковой проволоки	Условное обозначение	Износостойкость $J \cdot 10^{-4}$, кг/км	
		наплавленного образца	контртела
ПП-Нп-35В9Х3ГСФ	Оп-1	2,9705	37,7625
ПП-Нп-35В9Х3ГСФ	Оп-2	2,4589	28,1803
ПП-Нп-30Х4В2М2ФС	Оп-3	2,7429	33,8164
ПП-Нп-30Х4В2М2ФС	Оп-4	1,4529	17,6991

испытаний приведены в табл. 3. Они свидетельствуют о том, что использование в шихте порошковых проволок ультрадисперсных карбидных композиций повышает термическую стойкость наплавленного металла — увеличивается количество циклов нагрев–охлаждение до появления и развития сетки трещин разгара.

Испытания на изнашивание при трении скольжения металла по металлу при повышенной температуре проводили на другом испытательном блоке той же установки [8]. В процессе испытаний наплавленный образец размером 10×17×40 мм прижимали к вращающемуся со скоростью 30 об/мин кольцу-контртелу с усилием 175 Н. Контртело диаметром 120 мм, изготовленное из закаленной стали 45, в процессе испытаний нагревали газовой горелкой. Температура в зоне контакта образца и контртела равна 600 °С, продолжительность испытаний составляла 1 ч. Во время испытаний образец совершал возвратно-поступа-

тельные движения в вертикальной плоскости с амплитудой колебаний 20 мм и частотой 62 мин⁻¹. Результаты испытаний (средние по трем образцам) приведены в табл. 4.

Испытания показали, что износ металла, наплавленного порошковыми проволоками с опытной шихтой, меньше, чем в случае использования проволок со стандартной шихтой. Меньше был и износ контртел, которые испытывали в паре с образцами, наплавленными порошковыми проволоками с опытной шихтой.

Выводы

1. Применение шихтовых материалов, содержащих ультрадисперсные карбиды, способствует измельчению структуры наплавленного металла и более равномерному распределению в ней легирующих элементов.

2. Металл, наплавленный порошковыми проволоками, шихта которых содержит ультрадисперсные карбиды, имеет более высокую термо- и износостойкость при трении скольжения металла по металлу.

1. Фрумин И. И. Автоматическая электродуговая наплавка. — Харьков: Металлургиздат, 1961. — 422 с.
2. Лившиц Л. С., Гринберг Н. А., Куркумелли Э. Г. Основы легирования наплавленного металла. — М.: Машиностроение, 1969. — 185 с.
3. Износостойкость и структура твердых наплавов / М. М. Хрушев, М. А. Бабичев, Е. С. Беркович и др. — М.: Машиностроение, 1971. — 94 с.
4. Рябцев И. А. Структурная наследственность в системе исходные материалы–металлический расплав–твердый металл // Автомат. сварка. — 2006. — № 11. — С. 11–16.
5. Влияние исходной структуры и гранулометрического состава порошка на структуру металла 10Р6М5, наплавленного плазменным способом / И. А. Рябцев, Е. Ф. Переплетчиков, И. В. Миц, И. А. Бартенев // Там же. — 2007. — № 10. — С. 23–28.
6. Рябцев И. А., Кондратьев И. А. Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования. — Киев: Екотехнологія, 1999. — 62 с.
7. Кондратьев И. А., Васильев В. Г., Дзыкович И. Я. Исследование структурной неоднородности наплавленного металла типа 35В9Х3СФ и ее влияние на работоспособность наплавленных прокатных валков // Автомат. сварка. — 1996. — № 6. — С. 17–20.
8. Рябцев И. И., Черняк Я. П., Осин В. В. Блочная установка для испытаний наплавленного металла // Сварщик. — 2004. — № 1. — С. 11–12.

The influence of charge materials of flux-cored wires containing ultradispersed carbides, on the properties of the deposited metal corresponding to tool steels in its composition, was studied. It is established that application of such charge materials results in refinement of the deposited metal structure and more uniform distribution of alloying elements, while the heat- and wear-resistance of the deposited metal is improved.

Поступила в редакцию 16.12.2008



ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ КОМПЛЕКСНОЛЕГИРОВАННЫХ ПРИПОЕВ ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПАЙКИ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

В. В. КУРЕНКОВА, Л. К. ДОРОШЕНКО, инженеры, **И. С. МАЛАШЕНКО**, д-р техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Во взаимосвязи с результатами микроструктурного и рентгеноспектрального микроанализов рассмотрена возможность применения дифференциально-термического анализа для определения характера фазовых превращений в бор- и кремнийсодержащих припоях, предназначенных для высокотемпературной пайки литейных никелевых сплавов. Показана эффективность введения в борсодержащий припой (Ni–Co–Cr–Al–2,5 % В) 20 % порошка (Ni–12 % Si) эвтектического состава. Кремний диспергирует выделяющиеся в металле паяного шва карбоборидные эвтектики, ослабляет гетерогенизацию его структуры, что способствует улучшению физико-механических характеристик паяных соединений.

Ключевые слова: высокотемпературная пайка, жаропрочные никелевые сплавы, металл шва, бор- и кремнийсодержащий припой, порошковый наполнитель, дифференциальный термический анализ, кривая ДТА, рентгенодифракционный анализ, дифрактограмма, гетерогенизация структуры

Для изготовления сложных конструкций [1, 2] и ремонта деталей газовых турбин широко используется пайка жаропрочных никелевых сплавов. Эффективность этой технологии подтверждена на практике при ремонте деталей после эксплуатации, а также изделий, имеющих литейные дефекты [3–6]. Оптимизация режимов высокотемпературной пайки, выбор типов припоев, результаты лабораторных испытаний и промышленного применения представлены в работах [4–7]. В них исследованы паяные соединения никелевых жаропрочных сплавов ЧС70ВИ, ЧС104, ВЖЛ12У, ЖС6У, ЖС26ВИ и НК, полученные с использованием комплексных припоев различных типов. Основой состава припоев является низкотемпературный припой системы Ni–Co–Cr–Al–2,5 % В (торговая марка Ni-377-2) фирмы-производителя «PRAXAIR Surface Technologies» (США) и наполнители — порошки никелевого сплава Rene-142. Для упрощения базовый припой системы Ni–Co–Cr–Al–2,5 % В в дальнейшем обозначим как № 1.

При высокотемпературной изотермической пайке жаропрочных никелевых сплавов борсодержащими припоями возникает проблема гетерогенизации металла шва формируемых соединений, связанная с выделением в процессе кристаллизации центральноосевых и междендритных боридных эвтектик [8–11], что приводит не только к охрупчиванию металла паяного шва, но и к сни-

жению сопротивления усталости и газовой коррозии паяных соединений. В условиях изотермической пайки или длительной термообработки паяемых объектов происходит активное проникновение бора, имеющего скорость диффузии $6,22 \cdot 10^{-11} \text{ м}^2 \cdot \text{с}^{-1}$ (что на три порядка выше скорости диффузии углерода или кремния — $3,09 \cdot 10^{-14} \text{ м}^2 \cdot \text{с}^{-1}$), в паяемые сплавы с образованием боридных фаз по границам зерен, что способствует их межкристаллитной эрозии. Как следует из [8], последняя усугубляется при длительном диффузионном взаимодействии бора, который содержится в припое с легирующими компонентами паяемого сплава (например, титан и хром). Поэтому разработка способов нейтрализации эрозионного действия бора на границе контакта металла шва с основой при высокотемпературной пайке жаропрочных никелевых сплавов представляет значительный интерес.

Целью настоящей работы являлось исследование методами металлографического, рентгеноспектрального, дифференциального термического (ДТА) и рентгенодифракционного анализов структуры припоев различного химического и фазового состава и обоснование целесообразности их выбора для высокотемпературной ремонтной пайки для получения удовлетворительного сочетания прочности и низкотемпературной пластичности паяных соединений (ПС) никелевых сплавов.

В ходе экспериментов в основном использовали ДТА, позволяющий по тепловым эффектам оценить структурные изменения в применяемых припоях в процессе плавления-кристаллизации. С его помощью определяли характеристические температуры солидуса T_S и ликвидуса T_L порошковых припоев, а также влияние соотношения



Таблица 1. Основные температурные характеристики комплекснолегированных припоев (по результатам ДТА)

№ и тип смеси припоя	Комплексный припой	T_S , °C	T_L , °C	Интервал кристаллизации ΔT , °C
1	Ni-Co-Cr-Al-2,5 % B	1040	1170	130
Ni-365-3	Rene-142	1310	1410	100
HC12	Ni-12 % Si	1140	1160	20
11	40 % № 1 + 60 % Rene-142	1070	1310	240
12	20 % № 1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142	1050	1250	200
13	25 % № 1 + 15 % HC12 + 60 % Rene-142	1050	1250	200
14	15 % № 1 + 25 % HC12 + 60 % Rene-142	1030	1260	230
19	60 % ВПр-36 + 40 % Rene-142	1080	1310	230

компонентов в комплексных припоях на процесс их плавления-кристаллизации (табл. 1).

ДТА выполняли на установке ВДТА-8М в среде гелия при постоянной скорости нагрева-охлаждения 80 К/мин. Заполнение камеры гелием (до создания давления 80...90 кПа) осуществляли после предварительной откачки воздуха в камере до разрежения не менее $1,33 \cdot 10^{-3}$ Па. Операцию продувки гелием повторяли 2 раза.

Пробы порошков примерно одинаковой массы (1,09...1,20 г) в тигельках из диоксида циркония увлажняли раствором акриловой смолы в ацетоне. Этот раствор использовали с целью предотвращения «утечки» порошка припоя из тигля в процессе откачки и продувки камеры гелием.

На характер кривых ДТА влияют такие факторы, как скорость нагрева, масса навески (существует корреляция между тепловым эффектом и массой образца), размер и степень компактности порошка, наличие инертного теплоносителя и пр. [12]. Поскольку пробы порошков имели практически одинаковую массу, наличие перегибов на термограммах свидетельствовало об изменении энтальпии, что связано с превращениями, проходящими в порошковых композициях различного химического состава.

Исследовали процессы плавления-кристаллизации порошков многокомпонентных припоев, которые использовали при высокотемпературной пайке жаропрочных никелевых сплавов [12–14]. Основная цель исследований состояла в получении кривых ДТА нагрева-охлаждения низкоплавкого припоя № 1, порошка наполнителя Rene-142 и комплексных припоев с добавлением порошка эвтектического состава Ni-12 % Si, в котором кремний используется как депрессант (табл. 1).

Рентгендифракционные измерения проводили в стандартной геометрии $\theta - 2\theta$ на дифрактометре «ДРОН-4» в излучении $\text{Co}_{K\alpha}$. Образцы слитков припоев исследовали после кристаллизации. Для

повышения точности определения межплоскостных расстояний использовали соль CaF_2 , которую после растворения в лаке нанесли на небольшой участок поверхности образца.

Структуру металла образцов исследовали на сканирующем электронном микроскопе «Cam-Scan-4», для определения химического состава ПС использовали энергодисперсионный спектрометр «Energy200».

Прочность и пластичность ПС зависят от фазового состава применяемого припоя, а также струк-

туры металла паяных швов, формирующейся при высокотемпературной пайке. Результаты ДТА позволили выявить возможное количество протекающих при кристаллизации полиморфных превращений в системах припоев и качественно оценить интенсивность данных процессов (рис. 1).

При формировании припоев на никелевой основе и увеличении содержания легирующих компонентов характер кривых ДТА усложняется. Одновременно расширяется температурный интервал кристаллизации применяемых комплексных припоев. На кривых ДТА имеется множество пиков, соответствующих структурным превращениям в системе припоя при нагреве и плавлении.

Системы литых припоев типа Ni-Cr-B-Si хорошо изучены, их используют в основном для конструкционной пайки. При ремонте деталей горячего тракта турбин, изготовленных из жаропрочных никелевых сплавов, предпочтительно применение композиционных припоев, в которые, кроме собственно легкоплавкой составляющей, входят порошки-наполнители из высоколегированных сплавов, обеспечивающие не только сближение химического состава металла паемой основы и формируемых швов, но и жаропрочность, а также окалиностойкость металла ремонтных участков.

При введении в исходный низкоплавкий припой № 1 в качестве наполнителя сплава порошка Rene-142 (припой № 11) наблюдали увеличение значений температуры T_S и T_L и расширение интервала кристаллизации комплексных припоев (табл. 1).

Для припоя № 1 температура $T_S = 1040$ °C, а $T_L = 1170$ °C, что точно совпадало с данными фирмы «VBC» (Англия) (табл. 1, рис. 1). На термограмме кристаллизации порошка припоя № 1 имеются два четко выраженных перегиба. В процессе кристаллизации происходит выделение из расплава кристаллитов матричного γ -твердого раствора и двух типов эвтектик — $\gamma + \text{Ni}_3\text{B}$ и $\gamma +$

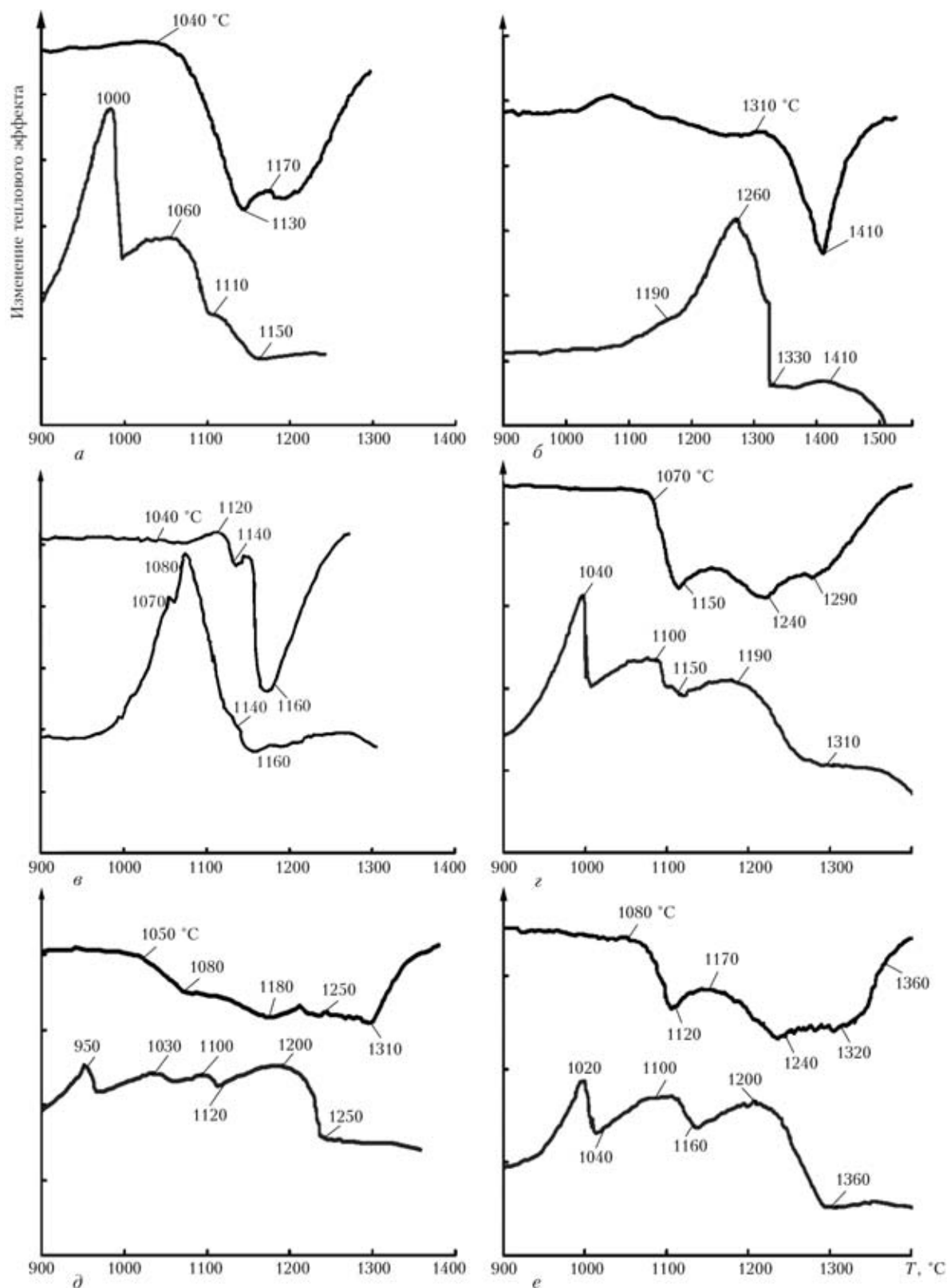


Рис. 1. Кривые ДТА, полученные при кристаллизации расплавленных порошков базового припоя № 1 (а), наполнителя (сплав Rene-142) (б), припоя HC12 (в) и композиционных никелевых припоев № 11 (г), № 12 (д), № 19 (е) по табл. 1

+ Ni_3B + CrB. Борид хрома (темные выделения), входящий в состав тройной эвтектики, имеет штриховую (скелетную) структуру и по химическому составу соответствует CrB (14,9...15,3 % Cr) (рис. 2, з, 3, а, табл. 2). Первичные бориды хрома

выделяются из расплава при температуре 1097 °C. В результате травления в структуре припоя выявляется другая эвтектика — $\gamma + \text{Ni}_3\text{B}$, которая образуется из жидкой фазы по реакции $L \rightarrow \gamma + \text{Ni}_3\text{B}$ (где L — ликвидус) приблизительно при 1042 °C

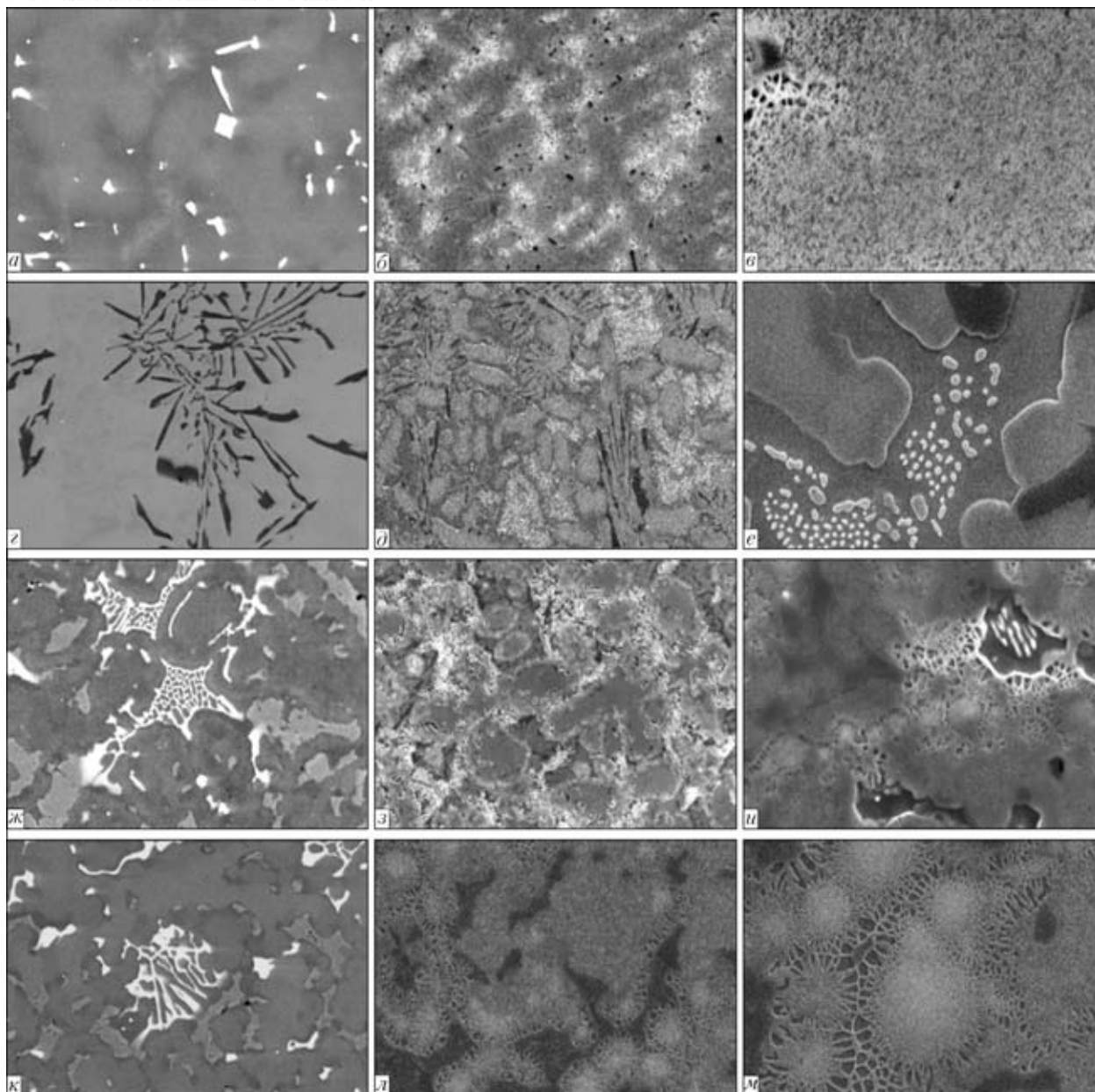


Рис. 2. Микроструктура металла закристаллизовавшегося сплава Rene-142 (а-в), припоя № 1 (г-е), композиционных припоев № 1+60 % Rene-142 (№ 11) (ж-и) и 60 % ВПр-11 + 40 % Rene-142 (№ 19) (й-л): а, г, ж, к — съемка в обратно отраженных электронах, $\times 500$; б, д, з, л — во вторичных электронах после металлографического травления, $\times 200$; в, е, и, м — то же, $\times 2000$

[8] (рис. 2, д, е). Как следует из кривой ДТА припоя Ni-Co-Cr-Al-2,5 % В, кристаллизация тройной эвтектики скорее всего происходит при 997 °С по реакции $L \rightarrow \gamma + \text{Ni}_3\text{B} + \text{CrB}$.

По структуре закристаллизовавшегося образца припоя № 1 и интенсивности пиков на кривой ДТА видно, что в металле шва содержатся эвтектики различной морфологии. Боридные эвтектики негативно влияют на пластические и прочностные характеристики ПС. Микротвердость боридных фаз CrB базового припоя достигает HV 24930 МПа, что превышает микротвердость матричного раствора (HV 3300 МПа). Образуя бориды и карбобориды, бор охрупчивает закристаллизовавшийся припой, а наличие легкоплавких боридных

эвтектик повышает риск оплавления их при финишной термообработке ПС. Интенсивно диффундируя в основной металл, бор вызывает эрозию паяемой основы.

С целью повышения вязкости и уменьшения химической активности расплава по отношению к паяемой основе в припой № 1 в качестве наполнителя вводили порошок суперсплава Rene-142 (см. рис. 1, б). В результате функциональные характеристики ПС, например, сплавов ЧС70, ВЖЛ12У улучшались [2, 3].

С помощью ДТА определены температуры ликвидуса и солидуса для сплава Rene-142 — $T_L = 1310$ °С, $T_S = 1410$ °С (см. табл. 1). Сплав Rene-142 в затвердевшем состоянии имеет структуру

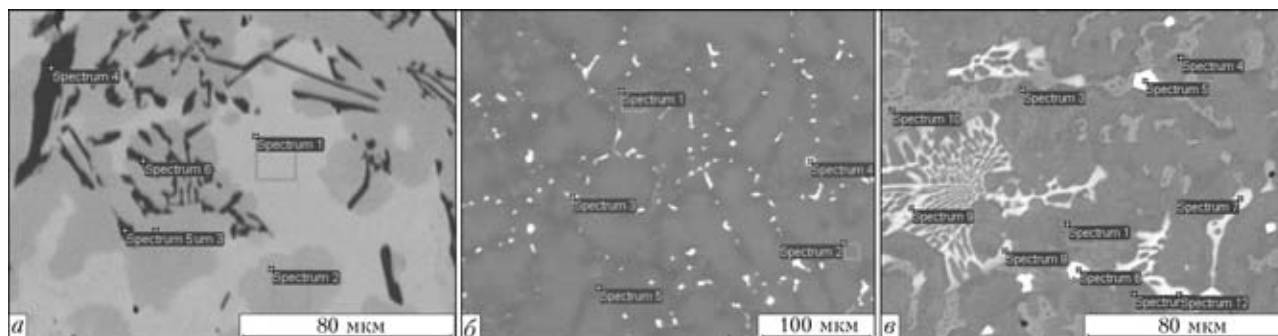


Рис. 3. Микроструктура закристаллизовавшегося металла базового припоя № 1 (а), сплава Rene-142 (б) и композиционного припоя № 11 (в) с участками, на которых выполнен рентгеноспектральный микроанализ структурных составляющих

высоколегированного γ -твердого раствора на основе никеля с дискретными выделениями карбидных фаз на межфазных границах (рис. 2, а, 3, б). Микротвердость матрицы составила HV 4450 МПа. Объемная доля карбидных частиц была незначительной (10...12 %), а сами выделения (по данным рентгеноспектрального анализа) представляли собой структурно стабильные карбиды MeC на основе Ta (67...70 мас. %) и Hf (11...12 мас. %) (табл. 2, рис. 3, б), микротвердость которых достигала HV 21000 МПа.

Для сплава Rene-142 в конце кристаллизации характерно выделение из жидкости по эвтектической реакции частиц γ' -фазы в междендритных областях [14]. Эта фаза содержит 6...7 мас. % Al , 7 мас. % Ta и 2 мас. % Hf , стабилизирующих γ' -фазу. Эвтектика γ - γ' плавится приблизительно при 1310...1320 °С, что соответствует началу пика на кривой ДТА плавления сплава (см. рис. 1, б).

Различный пик на кривой ДТА плавления при 1010...1020 °С скорее всего отвечает началу растворения неравновесной γ' -фазы, образующейся по осям дендритов в процессе кристаллизации из твердого раствора. Эту фазу и эвтектику γ - γ' выявляли путем химического травления образцов.

Для получения композиционного припоя в борсодержащий припой № 1 в качестве наполнителя вводили порошок сплава Rene-142. В результате характер кривых ДТА изменялся, интервал кристаллизации по мере легирования припоя значительно расширился (со 130 до 240 °С) (табл. 2, рис. 1, в). Термограмма композиционного припоя № 11 имеет сложный трехстадийный характер, что связано с многообразием выделяющихся в процессе кристаллизации структурных составляющих.

При введении в припой № 1 порошка сплава Rene-142 массовая доля бора в расплаве уменьшается до 1 %, в результате на кривой ДТА кристаллизации отсутствует низкотемпературный пик, соответствующий образованию тройной низкотемпературной эвтектики $\gamma + Ni_3B + CrB$. Однако объемная доля вторичных составляющих в твердом растворе закристаллизовавшегося припоя

достаточно велика (около 40 %). Это в основном эвтектики двух типов — светлые штриховые эвтектики и серые междендритные эвтектики (рис. 2, ж, 3, в). Первые эвтектики, скорее всего, квазибинарного типа представляют собой γ -твердый раствор и интерметаллиды на основе хрома с частичным замещением вольфрама, молибдена, рения (табл. 3). Вероятно, они являются карбоборидными соединениями, которые кристаллизуются на первичных интерметаллидах CrB , выделяющихся из жидкой фазы. Их карбидные составляющие включают следующие компоненты (табл. 2, рис. 3, в), мас. %: 33...34 Cr ; 17...24 W ; 9...16 Re ; 7...10 Mo . Это близко по содержанию к карбидам типа $Me_{23}C_6$. В процессе дальнейшей термообработки возможно формирование соединения $Me_{23}(C, B)_6$ изоморфного карбиду $Cr_{23}C_6$. Сложное соединение типа $Me_{23}C_3B_3$ имеет большую область гомогенности, когда происходит замещение атомов углерода бором с одновременным увеличением кристаллической решетки соединения [15].

Второй тип эвтектики — междендритные сложнелегированные эвтектики, имеющие следующее содержание компонентов (рис. 2, в), мас. %: 61,8...62,7 Ni ; 14,0...14,3 Co ; 7,3...9,6 Cr ; 1,7...2,0 Al ; 0,85 Mo ; 2,7...4,5 Hf ; 4,8 Ta ; 1 W . Согласно ДТА, температура, при которой происходят выделения данных фаз, составляет приблизительно 1040 °С (см. рис. 1, в). Объемная доля данных эвтектических фаз в матричном растворе равна 25...30 %, их микротвердость — HV 7540 МПа при микротвердости матричного раствора HV 4035 МПа (см. рис. 2, ж-и, 3, в). Данные эвтектики имеют сложную структуру, основой которой является $\gamma + Ni_3B$. На кривой ДТА (см. рис. 1, в) температура 1150 °С скорее всего соответствует процессу начала плавления эвтектики $\gamma + Ni_3B$.

В процессе кристаллизации в металле припоя № 11 из раствора выделяется незначительное количество стабильных полиэдрических карбидов MeC на основе Ta (63 мас. %) и Hf (14...17 мас. %). Объемная доля данных фаз, имеющих микротвер-



Т а б л и ц а 2. Содержание (мас. %) компонентов в структурных составляющих закристаллизовавшегося металла

Спектр ДТА	B*	Al	Cr	Co	Ni	Mo	Hf	Ta	W	Re
Базовый припой № 1										
1	—	2,43	8,42	8,68	80,47	—	—	—	—	—
2	2,03	4,08	11,46	8,24	74,18	—	—	—	—	—
3	2,30	4,34	11,87	7,92	73,57	—	—	—	—	—
4	14,90	—	83,93	0,89	1,27	—	—	—	—	—
5	16,07	—	81,60	0,93	1,40	—	—	—	—	—
6	15,32	—	82,24	0,80	1,64	—	—	—	—	—
Сплав Rene-142										
1	—	5,35	7,34	12,44	60,00	1,07	0,61	5,43	4,13	3,63
2	—	5,12	6,99	12,27	59,40	1,34	—	4,97	5,57	4,34
3	—	—	0,97	1,36	5,00	1,18	14,88	71,82	2,35	1,44
4	—	—	0,73	0,48	1,97	1,78	15,89	75,37	2,92	0,85
5	—	6,30	6,43	10,47	52,73	1,64	1,95	7,00	2,29	1,19
Комплексный припой № 11										
1	—	4,73	8,91	10,57	68,19	0,59	—	2,42	3,16	1,43
2	—	4,70	8,99	11,87	68,73	0,68	—	2,08	2,08	0,86
4	—	4,03	7,78	12,37	71,53	0,51	—	1,65	2,12	—
5	—	—	2,16	0,65	2,76	1,99	19,99	68,94	3,12	0,40
6	—	—	1,49	0,57	3,05	1,87	21,13	68,30	1,27	2,32
7	—	—	40,67	5,64	8,44	10,02	—	3,63	20,54	11,08
8	—	—	47,18	4,70	7,53	5,82	0,53	1,11	14,83	18,29
9	—	—	46,23	4,41	5,97	6,76	—	—	20,49	16,13
10	—	1,68	7,32	14,31	65,34	0,85	4,49	4,95	1,06	—
11	—	1,99	9,56	13,97	66,18	0,85	2,70	4,73	—	—
12	—	—	37,89	5,71	9,15	10,25	—	3,52	24,37	9,11

* При определении содержания бора методом рентгеноспектрального анализа сложность состоит в перекрытии линий бора линиями молибдена.

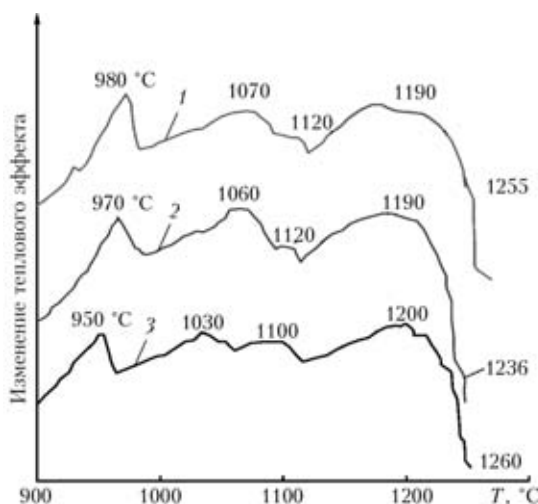


Рис. 4. Кривые ДТА, полученные при кристаллизации расплавленных слитков комплексных припоев № 1 + Ni_2S_3 + 60 % Rene-142 с различным содержанием кремнийсодержащей составляющей Ni_2S_3 : 1 — припой № 13; 2 — № 14; 3 — № 12

достъ $HV18000$ МПа, относительно мала (1...2 %) (см. рис. 3, в).

Таким образом, при смешивании порошков базового припоя и наполнителя Rene-142 расширяется интервал плавления–кристаллизации паяльной смеси ($\Delta T = 240$ °C) по сравнению с исходными составляющими (см. табл. 1, рис. 1, а, б), что не является положительным фактором для формирования гомогенных паяных швов. При широком интервале кристаллизации и малом времени протекания этого процесса происходит образование гетерогенных систем с большим многообразием вторичных фаз, выделяющихся как из расплава, так из твердого раствора. Многие из этих фаз являются стабильными и сохраняются при последующей термообработке, что негативно влияет на пластичность и прочностные характеристики ПС.

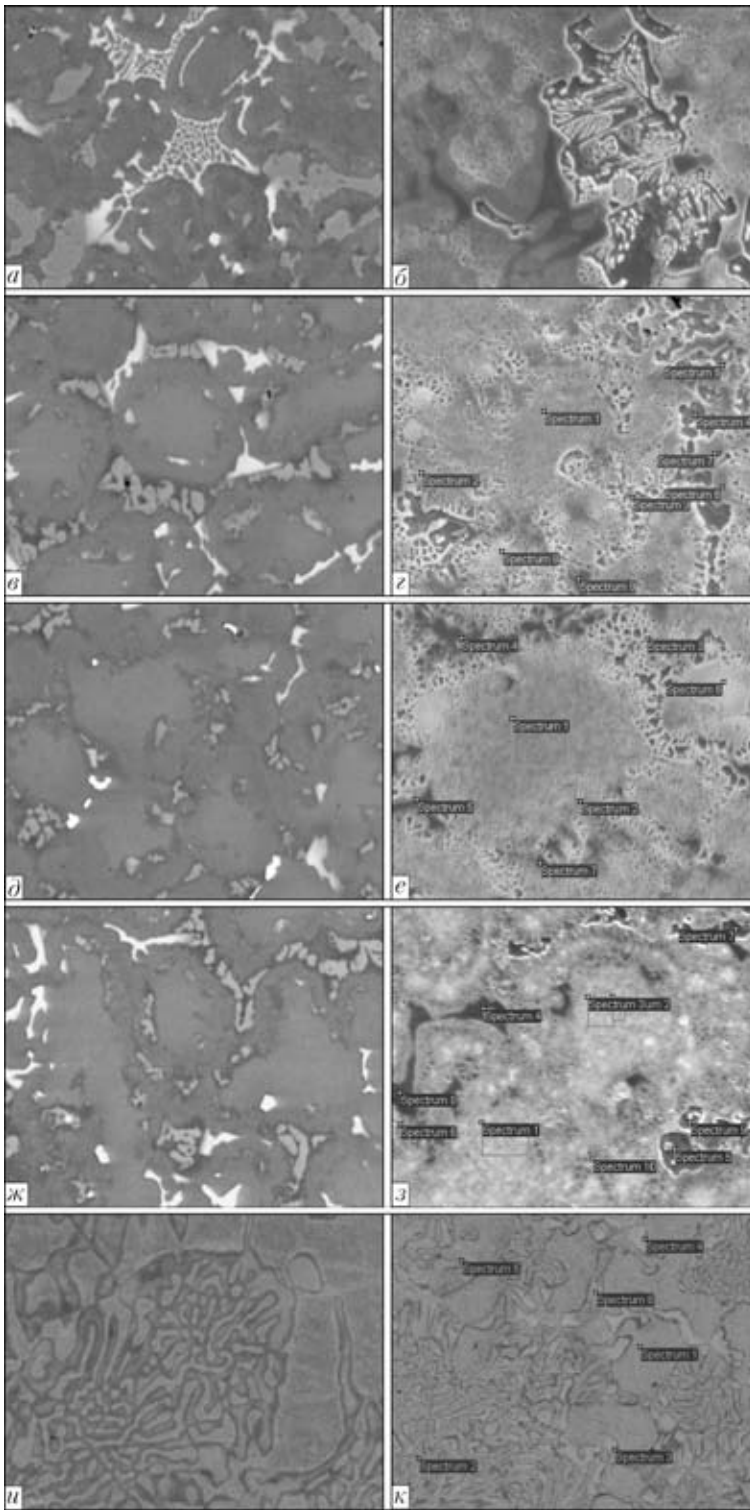


Рис. 5. Микроструктура металла закристаллизовавшихся образцов комплексных припоев типа № 1 + 60 % Rene-142 без кремния (а, б) и с различным содержанием добавок HC12: в, г — 15; д, е — 20; ж, з — 25 об. %; и, к — припой HC12; а, в, д, ж, и, $\times 500$; б, г, е, з, к, $\times 1000$

Вместе с тем, введение в припой № 1 наполнителя Rene-142 уменьшает общее содержание бора до 1 мас. % за счет легирования припоя компонентами суперсплава и концентрацию низкоплавкой боридной эвтектики в металле шва (см. рис. 1, б, г). Это снижает интенсивность образования фронта боридов хрома вдоль линии сплав-

ления и уменьшает глубину проникновения бора в паяемый металл. Однако количество боридных фаз в объеме закристаллизовавшегося шва сохраняется достаточно большим и термообработка не обеспечивает запаса пластичности паяным соединениям (все они разрушались хрупко).

Для увеличения жидкотекучести борсодержащего припоя при одновременном уменьшении его реакционной способности по отношению к паяемой основе в композицию припоя № 1 + Rene-142 в качестве второго депрессанта дополнительно вводили кремний в виде порошка промышленного припоя HC12 (Ni-12 % Si) с $T_L = 1143^\circ\text{C}$ (1150°C) (см. рис. 1, в). Кремний добавляли в борсодержащий припой как компонент, снижающий температуру плавления паяльной смеси и влияющий на растворимость бора в матрице шва. Вводимый одновременно с ним никель разбавлял композиционный припой, предотвращая избыточное легирование.

Содержание депрессанта варьировали в пределах 15...25 мас. %, что способствовало повышению таких механических свойств, как прочность и вязкость разрушения ПС. Добротность ($\sigma_{\text{в}}^{\text{ПС}} / \sigma_{\text{в}}^{\text{о.м.}}$, где $\sigma_{\text{в}}^{\text{ПС}}$, $\sigma_{\text{в}}^{\text{о.м.}}$ — предел прочности соответственно ПС и основного металла) ПС достигала 0,96...1,00 при стабильном относительном удлинении 4...10 % [5–7].

Расплав Ni-12 % Si кристаллизуется с одновременным выделением двух твердых фаз определенной концентрации — твердого раствора кремния в никеле γ (Ni) и эвтектики $\gamma(\text{Ni}) + \text{Ni}_3\text{Si}_2$. При температуре приблизительно 1150°C и содержании кремния 11,5...12,0 мас. % образуется эвтектика. На кривой плавления ДТА видно, что Ni_3Si (13,76 мас. % Si) претерпевает два превращения при 1120 и 1040°C , и в итоге образуется эвтектоидоподобная микроструктура (см. рис. 1, в, 5, и, к), что соответствует диаграмме состояния Ni-Si [16]. При температуре 20°C закристаллизова-

вшийся припой представляет собой $\gamma(\text{Ni})$ -твердый раствор (микротвердость $HV 3870$ МПа), а эвтектика — $\gamma(\text{Ni})$ -твердый раствор и $\text{Ni}_3\text{Si}(\beta)$ 11,3...12,8 мас. % Si (микротвердость составляет $HV 7740$ МПа). Последний образуется в результате перитектической реакции между сплавом и Ni_3Si_2 при температуре 1165°C и первичными



Таблица 3. Содержание (мас. %) компонентов структурных составляющих закристаллизовавшегося металла комплексных припоев с различным содержанием добавок HC12

Спектр ДТА	Al	Si	Cr	Co	Ni	Mo	Hf	Ta	W	Re
№ 1 + 15 % HC12 + 60 % Rene-142										
1	3,48	0,61	8,12	9,92	68,23	0,84	—	1,88	4,59	2,27
2	3,68	2,54	7,17	9,91	71,74	0,47	—	0,66	1,74	2,10
3	3,65	2,65	4,90	8,11	75,76	—	—	3,19	0,93	0,80
4	1,13	0,40	4,70	11,89	68,69	—	7,51	4,84	0,84	—
5	1,51	0,71	5,09	11,66	65,87	0,37	8,01	5,97	—	0,82
6	3,07	3,75	7,72	11,56	72,76	—	—	—	—	1,02
8	3,95	2,32	8,17	10,13	67,97	0,70	—	0,9	2,74	3,13
9	—	—	48,07	4,62	6,84	6,03	—	—	14,70	19,75
№ 1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142										
1	3,3	1,75	6,88	9,54	69,38	0,72	—	1,16	3,44	3,82
2	2,04	3,86	7,55	10,21	72,78	0,3	—	0,96	1,32	0,99
5	0,43	—	29,51	5,28	20,49	9,94	0,46	3,18	17,85	12,86
6	2,93	2,81	7,7	9,75	70,43	0,53	0,53	1,07	1,8	2,47
7	0,99	—	4,19	9,68	66,50	0,33	9,12	7,55	1,65	—
№ 1 + 25 % HC12 + 60 % Rene-142										
1	4,02	0,77	6,82	10,06	67,23	0,69	0,36	2,67	5,06	2,33
2	4,00	1,26	6,92	10,10	67,12	0,83	—	2,15	3,83	3,82
4	—	—	31,33	4,31	8,44	12,87	0,4	2,78	25,55	14,31
5	1,21	0,39	3,93	10,87	67,26	—	8,55	7,34	0,47	—
6	4,83	2,58	5,56	8,62	71,48	0,83	—	2,65	2,59	0,87
7	2,38	7,03	4,31	9,06	74,80	0,54	1,35	0,53	—	—
10	3,89	3,27	5,49	9,04	72,74	0,61	0,24	3,15	0,89	0,68
HC12										
1	—	8,24	—	—	91,76	—	—	—	—	—
2	—	12,08	—	—	87,92	—	—	—	—	—
3	—	15,39	—	—	84,61	—	—	—	—	—
5	—	13,78	—	—	86,22	—	—	—	—	—

кристаллами силицида Ni_5Si_2 (15,39 мас. %) (табл. 3, рис. 5, и, к).

Благодаря введению эвтектического припоя HC12 в композиционный припой № 11 изменяются структура и фазовый состав металла паяных швов, что обеспечивает улучшение технологических свойств ПС. Одновременно изменяется характер термограмм кремний- и борсодержащего припоя: процессы кристаллизации смещаются в сторону более низких температур со слабовыраженными пиками на кривых плавления–кристаллизации, а значение T_L снижается на 60 °С по сравнению с борсодержащим припоем № 11.

Кремний, введенный в припой в виде эвтектической составляющей, способствует уменьшению объемной доли и размера вторичных упрочняющих фаз в затвердевшем припое, а также дискретному

характеру их распределения по границам дендритов (см. рис. 5, в). При одинаковой температуре пайки у припоев № 11 и 12 на 40...50 °С сужается интервал кристаллизации. Соответственно процесс кристаллизации в бор- и кремнийсодержащем комплексном припое будет протекать с меньшей скоростью и более полно.

Поскольку расплав припоя при введении HC12 разбавляется никелем, объемная доля вторичных фаз в паяном шве уменьшается (см. рис. 5, в). Содержание бора в припое № 12 изменяется от 1,0 до 0,5 мас. %, вследствие чего значительно уменьшается объемная доля выделяющихся боридов хрома или никеля в металле шва. В закристаллизованной структуре штриховые эвтектики $\gamma + CrB$ не наблюдаются, а остаточные эвтектики типа $\gamma + Ni_3B$ присутствуют в виде изоли-



Таблица 4. Прочность ПС ряда жаропрочных никелевых сплавов при температуре испытаний $T_{исп} = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$

Тип сплава	Припой	σ_b , МПа (среднее значение)		Добротность ПС
		основа	ПС	
ЧС70ВИ	№ 1 + 60 % Rene-142	813,5	732,5	0,90
	№ 1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142		778,0	0,96
ВЖЛ12У	№ 1 + 60 % Rene-142	833,0	721,0	0,86
	№ 1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142		873,0	1,00
ЖС26ВИ	№ 1 + 60 % Rene-142	727,0	692,0	0,95
	№ 1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142		718,5	0,99
ЖС26НК	№ 1 + 60 % Rene-142	868,0	766,0	0,88
	№ 1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142		857,0	1,00

рованных включений в матрице шва. Минимальное содержание боридных эвтектик (до 5...8 об. %) по сравнению с 35...40 об. % в борсодержащем припое № 11 является результатом присутствия кремния. Чисто боридные эвтектики охрупчивают ПС при 20 $^{\circ}\text{C}$, а при температуре отжига (около 1080...1160 $^{\circ}\text{C}$) расплавляются и выпотевают из шва, в результате чего в металле паяных швов образуются поры и раковины.

При использовании комплексного припоя с кремнием изменяется химический состав дискретных эвтектических фаз типа $\gamma + \text{Ni}_3\text{B}$. В них уменьшается массовая доля кобальта (с 14 до 10 %), хрома (с 9 до 4 %), но незначительно возрастает массовая доля никеля (с 63 до 67 %) и гафния (с 2,7...4,5 до 6...9 %). Дискретные эвтектики формируются на основе интерметаллидной фазы Ni_nHf_m (см. табл. 3, рис. 5, б). Возникновение интерметаллидов связано с низкой растворимостью гафния в γ -твердом растворе [17].

Исследовали системы порошковых припоев № 1 + HC12 + 60 % Rene-142 с различным содержанием припоя HC12. Термограммы припоев № 12–14, и соответствующие интервалы кристаллизации припоев с 15...25 мас. % HC12, представлены на рис. 4 и в табл. 1.

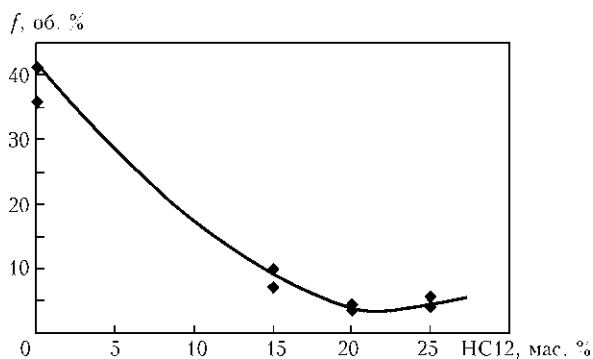


Рис. 6. Зависимость объемной доли f вторичных фаз в металле шва системы № 1 + HC12 + 60 % Rene-142 от содержания вводимого HC12

Кристаллизация комплексных припоев с кремнием имеет сложную природу — на термограммах имеются четыре экзотермических перегиба. Температура T_S и T_L этих сплавов практически одинакова (см. табл. 1), однако объемная доля структурных составляющих различная. Основными фазами в закристаллизовавшихся швах являются γ -твердый раствор, островковые эвтектики типа $\gamma + \text{Ni}_3\text{B}$, дискретные карбидные фазы типа Me_{23}C_6 , дисперсные карбиды MeC и неравновесная γ' -фаза. Содержание сложнолегированной эвтектики и боридов хрома больше в припое

№ 13, чем в припоях № 12 и 14, что подтверждено микроструктурой паяных швов на рис. 5 и данными табл. 3.

Увеличение количества вводимого в припой кремния (с 25 % HC12) приводит к тому, что на междендритных границах появляются единичные образования размером до 3 мкм, в которых содержание кремния достигает 5,7...7,0 мас. %, а никеля — 71...72 мас. %. По химическому составу данное соединение близко к силициду Ni_3Si , нижняя температура выделения которого из твердого раствора составляет около 1040 $^{\circ}\text{C}$ [16].

Вследствие уменьшения содержания хрома в припое за счет разбавления твердого раствора никелем изменялась морфология карбидных фаз: в них увеличивалось содержание вольфрама (25 мас. %) по сравнению с 14 мас. % в базовой системе композиции припоя № 11. Объемная доля карбидных фаз и их размеры с введением кремния уменьшались.

Наиболее оптимальной, исходя из объемной доли вторичных (боридных и карбоборидных) фаз в металле паяных швов, оказалась система с 20 % HC12 (рис. 6). Именно при такой массовой доле вводимой добавки HC12 получали структуру затвердевшего припоя дисперсионно-упрочненного типа с минимальным содержанием вторичных фаз и ликвационной неоднородностью.

На рентгенодифракционных картинах слитков (расплавленных и закристаллизованных порошков) припоев № 1, 11 и 12 с кремнием (рис. 7) присутствуют линии, соответствующие γ -матричному раствору на основе никеля и боридам CrB и Ni_3B . У припоя № 11 интенсивность линий твердого раствора незначительная, т. е. объемная доля вторичных фаз больше, чем в γ -растворе. Относительная интенсивность дифракционных линий γ -матричного раствора свидетельствуют о текстурированном состоянии металла закристаллизовавшегося припоя, что подтверждено результатами дифрактометрического анализа. По интенсивности линий на дифрактограммах, идентифици-



рованных как CrB, установлено, что наибольшая объемная доля этой составляющей имеет место в припоях Ni–Co–Cr–Al–2,5 % В и № 1 + 60 % Rene-142. Связывание хрома в боридные соединения приводит к потере жаростойкости сплава при уменьшении содержания этого элемента в матрице шва.

Для припоев с кремнием интенсивность этих линий незначительная, поскольку содержание данных фаз в металле шва минимальное, что подтверждено результатами различных исследований. Относительная интенсивность линий боридов CrB и Ni₃B при использовании припоя № 11 больше, чем припоя № 12. В припое с кремнием (№ 12) бор в основном выделяется в виде дисперсных частиц Ni₃B размером 0,3...0,7 мкм как по осям дендритов, так и в междендритных областях. Указанный борид имеет цементитную структуру, т. е. дисперсионно-упрочненного типа. Кремний несколько стабилизирует борид Ni₃B как компонент, «расширяющий решетку» [15], и способствует внедрению бора в решетку цементита.

Для образца припоя № 12 обнаружены дифракционные линии, соответствующие карбидным фазам типа MeC. Четко выраженные пики свидетельствуют об их присутствии в закристаллизовавшемся припое. Структурным и рентгеноспектральным анализом подтверждено наличие карбидных фаз на основе (Ta, Hf, W)C, имеющих вид дисперсных частиц размером 3...7 мкм.

Для кремнийсодержащего припоя № 12 на рентгенодифракционной картине образуются пики интенсивности, проиндентифицированные как интерметаллидные фазы Ni₃M, очевидно, соответствующие фазе γ' -Ni₃Al, которая является основной упрочняющей фазой, выделяющейся из твердого раствора при его охлаждении. Ее содержание значительно уже в процессе кристаллизации по сравнению с борсодержащим припоем № 11, у которого пики на рентгенограмме не обнаруживаются. Введение в припой № 11 второго депрессанта в виде HC12 (соответственно снижение T_L на 60 °С) при сужении интервала $\Delta T_L - T_S$ способствует более полной кристаллизации расплава припоя без образования развитых эвтектик. Низкотемпературный пик при температуре 950 °С на кривой ДТА кристаллизации припоя № 12, по всей вероятности, соответствует началу выделения из твердого раствора дисперсной неравновесной γ' -фазы (см. рис. 1, з).

Как следует из работ [4–6], двухступенчатая термообработка после пайки уменьшает ликвационную неоднородность, присущую всем литым сплавам после кристаллизации, и обеспечивает получение однородных по составу, размеру и морфологии частиц упрочняющей фазы γ' -Ni₃Al как в осях, так и в междендритных пространствах, а

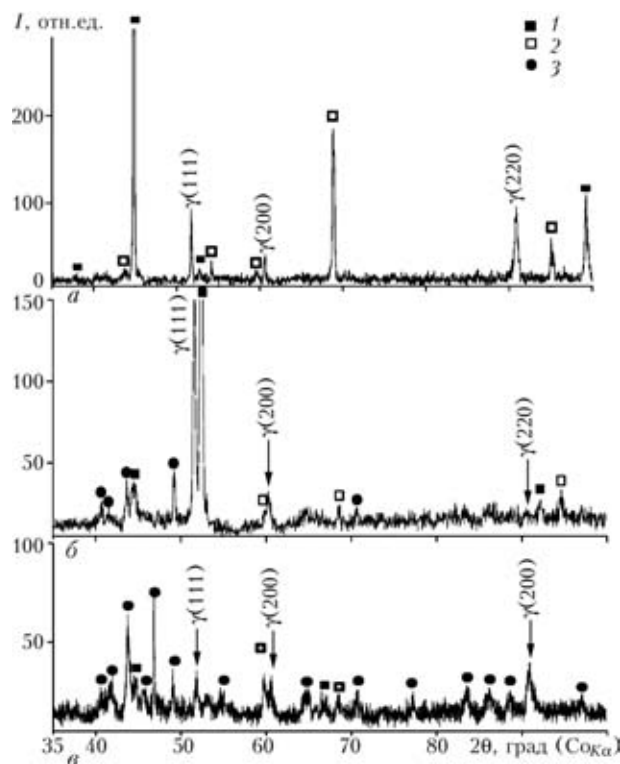


Рис. 7. Дифрактограммы базового припоя № 1 (а), композиционных припоев системы № 1 + 60 % Rene-142 без кремния (№ 11) (б) и с добавкой 20 мас. % HC12 (№ 12) (в): 1 — CrB; 2 — Ni₃B; 3 — Ni₃Me

следовательно, способствует более высокой длительной прочности металла паяного шва [18].

С увеличением массовой доли порошка припоя Ni–12 % Si от 15 до 25 % микротвердость матрицы по осям дендрита изменяется в пределах HV 3940...4230 МПа, что связано с ростом объемной доли фазы γ' -Ni₃Al. При этом дисперсность γ' -частиц уменьшается (см. рис. 5). Полученные данные свидетельствуют о том, что в случае применения припоя с 20 мас. % HC12 происходит перераспределение легирующих элементов в объеме дендрита еще в процессе кристаллизации.

Наиболее полно к равновесному состоянию в процессе кристаллизации приближается припой с 20 % HC12 (№ 12) (см. рис. 5, д, е). Данная композиция обеспечивает минимальное содержание вторичных упрочняющих фаз в металле припоя, их дискретное распределение по границам дендритов, вследствие чего имеет место сглаживание пиков на кривой ДТА (см. рис. 1, д; 5, д, е). Объемная доля пограничной γ' -эвтектической фазы при этом минимальная, первичная γ' -фаза выделяется по осям дендритов равномерно и в максимальном объеме.

Для подтверждения рациональности выбора состава бор- и кремнийсодержащего припоя исследовали систему композиционного припоя № 19 (см. рис. 1, е). На кривых ДТА, полученных для данного припоя, видно, что интервал кристаллизации расширяется до 230 °С. При затвердевании такого при-



СВАРОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВО ЯПОНИИ НА СОВРЕМЕННОМ ЭТАПЕ

В. Н. БЕРНАДСКИЙ, канд. техн. наук, **О. К. МАКОВЕЦКАЯ**, канд. экон. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Представлены данные, характеризующие состояние японского рынка сварочной техники на первом этапе общемирового финансово-экономического кризиса 2008–2009 гг.

Ключевые слова: сварочное производство, экономическое развитие, рынок конструкционных материалов, рынок сварочного оборудования, финансовый кризис

Япония — страна экономического успеха, сумевшая в исторически короткий срок стать одним из мировых лидеров. Темпы экономического роста послевоенной Японии, достигнув наивысшей точки в 1950-х годах (среднегодовой прирост ВВП составлял 14,9 %), начали активно снижаться: в 1960-х годах — на 11,3; в 1970-х — 4,5; в 1980-х — 3,8; в 1990-х — 1,4; в 2008 г. — 0,7 %. Такие понижающие темпы роста связаны со сменой этапов экономического развития страны: реформы первых послевоенных лет (1946–1952 гг.), становление промышленного производства (1955–1973 гг.), период адаптации к росту цен на ресурсы сырья и топлива и интернационализации экономики (1974–1989 гг.), структурный кризис 1990-х и финансовый кризис 2008–2009 гг.

В годы «экономического чуда» Япония преодолела техническое отставание от наиболее развитых стран и освоила технологии массовой переработки сырьевых и топливных ресурсов и массового стандартизированного выпуска готовых изделий. В 1950-х годах были реконструированы предприятия черной металлургии, угольные шахты и электростанции и заново построен разрушенный во время войны торговый флот. В 1960-х годах на базе конверсии военных предприятий и нового промышленного строительства «с нуля» были созданы производство электробытовых приборов и радиоприемников, автомобильная промышленность, а также нефтехимия, производство синтетических волокон и смол, электроника. В это же время были закрыты почти все угольные шахты, не выдержавшие конкуренции дешевой импортной нефти, которая стала топливной базой энергетического хозяйства.

В 1970-х годах были исчерпаны резервы экстенсивного роста путем привлечения новых ресурсов рабочей силы и обновления товарной номенклатуры промышленной продукции. Промыш-

ленность стала все больше ориентироваться на наукоемкие отрасли, такие, как электронное машиностроение и производство современных средств связи. Для форсирования их развития была проведена серия государственных программ финансовой и организационной поддержки научно-исследовательских работ, выполнявшихся крупнейшими фирмами в области высоких технологий.

В 1990-х годах Японию охватил сильнейший финансовый кризис, который оказал существенное влияние на развитие реального сектора японской экономики. Доля капиталовложений в ВВП снизилась с 20 до 15...16 %. Недостаток спроса на внутреннем рынке как был, так и остался структурной слабостью Японии, в связи с чем кризис 1990-х годов можно назвать структурным. Кризисная полоса затянулась более чем на 10 лет и вызвала цепь самых серьезных последствий в производственной, финансовой и социальной сферах.

За период 2002–2007 гг. в Японии был отмечен экономический подъем, однако действенных шагов на постепенную переориентацию экономики на внутреннее потребление сделано не было. Сложность Японии на современном этапе (2008–2009 гг.) заключается в том, что она входит в рецессию, так и не оправившись по существу от стагнации 1990-х годов. На японской экономике по-прежнему лежат неподъемным грузом слишком большие производственные мощности, высокая стоимость рабочей силы и огромный объем долгов (внутренний долг Японии составил в начале 2008 г. почти 180 % ВВП) [1].

Однако, как отмечают японские экономисты, несмотря на огромные первоначальные разрушения, кризис, как ничто другое, выявляет необходимость насущных реформ и помогает мобилизовать их поддержку населением. Кризисные периоды (особенно «нефтяной» конца 1970-х годов) дали толчок к пониманию важности инновационного развития японской экономики, в том числе сварочных технологий. Японские специалисты-сварщики сделали для себя два очень важных вывода. Во-первых, инновационные технологии со-

единения материалов необходимо развивать и внедрять постоянно, чтобы быть готовыми в любой момент подключиться к разумному и перспективному преодолению глобальных кризисов и выполнению крупных национальных проектов. Во-вторых, в сварке всегда, а не только во время кризисов, нужны ученые, разработчики, технологи и квалифицированные сварщики [2]. Данная концепция нашла свое подтверждение в создании новых высокотехнологичных производств и технологий, разработке и выпуске конструкционных материалов, сварочного оборудования и материалов. Если сделать больший упор на стратегическую перспективу, то сегодняшний кризис может также стать вестником позитивных реформ, которые повысят эффективность и стойкость экономической системы Японии [3].

Рынок основных конструкционных материалов. Развитие современного японского рынка сварочной техники находится в тесной взаимосвязи с отраслевыми металлоперерабатывающими рынками — потребителями сварочной техники и рынками конструкционных материалов, прежде всего стали. В сталелитейной промышленности Японии такие явления, как специализация, кооперация, интеграция производства изменились и получили новые формы в процессе глобализации мировой экономики. Увеличивается потребление стали, однако речь уже идет не столько о количественном, сколько о качественном росте. Ключевым фактором развития металлургии страны являются инновационные решения, направленные на создание новых марок стали применительно к конкретным изделиям. Изменились и приобрели новые черты формы разделения труда и кооперации между производителями металла и его потребителями. Совместно с потребителями стали формируются ориентированные на конкретную область применения продукты и производится адаптация всех производственных процессов, включая технологии соединения, материалы и оборудование. Кооперация производителей и потребителей начинается с области НИОКР и завершается выходом конечного продукта на рынок.

Примером служит разработка в 1980-х годах процесса термомеханической обработки (Thermomechanically Controlled Processed) фирмой «Ниппон Стил» для производства проката из высокопрочной стали, а также технологий из сварки, что, в свою очередь, привело к появлению новых концепций в производстве трубопроводов, конструкций сварных морских платформ и облегченных судовых конструкций [2]. Разработка новых типов стали термомеханической обработки продолжается, на рынок постоянно поступают новые марки с улучшенными свойствами, т. е. с высокой стойкостью к окружающей среде, хрупкому разрушению, коррозии, усталости и характеризующиеся хорошей свариваемостью [4].

По объему выплавки стали (118,7 млн т в 2008 г.) Япония занимает второе место в мире после КНР. Экспортная квота отрасли составляет 24 %; доля Японии на мировом рынке черных металлов — примерно 25 %. Объем производства стали в Японии в последнее десятилетие составлял около 100 млн т, а в 2007 г. достиг очередного пика 120 млн т. В табл. 1 представлены данные производства стали и горячекатаного проката в период 2001–2008 гг. [5].

За период с 2001 по 2008 гг. производство стали в Японии возросло на 15 %, при этом рост производства обычной стали составил всего 10, а специальных, качественных сталей — 38 %, аналогичная ситуация и в производстве горячекатаного проката. В структуре общего производства стали доля специальных сталей составляет 22 % и имеет тенденцию постоянного роста [5].

Япония — один из мировых лидеров по производству нержавеющей стали. В 2007 г. в мире было произведено 27,6 млн т нержавеющей стали, 60 % выпуска которой приходилось на страны Азии (Китай — 7,2, Япония — 3,5 млн т). Толстолистовая сталь составляет почти 80 % производимой в Японии нержавеющей стали, основными потребителями которой являются строительство, судостроение, промышленное машиностроение, железнодорожный транспорт, производ-

Таблица 1. Объемы производства стали и горячекатаного проката, тыс. т

Тип производства	2001	2006	2007	2008
Выплавка стали, всего	102870	116226	120202	118737
В том числе:				
обычной	83960	90700	94078	92564
специальной	18910	25526	26124	26173
Горячекатаный прокат, всего	94760	104121	108202	106087
В том числе:				
обычная сталь	78930	83139	86704	84322
специальная сталь	15840	20982	21496	21765



Таблица 2. Отраслевая структура потребления алюминиевого проката и прессованного профиля

Отрасль промышленности	Прокат, тыс. т		Прессованный профиль, тыс. т	
	2002	2007	2002	2007
Пищевая	449,4	448,8	1,2	1,1
Производство посуды	7,2	3,1	1,0	1,7
Фольга	159,9	154,3	—	—
Производство металлоизделий	101,7	98,0	28,4	25,0
Электроэнергетика	90,3	109,5	29,6	28,6
Транспортное машиностроение	135,2	200,0	141,4	173,6
Промышленное машиностроение	12,4	27,0	75,1	91,8
Строительство/конструкции	62,9	48,9	642,2	573,6
Другие	66,2	71,9	60,3	59,9
Всего	1085,1	1161,5	979,3	955,3

ство контейнеров. Экспорт нержавеющей стали составляет порядка 500 тыс. т.

Цветная металлургия Японии, практически все производства которой материал- и энергоемки, а также экологически опасны, в наибольшей степени подверглась структурной реорганизации. Очень сильно сократилась первичная выплавка цветных металлов (например, по алюминию она упала за 1980-е годы с 770 до 32,4 тыс. т). Происходит сокращение производственных мощностей, вывод производства в другие страны. По данным Японской алюминиевой ассоциации в 2007 г. производство первичного алюминия в стране составило всего 6,6, а вторичного — 1111,7 тыс. т, что обеспечило около 80 % внутреннего спроса на металл, произведенный из лома. Страна импортирует порядка 3 млн т алюминия и алюминиевых сплавов. Спрос на металл стабильно растет в течение последних пяти лет, при этом основными потребителями являются строительство и автомобильная промышленность. По прогнозам внутренний спрос в Японии должен немного уменьшиться, однако общее производство алюминия в стране будет расти.

В табл. 2 приведена структура потребления алюминиевого проката и прессованного профиля

в Японии по отдельным отраслям промышленности и в строительстве [6].

Основная доля прессованного профиля (78 %) потребляется в отраслях транспортного машиностроения и строительстве, в частности, для производства конструкций, в которых широко применяются современные прогрессивные технологии сварки: сварка трением с перемешиванием, гибридная, электронно-лучевая и лазерная сварка.

Рынок сварочных материалов. По объему потребления сварочных материалов (по массе наплавленного металла) Япония занимает третье место в мире (268 тыс. т) после США (335 тыс. т) и стран ЕС (437 тыс. т) [7].

Рынок сварочных материалов Японии тесно связан с рынком конструкционных металлов, в частности, стали. Эта зависимость хорошо видна на рис. 1, где представлены данные производства сварочных материалов и потребления стали в Японии за период 1990–2007 гг. [8].

Объемы и структура внутреннего потребления основных групп сварочных материалов за период с 1999–2009 гг. приведены в табл. 3 [9]. Данные табл. 3 показывают, что тенденции, которые сложились на рынке сварочных материалов Японии в последние десятилетия, достаточно устойчивы. В целом потребление сварочных материалов имело позитивную динамику с ежегодным приростом порядка 3...4 %.

В структуре потребления следует отметить постоянное сокращение спроса на сварочные

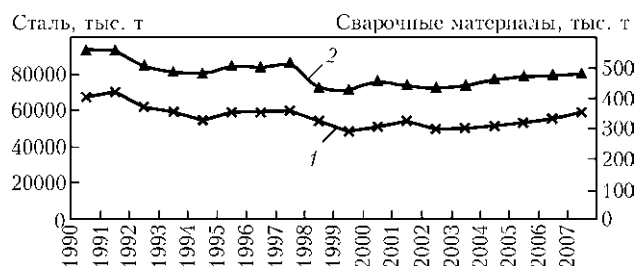


Рис. 1. Динамика производства сварочных материалов (1) и потребления стали (2) в Японии за период 1990–2007 гг.

Таблица 3. Объем и структура внутреннего потребления сварочных материалов

Сварочные материалы	1999		2007		2008 (оценка)		2009 (прогноз)	
	тыс. т	%	тыс. т	%	тыс. т	%	тыс. т	%
Покрытые электроды	56,2	18,3	44,6	12,4	42,7	11,7	39,9	11,7
Проволока для сварки под флюсом и флюс	32,8	10,7	36,2	10,3	40,2	11,0	37,7	11,0
Сплошная тонкая проволока	141,5	46,2	163,5	46,7	171,0	46,8	157,5	46,4
Проволока для сварки ВИГ	1,8	0,6	2,4	0,7	2,2	0,6	2,1	0,6
Порошковая проволока	74,2	24,2	105,0	29,9	108,7	29,9	103,3	30,3
Всего	306,5	100,0	351,7	100,0	364,8	100,0	340,5	100,0

Таблица 4. Объем производства сварочных материалов для сварки нержавеющей стали, т

Сварочные материалы	2001	2002	2003	2004	2005	2006	2007	2008 (прогноз)
Сплошная проволока для дуговой сварки под флюсом	375	289	309	438	460	470	480	480
Присадочные материалы для сварки ТИГ	930	861	936	973	960	980	990	990
Сплошная проволока для сварки МИГ	2049	2623	2832	2953	2860	2990	3230	3150
Покрытые электроды для дуговой сварки	1967	1868	2004	1976	1850	1740	1720	1700
Порошковая проволока	5081	5099	5519	5780	5910	6180	6600	6580
Всего	10405	10740	11600	12120	12040	12360	13020	12900

электроды для дуговой сварки. В период с 1999 г. объем их применения сократился на 30 %, а доля покрытых электродов в структуре применяемых сварочных материалов снизилась до 11,7 %. Продолжалось стабильное увеличение спроса на порошковые проволоки. Потребность в сплошной проволоке остается неизменно высокой: ее доля составляет почти половину всех потребляемых сварочных материалов. Доля потребления проволоки для сварки в инертном газе составляет менее 1 %, однако объемы применения этого сварочного процесса возрастают, особенно в машиностроении и энергетике.

В структуре производства сварочных материалов доля сварочных материалов, предназначенных для сварки нержавеющей стали, невелика и составляет 3...4 %, что соответствует доле нержавеющей стали в структуре общего производства стали в стране. В табл. 4 представлены данные производства сварочных материалов для сварки нержавеющей стали [9]. В последние годы наблюдалась положительная динамика объема производства сварочных материалов для сварки нержавеющей стали с ежегодным приростом производства 3...5 %, что в 2007 г. составило более 13 тыс. т. В структуре производства основную долю (50 %) занимает порошковая проволока и почти 25 % сплошная проволока для дуговой сварки металлическим плавящимся электродом в среде инертного газа (МИГ), что заметно отличается от общей структуры потребления обычных сварочных материалов (см. табл. 3). Вследствие значительного спроса на нержавеющую сталь в отраслях судостроения, нефтехимической про-

мышленности, ядерной и электроэнергетики значительного сокращения спроса на сварочные материалы в 2008–2009 гг. в этом секторе не ожидается. Прогнозируется снижение производства не более чем на 1...2 %.

Объем производства сварочных материалов для сварки алюминия в Японии невелик, несмотря на значительные объемы потребления этого металла в автомобильной промышленности, судостроении, производстве железнодорожного транспорта. Это определяется структурой применяемых в Японии способов сварки алюминия, среди которых значительную долю занимают такие сварочные технологии, как ТИГ, лазерная сварка, сварка трением с перемешиванием, которые не требуют расходных сварочных материалов.

На рис. 2 приведены статистические данные Японской ассоциации по сварке и производству сварных конструкций из цветных металлов (The Japan Light Metal Welding and Construction Association) производства сварочных материалов, применяемых для сварки алюминия [10]. Потребление данного типа сварочных материалов в Японии в 2008 г. (внутреннее производство и импорт) было несколько выше и составило порядка 1,9 тыс. т (1,5 тыс. т — сварочная проволока и 0,4 тыс. т — электроды).

Объемы внешней торговли сварочными материалами в Японии постоянно растут. За период с 2001 по 2007 г. объем экспорта сварочных материалов вырос в два раза и составил 49,5 тыс. т. В структуре экспорта более 60 % составляют порошковые проволоки, предназначенные для сварки в среде защитных газов. Основная доля поставок сварочных материалов приходится на долю стран Южно-Азиатского региона, а также США.

Импорт сварочных материалов также растет. В 2007 г. он составил 48 тыс. т, что на 14 тыс. т больше, чем в 2001 г. Основную долю (более 70 %) составляет импорт сплошной проволоки. Основной торговый партнер — Республика Корея, которая поставляет почти 2/3 всех импортируемых Японией сварочных материалов, в основном, сплошную проволоку.

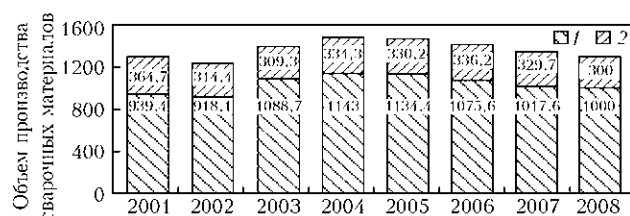


Рис. 2. Объем производства сварочных материалов (т) для сварки алюминия: 1 — проволока; 2 — электроды



По оценкам японских экспертов, под влиянием мирового финансового кризиса уже в 2008 г. в результате сокращения промышленного производства практически во всех отраслях промышленности, включая строительство, машино-, судно- и автомобилестроение, объем потребления всех типов сварочных материалов также сократится. По прогнозу на 2009 г. ожидается общий спад спроса на сварочные материалы примерно на 7 %, при этом экспорт сократится на 5,6 % и составит порядка 51 тыс. т, а импорт — на 5,8 % и составит около 53,5 тыс. т.

Компании Японии, среди которых и мировой лидер по производству сварочных материалов «KOBELCO Steel Ltd.», активно ведут разработку и поставку на рынок новых видов сварочных материалов во всех сегментах рынка. Разработка новых сварочных материалов в Японии — это прежде всего отклик производителей сварочных материалов на проблемы, возникающие в различных отраслях промышленности: повышение качества продукции, производительности и экономической эффективности производства, снижение экологической нагрузки на рабочую и окружающую среду. С этой целью выдвигаются требования к повышению скорости и производительности сварочных процессов, автоматизации и роботизации сварочного производства, расширению применения порошковой проволоки для сварки во всех пространственных положениях, обеспечению экологичности процессов сварки [8].

В судостроении растет спрос на сварочные материалы для роботизированной сварки узлов судовых конструкций во всех положениях. В настоящее время активизировались разработки порошковой проволоки, предназначенной для сварки в большой зазор на высоком токе в вертикальном положении снизу вверх. Новая проволока обеспечивает высокую вязкость жидкого металла, отличается повышенной вязкостью шлака и его температурой плавления. Еще одним направлением является разработка порошковой проволоки с целью повышения свариваемости при выполнении швов в вертикальном положении и производительности сварки во всех положениях в судостроении.

В строительстве при сварке арматуры традиционно применяется проволока с высоким содержанием легирующих элементов YGW11, которая позволяет получить высокую ударную вязкость и прочность швов. Однако большое содержание шлакообразующих компонентов ухудшают свариваемость в случае ее применения для роботизированной сварки. Для решения этой проблемы специально для роботизированной сварки разработан новый тип проволоки YGW18. Проволока имеет отличные механические свойства: предел

прочности при растяжении и ударную вязкость выше, чем у традиционной проволоки.

Для роботизированной сварки в автомобильной промышленности и производстве строительной техники разработана сплошная неомедненная проволока (YGW12) для сварки МАГ, имеющая низкий показатель разбрызгивания и улучшенные характеристики подаваемости. Данный тип проволоки имеет самый высокий показатель подаваемости и обеспечивает очень высокую стабильность дуги. Если добавить к этому совсем незначительное разбрызгивание, что исключает или сводит к минимуму очистку после сварки и простой оборудования, то ее применение экономически выгодно и высокоэффективно.

Успешно ведутся разработки современных материалов для сварки низколегированных жаростойких сталей для производства нефтеочистительных установок и строительства трубопроводов, тепловых электростанций с целью обеспечения возможности эксплуатации сварных конструкций при еще более высокой температуре и давлении. Несомненным успехом является появление новой проволоки с высокой вязкостью для сварки стали 2,25 % Cr-1 % Mo-V, применяемой в производстве сварных элементов нефтеочистительных установок [11, 12].

Рынок сварочного оборудования. Япония — один из признанных лидеров в мировом производстве современного сварочного оборудования. Доля Японии на мировом рынке сварочной техники составляет около 15 %.

В табл. 5 приведены данные объемов производства (в количественном и денежном выражении) основных типов сварочного оборудования за период 1999–2007 гг. и прогноз на 2008–2009 гг.

За период с 1999 по 2007 гг. объем производства сварочного оборудования вырос почти на 40 % в количественном и почти на 10 % в стоимостном выражении. Более 90 % производимого в Японии сварочного оборудования составляют машины для дуговой сварки. На протяжении 2003–2007 гг. (после спада производства в период кризиса 2001–2002 гг.) производство всех видов сварочного оборудования возросло на 56 %. Наибольший спрос на рынке сварочного оборудования в этот период был отмечен на автоматизированные машины для дуговой сварки, в том числе для сварки под флюсом, объем производства которых вырос почти в два раза как в количественном, так и в стоимостном выражении и составил в 2007 г. 72,6 тыс. шт. Спрос на машины для контактной сварки вырос с 1999 г. на 30 %. В последние годы он достаточно стабилен и составляет порядка 8...10 тыс. шт./год. Начиная с 1999 г. заметно снизилась стоимость единицы сварочного оборудования, особенно это заметно в секторе машин для контактной сварки [13].

Таблица 5. Производство сварочного оборудования

Сварочное оборудование	Показатели производства, шт. (млрд иен)				
	1999	2006	2007	2008	2009
Оборудование для дуговой сварки, всего	103900 (26430)	124500 (38001)	145100 (43837)	134800 (40500)	121300 (37721)
в том числе:					
– преобразователи вращающегося типа	29300 (7891)	29600 (8802)	28500 (7489)	23600 (5893)	21700 (5881)
– автоматы и полуавтоматы	27100 (8996)	59200 (17489)	72600 (21776)	70700 (23100)	63600 (22061)
– источники питания и другое оборудование	47500 (9543)	35700 (11905)	44000 (13268)	40500 (10800)	36000 (9720)
Машины для контактной сварки, всего	7600 (16286)	10500 (11549)	10400 (11597)	9000 (10000)	8100 (9100)
Всего	111500 (42716)	135000 (49550)	155500 (55470)	143800 (50500)	129400 (46821)

Таблица 6. Экспорт сварочного оборудования, шт.

Сварочное оборудование	2004	2005	2006	2007
Оборудование для дуговой сварки				
автоматы и полуавтоматы	9991	11838	9393	11570
другие	10857	11772	11036	12839
Машины для контактной сварки				
автоматы и полуавтоматы	4036	4293	5361	4142
другие	3768	3868	2752	12828
Специальные сварочные машины	18209	14126	17719	18871
Всего	46861	45897	46261	60250

Краткосрочные колебания объемов производства сварочного оборудования тесно связаны с тенденциями развития национальной экономики. В 2008 г. отмечен спад производства сварочного оборудования на 8 %. Прогнозируемое в 2009 г. сокращение производства почти на 20 % в автомобилестроении приведет к снижению спроса на сварочное оборудование в секторе машин для дуговой сварки еще на 10 % в количественном и 7...8 % в стоимостном выражении. При этом в секторе машин для автоматической дуговой сварки объем производства в 2009 г. составит порядка 63,6 тыс. шт. (спад на 10 % по отношению к предыдущему году), а объем продаж сократится до 22 061 млн иен (спад на 4,5 %). В секторе других видов машин для дуговой сварки, которая включает источники питания на постоянном и переменном токе, оборудование для дуговой сварки вольфрамовым электродом в среде инертного газа (ТИГ), специальные машины для дуговой сварки и машины для воздушно-плазменной резки спад производства продолжится также и в 2009 г.

На снижение производства сварочного оборудования в секторе преобразователей вращающегося типа с приводом от двигателя внутреннего сгорания (бензинового или дизельного) наряду со стагнацией рынка в секторе гражданского и про-

Таблица 7. Импорт сварочного оборудования, шт.

Сварочное оборудование	2004	2005	2006	2007
Оборудование для дуговой сварки				
автоматы и полуавтоматы	20086	17469	16732	27984
другие	51507	47397	45948	37953
Машины для контактной сварки				
автоматы и полуавтоматы	540	1509	3107	594
другие	860	1117	1063	361
Специальные сварочные машины				
УЗ сварка	1483	1716	2495	1858
другие	39072	84821	42428	19455
Всего	113548	154029	111773	88205

мышленного строительства оказал влияние и инициированный в 2007 г. пересмотр национальных стандартов Японии в строительстве относительно применяемого оборудования. В 2008 г. по отношению к предыдущему году в секторе сварочного оборудования был отмечен наибольший спад производства: 17,4 % в количественном и 25,5 % в стоимостном выражении. По прогнозу объем производства этого типа машин в 2009 г. сократится до 21,7 тыс. шт. (спад на 8 % к предыдущему году), а продажи составят около 5,94 млн иен (спад на 10 %). Следует заметить, что резко упало производство сварочных трансформаторов, показатель производства которых еще 10...15 лет назад в статистических отчетах выделялся отдельной строкой.

В секторе машин для контактной сварки объем производства в 2009 г. (прогноз) также будет сокращен и составит порядка 8100 шт. (9,1 млн иен). Годовой спад производства составит около 10 %.

Объемы внешней торговли сварочным оборудованием весьма значительны. В последние годы



импорт составлял более половины, а экспорт почти 40 % объема внутреннего производства сварочного оборудования. В период финансово-экономического кризиса 2008–2009 гг. экспорт и импорт различных типов сварочного оборудования, очевидно, существенно сократится.

Подавляющая доля применения технологии дуговой сварки (более 90 %) в промышленном производстве Японии в значительной степени определила приоритеты в области разработки и производства сварочного оборудования. Изменилась структура производства сварочного оборудования. Значительно выросли объемы производства автоматического и полуавтоматического оборудования. Произошли изменения также в структуре производства отдельных групп оборудования. Так, в современных сварочных системах (сварочный аппарат — источник питания) в основном используются цифровые системы управления. Широкие перспективы для высокоскоростного эффективного управления процессом сварки открывает применение мощных компьютеров и инверторных схем, что позволяет значительно повысить производительность и уровень автоматизации. В настоящее время решается задача перехода от частичной автоматизации технологических процессов сварки к широкой роботизации и созданию полностью безлюдных технологий сварки и производства сварных конструкций.

Автоматизация сварочных процессов тесно связана с увеличением применения новых технологий сварки — лазерной, гибридно-лазерной, сварки трением с перемешиванием и роботизацией технологического процесса производства на основе данных способов сварки [14, 15].

Объемы производства и продаж промышленных лазеров, предназначенных для обработки различных материалов, включая лазеры для сварки и резки в Японии незначительны по сравнению со странами Европы и США. Мировой объем продаж промышленных лазеров и лазерных систем для сварки и родственных технологий в 2008 г. составил около 2327 млн дол. США, было произведено около 51,1 тыс. шт. промышленных лазеров. Технологические лазеры, предназначенные для сварки и резки, составляют около 55 % общего производства промышленных лазеров, при этом

около 23 % общемирового потребления промышленных лазеров и систем приходится на Японию. На рис. 3 приведены объем и структура производства в Японии промышленных лазеров. Объем внутреннего производства не удовлетворяет спрос на лазеры и лазерные системы, который постоянно растет. Япония входит в пятерку стран основных мировых импортеров лазеров. По объему закупок лазеры занимают вторую позицию в общем импорте продукции в страну [16, 17].

Объем потребления как CO₂-лазеров (2005 г. — 1080 шт.), так и YAG-лазеров (2005 г. — 2900 шт.) постоянно увеличивается. Значительно повысился спрос на волоконные лазеры. В период с 2000 по 2005 гг. объем закупок этого типа лазеров (доля применения в сварке 40 %) возрос со 170 до 830 шт. Наблюдается заметное повышение применения дисковых лазеров, на базе которых в Японии разрабатывается новое поколение машин для высокоскоростной резки и микросварки.

Лазерные и гибридно-лазерные технологии сварки широко применяются во многих отраслях промышленности: автомобиле-, судостроении, транспортном машиностроении. Активно ведутся разработки передвижного лазерного оборудования применительно к сварке в судостроении, предложен способ сварки диодным лазером в космосе и др.

Япония является мировым лидером в области производства промышленных роботов и автоматизации производства на основе роботизации процессов сварки. В 2007 г. объем продаж промышленных роботов составил 6,5 млрд дол. США (575755 млн иен). В 2008 г. общий спад объема продаж составил около 9 %.

Роботы интенсивно используются в ряде отраслей японской экономики, особенно в автомобилестроении и электротехнике. Общая прибавочная стоимость, созданная с привлечением робототехники в промышленном производстве, составила уже в 1997 г. около 4,1 трлн иен, что эквивалентно 0,8 % ВВП. Оценивая современное состояние и перспективы развития робототехники в XXI веке, Японская ассоциация робототехники (Japan Robot Association) отмечает необходимость перехода к новой стратегии развития робототехники в стране: от роботов к роботизированным технологиям.

Сварочные роботы составляют около 24 % всего объема внутренних поставок промышленных роботов и около 15 % объема поставок на экспорт. В табл. 9, 10 приведены данные объема производства, поставок на внутренний рынок и экспорт промышленных роботов и манипуляторов для сварки [18, 19].

Подавляющий объем производимых в стране роботов составляют роботы для традиционных технологий дуговой и контактной сварки, более

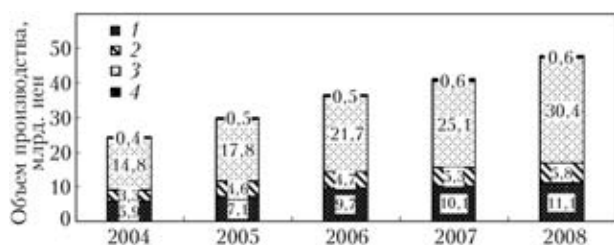


Рис. 3. Объем производства промышленных сварочных лазеров: 1 — CO₂-лазеры; 2 — YAG; 3 — эксимерные; 4 — другие

Т а б л и ц а 9. Стоимостный объем производства, поставок на внутренний рынок и экспорт промышленных роботов и манипуляторов для сварки за период 2006–2008 гг., млн иен

Область применения	2006			2007			2008		
	Внутреннее потребление	Экспорт	Всего	Внутреннее потребление	Экспорт	Всего	Внутреннее потребление	Экспорт	Всего
Всего промышленных роботов	200324	355337	555661	212878	373134	586012	188999	345212	534211
сварочные для	55017	44772	99789	51153	58535	109688	49494	57096	106590
дуговой сварки	29789	19785	49574	29327	24882	54209	29265	25322	54587
контактной	24922	24942	49865	21723	33589	55312	20148	31737	51885
лазерной	266	19	285	29	14	43	21	13	34
других видов	40	25	65	71	49	121	61	24	85

Т а б л и ц а 10. Количественный объем производства и поставок на внутренний рынок и экспорт сварочных роботов и манипуляторов за период 2006–2008 гг., шт.

Сварочные роботы	2006			2007			2008		
	Внутреннее потребление	Экспорт	Всего	Внутреннее потребление	Экспорт	Всего	Внутреннее потребление	Экспорт	Всего
Дуговая сварка	5482	1888	7370	5181	3852	9033	5400	3700	9100
Контактная сварка	5126	1353	6479	4481	5031	9512	4400	4700	9100

70 % внутреннего потребления которых применяется в автомобилестроении [20].

В заключение следует отметить, что Япония относится к числу стран — мировых лидеров по производству и потреблению стали, в том числе и на душу населения. При этом следует учитывать, что для экономически развитых стран, таких как Япония, США и ряд других, достигших высокого уровня ВВП на душу населения (более 2000 дол.), уже не существует прямой зависимости роста потребления стали от роста ВВП. Так, например, темп прироста потребления стали в ответ на однопроцентный рост реального ВВП в странах Центральной и Восточной Европы составлял в 1994–2006 гг. 0,94, Канаде — 0,57, Японии и США — 0 % [21]. Это отвечает современным инновационным тенденциям развития как собственно отрасли черной металлургии, так и металлоперерабатывающих отраслей промышленности в передовых странах. В частности, заметно растет доля производства специальных, высококачественных сталей, предназначенных для производства конкретных видов готовой продукции.

Национальный рынок сварочной техники Японии фактически позволяет удовлетворить все внутренние потребности ведущих отраслей промышленности и строительства. При этом значительны объемы внешней торговли сварочными материалами и сварочным оборудованием. В рамках сложившегося в настоящее время разделения труда и специализации на мировом рынке сварочной техники Япония является основным тор-

говым партнером восточно-азиатских стран, входящих в АСЕАН, США и стран ЕС.

Мировой финансово-экономический кризис оказал существенное влияние на объемы производства и внешней торговли Японии. Приведенные в обзоре прогнозные оценки могут быть существенно скорректированы. Японские производители сварочной техники считают, что основным приоритетом в условиях кризиса является необходимость поддерживать разумные рыночные цены и доход от инвестиций. Для повышения оборота на рынке сварочной техники японскими специалистами предложены программы деятельности «Новая стоимость» и «Три в одном», в рамках которых предлагается осуществить оптимизацию организации сварочного производства, исключив значительные накладные расходы; оптимизацию технологических процессов сварки; разработку новой высококачественной продукции. Как можно теснее скоординировать деятельность производителей, дилеров и потребителей сварочной техники; увеличить объемы продаж на внутреннем рынке за счет изучения потребностей производителей сварных конструкций, особенно малых и средних предприятий.

1. CIA — The World Factbook. — Japan // <http://www.cia.gov>
2. Сига Т. Новая концепция производства стальных конструкций с применением инновационных сварочных технологий // Журн. Япон. свароч. об-ва. — 2007. — 76, № 3. — С. 3–5.
3. Кеннет К., Жак М. Глобальные финансовые потрясения проверяют Азию на прочность. -<http://www.inf.org>.
4. Сиро И. Перспективные материалы для современных крупногабаритных конструкций // Журн. Япон. свароч. об-ва. — 2007. — 76, № 7. — С. 19–25.

5. *Ohashi T.* Production and technology of iron and steel in Japan during 2006 // ISIJ International. — 2007. — **47**, № 6. — P. 941–956.
6. *Japan Aluminium Association* // <http://www.aluminum.or.jp>.
7. *Мудделдорф К., Хофе Д. фон.* Тенденции развития технологий соединения материалов // Автомат. сварка. — 2008. — № 11. — С. 39–47.
8. *Welding consumables* // The J. Weld. News for the World. — 2009. — **13**, № 46.
9. *Welding consumables for stainless steel shipments* // Ibid. — 2008. — **12**, № 44, Summer.
10. *Aluminum Welding Consumables* // Ibid.
11. *Косииси Ф.* Перспективные сварочные материалы // Журн. Япон. свароч. об-ва. — 2007. — **76**, № 7. — С. 61–64.
12. *Косииси Ф.* Сварочные материалы // Технология сварки (яп.). — 2008. — № 1. — С. 66–69.
13. *Welding machines* // The J. Weld. News for the World. — 2009. — **13**, № 46, Winter Issue.
14. *Уэяма Т.* Новые подходы к разработке сварочных источников и оборудования // Журн. Япон. свароч. об-ва. — 2007. — **76**, № 1. — С. 55–60.
15. *Эра Т., Уэяма Т.* Источники питания нового поколения для дуговой сварки, оснащенные блоком оцифровки и визуализации // Там же. — 2007. — **77**, № 1. — С. 79–83.
16. *Laser marketplace 2008* // Laser Focus World. — www.laserfocusworld.com.
17. *Welding in Japan* // Welding Technology. — 2008. — № 6. — P. 129–137.
18. *Japan Robot Association* // www.jara.jp.
19. *Welding robots* // The Jap. Weld. News for the World. — 2008. — **12**, № 43, Spring Issue.
20. *Arc welding robots* // Ibid. — 2009. — **13**, № 46, Winter Issue.
21. *Воробьев П.* Много ли стали надо для счастья? // Нац. металлургия. — www.nmet.ru/

The review presents the data that characterise the state of the welding market in Japan at the first stage of the global financial and economic crisis of 2008-2009.

Поступила в редакцию 23.04.2009

Конструкция, технология и оборудование для изготовления баллонов высокого давления



Сварка продольных швов



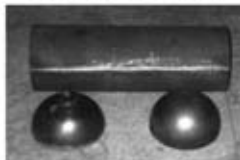
Баллоны БМПА 50-20
и БМПА 50-20-335



Сварка обечайки с днищами



Сварка горловины с днищем



Обечайка и днища корпуса
баллона

Диаметры, мм.....219-360
Рабочий объем, л.....20-100
Рабочее давление, МПа.....20
Коэффициент запаса
прочности> 2,6
Коэффициент массового
совершенства (М/В), кг/л.....0,60
Срок службы баллона, лет...≥15



Намотка композиционной оболочки

Контакты: Киев-150, ул. Боженко, 11,
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, отд. № 11.
Тел. 289-17-39, E-mail: office@paton.kiev.ua

ОСОБЕННОСТИ МАЛОАМПЕРНОЙ АРГОНОДУГОВОЙ И МИКРОПЛАЗМЕННОЙ ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ НА УЗКУЮ ПОДЛОЖКУ

А. В. ЯРОВИЦЫН, инж., академик НАН Украины К. А. ЮЩЕНКО, А. А. НАКОНЕЧНЫЙ, инж.

(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),

И. А. ПЕТРИК, канд. техн. наук (ОАО «Мотор-Січ», г. Запорожье)

Выполнен сравнительный анализ технологических характеристик малоамперной аргонодуговой и микроплазменной порошковой наплавки при многослойной наплавке на узкую подложку шириной 3,5 мм. Увеличение вязкости металла сварочной ванны за счет введения в нее дисперсного присадочного материала при многослойной микроплазменной порошковой наплавке позволяет увеличить погонную эффективную мощность нагрева, повысить высоту наплавленного слоя и снизить вероятность образования трещин в жаропрочных никелевых сплавах в результате повторных нагревов при многослойной наплавке.

Ключевые слова: малоамперная аргонодуговая наплавка, микроплазменная порошковая наплавка, многослойная наплавка на узкую подложку, технологические характеристики дуги, энергетические и тепловые характеристики, гидродинамическая модель сварочной ванны

К традиционно применяемым способам ремонтной сварки лопаток наземных и авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) из жаропрочных никелевых сплавов с высоким содержанием γ' -фазы относятся ручная малоамперная аргонодуговая наплавка (АДН) с присадочным материалом в виде проволоки [1–3] и лазерная наплавка с присадочным материалом в виде порошка [4]. В последнее время для ремонта изделий из жаропрочных никелевых сплавов также стали применять микроплазменную порошковую наплавку (МПН) [5–7], технологические возможности которой позволяют качественно выполнять широкий спектр восстановительных наплавок на кромках лопаток (рис. 1). Здесь проиллюстрированы сварные соединения с использованием однородного с основным металлом присадочного порошкового материала (с содержанием более 30...50 % γ' -фазы) и с использованием присадочного материала с более низкой прочностью при высоких температурах.

Таким образом, существует ряд технологических возможностей по ремонту кромок лопаток ГТД (рис. 2), когда возможен выбор между лазерной порошковой наплавкой, малоамперной АДН и МПН. Несмотря на множество публикаций по ремонту лопаток ГТД [1–7], целесообразно провести сравнительный

анализ технологических характеристик указанных процессов наплавки.

Особенностью ремонта кромок лопаток компонентов ГТД сваркой плавлением является вертикальная установка пера лопатки и наплавка валика на узкую подложку в условиях свободного формирования [1–7]. При такой наплавке для снижения склонности сварных соединений жаропрочных сплавов к образованию трещин в результате повторного нагрева стремятся к максимально возможной высоте (толщине) наплавленного слоя с целью уменьшения количества слоев наплавленного металла, что целесообразно также по технологическим соображениям для снижения

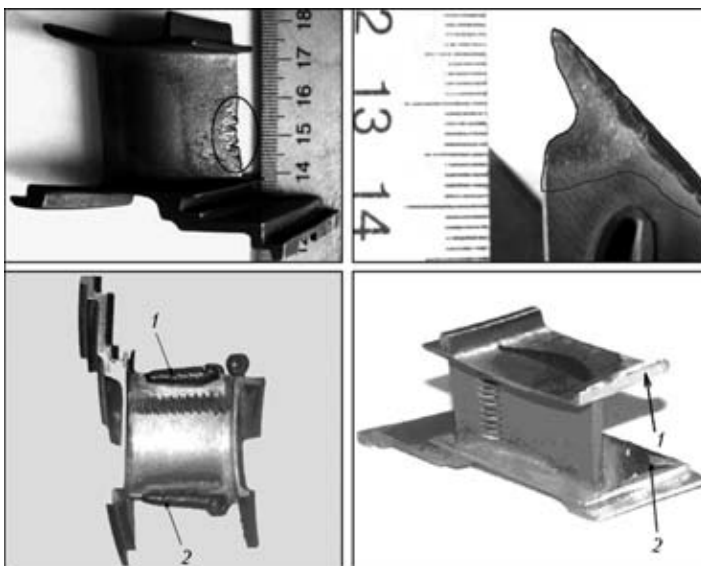


Рис. 1. Внешний вид эксплуатационных макроповреждений (выделено) и опытные наплавки (1, 2) по восстановлению поврежденных участков сопловой лопатки двигателя АИ-25ТЛ из сплава ЖС6У с содержанием 65 % γ' -фазы

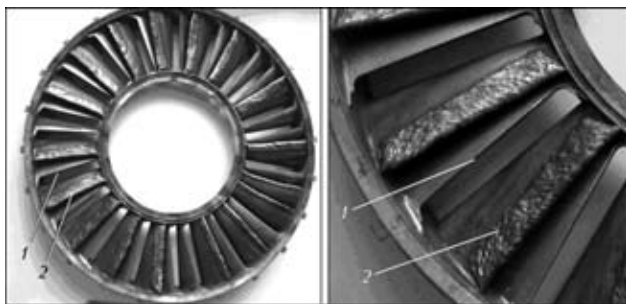


Рис. 2. Внешний вид соплового аппарата с лопатками, восстановленными способом МПН: 1 — разделка дефектного участка; 2 — восстановленная наплавкой лопатка

объема зачистных работ по устранению неровностей формирования валиков и снятию поверхностных оксидных пленок.

Процесс восстановления кромок лопаток способом лазерной порошковой наплавки [4] характеризуется применением многослойной наплавки со скоростью $0,1 \dots 0,8$ м/мин и толщиной наплавленного слоя $0,5 \dots 1$ мм. В случае лазерной наплавки на узкую подложку больших объемов металла (рис. 2) требуется значительное количество слоев, что повышает опасность образования тре-

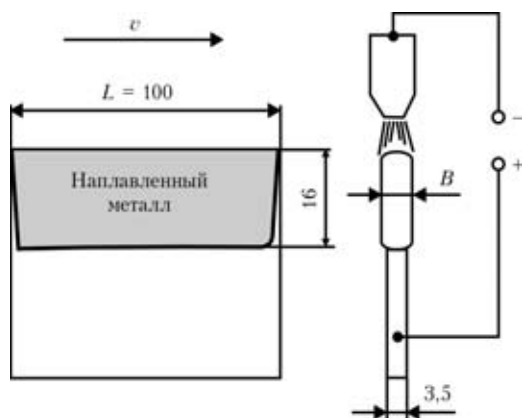


Рис. 3. Схема разделки дефектного участка и многослойной наплавки лопатки соплового аппарата

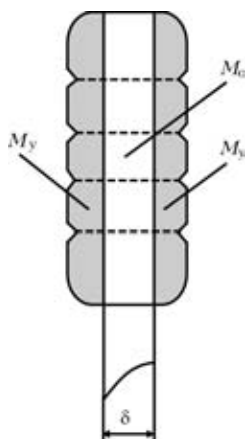


Рис. 4. Схема валика, наплавленного на узкую подложку многослойной наплавкой: M_0 — зона чистового размера восстановленной поверхности; M_y — зона боковых усилений наплавленного валика

щин в результате повторных нагревов. Поэтому для сильно поврежденных кромок лопаток из жаропрочных никелевых сплавов предпочтительно применение малоамперной АДН или МПН.

Целью данной работы является сравнительная оценка технологических характеристик многослойной наплавки на узкую подложку для малоамперного аргонодугового и микроплазменного процессов применительно к жаропрочным никелевым сплавам с ограниченной свариваемостью. Рассматриваются энергетические характеристики дуги (ток, электрическая мощность, скорость наплавки); тепловые (эффективная мощность нагрева изделия; эффективный КПД нагрева изделия); производительность при наплавке заданного объема металла; расход газа и оценка потерь присадочного металла при наплавке.

Технологические характеристики малоамперного аргонодугового и микроплазменного процесса оценивали на модельной многослойной наплавке на узкую подложку при разработке технологии восстановления соплового аппарата вертолетного двигателя IV ступени из аустенитной стали. Высокая степень износа (рис. 2) потребовала нанесения значительного объема присадочного металла. При наплавке использовали как прутки из проволоки диаметром 2 мм, длиной 50 см, так и порошок фракцией $53 \dots 153$ мкм из жаропрочного присадочного материала типа IN 625. Наплавку на узкую подложку выполняли в условиях свободного формирования валика (рис. 3, 4). Для обеспечения бокового припуска на механическую обработку наплаваемый валик формировался с подложкой с углом контакта валика более 90° (рис. 3, 4) [8]. Наплавку выполняли на сварочном токе $30 \dots 40$ А, а затем проводили послойную зачистку каждого слоя наплавленного металла.

Для МПН и АДН использовали установку УПН-304М. Расход аргона (1 сорт по ГОСТ 10157–79) составлял 10 и 18 л/мин соответственно для АДН и МПН. Массу наплавленного металла оценивали взвешиванием на весах с точностью до 1 г, непосредственные потери присадочных материалов в процессе наплавки — взвешиванием порошка и проволоки на весах с точностью до 0,1 г.

Технологические характеристики двух процессов малоамперной наплавки для условий наращивания поврежденного участка лопатки объемом $5,6 \text{ см}^3$ ¹⁾ следующие: сила тока I для АДН (МПН) соответственно 37 (32) А; скорость v при наплавке одного слоя соответственно 1,08 (0,667) м/ч; количество слоев N для наплавки заданного объема металла 9 (4) шт.; время t , затраченное непосредственно на наплавку заданного

¹⁾ Здесь и далее в статье требуемый объем после окончательной механической обработки прямоугольного сечения $3,5 \times 16$ мм.

объема металла при восстановлении лопатки 0,833 (0,583) ч; коэффициент наплавки α_n соответственно 2,6 (4,82) г/(А·ч).

Производительность наплавки оценивали по количеству слоев наплавленного металла, времени, затраченному непосредственно на наплавку лопатки t , и значению коэффициента наплавки α_n [9]:

$$\alpha_n = M_n / (It), \quad (1)$$

где M_n — фактическая масса наплавленного металла с учетом боковых усилений валика.

Установлено, что значение сварочного тока при МПН на узкую подложку по сравнению с АДН меньше на 15 %, скорость примерно на 40 %; количество слоев меньше практически в 2 раза; на 30 % меньше время наплавки лопатки. По результатам контрольных взвешиваний соплового аппарата до и после наплавки лопаток установлено, что коэффициент наплавки при МПН практически в 1,85 раза больше, чем для АДН.

Непосредственные потери присадочного материала при многослойной наплавке на узкую подложку оценивали по формуле

$$K_{\text{пот } 1} = 1 - M_n / M_{\text{п}}, \quad (2)$$

где $M_{\text{п}}$ — масса израсходованного присадочного материала на наплавку лопатки; M_n — фактическая масса наплавленного металла при наплавке лопатки.

Непосредственные потери проволоки при АДН (рис. 5) состояли примерно из 1 % потерь на угар и 2 % на остаток прутка. Непосредственные потери порошка в процессе МПН оценивали с учетом расхода порошка, массы наплавленного металла и массы порошка, прошедшего через столб дуги и собранного затем вне зоны наплавки. Наблюдение за расходом контрольной порции порошка массой 0,5 кг (рис. 6) позволило установить среднее значение коэффициента использования порошка КИП = 0,625 и значение безвозвратных потерь порошка 5 %. С учетом остатка порошка, не пригодного к наплавке после его трехкратного использования (3,4%), потери присадочного порошка в процессе МПН узкой подложки составляют примерно 10,5% (рис. 5), что аналогично потерям порошка при плазменно-порошковой наплавке [8].

Экспериментальными исследованиями технологических характеристик в целом установлено, что МПН, несмотря на меньшую скорость наплавки слоя, отличается большей производительностью по сравнению с АДН. Для обоснования полученных экспериментальных данных выполнены исследования энергетических и тепловых характеристик свободной и сжатой дуги в диапазоне токов до 50 А.

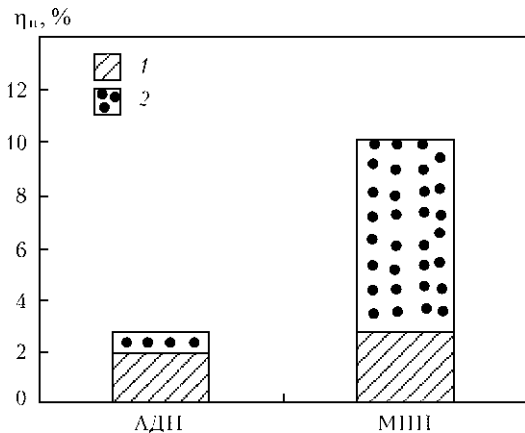


Рис. 5. Непосредственные потери присадочных материалов в процессе наплавки: 1 — остаток; 2 — безвозвратные потери

Тепловые характеристики определяли по методике проточного калориметрирования [8]. В нашем случае ток и напряжение дуги измеряли цифровыми вольтметрами класса 0,5. Постоянный расход воды через проточный калориметр и рубашку охлаждения плазмотрона ППС-04 поддерживали с точностью $\pm 1,5$ %. Он обеспечивался путем слива воды из сосуда с постоянным объемом с использованием вентилей точной регулировки воды. Напряжение с термопар измеряли в милливольтках аналого-цифровым преобразователем ADAM 4118 с точностью $\pm 0,1$ %. Калориметрическая система калибровалась по эталонному ртутному термометру ТЛ-4 (ГОСТ 215–73) с ценой деления 0,1 °С. В ходе экспериментов определяли эффективную мощность нагрева изделия q_n и эффективный КПД нагрева изделия η_n [10]

$$\eta_n = q_n / (UI). \quad (3)$$

Общая мощность потерь тепла $\sum q_p$ в плазмотроне (горелке) и в дуге составляла

$$\sum q_p = (1 - \eta_n) UI. \quad (4)$$

Максимальная ошибка экспериментальных данных эффективной мощности нагрева изделия с учетом температурных колебаний калориметрической системы составляла не более 3 %. Адекватность измерений подтверждена сходимостью энергетического баланса при МПН (рис. 7).

На рис. 8, 9 для условий горения сжатой и свободной дуги, которые соответствовали рассмотренным режимам наплавки лопатки соплового аппарата, приведены зависимости мощности дуги UI , эффективной мощности нагрева изделия q_n , общей мощности тепловых потерь $\sum q_p$ от тока дуги при постоянных длине дуги и расходах аргона. Энергетические и тепловые характеристики

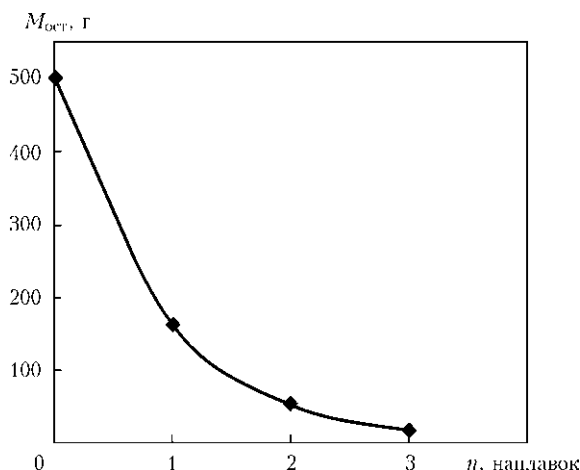


Рис. 6. Зависимость изменения массы контрольной порции порошка $M_{ост}$ в процессе повторного использования при МПН перед наплавкой ($n = 0$) и после первой–третьей наплавки (1–3)

для рабочих токов при многослойной наплавке на узкую подложку шириной 3,5 мм, рассчитанные по результатам регрессий экспериментальных данных рис. 8, 9, представлены в таблице. Установлено, что при многослойной наплавке на узкую подложку большая производительность МПН по сравнению с АДН обусловлена более высокими значениями мощности дуги (в 2,1 раза) и эффективной мощностью нагрева изделия (в 1,62 раза).

Рассмотрим особенности формирования валика на узкой подложке в зависимости от вида присадочного материала. Геометрические характеристики поперечного сечения валика первого слоя наплавки на узкую подложку соответственно для МПН и АДН следующие: $B = 7,6$ (6,0) мм; $h_{ол} = 1,5$ (1,0) мм; $h_{нл} = 4,4$ (2,0) мм (рис. 10). Экспериментально показано, что при послойной МПН узкой подложки в условиях свободного формирования валика высота наплавленного слоя может достигать более 4 мм. Это в 2 раза больше, чем при АДН, где при значительно меньшем соотношении $q_{и}/v$ (таблица) высота ограничена из-за опасности стекания жидкого металла сварочной ванны по боковым стенкам узкой подложки.

Для обоснования экспериментальных данных с точки зрения гидродинамики движущаяся сварочная ванна на узкой подложке может быть представлена как участок тонкого слоя вязкой жидкости, текущей по торцу пластины [11]. Характер

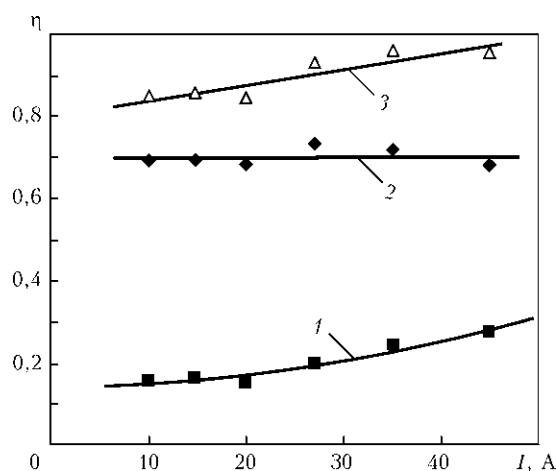


Рис. 7. Энергетический баланс сжатой дуги при МПН: 1 — доля тепловых потерь на охлаждение плазматрона $\eta_{п}$; 2 — $\eta_{и}$; 3 — $\eta_{п} + \eta_{и}$ (удельный расход аргона: $q_{пл} = 1$ л/мин; $q_{тр} = 7,5$ л/мин; расстояние от плазматрона до изделия 5 мм)

UI , Вт

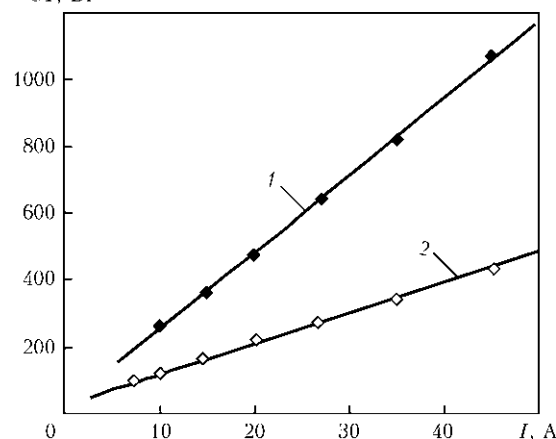


Рис. 8. Энергетические характеристики: 1 — сжатая дуга, $q_{пл} = 1$ л/мин, $q_{тр} = 7,5$ л/мин; расстояние от плазматрона до изделия 5 мм; 2 — свободная, $q_{г} = 10$ л/мин; расстояние от электрода до изделия 2 мм

течения жидкости (ламинарный, турбулентный) определяется критерием кинематического подобия — числом Рейнольдса [12]:

$$Re = 4Q/v, \quad (5)$$

где Q — расход жидкости на единицу ширины потока; v — кинематическая вязкость жидкости, определяемая по времени вытекания заданного объема жидкости через калиброванное отверстие под действием силы тяжести [13].

Энергетические и тепловые характеристики для свободной и сжатой дуги при многослойной наплавке узкой подложки шириной 3,5 мм

Тип дуги	I , А	UI , Вт	v , мм/с	UI/v , Дж/мм	$q_{и}$, Вт	$\eta_{и}$	$q_{и}/v$, Дж/мм
Свободная	37	364,34	0,316	1152,96	328,83	0,902	1040,6
	32*	320,23*	—	—	288,21*	0,902	—
Сжатая	32	760,63	0,185	4111,51	532,74	0,700	2879,68

* Данные приведены для качественного сравнения.

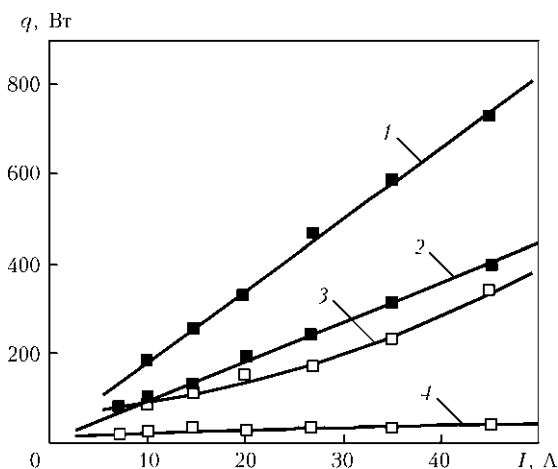


Рис. 9. Тепловые характеристики дуги: 1, 2 — мощность нагрева $q_{\text{н}}$ соответственно сжатой и свободной дуги; 3, 4 — мощность тепловых потерь $\sum q_{\text{р}}$ соответственно сжатой и свободной дуги при разном удельном расходе аргона: 1 — $q_{\text{пл}} = 1$ л/мин; $q_{\text{тр}} = 7$ л/мин; 2 — $q_{\text{р}} = 10$ л/мин (длина дуги от плазмотрона до изделия 5 мм (1); от электрода до изделия 2 мм (2))

Нормальному формированию валиков соответствует ламинарный характер течения тонкого слоя вязкой жидкости и значение числа Рейнольдса $5 < \text{Re} < 60$, нестабильному — турбулентный характер и значение числа Рейнольдса $50 < \text{Re} < 200$ [11].

Для случая сварки (наплавки) узкой подложки расход вязкой жидкости на единицу ширины потока может быть представлен как [11]:

$$Q = vF_{\text{пр}}/\delta, \quad (6)$$

где v — скорость сварки (наплавки); $F_{\text{пр}}$ — площадь поперечного сечения валика; δ — ширина узкой подложки.

С учетом того, что форма поперечного сечения наплавленного на узкую подложку валика близка к форме эллипса, его площадь можно представить как

$$F_{\text{пр}} = 0,25\pi Bh, \quad (7)$$

где $h = h_{\text{о}} + h_{\text{н}}$.

Предположим, что максимально возможная высота наплавленного на узкую подложку валика, когда металл сварочной ванны еще удерживается от стекания по стенкам узкой подложки за счет вязкости, соответствует фиксированному значению числа Рейнольдса в рассматриваемом диапазоне скоростей наплавки. Тогда увеличить максимальное поперечное сечение наплавленного валика $F_{\text{пр}}$, которое может еще удержаться на узкой подложке, при прочих одинаковых условиях возможно также путем изменения вязкости металла сварочной ванны.

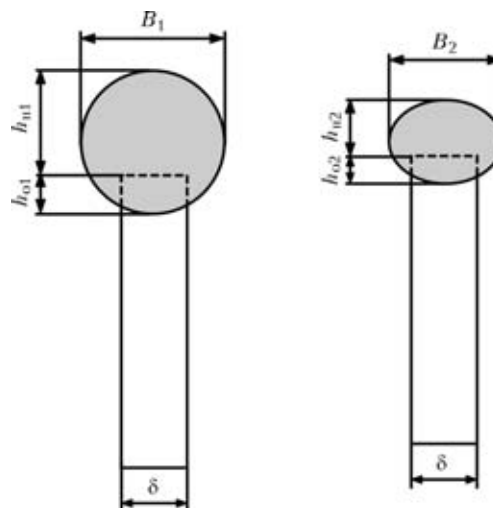


Рис. 10. Схема измерения высоты h и ширины B однослойного валика, наплавленного на узкую подложку: $h_{\text{н1}}$, $h_{\text{о1}}$, B_1 — соответственно высота наплавленного слоя, глубина проплавления основного металла и ширина валика при МПН; $h_{\text{н2}}$, $h_{\text{о2}}$, B_2 — то же при АДН

Согласно данным работы [8] порошок с диаметром частиц 53...153 мкм в рассматриваемой области режимов, пролетая через столб дуги, попадает в сварочную ванну в твердом состоянии, что понижает ее среднюю температуру [8]. За счет тепла сварочной ванны относительно холодные частицы порошка в ней при плавлении образуют переохлажденные микрообъемы — очаги «замораживания», которые являются центрами кристаллизации [14]. В этом случае сварочная ванна представляет собой совокупность изменяющихся объемов жидкого и твердожидкого состояния металла, что повышает сопротивление относительно перемещению одной части металла сварочной ванны относительно другой.

Таким образом, с точки зрения гидродинамики сварочной ванны в рамках рассматриваемой физической модели правомерно считать, что с вводом дисперсного материала изменяется кинематическая вязкость жидкого металла ν , которую можно выразить через зависимости (4)–(6):

$$\nu = 0,25\nu\pi Bh/(\text{Re} \delta). \quad (8)$$

Используя экспериментальные данные геометрических характеристик наплавленных валиков (рис. 10), оценим изменение кинематической вязкости жидкого металла сварочной ванны ν для МПН (ν_1) по сравнению с АДН для первого слоя наплавки (ν_2):

$$\nu_1/\nu_2 = \nu_1 B_1 h_1 / (\nu_2 B_2 h_2),$$

$$\nu_1/\nu_2 = 0,667 \cdot 7,6 \cdot 6,0 / (1,08 \cdot 6,0 \cdot 3,0) \approx 1,6. \quad (9)$$

Таким образом, установлено, что увеличение вязкости металла сварочной ванны на 60 % за счет введения в нее дисперсного присадочного мате-



риала позволяет увеличить при многослойной наплавке на узкую подложку шириной 3,5 мм погонную эффективную мощность нагрева изделия примерно в 2,75 раза, что приводит к увеличению более чем в 2 раза высоты (толщины) наплавленного слоя и снижению более чем в 2 раза количества слоев наплавленного металла при заданном объеме наплавленного металла.

Применительно к восстановлению сильно поврежденных кромок лопаток из жаропрочных никелевых сплавов с содержанием более 30...50 % γ' -фазы применение МПН позволит значительно снизить вероятность образования трещин в результате повторных нагревов при многослойной наплавке.

1. *Перемилковский И. А., Гейченко В. С., Фрумин И. И.* Восстановление наплавкой турбинных лопаток авиационных двигателей // Автомат. сварка. — 1976. — № 5. — С. 54–56.
2. *Аржакин А. Н., Столяров И. И., Туров А. В.* Разработка технологии восстановления рабочих лопаток 8 ступени КВД авиационного двигателя методом автоматической наплавки // Сварщик. — 2003. — № 4. — С. 8–9.
3. *Мартышин Г. В., Трунова В. Б.* Аргонодуговая наплавка с импульсной подачей присадочной проволоки при ремонте деталей // Свароч. пр-во. — 1993. — № 10. — С. 16–17.
4. *Краузе С.* Улучшенная технология ремонта: порошковая наплавка лазером // Газотурбинные технологии. — 2003. — № 5. — С. 24–26.

Comparative analysis of technological characteristics of low-amperage argon-arc and microplasma powder welding processes is conducted for a case of multilayer cladding on a narrow substrate 3.5 mm wide. Increase in toughness of the weld pool metal provided by a dispersed additive in multilayer microplasma powder cladding allows increasing the effective heat input and thickness of the deposited layer, as well as reducing the risk of cracking of heat-resistant nickel alloys, which may be caused by re-heating in multilayer cladding.

5. *Особенности сварки высоконикелевых дисперсионнотвердеющих жаропрочных сплавов и ремонта изготавливаемых из них изделий* / В. С. Савченко, К. А. Ющенко, Н. И. Саволей и др. // Автомат. сварка. — 1993. — № 10. — С. 31–33.
6. *Исследование свариваемости никелевых суперсплавов и разработка технологии ремонта лопаток газовых турбин* / К. А. Ющенко, В. С. Савченко, Л. В. Червякова и др. // Там же. — 2005. — № 6. — С. 3–6.
7. *Ющенко К. А., Яровицын А. В.* Опыт применения микроплазменной порошковой наплавки // Материали IV Всеукр. наук.-техн. конф. молодых ученых та спеціалістів «Зварювання та суміжні технології», 23–25 травн. 2007 р. — К.: ІЕЗ ім Є. О. Патона, 2007. — 323 с.
8. *Гладкий П. В., Переплетчиков Е. Ф., Рябцев И. А.* Плазменная наплавка. — Киев: Екотехнологія, 2007. — 292 с.
9. *Теоретические основы сварки* / В. В. Фролов, В. А. Винокуров, В. Н. Волченко и др. / Под ред. В. В. Фролова. — М.: Высш. шк., 1970. — 592 с.
10. *Рыкалин Н. Н.* Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1951. — 296 с.
11. *Шнейерсон В. Я.* Формирование сварных швов отбортованных соединений // Автомат. сварка. — 1979. — № 2. — С. 5, 6, 9.
12. *Капица П. Л.* Волновое течение тонких слоев вязкой жидкости // Журн. электротехн. физики. — 1948. — 18, вып. 1. — С. 3–28.
13. *Френкель Я. И.* Кинетическая теория жидкостей. — Л.: Наука, 1975. — 592 с.
14. *Ивочкин И. И.* Подавление роста столбчатых кристаллов методом «замораживания» сварочной ванны // Свароч. пр-во. — 1965. — № 12. — С. 1–3.

Поступила в редакцию 02.04.2009

Технология и оборудование для орбитальной сварки



Одномоторная головка (ОСГ 57-76) для аргонодуговой сварки вольфрамовым электродом

Наружный диаметр свариваемых труб, мм..... 57-219
Толщина стенок свариваемых труб, мм..... 2,5-7,0
Сварочный ток, А..... до 250
Скорость сварки, мм/мин..... 10-150

Сварка выполняется без разделки кромок и без использования присадочной проволоки.



Инверторный источник питания для ATIG-сварки и блок принудительного охлаждения



Панель оператора



Активирующий флюс

Данная технология и аналог сварочной головки прошли испытания на Курской и Смоленской АЭС

ПОЛУЧЕНИЕ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБ ИЗ СТРУКТУРИРОВАННОГО ПОЛИЭТИЛЕНА

Н. Г. КОРАБ, канд. техн. наук, С. В. КАБЫШ, А. В. КОСТЕНКО, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрена возможность получения неразъемного соединения труб из структурированного полиэтилена с использованием метода косвенного нагрева. Как показали механические испытания, прочность соединения может достигать 90 % и выше прочности основного материала. Отмечена возможность автоматизации выбора режимов нагрева и эффективного использования для создания промышленной технологии соединения труб из структурированного полиэтилена.

Ключевые слова: косвенный нагрев, структурированный полиэтилен, неразъемное соединение, полимерные трубопроводы

Во многих странах, включая Украину, для трубопроводов различного назначения успешно применяют трубы из структурированного (сшитого) полиэтилена. По сравнению с большинством термопластов у данного материала выше показатели ударной вязкости при низких температурах, стойкость к медленному и быстрому распространению трещин, химическая стойкость, прочность. Для этого в материале различными способами создается трехмерная сетчатая структура, отличительной чертой которой является сильная молекулярная связь между полимерными цепочками, что значительно повышает стабильность полимера и обеспечивает повышенную плотность [1]. В настоящее время в Украине действует стандарт [2], согласно которому из структурированного полиэтилена могут изготавливаться трубы четырех видов: РЕ-Ха, РЕ-Хб, РЕ-Хс и РЕ-Хд, предназначенные для строительства и ремонта трубопроводных сетей холодного, горячего водоснабжения и отопления, транспортирующие воду с температурой 5...95 °С. Сварка этих труб с применением известных способов не позволяет получить необходимые прочностные свойства соединения [1, 3] (коэффициент прочности k не превышает 0,1...0,3 прочности материала труб). Сегодня трубопроводы из структурированного полиэтилена монтируют с помощью металлических соединительных деталей различных конструкций [4]. При этом существует ряд недостатков — высокая цена, коррозия металлических частей и возможная потеря герметичности при длительной эксплуатации. Анализ имеющихся публикаций показывает, что за рубежом ведутся работы по сварке структурированного полиэтилена [3, 5–7], но их результаты пока не имеют широкого про-

мышленного применения, что связано с различными причинами, например, сложностью изготовления соединительной детали, повышенного выделения вредных веществ из-за высокой температуры сварки и т. д.

Исходя из изложенного выше, в ИЭС им. Е. О. Патона исследована возможность получения неразъемного соединения труб из структурированного полиэтилена типа РЕ-Ха методом косвенного «непрямого» нагрева, который осуществляется путем «сплавления» соединяемых поверхностей через прослойку толщиной 0,5 мм полиэтилена высокой плотности марки ПЕ80. При этом подвод тепла к зоне «сплавления» осуществляется через одну из соединяемых поверхностей (косвенный нагрев) (рис. 1) [8–10]. Предлагаемая технология состоит из нескольких основных операций. Сначала проводится сборка соединения, затем со стороны наружной поверхности муфты 3 наружным диаметром 6,3 мм и толщиной стенки 5,8 мм, изготовленной из материала РЕ-Ха, проводится прогрев деталей 3, 2 и поверхности труб 1 на глубину $h = r + (1...1,5)$ мм до температуры порядка 170...200 °С (длительность нагрева $\tau =$

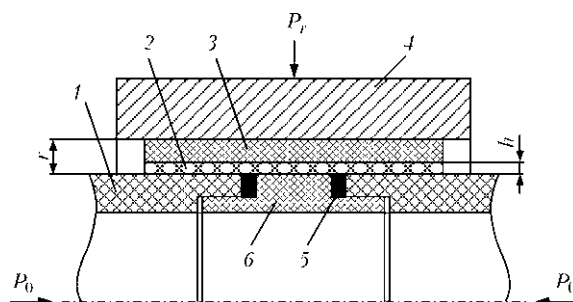


Рис. 1. Схема неразъемного соединения труб из структурированного полиэтилена, получаемого методом косвенного нагрева: 1 — соединяемые трубы; 2 — прослойка (из полиэтилена высокой плотности); 3 — наружная соединительная муфта (из структурированного полиэтилена); 4 — насадка нагревательного инструмента ($t_n = 200...300$ °С); 5 — шайба (из полиэтилена высокой плотности); 6 — направляющая вставка



= 4...11 мин). При нагреве и остывании необходимо прикладывать осевое давление $P_0 = 0,02...0,05$ МПа к соединяемым трубам и радиальное давление $P_r = 0,1...0,2$ МПа к наружной поверхности муфты 3 (давление P_0 создается системой нагружения центратора, в котором закрепляется соединение при нагреве и охлаждении, а P_r обеспечивается путем обжатия муфты 3 металлическим банджом или специальными насадками нагревателя). По окончании нагрева проводится охлаждение в течение 15...50 мин, после чего насадки нагревателя (или бандаж) снимаются. Для обеспечения максимально возможной степени релаксации термических напряжений, вызванных образованием расплава полиэтилена высокой плотности в зоне соединения, эксплуатировать трубопровод рекомендуется через 6...20 ч после окончания нагрева. Вставка 6 служит для предотвращения перекоса и смещения торцов соединяемых труб, а кольцо 5 — для дополнительной герметизации путем их частичного расплавления и взаимодействия с торцами труб и вставки 6. Основные исследования проводили для труб наружным диаметром 50 мм с толщиной стенки 4,6 мм из структурированного полиэтилена типа РЕ-Ха.

Механические свойства соединений оценивали по результатам испытания на растяжение (рис. 2). Исходя из полученных усилий, которые выдерживали образцы перед разрушением, определяли коэффициент прочности:

$$k = \sigma / \sigma_T \quad (1)$$

где σ — максимальное растягивающее напряжение в стенке трубы, которое выдержало соединение до разрушения, МПа; σ_T — предел текучести материала соединяемых труб (для полиэтилена типа РЕ-Ха $\sigma_T = 19,6$ МПа).

Прочность соединения обеспечивается адгезионным взаимодействием между материалом прослойки в зонах ее контакта с соединяемыми деталями. Как показывают исследования физики процесса, в основе этого взаимодействия лежат силы Ван-дер-Ваальса [1,11], а первым необходимым условием его возникновения является наличие разогрева материала прослойки и соединяе-



Рис. 2. Образец, выдержавший испытание на растяжение, без разрушения соединения (на трубе рядом с муфтой «шейка» — след остаточных деформаций)

мых поверхностей до температуры плавления полиэтилена $t_{пл}$, т. е. не менее 125...130 °С. Вторым необходимым условием является наличие давления сжатия в зоне нагрева P_r , в данном случае оно возникает в результате терморасширения разогретого материала соединяемых деталей и прослойки, с этой целью соединение плотно обжимается полостью нагревателя или банджом.

Нами исследована зависимость прочности соединения от продолжительности нагрева при различных температурах нагревательного инструмента (рис. 3). С увеличением длительности нагрева во всем интервале варьирования температур нагревателя наблюдается возрастание коэффициента прочности. При $k > 0,2$ во всех случаях зависимость $k = f(\tau)$ монотонно возрастает, достигая значения $k = 1$. Проведя линейную аппроксимацию экспериментальных данных [12] в интервале $k = 0,2, \dots, 1$, получаем зависимости $k = f(\tau) = a\tau + b$ для каждого значения температуры нагревателя t_n (кривые 1-3 на рис. 3). Пример прохождения аппроксимирующей прямой показан кривой 6. После чего, определив зависимость $a = f(t_n)$ и $b = f(t_n)$ (которые в выбранном интервале также удовлетворяют линейному закону) и подставив их в уравнение $k = f(\tau) = a\tau + b$, получаем

$$k = f(\tau, t_n) = [(0,153t_n - 20)\tau + 0,0697t_n - 25] \cdot 10^{-2} \quad (2)$$

Оценим пределы варьирования t_n , в которых уравнение (2) будет иметь смысл при описании процесса образования адгезионной прочности в соединении. Зададим следующие условия, отвечающие технологическому процессу: $k, \tau \geq 0$ и могут принимать значения $0 \leq k \leq 1, \tau_0 \leq \tau \leq \tau_m$. При этом τ_0 и τ_m определяются для каждой конкретно взятой величины t_n из зависимостей, полученных подстановкой в уравнение (2) значений $k = 0$ и $k = 1$

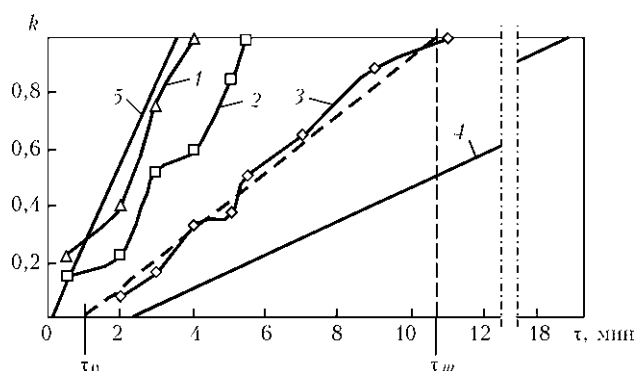


Рис. 3. Зависимость коэффициента прочности соединения от времени нагрева τ при различных значениях температуры нагревательного инструмента: 1 — $t_n = 300$; 2 — 270; 3 — 200; 4 — 320; 5 — 170 °С (кривые 4, 5 построены по расчетным данным, кривая 6 — по результатам аппроксимации)

$$\tau_0 = \frac{25 - 0,0697t_n}{0,153t_n - 20} \text{ (мин)}, \quad (3)$$

$$\tau_m = \frac{125 - 0,0697t_n}{0,153t_n - 20} \text{ (мин)}. \quad (4)$$

Для определения интервала варьирования t_n подставим в уравнение (3) значение $\tau_0 = 0$, а в уравнении (4) знаменатель приравняем нулю.

После вычислений из уравнения (3) получим $t_n = 358,7 \approx 360^\circ\text{C}$, а для знаменателя уравнения (4) $t_n = 130,7 \approx 130^\circ\text{C}$. Следовательно, уравнение (2) имеет физический смысл при $130,7 < t_n < 358,7^\circ\text{C}$, так как при $t_n > 358,7^\circ\text{C}$ $\tau < 0$, а при $t_n = 130,7^\circ\text{C}$ $\tau \rightarrow \infty$. Как показали измерения, температура нагревательного инструмента выше температуры в зоне его контакта с деталью в среднем на 40°C . Чтобы откорректировать предел варьирования t_n , нижний предел установим, приняв, что температура контакта должна быть не менее, чем $t_{\text{пл}} = 130^\circ\text{C}$, т. е. $t_{n, \text{min}} = t_{\text{пл}} + 40 = 130 + 40 = 170^\circ\text{C}$. Подобным образом определим и верхний предел, учитывая, что температура термической деструкции полиэтилена составляет $t_d = 280^\circ\text{C}$ [1], $t_{n, \text{max}} = t_d + 40 = 280 + 40 = 320^\circ\text{C}$, так как в случае превышения температуры деструкции возникает вероятность разложения (а значит, разупрочнения) материала соединительной детали в месте контакта с нагревателем. Условия, которым должно удовлетворять уравнение (2), следующие: $k, \tau \geq 0$; $t_n > 0$; $k = 0 \dots 1$, $t_n = 170 \dots 320^\circ\text{C}$; $\tau = \tau_0 \dots \tau_m$, где τ_0 и τ_m определяются согласно уравнениям (3) и (4) для каждого конкретно взятого значения t_n . Окончательно определив условия, для которых можно пользоваться уравнением (2), найдем его частные случаи в виде $k = f(\tau)$ для температур нагревательного элемента $t_{n, \text{max}}$ и $t_{n, \text{min}}$ (соответственно 320 и 170°C) и построим их в виде кривых 4, 5 (рис 3):

$$\text{для } t_n = 320^\circ\text{C} \quad k = f(\tau) = [28,96\tau - 2,696]10^{-2}, \quad (5)$$

$$\text{для } t_n = 170^\circ\text{C} \quad k = f(\tau) = [6,01\tau - 13,151]10^{-2}. \quad (6)$$

Зависимости (5) и (6) показывают, что скорость увеличения прочности тем выше, чем выше температура нагревательного инструмента, и наоборот, что подтверждается и экспериментальными данными.

Справедливо утверждение, что на начальном этапе нагрева прочность адгезионного взаимодействия соединения нулевая до наступления момента времени τ' , когда прослойка расплавлена, а в зоне ее контакта с соединяемыми поверхностями появляются области, имеющие температуру, равную или больше температуры плавления полиэтилена $t_{\text{пл}}$, когда становится возможным по-

явление адгезионного взаимодействия в зоне контакта. Допустив, что зависимость $k = f(\tau)$ является линейной при $k < 0,2$, можем считать, что $\tau' = \tau_0$, т. е. это время, необходимое для достижения температуры, равной $t_{\text{пл}}$ на поверхности контакта прослойки и труб при заданном значении t_n и r (см. рис. 1). Аналогично можно определить оптимальную для каждого заданного значения t_n продолжительность нагрева, при которой адгезионное взаимодействие наблюдается по всей площади соединяемых поверхностей (в нашем случае это точка на графике $k = f(\tau)$, отвечающая значению $k = 1$, и равная τ_m , которую также можно найти из уравнения (4)). Таким образом, при достижении по всей площади контакта прослойки с соединяемыми поверхностями длительности нагрева τ_m , достигнута температура $t \geq t_{\text{пл}}$ и прочность адгезионного взаимодействия максимальная, а дальнейший нагрев больше не влияет на увеличение прочности соединения, что подтверждается характером разрушения образцов при испытаниях на растяжение (см. рис. 2). С помощью полученных зависимостей появляется возможность автоматизировать процесс выбора режимов нагрева, что, в свою очередь, приводит к оптимальному сочетанию высоких прочностных свойств с минимальным уровнем энергозатрат.

Проведенные гидравлические испытания показали, что при температуре рабочей жидкости 95°C , давлении 1 МПа и продолжительности 165 ч трубные образцы не разрушились. Для определения максимальной стойкости образца и характера его возможного разрушения после испытания давление увеличили. Образец разрушился по стенке соединяемой трубы, выдержав максимальное давление $2,1 \text{ МПа}$, а участок соединения остался без видимых следов деформации или разрушений (рис. 4, 5).

Таким образом, данная работа затрагивает лишь незначительную часть того, что связано с получением неразъемных соединений для новых полимерных материалов. Изучение публикаций многих исследователей как в Украине, так и за рубежом показало, что имеется значительный интерес не только к совершенствованию применяемых технологий, но и к сварке новых видов полимеров, в том числе трудносвариваемых.

В дальнейшем следует исследовать влияние на свойства соединения таких параметров, как материал и толщина прослойки, толщина стенки соединительной детали и стенки трубы. С точки зрения предлагаемой технологии важно также исследовать другие разновидности структурированного полиэтилена: РЕ-Хс, РЕ-Хd и прежде всего РЕ-Хb, так как он отличается более высокими прочностными свойствами и начинает довольно широко применяться. Данный метод, как показано



Рис. 4. Образец соединения труб с наружным диаметром 50 мм и толщиной стенки 4,6 мм из структурированного полиэтилена марки РЕ-Ха после проведения гидравлических испытаний

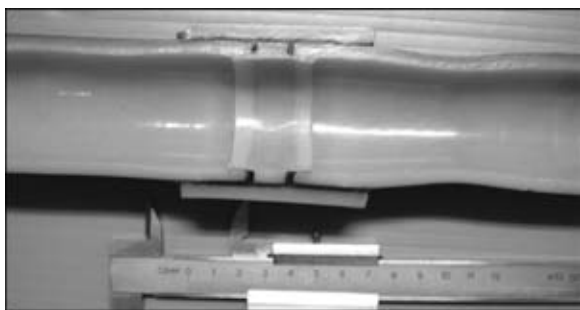


Рис. 5. Продольное сечение соединения после проведения гидравлических испытаний

выше, позволяет обеспечить максимально высокие эксплуатационные характеристики трубопроводов, при этом не требуя применения сложного, дорогостоящего оборудования. По результатам данных исследований на комплект соединительных деталей и способ получения неразъемного соединения труб из структурированного полиэтилена методом косвенного нагрева [9, 10], оформлены соответствующие патенты в Украине и России.

Выводы

1. Показана возможность получения неразъемного соединения для труб из структурированного полиэтилена термическим методом (метод косвенного нагрева).

2. Прочностные свойства полученных соединений не уступают прочности соединяемых труб

(для труб из структурированного полиэтилена типа РЕ-Ха).

3. На основе экспериментальных данных получена зависимость прочностных свойств соединения от основных технологических параметров, что позволяет автоматизировать процесс выбора режимов нагрева, а также сделать некоторые предположения о механизме формирования адгезионного взаимодействия в зоне контакта соединяемых поверхностей.

1. Лосев И. П., Тростянская Е. Б. Химия синтетических полимеров. — М.: Химия, 1981. — 675 с.
2. ДСТУ Б В.2.5-17-2001. Інженерне обладнання будинків і споруд. Зовнішні мережі та споруди. Труби зі структурованого поліетилену для мереж холодного, гарячого водопостачання та опалення. — К.: Держбуд України, 2001.
3. Тобиас В., Бернштайн Г. Сварка труб из РЕ-Х — сшитого полиэтилена // Полимергаз. — 2000. — № 2. — С. 28–32.
4. ДБН В.2.5-22-2002. Кодекс усталеної практики. Звід правил. Інженерне обладнання будинків та споруд. Зовнішні мережі та споруди. Зовнішні мережі гарячого водопостачання та водяного опалення з використанням труб зі структурованого поліетилену з тепловою ізоляцією зі спіненого поліетилену і захисною гофрованою поліетиленовою оболонкою. — К.: Держбуд України, 2002. — Т. 1, 2.
5. Екерт Р., Шлахтер Р., Гессель Й. Исследования сварных соединений труб и фитингов с закладным нагревательным элементом в комбинациях из ПЭ 80, ПЭ 100 и сшитого полиэтилена — РЕ-Ха // Полимергаз. — 1999. — № 4. — С. 16, 33–36.
6. Ilavsky I. J. Spajanie sietovanych polyetylenovych rur (typ PEX-b) // Plastic materials in gas distribution: 8th Intern. gas conf. — Prague, 27–28 Febr., 2001.
7. Pat. 6 524 425 B1 US. Method for butt welding cross-linked polyethylene pipes (PE-X pipes) / W. Tobias, Halle (DE), G. Bernstein, Gruena (DE). — Оpubл. 25.02.2003.
8. Справочник по сварке и склеиванию пластмасс / А. Н. Шестопа, Ю. С. Васильев, Э. А. Минеев и др. / Под ред. А. Н. Шестопа. — Киев: Техніка, 1986. — 192 с.
9. Пат. 77212. Комплект з'єднувальних деталей для зварювання труб з структурованого (зшитого) поліетилену та спосіб зварювання нагрітим інструментом труб зі структурованого (зшитого) поліетилену. — Оpubл. 15.11.2006.
10. Пат. РФ 2293656. Комплект соединительных деталей для сварки труб из структурированного полиэтилена и способ сварки нагретым инструментом труб из структурированного полиэтилена. — Оpubл. 20.02.2007.
11. Зайцев К. И., Мацюк Л. Н. Сварка пластмасс. — М.: Машиностроение, 1987. — 250 с.
12. Бут Э. Д. Численные методы. — Киев: Наук. думка, 1992. — 247 с.

The possibility is considered of producing a permanent joint in structured polyethylene pipes by using the indirect heating method. As shown by mechanical tests, strength of the joint can reach 90 % or higher of that of the base material. Noted is the possibility of automated selection of heating conditions and their efficient utilization for development of a commercial technology for joining structured polyethylene pipes.

Поступила в редакцию 17.10.2008

ИНВЕРТОРНЫЙ ИСТОЧНИК УСКОРЯЮЩЕГО НАПРЯЖЕНИЯ ДЛЯ УСТАНОВОК ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКИ

Н. К. ЧАЙКА, инж. (ПО «СЭЛМИ», г. Сумы, Украина)

Рассмотрены основные схемы построения силовой части источников ускоряющего напряжения электронно-лучевых сварочных пушек с преобразованием частоты, используемых на практике. Описан принцип работы источника питания нерезонансного типа, у которого регулятор напряжения и преобразователь совмещены в одном узле. Указаны его преимущества и недостатки, приведены технические характеристики.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, источник, ускоряющее напряжение, инвертор

Инверторные источники питания неуклонно вытесняют традиционно используемые в оборудовании для большинства способов сварки. Не являются исключением также источники питания для электронно-лучевой сварки (ЭЛС). Причинами популярности инверторных источников питания являются их хорошие регулировочные характеристики, небольшие габариты и масса, более высокий коэффициент полезного действия.

К источникам ускоряющего напряжения, предназначенным для использования в установках ЭЛС, предъявляются определенные требования [1]: нестабильность выходного напряжения ($\leq \pm 1\%$); пульсация выходного напряжения ($\leq 2\%$); запас энергии в выходных цепях ($\leq 1...2$ Дж/кВт); наличие системы подавления высоковольтных разрядов в пушке; время восстановления высокого напряжения после пробоя не должно превышать нескольких миллисекунд.

Инверторные источники ускоряющего напряжения можно разделить на две группы — нерезонансные и резонансные.

Нерезонансные инверторные источники питания, как правило, строятся по схеме, при которой регулятор напряжения питает инвертор, работающий на постоянной частоте преобразования с выходным напряжением, близким по форме к мю-андру. Резонансная группа инверторных источников питания более разнообразна по своим решениям. Рассмотрим схему (рис. 1, а), которая используется наиболее часто в настоящее время. В ней, кроме повышающего трансформатора T , имеется три дополнительных реактивных элемента — индуктивность L_S , емкость C_S и индуктивность L_P . Индуктивность L_P и емкость C_S образуют параллельный колебательный контур, который, как известно, на частоте выше резонансной имеет входное сопротивление емкостного характера. Эта виртуальная емкость образует с индук-

тивностью L_S последовательный резонансный контур, имеющий на частоте резонанса минимальное сопротивление в отличие от параллельного, который на частоте резонанса имеет максимальное сопротивление. Следовательно, изменяя частоту преобразования между двумя резонансными частотами, можно менять соотношение сопротивлений реактивных элементов и нагрузки и тем самым регулировать напряжение на выходе источника. Поскольку резонансная цепь $L-C$ является селективным фильтром, то ток, протекающий по первичной обмотке повышающего трансформатора, приобретает синусоидальную форму, когда его частота примерно равна резонансной. Осциллограммы токов такого инвертора приведены на рис. 1, б. Резонансная группа инверторных источников питания, используемых в качестве ускоряющего напряжения, имеет следующую структуру. Два квазирезонансных инвертора работают на суммирующий промежуточный трансформатор, который в свою очередь нагружен на первичную обмотку повышающего трансформатора.

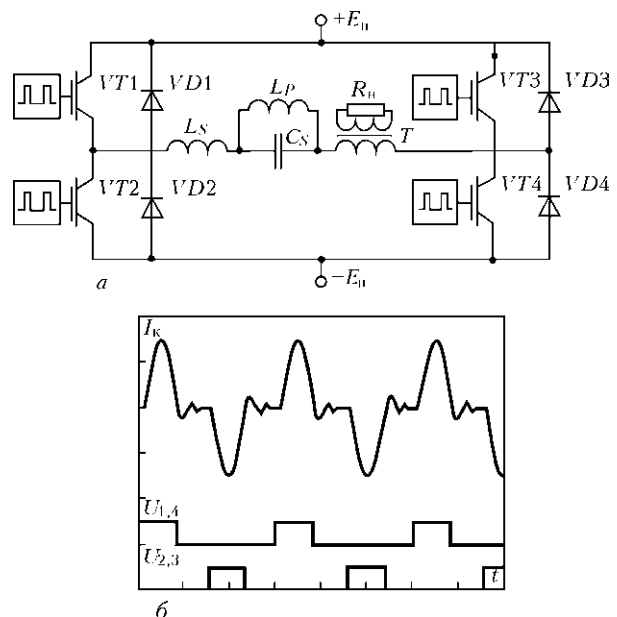


Рис. 1. Схема инверторного источника питания резонансного типа (а) и осциллограммы токов инвертора (б)



Схема управления работает на фиксированной частоте и вырабатывает последовательность прямоугольных импульсов для первого и второго инвертора. Регулировка выходного напряжения осуществляется изменением фазового сдвига между ними. Аналитически это можно представить следующим образом:

$$I_1 + I_2 = I_0 \sin \omega t + I_0 \sin (\omega t + \varphi) = \\ = 2I_0 \left[\sin \left(\omega t + \frac{\varphi}{2} \right) \cos \left(-\frac{\varphi}{2} \right) \right].$$

Поскольку $\cos \varphi$ — функция четная, то $\cos (-\varphi/2) = (\varphi/2)$. Обозначив произведение $2I_0 \cos (\varphi/2)$ как амплитуду I_Σ суммы, получим выражение для суммы токов

$$I_1 + I_2 = I_\Sigma \sin \left(\omega t + \frac{\varphi}{2} \right),$$

где I_Σ — функция сдвига фаз между управляющими импульсами.

Для получения выходного высокого напряжения в таких источниках используют следующее решение: секционирование вторичной обмотки повышающего трансформатора, что снижает паразитную емкость вторичной обмотки и позволяет использовать выпрямительные диоды с меньшим обратным напряжением; использование схемы двойного трансформирования напряжения [2] в случае недостатка места для размещения повышающих обмоток в окне сердечника выходного трансформатора; применение комбинации повышающий трансформатор и диодноемкостный умножитель, что позволяет резко снизить требования к высоковольтной изоляции вторичной обмотки повышающего трансформатора.

В качестве примера реализации источников питания ускоряющего напряжения нерезонансного типа можно привести источник, описанный в работе [3], схема которого приведена на рис. 2 [4]. Оба источника питания собраны по одинаковой структурной схеме и рассчитаны на одинаковую мощность (15 кВт) и напряжение (150 кВ). Отличие заключается в более высокой частоте преобразования, используемой во втором источнике (20 кГц), и в том, что если в первом источнике высокое напряжение получают за счет суммирования выпрямленных напряжений трех секций вторичной обмотки повышающего трансформатора, то во втором — за счет повышающего трансформатора с выходным напряжением, равным 20 кВ, и его диодноемкостного умножителя. К преимуществам таких схем следует отнести простоту построения силовой части и управления, а также достаточно высокие динамические характеристики. Недостатком их является то, что коммутация силовых ключей происходит при больших токах и

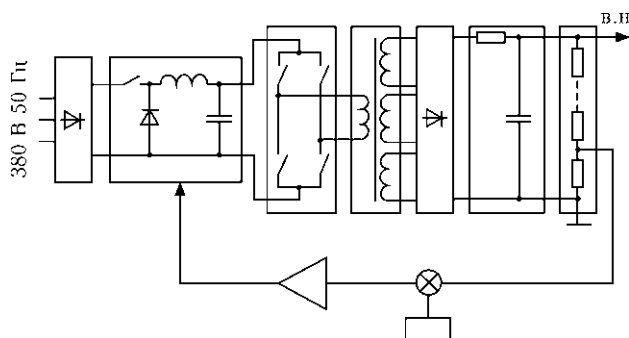


Рис. 2. Схема инверторного источника питания нерезонансного типа: в.н — выходное напряжение

это приводит к повышенным потерям в ключах, а также необходимость последовательного включения двух силовых преобразователей энергии (регулятор и инвертор), что снижает общий КПД источника питания.

Схема источника ускоряющего напряжения резонансного типа с дополнительными реактивными элементами, предназначенными для формирования токовых импульсов, была использована французской фирмой «TECHIX» в серийно выпускаемых источниках питания SR60-N-6.000-EBWS (мощность 6 кВт, напряжение 60 кВ), SR60-N-15.000/TC1 (мощность 15 кВт, напряжение 60 кВ) и др. Поскольку главным преимуществом всех резонансных инверторов является переключение силовых ключей при нулевом токе (см. рис. 1, б), что в первую очередь приводит к снижению и потерь в ключах в моменты переключений, и значений dU/dt и di/dt , и, как следствие, уменьшению уровня генерации гармоник высшего порядка. Кроме того, индуктивность рассеяния вторичной обмотки, пересчитанная в первичную, может быть учтена при расчете дополнительных индуктивностей. Поэтому инверторы, построенные по такой схеме, отличаются высоким (более 90 %) КПД. К недостаткам данной схемы следует отнести понижение ее динамических свойств [5] из-за использования резонансных цепей для формирования импульсов тока.

Схема источника ускоряющего напряжения с двумя квазирезонансными инверторами, работающими на один суммирующий трансформатор, и фазовым управлением реализована в источнике (мощность 10 кВт, напряжение 50 кВ), разработанном ЗАО «Электро-Интел» (г. Нижний Новгород, РФ). В данном источнике высокое напряжение получается путем использования двойной трансформации. К преимуществам указанной схемы источников питания, как и всех резонансных, следует отнести переключение силовых ключей при нулевых токах, к недостаткам — необходимость в двух инверторах, суммирующем трансформаторе и целом ряде вторичных повышающих трансформаторов, что ведет к удорожанию источника и увеличению его объема.

Кроме приведенных выше традиционных схем инверторных источников питания, рассмотрим схему инверторного источника (мощность 6 кВт и напряжение 60 кВ), разработанного в ОАО «СЭЛМИ» (г. Сумы, Украина), схема которого приведена на рис. 3. Источник состоит из трехфазного мостового выпрямителя с фильтром в виде емкости 1, ключевого инвертора мостового типа с управляемой шириной выходных импульсов 2, повышающего трансформатора 3, диодноемкостного двухполупериодного мостового умножителя напряжения 4, высоковольтного делителя обратной связи 5, элемента сравнения напряжения, снимаемого с нижнего плеча обратной связи 6, с напряжением опорного источника 7, усилителя постоянного тока обратной связи 8, формирователя управляющих импульсов инвертора с изменяемой длительностью 9.

В основу принципа работы данного источника питания положен дозированный заряд емкости через индуктивность, используемый в широтноимпульсных стабилизаторах постоянного напряжения типа $L-C$ [6]. Отличие заключается в том, что в качестве индуктивности используется индуктивность рассеяния вторичной обмотки повышающего трансформатора, а емкостью служат емкости умножителя напряжения. Роль диода, позволяющего возвращать энергию, накопленную в индуктивности во время заряда конденсатора, в источник, выполняют защитные диоды инвертора, включенные параллельно каждому ключу. Хотя импульсы и изменяют свою полярность с частотой преобразования, но поскольку двухполупериодный умножитель мостового типа имеет симметричный вход, на режим работы это не влияет.

Благодаря такому построению источника удалось совместить регулятор напряжения и инвертор в одном узле, использовать в работе индуктивность рассеяния вторичной обмотки повышающего трансформатора, снизить требования как к размерам окна сердечника повышающего трансформатора, так и по высоковольтной изоляции вторичной обмотки.

Узловыми моментами при разработке данного источника стало определение параметров основных силовых элементов таких, как повышающий трансформатор, силовые ключи инвертора, диодноемкостный умножитель. Известно, что выходное сопротивление диодноемкостных умножителей напряжения пропорционально количеству каскадов в кубе, в связи с этим в силовых цепях используют умножители, содержащие не более 4...6 каскадов. Исходя из приведенного выше и требуемого выходного напряжения $60 \cdot 10^3$ В была выбрана четырехкаскадная двухполупериодная мостовая схема умножения, имеющая симметричный вход. Основным достоинством данной схемы является удвоенная частота пульсаций выходного

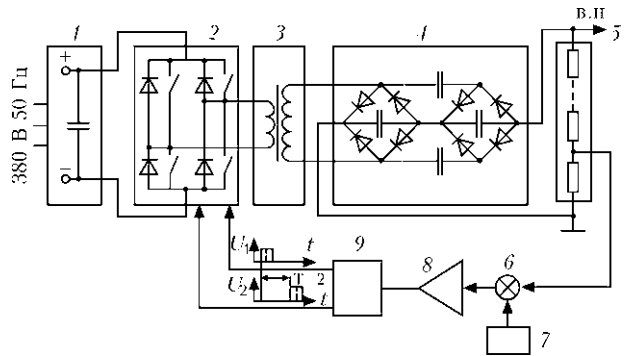


Рис. 3. Структурная схема источника питания с функциями преобразования частоты и стабилизации выходного напряжения, совмещенными в одном узле

напряжения по отношению к частоте питания трансформатора и более пологая нагрузочная характеристика.

Выбранная четырехкаскадная схема умножения при заданном выходном напряжении и минимальном напряжении питания инвертора (выпрямленное схемой Ларионова трехфазное напряжение 380 В, 50 Гц при уходе сети в минус 10 %) определили коэффициент трансформации, который равен 33.

В качестве магнитопровода повышающего трансформатора использовали четыре сердечника U 100/57/25 марки 3С80 ($\mu_s = 1900$) фирмы «PHILIPS» [7] (две UU обозначают замкнутые комбинации, сложенные вместе). Расчет количества витков первичной обмотки трансформатора при прямоугольной форме питающего напряжения по методике, изложенной в работе [7], с учетом ухода питающей сети в плюс 10 % показал, что количество витков первичной обмотки должно составлять не менее 32. Количество витков вторичной обмотки определяется через коэффициент трансформации и составляет 1056. Общий вид повышающего трансформатора приведен на рис. 4. Количество витков первичной W_1 (вторичной W_2) обмотки соответственно 32 (1056) шт.; сопротив-

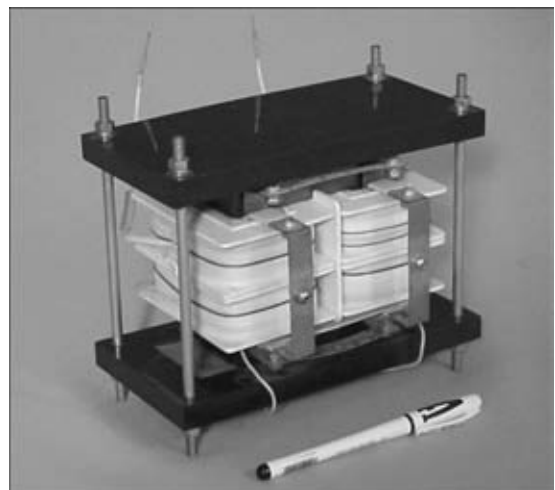


Рис. 4. Общий вид повышающего трансформатора



ление 0,02 (12) Ом; индуктивность рассеяния 0,02 (24) мГн; емкость между обмоткой и экраном 173 (86) пФ.

Конденсаторы умножителя выбирали исходя из двух условий: рабочее напряжение должно быть не менее $18 \cdot 10^3$ В (с учетом режима тренировки пушки, когда выходное напряжение источника может превышать рабочее на 10...15 %); значение емкости разрядной колонны конденсаторов должно обеспечивать необходимый уровень высокочастотных пульсаций. Естественно, что максимальное значение пульсаций соответствует максимальному значению тока источника. Задав значение высокочастотных пульсаций равным 1 % и зная сопротивление нагрузки при максимальном токе источника из выражения напряжения на емкости при ее разряде ($U_{C(t)} = U_0 \exp \times (-t/RC)$), найдем емкость, когда она за время, равное одной четвертой периода преобразования, разрядится на 1 %. Время разряда, равное одной четвертой периода переключения инвертора, выбрано для оценочного расчета значения емкости из следующих соображений. Подзарядка разрядной колонны конденсаторов умножителя происходит два раза за период преобразования. Длительность токового импульса при максимальном напряжении питания и максимальном токе нагрузки принимаем равной примерно одной четвертой периода преобразования, время от окончания токового импульса до второго токового импульса также примерно равно одной четвертой периода, используется для расширения токового импульса при снижении напряжения питания и временного зазора безопасности и является максимальным временем разряда разрядной колонны конденсаторов. После проведения расчетов емкость разрядной колонны конденсаторов должна составлять не менее $2,54 \cdot 10^{-9}$ Ф, следовательно, емкость каскада должна равняться $2,54 \cdot 10^{-9} \cdot 4 \approx 10 \cdot 10^{-9}$ Ф. Реально она реализована с учетом емкости соединительного высоковольтного кабеля двумя конденсаторами К73-14-3300 пФ (напряжение 25 кВ) [8], соединенными параллельно. Для унификации конденсаторы зарядных колонн взяты одинаковыми с конденсаторами разрядной колонны.

Следует отметить, что возрастание выходной емкости источника выше необходимой приводит к увеличению запасенной энергии, значение которой является отрицательной характеристикой источника. В нашем случае выражение для расчета запасенной энергии имеет вид

$$E = \frac{CU^2}{2} = \frac{2,54 \cdot 10^{-9} \cdot (60 \cdot 10^3)^2}{2} = 4,5 \text{ [Дж]},$$

что соответствует удельной запасенной энергии, равной 0,75 Дж/кВт.

Силовые ключи, используемые в инверторе источника, должны обеспечивать коммутацию напряжений до 600 В (выпрямленное мостовой схемой напряжение трехфазной сети 380 В, при уходе сети в плюс 10 % равно 565 В), перегрузочные токи при включении и моменты выхода на режим после высоковольтного пробоя в пушке, которые в три-четыре раза превышают номинальные, а также иметь рабочую частоту коммутации $20 \cdot 10^3$ Гц. Исходя из этих требований и рабочей частоты преобразования, выбранной равной $18 \cdot 10^3$ Гц, для данного источника в качестве силового ключа использован силовой модуль PM 150 DSA 120 фирмы «Mitsubishi Electric», представляющий собой два последовательно соединенных транзистора IGBT, каждый из которых зашунтирован быстродействующим диодом. Модуль рассчитан на максимальное напряжение 1200 В, рабочий ток 150 А, частоту переключений $20 \cdot 10^3$ Гц. Модуль имеет встроенную защиту по току перегрузки (320 А), току короткого замыкания (450 А) и температуре перехода (110 °С).

К диодам умножителя предъявляются следующие требования:

рабочая частота без снижения параметров, Гц	$\geq 20 \cdot 10^3$
средний прямой ток, А	$\geq 0,15$
обратное напряжение, В	$\geq 18 \cdot 10^3$
перегрузочная способность, А	$\geq 2,5$

Для удовлетворения всем предъявленным требованиям в качестве диодов были использованы последовательно соединенные по три столба КЦ 108В [9], при этом каждый столб для выравнивания напряжения зашунтирован резистором СЗ-14-10 мОм. Выпрямительный столб КЦ 108В рассчитан на максимальное обратное напряжение $6 \cdot 10^3$ В, средний прямой ток 0,18 А и импульсный прямой ток перегрузки до 5 А.

Осциллограммы выхода на режим высокого напряжения для источников, работающих на холостом ходу и при номинальной нагрузке, а также формы токовых импульсов в первичной обмотке повышающего трансформатора без нагрузки и при номинальной токовой нагрузке приведены на рис. 5, 6.

На рис. 7 приведена осциллограмма импульсов тока первичной обмотки повышающего трансформатора при включении источника на номинальную нагрузку. Измерения тока в первичной обмотке проводили с помощью трансформатора тока, включенного последовательно с первичной обмоткой. По результатам измерений видно, что максимальное значение тока в первичной обмотке трансформатора при включении на нагрузку составило 213 А, а после выхода на режим — только 60 А, т. е. максимальный ток при включении может превышать ток в стационарном режиме в 4 раза; время выхода на режим высокого напряже-

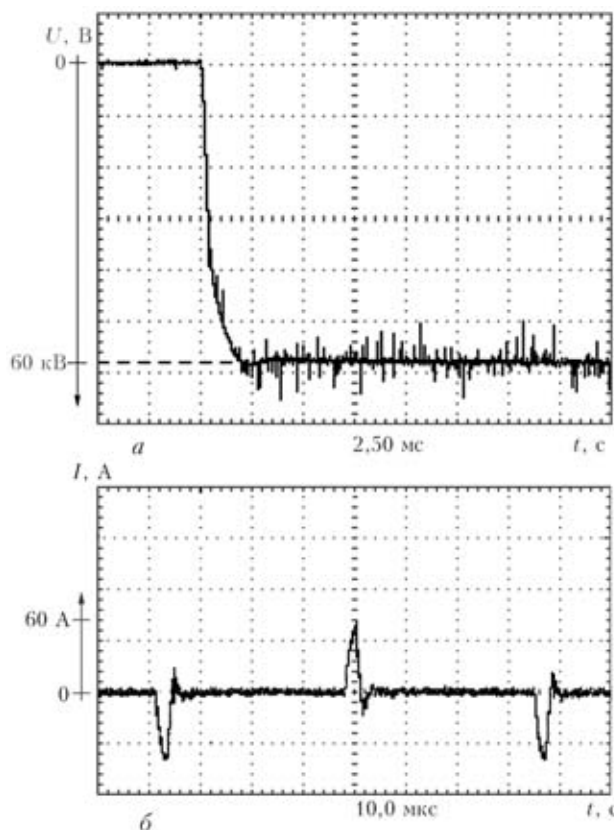


Рис. 5. Осциллограмма работы источника питания на холостом ходу: *а* — выход на режим высокого напряжения; *б* — форма токовых импульсов первичной обмотки повышающего трансформатора

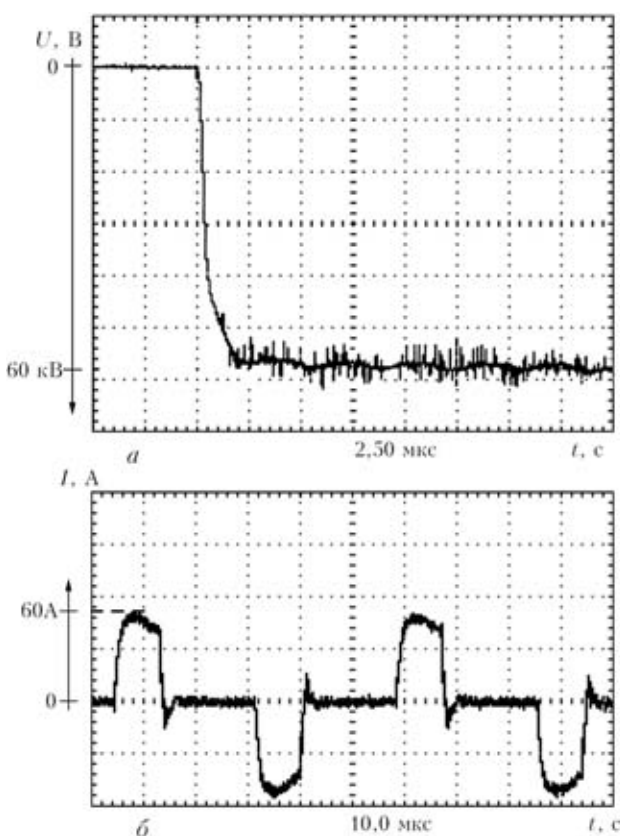


Рис. 6. Осциллограмма работы источника при номинальной нагрузке (*а, б* — см. рис. 5)

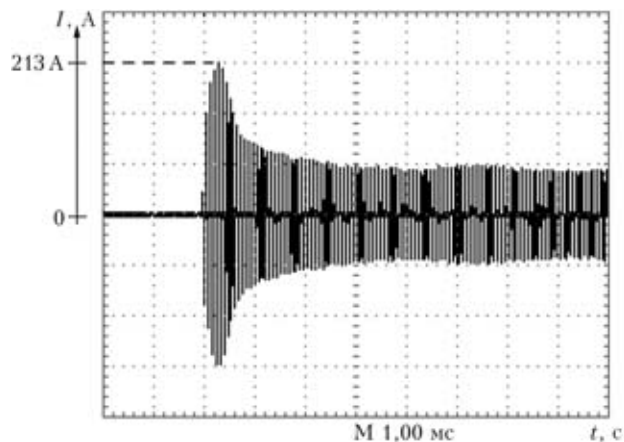


Рис. 7. Осциллограмма огибающей напряжения на измерительном резисторе трансформатора тока, включенного в первичную обмотку повышающего трансформатора при включении источника на номинальную нагрузку

ния зависит от нагрузки незначительно и составляет $(3...5) \cdot 10^{-3}$ с.

Характеристики источника

Номинальное ускоряющее напряжение, кВ	60
Номинальная мощность, кВт	6
Нестабильность ускоряющего напряжения, %	$\pm 0,5$
Пульсации ускоряющего напряжения, %	1
Частота преобразования, кГц	18

Данная схема инверторного источника питания ускоряющего напряжения имеет следующие преимущества:

снижение требований к высоковольтной изоляции повышающего трансформатора благодаря сравнительно невысокому напряжению на вторичной обмотке;

возможность использования магнитопровода с меньшим окном и меньших размеров при той же выходной мощности и напряжении;

более высокий КПД, чем у известных нерезонансных источников, за счет совмещения блоков регулятора и инвертора в одном, а также бесшовного включения силовых ключей;

лучшие динамические характеристики, чем у резонансных источников, за счет отсутствия резонансных цепей с резонансной частотой, близкой к частоте переключения;

отсутствие необходимости настройки силовых цепей в резонанс.

Недостатком указанной схемы инверторного источника питания является выключение ключей инвертора под током, что увеличивает потери в ключах в момент выключения и приводит к снижению КПД по сравнению с резонансными источниками, у которых как включение силовых ключей, так и выключение происходит при нулевом токе.

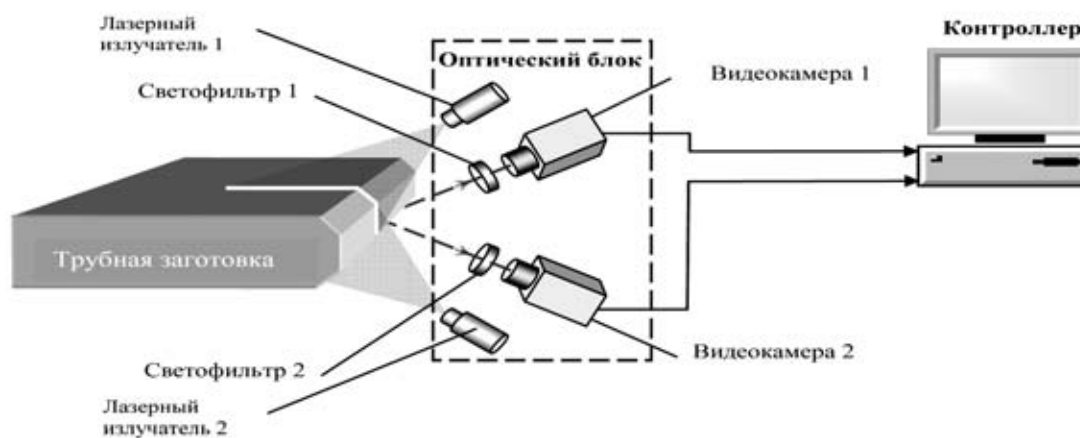
1. ДСТУ 3014-95. Установка для ЭЛС. — Введ. ...
2. Назаренко О. К., Локишин В. Е. Динамические характеристики высоковольтных источников питания для элект-

- ронно-лучевой сварки // Автомат. сварка. — 2005. — № 1. — С. 36–38.
3. Костиков В. Г., Никитин И. Е. Источники электропитания высокого напряжения РЭА. — М.: Радио и связь, 1986. — С. 41–50.
 4. Ferrapio J. D., Kyselica S. R., Lawrence A. Switch-mode accelerating — voltage regulator for electron beam systems // Welding J. — 1989. — № 2. — Р. 44–47.
 5. High-power EBW machines incorporate microprocessor control // Ibid. — 1989. — № 5. — Р. 51–53.
 6. Головацкий В. А. Транзисторные импульсные усилители и стабилизаторы постоянного напряжения. — М.: Сов. радио, 1974. — С. 40, 60.
 7. Philips components, Magnetic products: Data Handbook. Book MA 01, 1993.
 8. Справочник по электрическим конденсаторам / М. Н. Дьяконов, В. И. Карабанов, В. И. Присняков и др. / Под общ. ред. И. И. Четверткова и В. Ф. Смирнова. — М.: Радио и связь, 1983. — С. 296.
 9. Полупроводниковые приборы. Диоды выпрямительные, стабилитроны, тиристоры: Справ. / А. Б. Гитцевич, А. А. Зайцев, В. В. Мокряков и др. / Под ред. А. В. Голомедова. — М.: Радио и связь, 1989. — 164 с.

Key diagrams of building of the power part of accelerated voltage sources with frequency conversion for electron beam guns used in real practice are considered. The principle of operation of the non-resonance type of a voltage source, wherein the voltage regulator and converter are made as one unit, is described. Its advantages and disadvantages are noted, and specifications are given.

Поступила в редакцию 28.10.2008

В ИЭС им.Е.О.Патона разработана система для автоматического контроля геометрических параметров кромок стальных листов при их подготовке под сварку.



В состав системы входят два оптико-телевизионных блока и программное обеспечение. Каждый оптико-телевизионный блок состоит из двух видеокамер и двух лазерных излучателей. Лазерные излучатели формируют световую плоскость. След от пересечения световой плоскости с объектом измерения фиксируется видеокамерами.

Результатом обработки видеонизображений является кривая, описывающая профиль кромок в системе координат изделия. По точкам перегиба полученной кривой вычисляются все необходимые значения геометрических параметров кромок стальных листов.

При отклонении геометрических параметров кромок от допустимых значений генерируется предупреждающий сигнал. Система измерения полностью инвариантна к внешней освещенности и к пространственному положению кромок листа. Обработка изображений осуществляется с помощью контроллера, к которому подключены оба оптико-телевизионных блока. Точность измерения составляет 100-200 мкм. Система работает в масштабе реального времени, обеспечивая не менее 10 измерений в секунду.

Контакты: Киев-150, ул. Боженко, 11, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, отд. № 27, тел. 287-67-11, E-mail: EShapovalov@paton.kiev.ua



УДК 621.791.92.03

ОБОРУДОВАНИЕ И МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ИЗНОСОСТОЙКОЙ НАПЛАВКИ ЛИСТОВЫХ ФУТЕРОВОЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

А. П. ЖУДРА, канд. техн. наук, **А. П. ВОРОНЧУК**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
С. И. ВЕЛИКИЙ, инж. (ОКТБ Ин-та электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены сведения о разработанной, изготовленной и внедренной установке АД 380.03М, предназначенной для наплавки листов из низкоуглеродистой стали толщиной от 5 до 30 мм габаритами 1500×3000 мм. Толщина наплавленного слоя составляет 3...17 мм. Описаны характеристики оборудования, краткая суть технологического процесса, применяемые при наплавке материалы и области применения упрочненных листов.

Ключевые слова: лист, установка, система управления, наплавка, порошковая лента, технология, применение

К рабочим поверхностям деталей машин, работающим в условиях интенсивного абразивного изнашивания, предъявляются высокие требования по износостойкости. Известный способ повышения долговечности деталей путем увеличения их толщины приводит к утяжелению конструкций, снижению их грузоподъемности, пропускной способности и т. д. Кроме того, частые замены таких узлов приводят к снижению производительности технологического оборудования. Поэтому все более широкое распространение приобретают процессы упрочнения быстроизнашивающихся поверхностей деталей наплавкой.

Для плоских деталей (бункера, течки, стенки ковшей, кузова самосвалов, сита, лотки загрузочных устройств доменных печей и др.), работающих в условиях интенсивного абразивного изнашивания, экономически и технически более целесообразной является защита быстроизнашивающихся поверхностей путем их футеровки износостойкими листами.

Разработанная в ИЭС им. Е. О. Патона технология наплавки листов основывается на применении в качестве электродного материала самозащитных порошковых лент сечением 16,5×4,0 и 10,0×3,0 мм, которые позволяют проводить наплавку без глубокого проплавления основного металла и исключают трудоемкий процесс удаления шлаковой корки [1].

Процесс наплавки листов порошковыми лентами основан на непрерывном возвратно-поступательном перемещении электрода и толчковом перемещении на шаг наплавляемой детали.

Наплавленный слой износостойкого металла имеет трещины, которые не переходят в основной металл и оказывают незначительное влияние на эксплуатационные характеристики. Разработанная технология обеспечивает высокую произво-

дительность — до 25 кг наплавленного металла в час.

Наплавленный лист после полного остывания имеет незначительную деформацию — максимальная стрела прогиба на длине 2500 мм не превышает 30...40 мм.

Впервые данная технология внедрена на Новолипецком металлургическом комбинате. При этом использовали установку УД-249, спроектированную ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона [2], которая позволяла получать наплавленные листы размером 2100×1100 мм.

В последние годы в Украине и других странах СНГ идет интенсивная замена традиционных засыпных аппаратов доменных печей на бесконусные загрузочные устройства. Основным элементом таких агрегатов, наиболее подверженных износу, являются лотки. Их интенсивное изнашивание обусловлено тем, что через них проходит очень большое количество шихтовых материалов. Как правило, срок службы таких устройств не превышает одного года.

Для изготовления футеровочных элементов лотков нами предложено использовать износостойкие наплавленные листы. Путем их резки и гибки можно получать готовые износостойкие элементы для лотков загрузочных устройств и других быстроизнашиваемых элементов этих агрегатов.

Для реализации данных предложений на существующем оборудовании были наплавлены листы типоразмера 15 + 10 мм. Наплавку выполняли порошковой лентой ПЛАН-Т-179 сечением 16,5×4,0 мм. Затем в условиях металлургического предприятия, основываясь на наших технологических рекомендациях, провели гибку этих листов на диаметр 900 мм. Таким образом получены готовые износостойкие детали лотка загрузочного устройства доменной печи.

Интерес, проявленный к данной технологии рядом металлургических предприятий, стал ос-



новым стимулом к разработке нового поколения оборудования для наплавки износостойких биметаллических листов.

В процессе проектирования установки АД 380.03М (рис. 1) учтены как опыт работы существующего оборудования, так и многочисленные пожелания заказчика. Так, увеличены размеры наплавляемой заготовки, добавлены функции наплавки и сварки под флюсом и в среде защитных газов, а также с колебательными движениями электрода. Самым важным явилась разработка новой современной системы управления установкой.

Таким образом, разработана и изготовлена специализированная установка для упрочнения методом электродуговой наплавки открытой дугой стальных листов толщиной от 5 до 30 мм, длиной 3 м и шириной 1,5 м. Она состоит из тележки с двумя наплавочными головками, перемещающейся по направляющей. Установка оснащена двумя рабочими столами для крепления стальных листов, что обеспечивает непрерывность процесса наплавки. Тележка может перемещаться с рабочей и маршевой скоростью.

Основные технические характеристики установки АД 380.03М (норма) следующие:

номинальный сварочный ток при ПВ = 100%, А ...	1200
размеры электродной ленты, мм	16,5...4,0; 10...3,0

диапазон регулирования скорости подачи	
порошковой ленты, м/ч	4...120
диапазон регулирования скорости подачи	
проволоки, м/ч	20...600
скорость продольного перемещения	
аппарата, м/ч	0,01...106
скорость поперечного перемещения	
аппарата, м/ч	4...106
скорость вертикального перемещения	
аппарата, м/ч	10...100
точность позиционирования рабочего	
органа, мм	±1
габаритные размеры установки, мм,	
не более	11100×3498×3468
масса установки, кг, не более	15000

Управление установкой осуществляется системой управления СУ-320, что обеспечивает высокую точность перемещения рабочих органов и автоматическое регулирование технологических параметров процесса наплавки. Эта система управления (СУ) предназначена для управления технологическим процессом наплавки листов. Она построена на базе комплектующих изделий производства «OMRON» (Япония) и состоит из следующих основных частей:

программируемого контроллера (ПК) типа «CQM1N» с программным обеспечением (ПО ПК) для управления процессом наплавки;



Рис. 1. Общий вид установки АД 380.03М

инверторных частотных электроприводов типа Varispeed F7 и Varispeed V7 для двигателей установки АД-380;

панели оператора (терминал) типа NT-11S для ввода технологических параметров;

пускозащитной аппаратуры, измерительных приборов и органов управления.

Электрооборудование СУ размещено в шкафу управления, расположенном рядом с установкой. Органы управления находятся на пульте, расположенном на двери шкафа.

СУ обеспечивает функционирование оборудования в трех режимах: наладка–лента–проволока (выбор режима с помощью переключателя на пульте). Режим «Наладка» предназначен для проверки работы всех механизмов установки и выполнения установочных перемещений перед наплавкой. Режимы «Лента» и «Проволока» предназначены для автоматического управления технологическим процессом сварки и наплавки по заданной программе. В зависимости от применяемого материала для наплавки (лента или проволока) СУ обрабатывает заданные технологические режимы. Во всех режимах работы обеспечивается индикация параметров на цифровых приборах и панели оператора, а также возможность для оператора регулировки параметров в процессе наплавки или сварки.

Для контроля работы оборудования на панель оператора выводятся технологические и аварийные сообщения типа: «нет тока, стоп процесса», «отказ привода подачи», «параметр не в пределах» и др.

Установка комплектуется двумя источниками питания с жесткой внешней характеристикой типа ВДУ-1250.

В качестве электродного материала могут использоваться самозащитные порошковые ленты различных составов, обеспечивающие высокую твердость наплавленного металла и высокую из-



Таблица 1. Толщины наплавленных листов, мм

Толщина листа	Толщина основного металла	Толщина наплавленного слоя
5 + 3	5	3
6 + 4	6	4
8 + 5	8	5
8 + 8	8	8
8 + 10	8	10
10 + 5	10	5
10 + 8	10	8
10 + 10	10	10
12 + 5	12	5
12 + 10	12	10
12 + 12	12	12
12 + 17	12	17
15 + 5	15	5
15 + 10	15	10
20 + 12	20	12

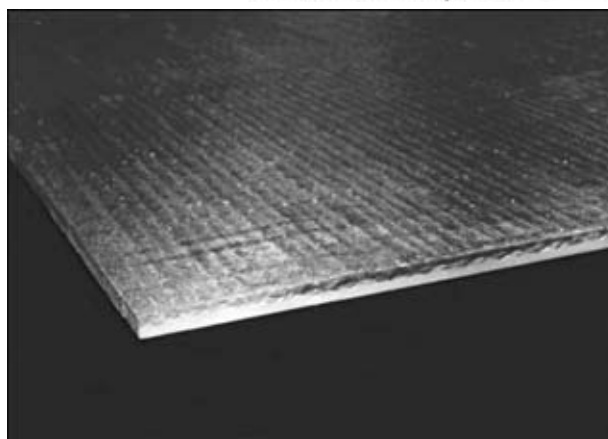


Рис. 2. Внешний вид наплавленного листа

Таблица 2. Химический состав наплавленного металла, выполненного порошковыми лентами, и его твердость

Марка порошковой ленты	Химический состав наплавленного металла, мас. %							Твердость HRC
	C	Cr	Mn	Nb	Mo	V	W	
ПЛАН-Т-180	4,5	30,0	—	—	1,0	—	—	58...62
ПЛАН-Т-181	4,5	30,0	3,0	—	—	—	—	58...60
ПЛАН-Т-179	5,0	22,0	—	7,0	6,0	1,0	2,0	58...62

носостойкость при нормальных и повышенных температурах.

Для наплавки листов толщиной 5...7 мм применяется порошковая лента сечением 10,0×3,0 мм, 8...20 мм — сечением 16,5×4,0 мм. Наплавку можно проводить в один, два и три прохода.

Получаемые биметаллические листы путем раскря, резки и гибки можно легко трансформировать в широкую гамму деталей для упрочнения различных узлов и агрегатов, продлевая их работоспособность в несколько раз.

Данная установка была изготовлена на Опытном заводе сварочного оборудования ИЭС им. Е. О. Патона и отправлена заказчику (ремонтно-механический комплекс Магнитогорского металлургического комбината, РФ). Установка введена в эксплуатацию в феврале 2009 г.

Разработанная технология наплавки и оборудование позволяют получать листы большой гаммы типоразмеров (табл. 1). Следует отметить, что размеры, указанные в этой таблице, приведены без учета глубины проплавления основного металла. Глубина проплавления при наплавке листов толщиной 5...8 мм составляет 1,5...2,0 мм, свыше 8 мм — 2...3 мм.

Для наплавки листов применяют порошковые ленты, обеспечивающие химический состав наплавленного металла и его твердость, в соответствии с данными табл. 2.

По требованию потребителей могут использоваться и другие материалы.

Внешний вид наплавленного листа представлен на рис. 2.

Разработанная технология, оборудование и материалы позволяют получать широкую гамму износостойких футеровочных элементов, которые могут с успехом применяться при изготовлении и ремонте оборудования в различных отраслях промышленности. Такие изделия конкурентоспособны и на мировом рынке, подтверждением чему могут служить поставки такой продукции в США, Германию, Грецию, Россию, Польшу и другие страны.

1. Наплавка быстроизнашивающихся деталей самозащитными порошковыми лентами / Б. В. Данильченко, В. П. Шимановский, А. П. Ворончук, И. П. Копылец // Автомат. сварка. — 1989. — № 5. — С. 38–41.
2. Терпило В. Н., Шимановский В. П. Технология наплавки порошковыми лентами листов малой толщины // II конф. молодых ученых и специалистов. — Киев, 1988. — С. 48–49.

The data are presented on the developed, made and applied unit AD 380.03M, which is intended for hard-facing of low-carbon steel plates with thickness of 5 to 30 mm and dimensions of 1500x3000 mm. Thickness of the deposited layer can be varied from 3 to 17 mm. Characteristics of the unit, main point of the process, hard-facing consumables, and fields of application of strengthened plates are described.

Поступила в редакцию 10.04.2009



ПО СТРАНИЦАМ ЖУРНАЛА «WELDING AND CUTTING» 2008, № 6

Yapp D., Kong C.-J. ГИБРИДНАЯ ЛАЗЕРНО-ДУГОВАЯ СВАРКА ТРУБОПРОВОДА

Авторы предполагают, что объемы сооружения новых трубопроводов в последующие 20 лет будут возрастать еще большими темпами в результате увеличивающегося использования во всем мире комбинированных электростанций с циклическим режимом работы, применяющих в качестве топлива природный газ. Сооружение трубопроводов большого диаметра и большой протяженности приводит к необходимости повышения производительности сварки при выполнении кольцевых швов трубопровода. Гибридная лазерно-дуговая сварка с использованием волоконного лазера рассматривается как процесс, имеющий значительный потенциал для сварки трубопровода. Новые лазеры имеют небольшую опорную поверхность при достаточно высокой эффективности (КПД от 20 до 30 %), т. е. их можно рассматривать применительно к использованию в полевых условиях. Про-

ведена оценка гибридной лазерно-дуговой сварки для выполнения корневых проходов кольцевых швов трубопровода и сделан принципиальный вывод, что приемлемые по качеству корневые швы можно получить в диапазоне рассматриваемых условий сварки. Швы хорошего качества были получены при мощности лазерного излучения 4 кВт и скорости сварки 4 м/мин. Эта скорость значительно выше обычной (1,5 м/мин), достигаемой при выполнении корневых проходов дуговой сваркой металлическим электродом в защитном газе. Корневые лазерные швы в сочетании со швами заполнения, полученными дуговой сваркой металлическим электродом в защитном газе, в трубопроводах из стали класса X100 демонстрируют удовлетворительные механические свойства.

Taban E., Deleu E., Dhooge A., Kaluc E. СВОЙСТВА ДУГОВОЙ СВАРКИ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ МОДИФИЦИРОВАННОЙ ФЕРРИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ с 12 % Cr

Нержавеющие стали с 12 % Cr имеют потенциально лучшую свариваемость, чем любые другие ферритные или мартенситные стали. Они недорогие, благодаря их достаточно высокой коррозионной стойкости в атмосферных и неагрессивных водных условиях широко используются в оборудовании для добычи угля и золота на сахароперерабатывающих предприятиях, в автодорожном и железнодорожном транспорте и при получении электроэнергии. В реферируемом исследовании для улучшения свариваемости использовали модифицированный тип ферритной нержавеющей стали X2CrNi12, соответствующий 1.4003 в EN 10088 и EN 10028-7 и UNS S41003 в ASTM A240 с более низким содержанием углерода (< 0,01 %). Изучены также свойства пластины из модифицированной стали с 12 % Cr толщиной 20 мм, сваренные дуговой сваркой порошковой проволокой. Соединения были подвергнуты механическим испытаниям на удар Шарпи, испытаниям на вязкость разрушения при раскрытии в вершине трещины, испытаниям на растяжение и изгиб. Выполнен химический анализ металла шва и оценена микроструктура, включая распределения микротвердости, измерения содержания феррита и анализа размера зерна в различных областях шва. Для определения атмосферной коррозионной стойкости выполнены испытания на стойкость к воздействию соляного тумана. Определено соотношение между вязкостью и микроструктурой. Проведенные исследования позволили сделать следующие выводы.

Модифицированная нержавеющая ферритная сталь, соответствующая EN 10088, изготовленная экономно с низким уровнем углерода и примесей, может быть соединена безде-

фектным образом с помощью дуговой сварки порошковой проволокой. После гибки дефекты не наблюдаются. Тенденция к укрупнению зерна в термообработанной ЗТВ не имеет никакого влияния на гибочные свойства и свойства растяжения, тогда как ударная вязкость термообработанной ЗТВ в основном понижается и зависит от количества микроструктуры с укрупненным зерном. Тем не менее, вязкость ЗТВ можно улучшить посредством послесварочной термообработки на протяжении 30 мин, что является многообещающим. Если можно было бы ограничить укрупнение зерна, швы имели бы большую ударную вязкость. Твердость в ЗТВ этой стали может быть легко ограничена до $HV\ 5\ 300$. Высокая атмосферная коррозионная стойкость обеспечивается покрытием на образцах для испытания на стойкость к соляному туману. Производство нержавеющей сталей с низким содержанием углерода обеспечивает лучшую свариваемость при разумной стоимости и приводит к более низким эксплуатационным расходам, чем применение конструкционных углеродистых сталей. Кроме того, поскольку они дешевле аустенитных марок с привлекательными прочностными свойствами, эту модифицированную углеродистую сталь с 12 % Cr можно рассматривать как рентабельное звено между этими типами. В случае, если улучшенную свариваемость этой модифицированной нержавеющей стали с 12 % Cr, можно было бы обеспечить с помощью контролируемого химического состава и условий поставки (что приведет к повышенной производительности при сварке), то в ближайшем будущем можно было бы значительно расширить область ее применения в качестве инновационного продукта.



*ПЕРВАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО СОЕДИНЕНИЯМ
В АВТОМОБИЛЕСТРОЕНИИ В САТТЛЕДТЕ, АВСТРИЯ*

Более 150 специалистов автомобильной промышленности со всего мира, занимающихся производством и разработкой, встретились во «Фрониусе» в Саттледте (Австрия) 1 и 2 октября 2008 г. Повестка дня включала презентации фирм и обсуждение современных направлений в создании технологии материалов и разработке технологий соединения в автомобилестроении, что служит толчком для продолжения и усиления обмена информацией. Доктор Клаус Коглин, директор Центра технических разработок «Ауди», предложил создать рабочую группу с участием представителей из научных институтов, производителей стали и алюминия, промышленных строителей, поставщиков и самих автопроизводителей.

В своем приветственном обращении Клаус Фрониус акцентировал внимание на необходимости устранения ограничений, которые стоят на пути к новым, разумным решениям, примером которых является термическое соединение алюминия и стали. Это открывает интересные возможности для легких конструкций в автомобилестроении, снижения расхода топлива и впоследствии выброса CO_2 . Представители лидирующих брендов как Ауди, BMW, Форд, Мерседес Бенц, Хьюндай и Фольксваген предоставили отчеты об опыте ос-

воения трудоемких и воспроизводимых процессов соединения, в частности, относительно оптимальных результатов, достигнутых с помощью применения лазерной гибридной сварки и СМТ-процесса (переноса холодного металла).

Исследователи и разработчики Научно-исследовательского института Макса Планка и Университета горной промышленности Лебена (Австрия) отметили такие основные области последних разработок, как соединение неоднородных материалов (алюминий и сталь). Профессор Боюн Ли из Корейского авиакосмического университета рассказал о своем опыте с Хьюндай на Дальнем Востоке и его инновационном процессе СМТ для сварки в CO_2 и пайки МИГ. Представители Магна и BMW удивили участников своим предложением о практических перспективах планирования качества и процессов обеспечения качества в их компаниях.

Клаус Фрониус с доктором Клаусом Коглиным и Гансом Хорнигом (директором центра процессов соединения в исследовательском и информационном центре BMW) договорились проводить конференции раз в два года. Клаус Коглин от Ауди будет контактным лицом для заинтересованных лиц до того времени как рабочая группа, основанная в Саттледте, начнет официально существовать.

*СОСТОЯНИЕ РАЗРАБОТКИ ПРИМЫКАЮЩЕГО СОПЛА
ДЛЯ СВАРКИ МАГ С ДВОЙНЫМ ГАЗОВЫМ ПОТОКОМ*

Представлены исследования по применению примыкающего сопла для сварки металлическим электродом в среде активных газов с двойным газовым потоком. Сопло, прикрепленное к обычному соплу с защитным газом, подает струю защитного газа, которая окружает основную струю газа и состоит, например, из диоксида углерода высокой марки. Таким образом, можно достичь значительной экономии защитного газа для сварочного процесса металлическим электродом в среде активных газов, главным образом состоящего из аргона. Исследования показали, что при выборе правильного примыкающего сопла и установочных параметров сварочный процесс проходит стабильно и достигается удовлетворительное качество шва.

Представленные результаты вытекают из двух диссертаций, подготовленных в Университете прикладных наук Бо-

хума в Германии. Дальнейшие исследования по сварке МАГ с двойной средой защитных газов с примыкающим соплом должны проводиться на широкой основе. Это будет шагом вперед в сварочных технологиях. При этом такие же удовлетворительные результаты сварки могут быть достигнуты при вдвое меньших расходах защитных газов. Существует значительный потенциал использования во многих сварочных установках МАГ, используемых в Германии. Затраты на модифицирование сварочной установки МАГ с примыкающим соплом, установленным на существующей сварочной горелки с дополнительной подачей газа CO_2 , которая контролируется с помощью электромагнитного клапана, относительно низкие и могут быть компенсированы за очень короткий срок.

НОВАЯ КНИГА

Кононенко В. Я. Ручная и механизированная дуговая сварка и наплавка. — Киев: Изд-во университета «Украина». — 2009. — 456 с.

В справочнике систематизированы материалы, отражающие технологии дуговой сварки и наплавки металлов покрытым электродом, в среде защитных газов плавящимся и неплавящимся электродом, а также приведены основные сведения об оборудовании, инструментах и приспособлениях для реализации этих технологий. Изложены новые системы маркировки электродов и проволок и сложившееся состояние нормативной документации в этом направлении. Дана краткая информация о нормировании процессов сварки, организации рабочего места и технике безопасности.

Предназначен для инженерно-технических работников, мастеров, рабочих, студентов вузов и ПТУ сварочных, металлургических и машиностроительных специальностей.

11-я МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ в САНКТ-ПЕТЕРБУРГЕ

14–17 апреля 2009 г. в Санкт-Петербурге состоялась 11-я Международная научно-практическая конференция «Ресурсосберегающие технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки от нано- до макроуровня», организаторами которой являлись научно-производственная фирма «Плазмацентр» и Санкт-Петербургский государственный политехнический университет. Эта традиционная ежегодная конференция проводится с 1997 г. и является самой крупной в России и странах СНГ по данной тематике. Она посвящена промышленным технологиям, которые в момент экономического кризиса способны обеспечить максимальное сокращение издержек и повысить эффективность производства.

В работе конференции приняли участие около 450 человек, представляющих различные предприятия и организации России, Белоруссии, Украины, Казахстана, Азербайджана, Молдавии, Армении, Узбекистана, Литвы, Польши, Кореи. Генеральным информационным спонсором конференции являлось ООО «Издательство Машиностроение». Информационную поддержку также оказывало более 50 периодических научно-технических журналов.

Работа конференции велась по четырем направлениям:

технологии восстановления первоначальной (заданной) геометрии поверхности с использованием сварки, наплавки, напыления и других процессов (41 доклад);

инженерия поверхности, конструкционные и эксплуатационные методы повышения надежности и

долговечности, триботехника, обработка поверхности изделий (29 докладов);

технологии упрочнения, модификация и восстановление физико-механических свойств поверхности, нанесение тонкопленочных покрытий (62 доклада);

технологии диагностики, дефектации, мойки и очистки (25 докладов).

Во вступительном слове генерального директора НПФ «Плазмацентр» П. А. Тополянского было отмечено, что в России и странах СНГ проводимая в Санкт-Петербурге конференция является наиболее значимой и крупномасштабной. На ней присутствуют не только специалисты, ученые и преподаватели вузов — разработчики технологий ремонта, восстановления и упрочнения, но и представители промышленности — непосредственные потребители данных технологий, которые приезжают из разных уголков России и стран СНГ. Здесь осуществляется прямое общение разработчика и непосредственного потребителя инновационных проектов. Именно диалогом и обменом опытом славятся эти конференции. Основная цель этих конференций — популяризация технологий, получение новых, которые способны создавать надежную и конкурентоспособную продукцию, пропаганда необходимости получения новых знаний, способствующих повышению качества, надежности и долговечности выпускаемых и эксплуатируемых технических изделий. Особенностью проводимых конференций является их практическая направленность, возможность нахождения исполнителей для внедрения процессов ремонта, восстановления и упрочнения, демонстрация и проведение





вместе с участниками нанесения износостойких покрытий на изделия, привезенные с собой. Данная конференция имеет большое воспитательное значение, так как на ней присутствуют аспиранты и студенты, которые выбрали направление своей будущей трудовой деятельности — инженерное творчество.

На конференции было заслушано около 50 пленарных докладов. Каждая организация, представившая доклад, была отмечена почетным дипломом.

Следует отметить возросший объем исследований и новых эффективных разработок, выполненных в различных вузах и имеющих практическую направленность. Комплексный подход к решению проблем может быть проиллюстрирован, например, разработкой Санкт-Петербургского аграрного университета совместно с Брянской сельскохозяйственной академией технологии дуговой наплавки деталей почвообрабатывающих машин с учетом взаимодействия почвы с наплавленной поверхностью. Наплавка не сплошным слоем, а отдельными полосами по определенной схеме дает возможность повысить качество обработки почвы, снизить износ деталей, а также уменьшить расход наплавленных материалов. Технология может быть использована не только производителями сельхозтехники, но и малыми предприятиями технического сервиса.

Значительное внимание разработчики технологий ремонта и упрочнения уделяют механизации и автоматизации как собственно техпроцессов, так и информационным системам автоматизированного выбора материалов для нанесения покрытий (например, разработка Военно-технического университета, г. Балашиха).

Нельзя не отметить активное участие в конференции представителей отдаленных регионов: Якутска, Магадана, Хабаровска, Читы, Новосибирска и др., представивших интересные разработки на актуальные темы.

На конференции наибольшее количество докладов (62) было посвящено новым ресурсосберегающим технологиям упрочнения поверхности и нанесения тонкопленочных покрытий. Технологии отличаются большим разнообразием и эффективностью. Интересные разработки были представлены специалистами Белоруссии, Иркутска, Москвы и Санкт-Петербурга. На конференции отмечена актуальность создания безвакуумных технологий получения упрочняющих нанопокровов.

Традиционно для участников конференции было организовано посещение промышленных участков по восстановлению и нанесению функциональных покрытий с использованием технологий газотермического напыления, наплавки и упрочнения. Участникам были продемонстрированы в работе новый процесс финишного плазменного упрочнения с нанесением алмазоподобного покрытия, способный за

несколько минут обработки изделий многократно повысить их стойкость, технология плазменной наплавки-напыления (РТА-процесс). Во время работы конференции производилось упрочнение привезенного участниками инструмента и технологической оснастки.

На выставочных площадях участникам конференции демонстрировалось новое поколение оборудования, разработанное специалистами НПФ «Плазмацентр», ООО «Мессер Эвтектик Кастолин», ООО «ОЦПН», ООО «Энергия 3000».

В рамках конференции для представителей промышленности одновременно прошли школы-семинары: «Все методы повышения стойкости инструмента, штампов холодного деформирования, прессформ и другой технологической оснастки»; «Наплавка и напыление — выбор технологии, оборудования и материалов»; «Ремонт, восстановление, упрочнение и контроль качества литейной оснастки, кузнечно-прессового инструмента и штампов»; «Конструирование деталей и узлов трения с повышенной долговечностью и износостойкостью».

В процессах обсуждения участники конференции отметили политические аспекты и сложности внедрения передовых современных технологий ремонта, восстановления и упрочнения. Активно высказывались мнения о целесообразности организации региональных центров реновации технических средств, активизации работ по применению новых наукоемких технологий для ремонта и особенно для упрочнения ответственных деталей и инструмента. Участниками конференции было отмечено широкое применение плазменных, лазерных, ультразвуковых и других высокоэффективных электрофизических процессов для продления ресурса работы деталей, инструмента и технологической оснастки. Нанотехнологии выходят из исследовательских лабораторий и все шире применяются для упрочнения различных изделий. Активно проводятся совместные работы ученых и практиков различных стран СНГ. Международные конференции подобного формата способствуют развитию практически всех секторов экономики как России, так и других стран.

Ежегодно проводимая в Санкт-Петербурге конференция, посвященная технологиям ремонта, восстановления и упрочнения, является важным звеном для интеграции науки и производства. К открытию конференции был издан сборник докладов в двух томах общим объемом порядка 1000 страниц. Распространялась также «Энциклопедия технологий ремонта, восстановления и упрочнения» — компакт-диск всех материалов предшествующих конференций (порядка 6000 с.) с компьютерной программой поиска по ключевым словам информации для решения научно-практических задач.

Н. Л. Иванова

4-я МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО ЛАЗЕРНЫМ ТЕХНОЛОГИЯМ

26–29 мая 2009 г. в Крыму на базе Дома творчества ученых «Кацивели» состоялась 4-я Международная конференция «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов, LTWMP-2009», организованная ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, НИИ лазерной техники и технологии НТТУ «КПИ» и Международной ассоциацией «Сварка». Сопредседателями ее Программного комитета являлись академик Б. Е. Патон и проф. В. С. Коваленко.

Начиная с 2003 г. конференции по отмеченной тематике проводятся регулярно и собирают экспертов по этой прогрессивной технологии со всего мира. Официальный рабочий язык конференции — английский. В этом году несмотря на все сомнения организаторов относительно целесообразности проведения конференции в условиях жесткого глобального кризиса профессионалы лазерной технологии из семи стран мира (на предшествующих конференциях количество стран-участников обычно превышало 20) успешно преодолели все проблемы своего участия в конференции.

После приветствия пленарную часть конференции открыл докладом проф. В. С. Коваленко «Современные тенденции развития высоких технологий в машиностроении». Речь в нем шла о новой парадигме развития машиностроения (Competitive Sustainable Manufacturing — конкурентноспособное производство) и необходимости внедрения в производство инноваций, которые базируются на прог-

рессивных технологиях и включают автоматизацию процессов сборки и разборки в промышленности, разработки высокоэффективных лазеров — диодных, оптоволоконных и др.

Фундаментальный доклад был сделан проф. Г. А. Туричиным с коллегами из Санкт-Петербургского технического университета — «Лазерная гибридная сварка трубной стали — моделирование и технология». Теоретическому анализу гибридных процессов также был посвящен доклад проф. И. В. Кривцуна с коллегами из ИЭС им. Е. О. Патона «Взаимодействие плотной газоразрядной плазмы с металлической поверхностью, испаряющейся во время плазменной и лазерно-плазменной сварки». Др. А. Гуменюк из Федерального института исследования материалов (г. Берлин, Германия) доложил результаты исследований лазерной гибридной сварки толстостенных конструкций с использованием волоконного лазера. Китайские коллеги представили два доклада из лазерного центра Дзензянского университета технологий (г. Ханчжоу). В одном из них результаты общих исследований с коллегами из НИИ лазерной технологии НТУУ «КПИ» были представлены проф. Джинхуа Яо — «Изучение остаточных напряжений и механических свойств турбинных лопаток из нержавеющей стали, модифицированных лазерным излучением». Проф. А. Н. Грезев из Института лазерных и информационных технологий РАН (Шатура), представил доклад «Ла-





зерное оборудование и методы лазерной резки, сварки и поверхностной обработки», которые были разработаны в этом институте для различных предприятий в последнее время.

В ряде докладов рассмотрена возможность управления локальными термическими деформациями с помощью лазерного излучения для того, чтобы изменить форму и жесткость деталей из листовых материалов — М. Грден и проф. Ф. Волерстен (Институт лучевой техники, Бремен, Германия), а молодой исследователь из НИИ лазерной техники и технологии НТУУ «КПИ» А. Каглык с коллегами сделал доклад на тему «Формирование изделий из металлических листовых материалов с помощью лазера». Возможности применения лазерного излучения для перфорации и сверления нефтяных и газовых буровых скважин были обсуждены специалистами из Украинского государственного геологического исследовательского института (Киев). Литовский коллега проф. С. Сипявичус (Институт физики АН Литвы, Вильнюс) предложил использование лазерного излучения для изготовления наночастиц металлов.

В нескольких докладах из КПИ рассмотрены возможности изготовления станков для кардиохирургических операций (Р. Жук, Н. Анякин и др.). Одна из них была представлена студенткой И. Вахдатиния (Иран), которая подготовила магистерскую работу. Среди других тем, которые вызвали общий интерес — доклад проф. Л. Ф. Головки из КПИ (изготовление алмазного режущего инструмента с помощью технологии лазерного выращивания изделий) и др.

Во время пленарных и стендовых сессий было рассмотрено свыше 50 докладов. По завершении конференции был организован круглый стол, где обсуждались актуальные проблемы развития лазерных технологий. Серьезная дискуссия была посвящена особенностям физических явлений, которые наблюдаются при взаимодействии лазерного излучения и плазмы при реализации гибридной «лазер + плазма» обработки.

Во время дискуссии по применению в исследованиях различных методов моделирования было подчеркнуто, что разработка физических и математических моделей процессов целесообразна в тех случаях, когда результаты моделирования имеют хорошую корреляцию с практическим (экспериментальными) результатами.

К открытию конференции были изданы сборник тезисов и программа конференции. К концу ноября 2009 г. будут изданы труды конференции на английском языке (труды предыдущих конференций LTWMP-03, LTWMP-05, LTWMP-07 можно заказать в редакции журнала «Автоматическая сварка»).

Доброжелательная, гостеприимная, творческая обстановка на конференции способствовала развитию полезных дискуссий, установлению деловых контактов. Участники конференции из разных стран, учитывая ее безусловный успех, выразили единодушное одобрение предложению проведения следующей, 5-й Международной конференции по лазерным технологиям в сварке и обработке материалов (LTWMP-11) в мае 2011 г. — Кацивели, Крым, Украина.

В. С. Коваленко, д-р техн. наук,
А. Т. Зельниченко, канд. физ.-мат. наук

ПОЗДРАВЛЯЕМ!



Коллектив Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, редколлегия и редакция журнала «Автоматическая сварка» горячо и сердечно поздравляют главного конструктора проекта ГП «ОКБ» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, академика Академии инженерных наук Украины **Мозжухина Анатолия Александровича** с присвоением ему почетного звания «Заслуженный машиностроитель Украины».

ПОДПИСКА — 2009 на журнал «Автоматическая сварка»

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

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

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

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

ПОДПИСНОЙ КУПОН

Адрес для доставки журнала _____

Срок подписки с
Ф. И. О. _____

Компания _____

Должность _____

Тел., факс, E-mail _____

200 г. по

200 г. включительно



РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Обложка наружная, полноцветная

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

Вторая страница обложки (200×290мм) — 550\$

Третья страница обложки (200×290мм) — 500\$

Четвертая страница обложки (200×290мм) — 600\$

Обложка внутренняя, полноцветная

Первая страница обложки (200×290мм) — 400\$

Вторая страница обложки (200×290мм) — 400\$

Третья страница обложки (200×290мм) — 400\$

Четвертая страница обложки (200×290мм) — 400\$

Внутренняя вставка

Полноцветная (разворот А3) (400×290мм) — 570\$

Полноцветная (200×290мм) — 340\$

Полноцветная (200×142мм) — 170\$

Реклама в разделе информации

Полноцветная (165×245мм) — 300\$

Полноцветная (165×120мм) — 170\$

Полноцветная (82×120мм) — 80\$

• Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу

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

• Статья на правах рекламы — 50% стоимости рекламной прощадки

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

Технические требования к рекламным материалам

• Размер журнала после обрезки 200×290мм

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

Все файлы в формате IBM PC

• Corell Draw, версия до 10.0

• Adobe Photoshop, версия до 7.0

• QuarkXPress, версия до 7.0

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

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

Подписано к печати 07.07.2009. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 9,00. Усл.-отт. 9,60. Уч.-изд. л. 10,01. Цена договорная.

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



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

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

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

Порошковые проволоки — ПП-АН1, ПП-АН3,
ПП-АН7, ПП-АН19, ПП-АН19Н, ПП-АН24С, ПП-АН30,
ПП-АН59, ПП-АН61, ПП-АН63, ПП-АН67, ПП-АН68М,
ПП-АН69, ПП-АН70М, ПП-АНВ2У, ПП-НnX25П4НЗТ,
ППС-ЭК1, ППС-ЭК2, ППР-ЭК3, ППР-ЭК4

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

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

Возможно изготовление других марок материалов

04112, Украина
г. Киев-112
ул. О. Телиги, 2

Тел.: (044) 456-64-95
456-63-69
Факс: (044) 456-64-95
456-63-08

HYUNDAI
WELDING CO., LTD.



Ваши надежные партнеры в мире сварки!



Официальный дилер "HYUNDAI Welding Co., Ltd." в Украине:
ООО "НАУЧНО-ПРОИЗВОДСТВЕННАЯ ФИРМА "ЗНА"
ул. Автомагистраль (Горького), 69, г. Киев, 03150 (справа в Киеве и Харькове)
Тел.: +380(044) 200-80-25, факс: (044) 200-85-17
e-mail: info@zna.com.ua
www.zna.com.ua

ЗАКРЫТОЕ АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО

СпецСплав

ПРОИЗВОДСТВО:

Флюсы сварочные

Проволоки порошковые для внепечной

обработки металлургических расплавов

Проволоки порошковые для сварки, наплавки,

напыления и металлизации

Электроды наплавочные, специального назначения,

для сварки чугуна и резки

Ферросплавы и легатуры

Хром металлургический

Комплексные раскислители и модификаторы

ул. Курсантова, 1
г. Днепропетровск
49051, Украина

Тел.: (380562) 35-50-25
Тел./факс: (380562) 35-19-41
E-mail: sp@spetssplav.dp.ua

АББ - сердце робототехники

Робототехнические комплексы
для дуговой и контактной сварки



- Роботизация всего производственного цикла
- Роботизированные заводы "Без людей"

АББ Лтд
Украина, 03038, Киев
ул. Гринченко, 2/1
Тел.: +380 44 495 22 11
Факс: +380 44 495 22 10
E-mail: robotics@ua.abb.com
www.abb.ua

ABB

С 1992 г. на рынке сварочного оборудования Украины

 **предприятие**
«Триада-Сварка»
г. Запорожье

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



ABICOR BINZEL
Fronius
SELMA

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

 **ОАО «ЗАПОРОЖСТЕКЛОФЛЮС»**

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

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

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

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

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

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

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



МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ПРОБЛЕМЫ СВАРКИ, РОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССОВ И ТЕХНОЛОГИЙ»

Организаторы конференции

Министерство образования и науки Украины
Национальная академия наук Украины
Национальный университет кораблестроения (НУК)
Национальный технический университет Украины «КПИ»
Институт электросварки им. Е.О. Патона
Институт сильноточной электроники СО РАН РГТУ им. К.Э. Циолковского «МАТИ»
Международная ассоциация «Сварка»
Общество сварщиков Украины
ГП НПКГ «Заря-Машпроект»
ОАО судостроительный завод «Вадап Ярдс «Океан»

Место проведения конференции

Национальный университет кораблестроения им. Адмирала Макарова
пр-т Героев Сталинграда, 9 г. Николаев, Украина

Порядок работы конференции

14 октября — заезд и регистрация участников;
15–16 октября работа конференции;
17 — отъезд участников конференции

Координаты оргкомитета

Ответственный секретарь Лабарткава Андрей Владимирович — (0512) 397-746; e-mail: welding@usmtu.edu.ua
Заместитель председателя оргкомитета д.т.н. профессор Квасницкий Вячеслав Федорович — (0512) 397-318

