Институт электросварки им. Е. О. Патона Национальной академии наук Украины Международный научно-технический и производственный журнал

ТИЧЕСКАЯ

№ 3 (719) Март 2013

Издается с 1948 года

## 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,
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) А. С. Зубченко (Россия) М. Зиниград (Израиль) В. И. Лысак (Россия) Б. Е. Патон (Украина) Я. Пилярчик (Польша) О. И. Стеклов (Россия) Г. А. Туричин (Россия)

УЧРЕДИТЕЛИ:

Национальная академия наук Украины, ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, МА «Сварка»

Адрес редакции: Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ 03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11 Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277 Факс: (38044) 200 5484, 200 8277 E-mail: journal@paton.kiev.ua www.paton.kiev.ua URL: www.rucont.ru

Редакторы: Т. В. Юштина, И. Ф. Соколова Электронная верстка: И. Р. Наумова, А. И. Сулима, Д. И. Середа

Свидетельство о государственной регистрации КВ 4788 от 09.01.2001

Журнал входит в перечень утвержденных Министерством образования и науки Украины изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

Журнал переиздается на английском языке Институтом электросварки им. Е. О. Патона под названием «The Paton Welding Journal»



За содержание рекламных материалов редакция журнала ответственности не несет Цена договорная

# СОДЕРЖАНИЕ

#### НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Махненко В. И., Махненко О. В., Великоиваненко Е. А.,	
<i>Розынка Г. Ф., Пивторак Н. И.</i> Учет порообразования при	
термической обработке сварных узлов из сталей, склонных к	
образованию трещин отпуска	. 3
Костин В. А., Григоренко Г. М., Соломийчук Т. Г., Жуков В. В.,	
Зубер Т. А. Микроструктура металла ЗТВ соединений высоко-	
прочной конструкционной стали WELDOX 1300	. 7
Фольпп Й., Гатцен М., Фоллертсен Ф. Аналитическая модель	
динамики парогазового канала при лазерной сварке с глубоким	
проплавлением	15
Маркашова Л. И., Покляцкий А. Г., Кушнарева О. С. Влияние	
способов сварки на структуру и механические свойства соеди-	
нений алюминиевого сплава 1460	20
Ахонин С. В., Белоус В. Ю., Мужиченко А. Ф., Селин Р. В.	
Математическое моделирование структурных превращений в	
ЗТВ титанового сплава ВТ23 при сварке ТИГ	26
Максимова С. В., Хорунов В. Ф., Воронов В. В. Влияние	
величины зазора и исходного состояния припоя на	
структурообразование паяных соединений титанового сплава	30

#### ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Походня И. К., Явдощин И. Р., Скорина Н. В., Фольборт О. И. Новые электроды для восстановительной наплавки железно- дорожных крестовин	36
Плепаков В. Н. Гаврилюк Ю. А. Котельчук А. С. Игнатюк	
В. Н., Косенко П. А., Рохлин О. Н., Топчий А. В. Применение	
механизированной сварки самозащитной порошковой прово-	
локой при ремонте металлургического оборудования 4	40
Кривцун И. В., Бушма А. И., Хаскин В. Ю. Гибридная лазерно-	
плазменная сварка нержавеющих сталей	48
Кныш В. В., Клочков И. Н., Березин И. В. Повышение сопротив-	
ления усталости нахлесточных соединений тонколистовых	
алюминиевых сплавов, выполненных сваркой плавлением	53
Черняк Я. П. Опыт наплавки деталей и узлов строительной и	
дорожной техники	56

ИНФОРМАЦИЯ ...... 60

Журнал «Автоматическая сварка» представлен в «Google Scholar» (США), РИНЦ (Россия), реферативных журналах «Джерело» (Украина), «Сварка» (Россия), «Welding Abstracts» (Великобритания), реферируется в «Biuletyn Instytutu Spawalnistwa w Gliwicach» (Польша) и «Rivista Italiana della Saldatura» (Италия), освещается в обзорах японских журналов «Journal of Light Metal Welding», «Journal of the Japan Welding Society», «Quarterly Journal of the Japan Welding Society», «Journal of Japan Institute of Metals», «Welding Technology». The E.O. Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine International Scientific-Technical and Production Journal



Nº 3 (719) March 2013, Published since 1948

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief B. E. PATON

Yu. S. Borisov, G. M. Grigorenko,
A. T. Zelnichenko (exec. director),
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,
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) Guan Qiao (China) A. S. Zubchenko (Russia) M. Zinigrad (Israel) V. I. Lysak (Russia) B. E. Paton (Ukraine) Ya. Pilarczyk (Poland) O. I. Steklov (Russia) G. A.Turichin (Russia)

> FOUNDERS: National Academy of Sciences of Ukraine, Paton Welding Institute, IA «Welding» (publisher)

Address of Editorial Board: 11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine Tel.: (38044) 200 63 02, 200 82 77 Fax: (38044) 200 54 84, 200 82 77 E-mail: journal@paton.kiev.ua www.paton.kiev.ua URL: www.rucont.ru

> Editors: T. V. Yushtina, I. F. Sokolova Electron galley: I. R. Naumova, A. I. Sulima, D. I. Sereda State Registration Certificate KV 4788 of 09.01.2001 ISSN 0005-111X

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

The journal is republished in English by the E. O. Paton Electric Welding Institute under title «The Paton Welding Journal» ISSN 0957-798X



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

# CONTENTS

### SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Makhnenko V. I., Makhnenko O. V., Velikoivanenko E.	
A., Rozynka G. F., Pivtorak N. I. Account for pore formation in	
heat treatment of welded elements of steels, prone to initiation of	
temper cracks	3
Kostin V. A., Grigorenko G. M., Solomijchuk T. G., Zhukov V. V.,	
Zuber T. A. Microstructure of HAZ metal of joints of high-strength	
structural steel WELDOX 1300	7
Volpp J., Gatzen M., Vollertsen F. Analytical model of keyhole dy-	
namics in laser welding with deep penetration	15
Markashova L. I., Poklyatsky A. G., Kushnareva O. S. Effect of	
welding methods on structure and mechanical properties of joints	
of aluminium alloy 1460	20
Akhonin S. V., Belous V. Yu., Muzhichenko A. F., Selin R. V.	
Mathematical modeling of structural transformations in HAZ of tita-	
nium alloy VT23 in TIG welding	26
Maksimova S. V., Khorunov V. F., Voronov V. V. Effect of gap	
value and initial state of brazing alloy of structure formation of tita-	
nium alloy brazed joints	30

### INDUSTRIAL

Pokhodnya I. K., Yavdoshchin I. R., Skorina N. V., Folbort O. I.	
New electrodes for restoration hard-facing of railway frogs	. 36
Shlepakov V. N., Gavrilyuk Yu. A., Kotelchuk A. S., Ignatyuk V. N.,	
Kosenko P. A., Rokhlin O. N., Topchiy A. V. Application of mecha-	
nized welding with self-shielding flux-cored wire in repair of metal-	
lurgical equipment	. 40
Krivtsun I. V., Bushma A. I., Khaskin V. Yu. Hybrid laser-plasma	
welding of stainless steels	. 48
Knysh V. V., Klochkov I. N., Beresin I. V. Increase of fatigue resis-	
tance of thin- sheet aluminium alloy overlap joints made by fusion	
welding	. 53
Chernyak Ya. P. Experience in surfacing of parts and components	
of construction and road machinery	. 56
INFORMATION	. 60

Presented in «Google Scholar» (USA), RINTS (Russia) journals of abstracts «Dzherelo» (Ukraine), «Svarka» (Russia), «Welding Abstracts» (Great Britain), abstracted in «Biuletyn Instytutu Spawalnistwa w Gliwicach» (Poland) and «Rivista Italiana della Saldatura» (Italy), used in reviews of Japanese journals «Journal of Light Metal Welding», «Journal of the Japan Welding Society», «Quarterly Journal of the Japan Welding Society», «Journal of Japan Institute of Metals», «Welding Technology»

# УЧЕТ ПОРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ СВАРНЫХ УЗЛОВ ИЗ СТАЛЕЙ, СКЛОННЫХ К ОБРАЗОВАНИЮ ТРЕЩИН ОТПУСКА

# **В. И. МАХНЕНКО**, **О. В. МАХНЕНКО**, **Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО**, **Г. Ф. РОЗЫНКА**, **Н. И. ПИВТОРАК** ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Известно, что сварные соединения из теплостойкой низколегированной стали типа 10ГН2МФА, широко используемой в атомной энергетике, обладают склонностью к образованию трещин отпуска. Целью данной работы являлась попытка получить обоснованное объяснение причины появления трещин отпуска и их предупреждение на основе механизма порообразования при ползучести материала. С использованием опубликованных экспериментальных данных проф. И. Гривняка по данному вопросу и привлечением современных положений механизма порообразования при пластическом деформировании (деформационном старении) в работе показано, что при температурах двухчасовой выдержки 700...600 °C достаточно сильно проявляется механизм ослабления сечений вблизи границы зерен в металле 3TB за счет порообразования при релаксации остаточных напряжений высокого отпуска. Поскольку при температурах отпуска ниже 600 °C резко снижается эффективность термообработки (релаксация высоких остаточных напряжений, связанных с изготовлением и, особенно, ремонтом ответственных изделий из рассматриваемой стали), то существующие опасения относительно влияния режимов высокого отпуска на возникновение трещин отпуска в 3TB при сварке плавлением сталей указанного типа вполне обоснованы и требуют особого внимания к вопросам определения допустимости соответствующих ремонтов и разработки адекватных технологий по режимам послесварочной термообработки, что позволит существенно снизить затраты на эксплуатацию. Библиогр. 8, табл. 2, рис. 3.

Ключевые слова: трещины отпуска в 3TB низколегированных сталей, деформационное старение, релаксация остаточных напряжений, зернограничная диффузия, порообразование

AUTOMATICALE

Одним из характерных дефектов сварных конструкций, выполненных из некоторых современных низколегированных хромомолибденовых сталей, являются трещины отпуска (повторного нагрева) либо деформационного старения. Эти дефекты имеют межкристаллитный характер (рис. 1) и обычно возникают в зоне термического влияния (ЗТВ) на участках крупного зерна. Влияние химического состава сталей на склонность к образованию трещин отпуска на основании результатов экспериментов для низколегированной стали с максимальным содержанием хрома 1,5 % определяется уравнением [1]

$$\Delta G = Cr + 3,3Mo + 3,1V + 10C - 2.$$
(1)

Если  $\Delta G > 0$ , то сталь склонна к образованию трещин отпуска. Кроме химического состава на возникновение трещин отпуска оказывает влияние режим повторного нагрева (высокого отпуска), а именно длительность пребывания материала при высокой температуре, способствующей его деформационному старению. На рис. 2 приведены данные проф. И. Гривняка [2] относительно влияния температуры двухчасовой выдержки повторного нагрева образцов из околошовной зоны сварного соединения стали 10ГН2МФА ( $\Delta G = 0, 8...1, 4$ ) на величину номинальных (прилагаемых) напряжений растяжения, необходимых для получения рассматриваемого разрушения (см. рис. 1). Видно, что температура двухчасовой выдержки сильно влияет на минимально допустимую величину прилагаемых напряжений, при которых происходит образование трещин отпуска (см. рис. 2). При значениях температуры отпуска 700...580 °C разрушения наблюдались при номинальных напряжениях 280...380 МПа, а при температурах ниже 550 °C даже при номинальных напряжениях свыше 625 МПа рассматриваемых разрушений не наблюдалось. Указанные факты трудно связать только с зерно-граничной диффузией примесей



Рис. 1. Появление полостей на начальной стадии образования трещин отпуска в металле ЗТВ (×2000)

<sup>©</sup> В. И. Махненко, О. В. Махненко, Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Розынка, Н. И. Пивторак, 2013



Рис. 2. Влияние прилагаемых напряжений и максимальной температуры повторного нагрева на образование трещин отпуска в образцах из стали 10ГН2МФА с надрезом после имитации термического цикла:  $T_{\text{max}} = 1300 \text{ °C}, \Delta t_{800...500} = 100 \text{ с}, \Delta G \approx 0,8...1,4, (\Delta G = \text{Cr} + 3,3\text{Mo} + 3,1\text{V} + 10\text{C} - 2)$ 

и соответствующего охрупчивания границ зерен. Можно предположить, что определенное влияние здесь оказывает и процесс зарождения и роста пор, связанный с релаксацией достаточно высоких остаточных сварочных напряжений и соответствующего роста деформаций ползучести за счет остаточных упругих деформаций после сварки. Такой механизм деформационного старения материала в околошовной зоне, связанный с развитием деформаций диффузионной пластичности (ползучести) при релаксации упругих остаточных деформаций после сварки рассмотрен в целом ряде работ [1, 2 и др.]. В атомной энергетике, где широко используется сталь типа 10ГН2МФА (парогенераторы, циркуляционные трубопроводы ВВЭР-1000 и др.), возможна определенная деградация свойств рассматриваемой стали при суммарной длительности пребывания сварных узлов при высоких температурах (свыше 580 °C) в процессе изготовления и ремонта (особенно, когда технологический процесс сварки чередуется с промежуточными отпусками). В настоящей работе делается попытка получить обоснованное ре-

Таблица 1. Оценка относительной площади сечения структурного элемента, занимаемой порами, в зависимости от параметров отпуска

<i>T</i> , °C	σ <sub>ист</sub> , МПа	S
700	275	> 0,56
650	325	> 0,48
600	375	> 0,40
550	625	> 0

A DURDMAN CHIER CLAR

шение данной проблемы на основе моделирования механизма порообразования при ползучести материала.

Образование пор при ползучести приводит к уменьшению нетто-сечений структурных элементов, что естественно повышает нетто-напряжения, приближая их к критическим. Эта достаточно простая идея используется при построении соответствующих решений как при ползучести материала [3, 4 и др.], так и при мгновенных пластических деформациях [4–7 и др.]. Можно приблизительно оценить величину уменьшения нетто-сечений (1 - S) структурного элемента в зоне потенциального образования трещины (см. рис. 1), используя данные (см. рис. 2) и применив зависимость

$$\frac{1}{(1-S)}\alpha_{\sigma} = \frac{\sigma_{\kappa p}}{\sigma_{\mu c n}},$$
(2)

где *S* — относительная площадь сечения структурного элемента, занимаемая порами;  $\alpha_{\sigma}$  — концентрация напряжений, связанная с надрезом;  $\sigma_{исп}$ — напряжения испытания (см. рис. 2);  $\sigma_{кp}$  — критические напряжения при температуре испытания (~20 °C). По результатам испытаний  $\sigma_{kp}$  > 625 МПа (после высокого отпуска при *T* ≤ 550 °C), что позволяет из (2) получить неравенство

$$S = 1 - \frac{\sigma_{\mu c \pi} \alpha_{\sigma}}{\sigma_{\kappa p}} > 1 - \frac{\sigma_{\mu c \pi}}{625}.$$
 (3)

Данные, приведенные в табл. 1, показывают, что при условии примерно одинаковой степени охрупчивания границ зерен в металле ЗТВ по механизму зернограничной диффузии, при температурах двухчасовой выдержки 700...550 °С, достаточно сильно проявляется механизм ослабления сечений в зоне вблизи границы за счет порообразования при релаксации остаточных сварочных напряжений в процессе высокого отпуска.

В работе [2] приведены экспериментальные данные относительно релаксации остаточных сварочных напряжений в металле ЗТВ вблизи границы сплавления при дуговой сварке рассматриваемой стали (рис. 3), из которых следует, что в зависимости от температуры двухчасового высокого отпуска остаточные напряжения в рассматриваемой зоне снизились от соответствующего предела текучести  $\sigma_{\rm T}(T)$  до величины, указанной на рис. 3 и, соответственно, в табл. 2. По этим данным [8] были рассчитаны скорости роста деформаций диффузионной пластичности  $\dot{\varepsilon}_{ij}^c = \frac{d\varepsilon_{ij}^c}{dt}$ для четырех вариантов температур двухчасовой выдержки с использованием достаточно популярного представления

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{c} = \Omega_{1}(\sigma_{i})\Omega_{2}(T)(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma), \qquad (4)$$

где  $\varepsilon_{ij}^c$  — компоненты тензора деформаций ползучести (*i*, *j* = *x*, *y*, *z*),  $\sigma_i$  — интенсивность напряжений, ( $\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma$ ) — девиатор напряжений [8],  $\Omega_1(\sigma_i)$  — функция напряжений,  $\Omega_2(T)$  — функция температуры. При одноосном растяжении в направлении *x*  $\sigma_i = |\sigma_{xx}|$ ,  $\sigma = \sigma_{xx}/3$ .

При изотермической выдержке, условии, что  $\Omega_1(\sigma_i) = \sigma_i^n \ (n = 4...5)$  и  $\dot{\varepsilon}_{xx}^c = \frac{1}{E} \frac{d\sigma_{xx}}{dt}$ , где E — модуль упругости, получим дифференциальное уравнение относительно скорости релаксации напряжений при данной постоянной температуре T

$$\frac{d\sigma_{xx}}{\sigma_i^{n+1}} = \frac{2}{3}E\Omega_2(T)dt; \ \sigma_{xx} > 0.$$
(5)

Решение (5) при условиях, что заданы  $\sigma_{xx}$  при t = 0 и t = 2 ч (см. табл. 2) позволяет получить значения функции  $\Omega_2(T)$ , указанные в табл. 2

$$\Omega_2(T) = \frac{3}{2E(T)nt} \left[ \frac{1}{\sigma_{xx}^n(t)} - \frac{1}{\sigma_{xx}^n(0)} \right].$$
(6)

$$\dot{\varepsilon}_{xx}^{c}(\sigma_{xx}) = \frac{2}{3}\sigma_{xx}^{n+1}(t)\Omega_{2}(T), \ 1/4.$$
(7)

Если использовать закон роста пор Райса-Трейси [5]

$$\frac{dl}{dt} = lK_1 \dot{\varepsilon}_{xx}^c \exp\left(K_2 \frac{\sigma_m}{\sigma_i}\right),\tag{8}$$

где l — относительная длина линейного размера структурного элемента, занятого порами,  $K_1 = 0.28$ ;  $K_2 = 1.5$ , то с учетом (7), получим при постоянной температуре

$$\frac{dl}{l} = K_1 \Omega_2(T) \left[ \exp\left(K_2 \frac{\sigma_m}{\sigma_i}\right) \right] \frac{2}{3} \sigma_{xx}^{n+1}(t) dt.$$
(9)

Откуда



Рис. 3. Влияние температуры двухчасовой выдержки высокого отпуска после сварки на величину остаточных напряжений (1) и твердости (2) в зоне шва. На врезке образец сварного соединения со швом

$$\ln \frac{l^{(k+1)}}{l^{(k)}} = K_1 \Omega_2(T) \frac{2}{3} \int_{t_k}^{t_{k+1}} \sigma_{xx}^{n+1}(t') \exp\left(K_2 \frac{\sigma_m}{\sigma_i}\right) dt'.$$
 (10)

где  $l^{(k)}$ ,  $l^{(k+1)}$  — размеры, соответствующие моментам времени  $t_k$  и  $t_{k+1}$ .

При одноосном растяжении  $\sigma_m/\sigma_i = 0.3$  и соответственно

$$l^{(k+1)} = l^{(k)} \exp\left[K_1 \Omega_2(T) \frac{2}{3} e^{0.45} \int_{t_k}^{t_{k+1}} \sigma_{xx}^{n+1}(t') dt'\right].$$
 (11)

После интегрирования в (11) получим

$$I^{(k+1)} = I^{(k)} \exp\left[K_1 \Omega_2(T) \frac{2}{3} e^{0.45} (\overline{\sigma}_{xx}^{n+1}) \Delta t_{k+1}\right], \quad (12)$$

где  $\overline{\sigma}_{xx}^{n+1}$  — среднее значение величины  $\sigma_{xx}^{n+1}$  в интервале  $\Delta t_{k+1} = t_{k+1} - t_k$ . Поскольку в реальном сварном соединении (в

Поскольку в реальном сварном соединении (в зависимости от условий закрепления и геометрии соединения) кинетика изменения напряжений  $\sigma_{xx}(t)$  в интервале  $\Delta t_k$  при  $t_k = 0$  и  $t_{k+1} = 2$  ч может

5

Таблица 2. Функция температуры  $\Omega_2(T)$  для вариантов двухчасовой выдержки высокого отпуска

<i>T</i> , °C	<i>E</i> ·10 <sup>-5</sup> , МПа	$σ_{_{\rm T}}(T)$ , ΜΠα	σ, MΠa ( $t = 0$ )	σ, МПа (t = 2 ч)	$\Omega_2(T), (M\Pi a^{-(n+1)} \cdot \mathbf{y}^{-1}) (n = 5)$	$l(t)/l_0 = \omega$ (t = 2 y)
700	1,60	120	120	12	$3,77 \cdot 10^{-12}$	1,10847
650	1,65	250	250	35	$1,73 \cdot 10^{-14}$	1,03939
600	1,70	300	300	60	$1,13 \cdot 10^{-15}$	1,00756
550	1,75	330	330	180	0,43.10 <sup>-17</sup>	1,00005

изменяться произвольно в пределах от  $\sigma_{xx}(0) = \sigma_{T}(T)$  до  $\sigma_{xx}(t) \approx 0$  при t = 2 ч, то для оценки роста начальных линейных размеров пористости  $l_0$ , связанной с нагревом и релаксацией напряжений по механизму мгновенной пластичности, можно принять  $\overline{\sigma}_{xx}^{n+1} = [0, 5\sigma_{T}(T)]^{n+1}$  при n = 5.

По результатам расчета (см. табл. 2) видно, что в зависимости от температуры при указанных условиях отношение  $l(t)/l_0$  может меняться существенно.

Если учесть, что величина  $l_0$  с учетом стадии нагрева и пластических деформаций мгновенной пластичности на стадии, когда  $\sigma_{xx}(t) > \sigma_{t}(T)$ , может быть значительной, а величина ослабления нетто — сечения *S* связана с l(t) зависимостью

$$S = 1 - 2l(t) = 1 - 2l_0\omega,$$
(13)

(значения  $\omega$  приведены в табл. 2), то необходимые данные (см. табл. 1) относительно  $l_0$  определяются

из условия (13)  $l_0 = \frac{1-S}{2\omega}$ , откуда при T = 700 °C,  $l_0 \approx 0.44/2.29 = 0.198$ ; при T = 650 °C,  $l_0 \approx 0.52/2.100 = 0.25$ ; при T = 600 °C,  $l_0 \approx 0.6/2.09 = 0.298$ ; при T = 550 °C,  $l_0 \approx 1.0/2.0001 \approx 0.5$ .

Такая тенденция зависимости  $l_0$  от температуры двухчасового высокого отпуска достаточно логична, поскольку теоретически подтверждает существующие опасения относительно влияния режима повторного нагрева для сварных конструкций из стали типа 10ГН2МФА [2].

Таким образом, выполненные расчеты позволяют утверждать, что сварные соединения из теплостойкой низколегированной стали типа 10ГН2МФА обладают высокой чувствительностью к деформационному старению при температурах отпуска свыше 600 °С. Поскольку при температурах отпуска ниже 600 °С резко снижается эффективность термообработки, обеспечивающая релаксацию высоких остаточных напряжений, связанных с изготовлением и, особенно, ремонтом ответственных изделий из этой стали (например, в атомной энергетике, оснащенной соответствующим оборудованием российского производства), то вопросам определения допустимых границ соответствующих ремонтов и разработке адекватных технологий режимов послесварочной термообработки следует уделить соответствующее внимание, что позволит существенно снизить затраты на эксплуатацию оборудования.

- Nakamura H., Naiki T., Okabayashi H. Stress relief cracking in the HAZ. — 14 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-648–69; Doc. X-531–69).
- Гривняк И. Свариваемость сталей / Пер. со словац. Л. С. Гончаренко / Под ред. Э. Л. Макарова. — М.: Машиностроение, 1984. — 216 с.
- 3. *Качанов Л. М.* Основы теории пластичности. М.: Гостехиздат, 1956. 420 с.
- Качанов Л. М. Время разрушения в условиях ползучести. Проблемы механики сплошной среды. — М.: Изд-во АН, 1961. — С. 186–201.
- 5. Карзов Г. П., Марголин Б. З., Швецова В. А. Физико-механическое моделирование процессов разрушения. — С.-П.: Политехника, 1993. — 391 с.
- Учет порообразования при оценке предельного состояния в зоне дефекта утонения стенки сосуда давления / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Розынка, Н. И. Пивторак // Автомат. сварка. 2012. № 12. С. 3–9.
- Ruggieri C. Numerical investigation of constraint effects on fracture in tensile specimens // J. of the Braz. Soc. of Mech Sci. & Eng. — 2004. — XXVI, № 2, Apr.-June. — P. 190– 199.
- Махненко В. И. Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. — Киев: Наук. думка, 2006. — 618 с.

Поступила в редакцию 24.12.2012

# Немецкий пресс монтируют на Уралвагонзаводе

В прессовом цехе Уралвагонзавода начался монтаж современного двухкривошипного пресса немецкой фирмы «Erfurt PKZZ» усилием 500 тонн. Стоимость нового оборудования — 26 млн рублей.

Технология, которая используется на двухкривошипных прессах при производстве продукции, позволяет при помощи глубокой вытяжки из металлического листа штамповать объемные детали. Внедрение оборудования «Erfurt PKZZ» значительно улучшит качество изделий, жизненно необходимых для вагоносборочного и механосборочного производств головного предприятия корпорации «УВЗ», отмечает пресс-служба компании.

Работы по демонтажу устаревшего пресса были произведены в декабре 2012 г., после чего начался монтаж, который осуществляется совместными усилиями специалистов прессового и ремонтно-механического цехов Уралвагонзавода. Они выполняют комплексную задачу — от такелажных работ по транспортировке тяжелых узлов до конечной сборки пресса и пусконаладки.

Сегодня уже собраны все основные крупногабаритные узлы пресса. На очереди этап установки привода. Затем бригада наладки приступит к обвязке. После завершения всех работ пресс пройдет испытания вхолостую и под нагрузкой и будет готов к сдаче в эксплуатацию.

(ALTROMATICATION CARDINALIAN)

# МИКРОСТРУКТУРА МЕТАЛЛА ЗТВ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ WELDOX 1300

#### **В. А. КОСТИН, Г. М. ГРИГОРЕНКО, Т. Г. СОЛОМИЙЧУК, В. В. ЖУКОВ, Т. А. ЗУБЕР** ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В рамках совместного украинско-польского проекта ведутся работы по исследованию свариваемости высокопрочной стали WELDOX 1300 с пределом текучести более 1300 МПа для оценки перспектив ее применения в краностроении Украины. Цель работы состояла в исследовании исходной микроструктуры стали WELDOX 1300 в состоянии поставки, влиянии на нее параметров ТЦС, а также в построении термокинетической диаграммы распада аустенита в этой стали. Это позволит оптимизировать режимы дуговой сварки для обеспечения высоких служебных характеристик металла шва и сварного соединения в целом. В работе использовались методики световой металлографии, растровой микроскопии, методики моделирования превращения аустенита на установке Gleeble 3800, расчетные методы исследования. Было установлено, что микроструктура высокопрочной стали WELDOX 1300 в состоянии поставки состоит из бейнитно-мартенситой смеси с большим количеством мелкодисперсных (50...100 нм) разно-направленных игольчатых выделений карбидов ниобия NbC, титана TiC и железа Fe<sub>3</sub>C. Построена диаграмма превращения аустенита этой стали и определены характерные температуры образования фаз. Показано, что для предотвращения образования холодных трещин при сварке стали WELDOX 1300 температура предварительного подогрева должна быть не ниже 150 °C. Результаты данной работы могут быть использованы при разработке новых технологий сварки. Библиогр. 10, табл. 4, рис. 7.

Ключевые слова: новые стали, карбонитридное упрочнение, термический цикл сварки, Gleeble 3800, микроструктура, бейнит, мартенсит, игольчатый феррит

AUTOMATICATICATI

Одной из главных проблем развития современного машиностроения является улучшение технико-экономических показателей машин, механизмов и инженерных сооружений на основе снижения их удельной металлоемкости, увеличении эксплуатационной надежности и долговечности. В решении этой проблемы важная роль принадлежит новым сверхпрочным сталям (с пределом прочности более 1000 МПа) с повышенными показателями механических и вязких свойств. Потребность в сталях с такими высокими показателями прочности в определенной мере связана с необходимостью изготовления металлоконструкций кранов большой грузоподъемности (250 т и выше).

За рубежом телескопические стрелы автомобильных кранов обычно изготавливают из стали STE 960. В Украине аналогами этой стали являются стали 12ХГНЗМАФД и 15ХГН2МАФЮч. В настоящее время в рамках совместного украинско-польского проекта начаты работы по исследованию свариваемости высокопрочной стали WELDOX 1300 с пределом текучести более 1300 МПа для оценки перспектив ее применения в отечественном краностроении.

Как правило, в крановых конструкциях высокопрочные стали используются для изготовления стрел и поворотных платформ. Отдельные детали этих конструкций соединяются между собой с использованием дуговых процессов сварки. Образующиеся при этом сварные соединения должны характеризоваться равнопрочностью и высокой ударной вязкостью.

Наиболее слабым участком в сварных соединениях высокопрочных сталей является зона термического влияния (ЗТВ), поскольку под воздействием термического цикла сварки (ТЦС) структура и свойства металла в ней могут претерпевать существенные изменения. Происходит это как в результате роста зерна, так и по причине образования закалочных структур, снижающих их сопротивляемость хрупкому разрушению.

Хорошо известно, что микроструктура стали и характер ее изменения в металле шва и ЗТВ существенным образом влияют на механические свойства, пластичность, вязкость, хладостойкость сварного соединения в целом. Однако имеющиеся в литературе сведения об особенностях структурных изменений в стали WELDOX 1300 являются малочисленными и несистематическими [1–3].

В связи с этим цель данной работы состояла в исследовании исходной микроструктуры стали WELDOX 1300 в состоянии поставки, влиянии на нее параметров ТЦС, а также в построении термокинетической диаграммы распада аустенита этой стали, что позволит установить оптимальные режимы сварки, обеспечивающие высокие слу-

<sup>©</sup> В. А. Костин, Г. М. Григоренко, Т. Г. Соломийчук, В. В. Жуков, Т. А. Зубер, 2013

Объект исследования	С	Si	Mn	Cr	Ti	Ni	Мо	Nb	V	Cu	Ν	S	Р
Сталь WELDOX 1300 (UK_Special Data Sheet)	0,25	0,50	1,40	0,80	0,02	2,0	0,70	0,04	0,08	0,10	0,01	0,005	0,020
Сталь WELDOX 1300	0,241	0,204	0,92	0,48	0,004	1,27	0,35	0,021	0,02	0,02	_	0,005	0,009

Таблица 1. Химический состав исследуемой стали WELDOX 1300, мас. %

Таблица 2. Значения углеродного эквивалента для стали WELDOX 1300

Толщина	Серти	фикат	Эксперимент				
листа, мм	CEV, %	CET, %	CEV, %	CET, %			
8	0,63	0,40					
10	0,65	0,42	0,65	0,42			
Примечание. CEV = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15; CET = C + (Mn + Mo)/10 + (Cr + Cu)/20 + Ni/40.							

жебные характеристики сварного соединения и исследовать закономерности формирования микроструктуры в металле шва и ЗТВ данной стали.

Химический состав исследуемой стали WEL-DOX 1300 в состоянии поставки и его сравнение с заявленным по сертификату (WEL-DOX\_1300\_UK\_Special Data Sheet: 2005-10-15) приведен в табл. 1.

Высокопрочная сталь WELDOX 1300 содержит большое количество легирующих элементов, поэтому для нее актуальна проблема свариваемости. Расчетные и экспериментальные показатели углеродного эквивалента в зависимости от толщины листа приведены в табл. 2.

По уровню углеродного эквивалента данную сталь можно отнести к ограниченно или плохо свариваемой [4].

Механические свойства стали WELDOX 1300, заявленные по сертификату, определенные экспериментально и свойства металла шва приведены в табл. 3.

Исследования показали, что предел текучести (около 1200 МПа) и прочности (около 1600 МПа) исследованной стали WELDOX 1300 примерно на 50...100 МПа ниже заявленных по сертификату. За счет этого характеристики относительного удлинения (около 15 %) и сужения (61 %) повышаются в два раза при увеличении значений ударной вязкости.

Металлографические исследования проводили с помощью светового микроскопа «Neophot-32» при увеличении ×500 и Оже-микрозонда 9500F с полевым иммисионным катодом высокого разрешения в режиме сканирующего электронного микроскопа. Выявление микроструктуры осуществлялось путем травления в нитале (4%-м растворе азотной кислоты в спирте). Измерение твердости по Виккерсу проводили на твердомере М-400 фирмы LECO при нагрузке 1 кг. Подсчет структурных составляющих проводили методом полей по ГОСТ 8233–56.

Исходная микроструктура стали WELDOX 1300 представляет собой бейнитно-мартенситную смесь (рис. 1, *a*), которая состоит примерно из 60...65 % бейнита и 35...40 % мартенсита. Твердость по Виккерсу основного металла составляет *HV*1 — 3780...3880 МПа.

Для изучения особенностей микроструктуры стали WELDOX 1300 в состоянии поставки использовали Оже-микрозонд 9500F с полевым иммисионным катодом высокого разрешения. Было показано, что исходная структура стали WELDOX 1300 состоит из равномерно распределенных зерен бейнита и мартенсита (9..10 балл зерен, рис. 1,  $\delta$ ) с большим количеством мелкодисперсных выделений карбидов. Бейнитные пакеты в основном располагаются по границе зерен, тогда как мартенситные — в теле зерна, что связано с развитием кинетики распада аустенита от границ в центр первичных аустенитных зерен.

Характер расположения кар-
бидов (рис. 2) в теле бейнитных
игл свидетельствует о том, что
в этих участках преимущественно
образуется структура нижнего
бейнита, которая характеризуется
благоприятным сочетанием проч-
ностных и вязких свойств. Уста-
новлено, что карбиды имеют
игольчатое строение, размеры
игл составляют 50100 нм. Ис-
пользуя данные рентгенострук-
турного анализа установлено,
что в исходном металле стали
WELDOX 1300 формируются
карбилы железа Fe <sub>2</sub> C (в количес-

Таблица 3. Механические свойства стали WELDOX 1300 и металла шва

Объект исследорация	σ M∏а	σ <sub>в</sub> , МПа	δ <sub>5</sub> , %	W %	<i>КСV</i> , Дж/см <sup>2</sup> , при <i>T</i> , °С		
объект исследования	0 <sub>0,2</sub> , Willa			ψ, 70	-40	-60	
WELDOX 1300 (UK_Special Data Sheet)	1300	1700	8	37,9	27	27	
WELDOX 1300 (основной металл)	1157 1205 1253	1605 1604 1602	16,0 15,6	61,2 61,4	33		
WELDOX 1300 (металл шва)	818* 763* 801**	1047* 1009* 953**	13,3* 10,0* 3,7**	43,7* 46,2* 9,8**	21**		

\* — испытания проводили на образцах с температурой предварительного подогрева 150, \*\* — 120°С.

AUTRAMATICALEGIAET



Рис. 1. Микроструктура стали WELDOX 1300 в состоянии поставки: *а* — световая микроскопия; *б* — сканирующая микроскопия JAMP-9500F (*a* — ×500; *б* — ×2000)

тве 0,52 %), ниобия NbC (0,04 %), нитриды алюминия AlN (0,01 %) и бора BN(0,01 %). Полученные данные хорошо коррелируют с данными, представленными в работе [1]. Сравнивая состав и характер выделения карбидов в высокопрочных сталях WELDOX 1300 и WELDOX 900, и используя метод электролитического выделения карбидов в результате анодного растворения, авторами указанной работы установлено, что в стали WELDOX 900 упрочнение осуществляется нитридами алюминия AlN и бора BN, тогда как в стали WELDOX 1300 дополнительно формируются карбиды ниобия Nb<sub>4</sub>C<sub>3 92</sub>. Отсутствие карбидов железа в исследованном ими металле, повидимому, связано с растворением карбидов данного типа при анодном растворении.

С целью изучения влияния ТЦС на структуру металла ЗТВ стали WELDOX 1300 были проведены дилатометрические исследования и построена термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали WELDOX 1300. Исследования выполняли на установке Gleeble 3800, которая позволяет проводить имитацию термодеформационного цикла сварки на образцах малого диаметра. Для этого образцы диаметром 6 мм и длиной 86 мм нагревали в быстродействующем дилатометре до температуры 1350 °С со скоростью 150 °С/с и затем их охлаждали в соответствии со сварочными термическими циклами. В ходе исследований скорость охлаждения металла w<sub>6/5</sub> в интервале температур 600...500 °С изменяли от 1,3 до 63,0 °С/с, что воспроизводит основные режимы дуговой сварки высокопрочных сталей.

Обработку результатов дилатометрического анализа и построение диаграммы проводили по общепринятой методике. Количественный расчет соотношения продуктов превращения проводили по дилатометрическим кривым методом отрезков [5].

В образцах стали WELDOX 1300, в которой происходят структурные превращения, изменение размеров дилатометрических образцов происходит немонотонно — расширение металла на

стадии его нагрева замедляется (или даже сменяется сжатием) из-за его сокращения в ходе  $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. На стадии охлаждения, наоборот, сокращение металла прерывается из-за его расширения в диапазоне температур бейнитно-мартенситных превращений, которые полностью завершаются при температурах ниже 150 °C и приводят к возникновению больших структурных деформаций.

Влияние скорости охлаждения на температуру превращения аустенита и микроструктуру металла ЗТВ обычно представляют с помощью термокинетической диаграммы превращения аустенита. По результатам дилатометрического и металлографического анализов образцов-имитаторов построили термокинетическую диаграмму превращения аустенита стали WELDOX 1300 (рис. 3).

Превращение аустенита в исследованном интервале скоростей охлаждения (с 1,3 до 63,0 °С/с) происходит в ферритной, бейнитной и мартенситной областях (рис. 3, *a*). При малых скоростях охлаждения от 1,3 до 6,0 °С/с в металле ЗТВ стали WELDOX 1300 происходит ферритное (Ф), бейнитное (Б) и мартенситное (М) превращение. Легирование твердого раствора молибденом (0,8 %) и никелем (2,0 %) вызывает повышенную устойчивость аустенита, в результате чего температура начала ферритного превращения (при скоростях охлаждения 3...5 °С/с в этой стали достигает крайне низких величин (Ф<sub>н</sub> около 610...550 °С).



Рис. 2. Микроструктура бейнитных зерен

LERVERTARY



Рис. 3. Термокинетические диаграммы распада аустенита стали WELDOX 1300: *а* — традиционная; *б* — в координатах температура — время *t*<sub>8/5</sub> охлаждения

С увеличением скорости охлаждения количество феррита постепенно снижается и при 6 °С/с он полностью исчезает, структура состоит из бейнита и мартенсита.

Дальнейшее увеличение скорости охлаждения до 63 °C/с способствует интенсивному мартенситному превращению за счет подавления бейнитного.

Во всем рассматриваемом диапазоне скоростей охлаждения ( $w_{6/5} = 1, 3...63, 0$  °C/с) температура начала  $M_{_{\rm H}}$  и конца  $M_{_{\rm K}}$  превращения аустенита постепенно снижается, причем температура  $M_{_{\rm H}}$  снижается в меньшей степени (с 520 до 390 °C), чем температура  $M_{_{\rm K}}$  (с 290 до 110 °C) (рис. 3,  $\delta$ ). Твердость образцов повышается с *HV* 320 до *HV* 465.

При более высоких скоростях охлаждения  $(w_{6/5} > 63 \text{ °C/c})$  образуется чисто мартенситная структура, а температура начала и конца структурных превращений и твердость остаются практически одинаковыми. С повышением скорости охлаждения стали WELDOX 1300 начало и окончание бейнитно-мартенситных превращений изменяется соответственно в диапазоне температур 610...290 и 490...130 °C и приводит к увеличению в нем доли мартенсита с 35...40 до 90...95 %. Для данной стали характерно полное завершение процессов превращения аустенита — остаточный аустенит не образуется.

Повышенное содержание легирующих элементов в стали WELDOX 1300 приводит к заметному возрастанию температуры начала мартенситного превращения 520...390 °C (рис. 3,  $\delta$ ). Сопоставление расчетного значения ( $M_{\rm H} = 480$  °C) тем-

пературы начала мартенситного превращения с экспериментальными данными показало их достаточно хорошее соответствие в области низких скоростей охлаждения:

$$M_{\rm H}(^{\circ}{\rm C}) = 650-361{\rm C}-39{\rm Mn}-35{\rm V}-20{\rm Cr}-$$
  
-17Ni-10Cu-5Mo -5W+16Co+30Al. (1)

Таким образом, для получения равнопрочного соединения основного металла и металла ЗТВ необходимо, чтобы скорость охлаждения  $w_{6/5}$  превышала 6 °C/с. Данная скорость охлаждения находится в хорошем соответствии со скоростью охлаждения, рекомендуемой для сварки высокопрочной стали с пределом текучести более 700 МПа, которая, по мнению авторов [6], должна составлять  $10 \le w_{6/5} \le 20$  °C/с.

Определив оптимальную скорость охлаждения сварного соединения стали WELDOX 1300, были подобраны соответствующий вид и режимы сварки. Механизированную дуговую сварку проводили в среде аргона с добавлением углекислого газа  $CO_2$  (в отношении 82/18, соответственно) с применением порошковой проволоки мартенситного типа MEGAFIL-1100R на режиме:  $I_{\rm cB} = 250$  A,  $U_{\rm cB} = 30$  B,  $v_{\rm cB} = 14$  м/ч. Химический состав металла шва и сварочной

Химический состав металла шва и сварочной порошковой проволоки приведен в табл. 4.

Для того, чтобы избежать возможности образования холодных трещин при сварке стали WEL-DOX 1300, использовали предварительный подогрев свариваемых пластин. Температура предварительного подогрева [7], которую рассчитывали по уравнению (2), составляла 120 °C:

Т а б л и ц а 4. Химический состав металла шва стали WELDOX 1300 и сварочной проволоки, мас. % (содержание ниобия и ванадия составляло примерно 0,02 %, азота — 0,006 %)

Объект исследования		Si	Mn	Cr	Ti	Ni	Мо	S	Р
Порошковая проволока MEGAFIL-1100М	0,07	0,50	1,50	0,80	_	2,7	0,80	0,015	0,015
Шов WELDOX 1300	0,241	0,204	0,92	0,48	0,01	1,27	0,35	0,005	0,01

A DEROCHARTERIS/VEI



Рис. 4. Макроструктура сварного шва стали WELDOX 1300: *а* — общий вид (×10); *б* — холодные трещины и поры в участке металла 3TB (×50)

$$T = 350\sqrt{[CE_{ofm}] - 0.25}, ^{\circ}C$$
 (2)

$$CE_{c} = \%C + \%Mn/6 + (\%Ni + \%Cu)/15 + + (\%Cr + \%Mo + \%V)/5,$$
(3)

где  $CE_{obil}$  — общий углеродный эквивалент, который определяется выражением  $CE_{obil} = CE_{c} + CE_{s}$ ;  $CE_{c}$  — эквивалент углерода, зависящий от химического состава металла, рассчитанный по формуле (2);  $CE_{s}$  — эквивалент углерода, зависящий от толщины металла, который рассчитывается по формуле  $CE_{s} = 0,005\delta CE_{c}$ , где  $\delta$  — толщина металла свариваемой детали, мм.

Макроструктура сварного соединения стали WELDOX 1300 приведена на рис. 4, *а*. Исследования показали, что при температуре предварительного подогрева 120 °C в зоне повторного нагрева нижнего шва образуются отдельные микротрещины ограниченной (до 100 мкм) длины (рис. 4,  $\delta$ ). По нашему мнению, это обстоятельство объясняет снижение пластичности металла шва, наблюдаемое в соединениях стали WELDOX 1300 при сварке с подогревом 120 °C. Это приводит к пониженным значениям предела текучести (801 МПа), прочности (953 МПа) и пластичности (3,7 % и 9,8 % соответственно относительного удлинения и сужения) металла шва стали WELDOX 1300 (табл. 3).

Повышение температуры предварительного подогрева до 150 °С приводит к полному отсутствию образования трещин и дефектов в сварном соединении стали WELDOX 1300 и соответственно, к повышению предела прочности (до 1050 МПа) и пластичности (13,3 и 43,7 % соответственно относительного удлинения и сужения) металла шва стали WELDOX 1300. Сравнительно низкие значения механических свойств сварных швов стали WELDOX 1300 по сравнению со свойствами основного металла связаны с отсутствием в мировой практике сварочных проволок достаточной прочности, способствующих обеспечению равнопрочности и хладостойкости сварных соединений стали WELDOX 1300.

Образование холодных трещин в зоне пересечения двух швов (рис. 4, а), по-видимому, связано с процессами растворения карбидных фаз при повторном нагреве, при котором карбидообразующие элементы (ванадий, молибден, ниобий), но прежде всего углерод, переходят в твердый раствор, значительно охрупчивая матрицу в этом участке. При охлаждении повышение параметров решетки мартенсита приводит к возрастанию локальных внутренних напряжений и их взаимодействие с остаточными сварочными напряжениями приводит к образованию микротрещин. Об этом свидетельствуют результаты исследований, выполненных с использованием расчетных методов путем моделирования процессов растворения карбидных фаз в процессе сварки стали WELDOX 1300 в металле шва и ЗТВ. Для этого использовалась компьютерная программа, моделирующая фазовые превращения в металлических системах при нагреве и охлаждении.

Расчетные результаты по кинетике изменения объемной доли и размерам карбидных и нитридных фаз в участках металла ЗТВ стали WELDOX 1300, нагретых до температур 1400 и 1200 °C и последующем охлаждении со скоростью 10 °C/с, представлены на рис. 5.

Анализ полученных результатов показывает, что в зависимости от используемого ТЦС в характерных участках металла ЗТВ могут проходить процессы растворения карбидных и нитридных фаз, упрочняющих сталь WELDOX 1300 в состоянии поставки.

При максимальной температуре нагрева участка металла ЗТВ (участок крупного зерна) происходит полное растворение карбидов упрочняющих фаз — TiC, NbC, Fe<sub>3</sub>C и нитрида AlN (рис. 5, a,  $\delta$ ). В участке мелкого зерна, в котором температура нагрева не превышает 1200 °C, нитриды и карбиды титана TiC и TiN не растворяются в течение всего цикла сварки (рис. 5, e, c).

Хорошо известно [8], что нитриды титана TiN почти не растворимы в аустените. Полученные нами результаты компьютерного моделирования

ELEVENDER CONTRACTOR OF A LEVENDER CONTRACTOR A LEVENDER CONTRACTOR A LEVENDER A LEV



Рис. 5. Расчетная кинетика изменения во времени объемной доли (*a*, *b*) и размеров (*б*, *г*) карбидных и нитридных фаз в участках ЗТВ стали WELDOX 1300, нагретых до температур 1400 (*a*, *б*) и 1200 °С (*b*, *c*) и последующем охлаждении  $w_{6/5} = 10$  °C/c (*1* — NbC; *2* — TiN; *3* — TiC; *4* — Fe<sub>3</sub>C; *5* — Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub>; *6* — Me<sub>7</sub>C<sub>3</sub>; *7* — Me<sub>6</sub>C<sub>3</sub>)

находятся в хорошем соответствии с экспериментальными результатами, приведенными в работе [9], в которой температуры растворения частиц в аустените составляют AlN (1350 °C), NbC (1150 °C) и TiC (1250 °C).

Исследование микроструктуры сварного соединения стали WELDOX 1300 проводили в центральной части внешнего шва и его ЗТВ. Литая структура исследуемого шва состоит из столбчатых кристаллитов различной ширины. В центральной части шва ширина кристаллитов изменяется от 20 до 70 мкм, в корне шва кристаллиты значительно уже — их ширина составляет 10...15 мкм.

Характер распределения твердости по Виккерсу (*HV*1) по сечению сварного соединения стали WELDOX 1300 представлен на рис. 6. Микроструктура верхнего шва (рис. 7, *a*) представляет собой дисперсные переплетенные ферритные иглы или пластины, ориентированные между собой под углами 60 и 90°, по границам которых располагаются мелкодисперсные карбидные выделения. По внешнему виду такая структура подобна структуре игольчатого феррита, образующегося в металле швов при сварке высокопрочных низколегированных сталей.

Известно, что игольчатый феррит образуется в результате превращения внутренних областей зерен аустенита в температурном интервале, незначительно превышающем интервал бейнитного превращения. Игольчатый феррит характеризуется достаточно четкими признаками — это мелкие вытянутые зерна (1...3 мкм) не совсем правильной формы с соотношениями длины к ширине от 2:1 до 4:1. В микроструктуре верхнего шва



AUTOMATICALE





Рис. 7. Микроструктура (×1000) металла шва и ЗТВ стали WELDOX 1300, выполненной с применением проволоки MEGAFIL-1100R: *a* — сварной шов; *б* — участок крупного зерна; *в* — мелкого зерна; *г* — неполной перекристаллизации

иглы гораздо длиннее — соотношение длины к ширине 10:1 и более. Кроме того, твердость по Виккерсу такой структуры составляет *HV*1 — 3780...3950 МПа, тогда как твердость «обычного» игольчатого феррита в металле швов низколегированных сталей составляет *HV*1 — 2400...2500 МПа.

В связи с этим, структуру верхнего шва можно характеризовать как «игольчатый бейнит», с присущим игольчатому ферриту характером расположения игл в виде «корзиночного плетения» [10].

Микроструктура участка крупного зерна металла ЗТВ (рис. 7, б) состоит из структур верхнего, нижнего бейнита и мартенсита. В этом участке сварного соединения наблюдается повышение твердости до HV1 — 4320...4400 МПа. Участок мелкого зерна также представляет собой бейнитно-мартенситную структуру (рис. 7, в). Твердость этого участка несколько ниже твердости участка крупного зерна и составляет HV1 — 3950...4130 МПа. Понижение твердости в участке неполной перекристаллизации до HV1 — 2740 МПа связано с тем, что в структуре этой зоны формируется более мягкая структурная составляющая — феррит (рис. 7, г). По-видимому, скорость охлаждения металла на участке неполной перекристаллизации не превышала 6 °С/с (рис. 3, а), что и привело к формированию большого количества (более 50 %) ферритных зерен.

Пониженная прочность сварных соединений стали WELDOX 1300, выполненных порошковой проволокой MEGAFIL-1100R в среде защитных газов Ar + CO<sub>2</sub>, обусловлено действием ряда факторов: образованием в участке неполной перекристаллизации зерен с ферритной структурой пониженной твердости (HV1 - 2740...3000 МПа); растворением дисперсных фаз (Fe<sub>3</sub>C, NbC, TiC), которое нивелирует эффект карбидного и карбонитридного (дисперсионного) упрочнения; растворение и переход карбидообразующих элементов и углерода в твердый раствор, что повышает риск образования холодных трещин.

### Выводы

E DIRECTATION CONTRACTOR

1. Изучение микроструктуры высокопрочной стали WELDOX 1300 в состоянии поставки показало, что исходная микроструктура стали состоит из бейнитно-мартенситой смеси (около 60 % бейнита и 40 % мартенсита). Бейнитные иглы содержат большое количество мелкодисперсных (50...100 нм) разнонаправленных игольчатых выделений карбидов ниобия NbC, титана TiC и железа Fe<sub>3</sub>C (цементита).

2. Построена диаграмма превращения аустенита новой конструкционной стали WELDOX 1300 и установлено, что при скоростях охлаждения до 6 °С/с превращение аустенита частично происходит в диффузионной области с образо-

ванием ферритных зерен, тогда как при превышении этой скорости охлаждения превращение происходит в области промежуточных и закалочных структур.

3. Температура начала  $M_{\rm H}$  и конца  $M_{\rm K}$  превращения аустенита постепенно снижается, причем температура  $M_{\rm H}$  снижается в меньшей степени (с 520 до 390 °C), чем температура  $M_{\rm K}$  (с 290 до 110 °C). С повышением скорости охлаждения стали WELDOX 1300 начало и окончание бейнитно-мартенситных превращений изменяется соответственно в диапазоне температур 610...290 и 490...130 °C и приводит к увеличению в ней доли мартенсита с 35...40 до 90...95 %.

4. Установлено, что причина низких механических свойств сварных соединений стали WEL-DOX 1300 связана с образованием холодных трещин в области повторного нагрева нижнего шва в результате растворения карбидных и нитридных фаз (Fe<sub>3</sub>C, TbN, TiC). Температура предварительного нагрева 120 °C является недостаточной для предотвращения образования холодных трещин. При температуре предварительного нагрева 150 °C микротрещины и дефекты в металле шва стали WELDOX 1300 не образуются.

- 1. Ozgowicz W., Kurc A., Nawrat G. Identification of precipitations in anodically dissolved high-strength microalloyed Weldox steels // Archives of Materials Sci. and Eng. — 2008. — Vol. 31. — P. 95–100.
- 2. Welding Hardox® and Weldox® // http://www.ssab.com
- Ozgowicz W., Kalinowska-Ozgowicz E. Investigations on the impact strength of constructional high-strength Weldox steel at lowered temperature. — 2008. — Vol. 32. — P. 89–94.
- 4. Справочник сварщика / Под ред. В. В. Степанова. Изд. 3-е. М.: Машиностроение, 1974. 520 с.
- 5. *Steven W., Mayer G.* Continuous-cooling transformation diagrams of steels. Pt. 1 // J. of the Iron and Steel Institute. 1953. Vol. 174. P. 33–45.
- Структурные превращения при сварке стали 17Х2М и свойства сварных соединений / С. Л. Жданов, Л. И. Миходуй, П. А. Стрижак, Ю. М. Лебедев // Автомат. сварка. — 1994. — № 9-10. — С. 10–13.
- 7. Сефериан Д. Металлургия сварки. М.: Металлургиздат, 1963. — 338 с.
- 8. Горбачев И. И., Попов В. В. Анализ растворимости карбидов, нитридов и карбонитридов в сталях методами компьютерной термодинамики. III. Растворимость карбидов, нитридов и карбонитридов в системах Fe-Ti-C, Fe-Ti-N И Fe-Ti-C-N // Физика металлов и металловедение. — 2009. — **108**, № 5. — С. 513–524.
- Hrivnak I. The study of the system Fe-V-C-N with a view to the precipitation hardening process // Czech. J. Physics. — 1969. — Vol. 19. — P. 287.
- Грабин В. Ф., Денисенко А. В. Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей. — Киев: Наук. думка, 1978. — 205 с.

Поступила в редакцию 25.12.2012



# Х Международный конкурс сварщиков «Золотой кубок Бенардоса»

12-16 августа 2013

Южный, Одесская обл. (Украина)

На конкурс приглашаются сварщики из Украины и других стран, имеющие опыт работы.

Конкурс будет проходить в следующих номинациях:

- ручная дуговая сварка покрытым электродом
- дуговая сварка металлическим плавящимся электродом в активных газах
- дуговая сварка вольфрамовым электродом в инертных газах
- газовая сварка

Победители и призеры конкурса в личном и командном зачетах награждаются:

памятными кубками Бенардоса дипломами Общества сварщиков Украины ценными подарками и денежными премиями международными сертификатами сварщика

Организаторы конкурса:

Общество сварщиков Украины Одесское областное Общество сварщиков Украины Одесский припортовый завод

Полная информация о конкурсе представлена на сайтах: www.tzu.key.ua и www.tzu.od.ua



# АНАЛИТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДИНАМИКИ ПАРОГАЗОВОГО КАНАЛА ПРИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ С ГЛУБОКИМ ПРОПЛАВЛЕНИЕМ\*

#### Й. ФОЛЬПП, М. ГАТЦЕН, Ф. ФОЛЛЕРТСЕН

Бременский институт прикладной лучевой техники. 28359, Germany, Bremen, Klagenfurter Strasse 2. E-mail: Volpp@bias.de

При лазерной сварке с глубоким проплавлением, когда интенсивность лазерного излучения превышает определенный предел, зависящий от свойств свариваемого материала, может образовываться характерный парогазовый канал. Канал и окружающая ванна расплавленного металла являются высокодинамичной системой. Этим вызвана нестабильность канала, что может приводить к его разрушению во время сварочного процесса, образованию нежелательных включений и пор, а также к существенному ухудшению качества сварного соединения. Для лучшего понимания этой комплексной системы используется упрощенная аналитическая модель канала, которая описывает его геометрию, а также позволяет рассчитывать влияние различных пространственных распределений интенсивности лазерного излучения на динамику канала и процесс образования пор. Данная модель используется для расчета температуры стенок канала исходя из уравнения энергии, которое учитывает тепловыделение за счет поглощения лазерного излучения, теплопроводности, а также потерь тепла и на испарение. Температура поверхности необходима для расчета радиуса канала, вычисляемого путем решения уравнения равновесия. Это уравнение содержит давление отдачи на краю кнудсеновского слоя, которое поддерживает форму канала, несмотря на действие поверхностного натяжения со стороны окружающего жидкого металла. На втором этапе используется динамическое уравнение, описывающее поведение канала. Динамический расчет основан на балансе сил в канале. Для изучения влияния пространственного распределения интенсивности лазерного излучения применяется гауссово и цилиндрическое распределения. Показано, что распределение интенсивности лазерного излучения существенно влияет на геометрию канала, а градиент давления значительного изменяется, что приводит к различному динамическому поведению. Библиогр. 17, рис. 2.

Ключевые слова: лазерная сварка, глубокое проплавление, парогазовый канал, интенсивность излучения, пространственное излучение, аналитическая модель, геометрия канала, металл шва, образование пор

AUTOMATICATER

Поры являются одной из причин разрушений, которые происходят при лазерной сварке с глубоким проплавлением, и ухудшают качество шва. Они могут образовываться вследствие металлургических факторов [1], нестабильностей мощности лазерного излучения [2], изменений растворимости газа или нестабильности процесса сварки [3]. Динамика сварочной ванны и канала может приводить к разрушению канала. Высокая амплитуда колебаний стенок канала приводит к его закупорке. Как правило, газовые включения образуются в нижней части канала [4]. Захваченный газ, который не может проникнуть на поверхность, образует пузырь в сварочной ванне, после затвердевания сварочной ванны формируется пора [5]. Хотя исследованию свойств парогазового канала посвящено много работ, динамика данной системы до сих пор полностью не изучена. Экспериментальные наблюдения показывают, что частота процесса лежит в диапазоне от 1 [6] до 8 кГц [7]. На основе этих результатов было сделано заключение, что высокие частоты возникают вследствие колебаний стенок канала.

Для описания процессов в парогазовом канале также использовали математические подходы и численные методы. В работе [8] представлена модель, включавшая все известные физические явления, которые происходят в канале и сварочной ванне. Для наблюдения колебаний в килогерцевом диапазоне численные расчеты должны проводиться с очень малым шагом по времени, что требует значительного вычислительного времени [9]. Поэтому желательно применять аналитическое описание, что требует более короткого времени расчета, но и определенных упрощений. Например, уравнение теплопроводности невозможно решить аналитически для произвольных форм канала. Аналитические расчеты проводили для квазистатического [10] и динамического [11] случаев. При этом в большинстве предыдущих работ применяли пучок Гаусса. Однако лазерные источники питания, используемые в промышленности, обеспечивают различные распределения интенсивности лазерного излучения. Так, в работе [12] рассмотрено осевое изменение профиля напряжен-

<sup>\*</sup> Публикуется по материалам доклада, представленного на Шестой международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», 29 мая–1 июня 2012, пос. Кацивели.

<sup>©</sup> Й. Фольпп, М. Гатцен, Ф. Фоллертсен, 2013

ности лазерного излучения [13]. Большое влияние имеют не только интенсивность излучения и колебания мощности [14, 15], но и пространственное распределение интенсивности. Поглощенная энергия, температура и давление в канале зависят от профиля распределения интенсивности лазерного излучения [16]. Поэтому в данной статье на основе существующих аналитических моделей исследуется влияние гауссового и цилиндрического распределений на геометрию парогазового канала [10] и динамику процесса [11] с целью снижения интенсивности образования пор.

Моделирование квазистатического парогазового канала. Известно, что квазистатическое состояние достигается тогда, когда канал сформировался вследствие высокой интенсивности лазерного излучения. Для тонколистового материала можно предположить, что канал является цилиндрическим и полностью проплавленным. Макроскопическая форма канала сохраняется, когда луч перемещается относительно материала. В результате процесса испарения возникает давление абляции, или отдачи  $p_{abl}$  в канале, что открывает канал и противодействует давлению поверхностного натяжения  $p_{\gamma}$  окружающей расплавленной ванны. Уравнение баланса давления математически можно выразить следующим образом:

$$\Delta p = p_{\gamma} - p_{abl}.$$
 (1)

Гидродинамическим и гидростатическим давлением можно пренебречь [17], так как их значения намного меньше, чем значение поверхностного натяжения, рассчитанного по формуле Лапласа

$$p_{\gamma} = \frac{\gamma}{r_{Kap}}.$$
 (2)

Давление поверхностного натяжения зависит от радиуса  $r_{Kap}$  и коэффициента поверхностного натяжения  $\gamma$ .

Давление абляции *p*<sub>abl</sub>, вызванное испарением материала на стенке канала в кнудсеновском слое, можно рассчитать так:

$$p_{abl} = mn(T_s)u^2(T_s), \qquad (3)$$

где m — атомная масса; n — концентрация частиц; u — скорость испаряемых частиц. Концентрация и скорость испаряемых частиц зависят от температуры поверхности канала  $T_s$ , которая определяется из уравнения сохранения энергии

$$q_{abs} = q_{\lambda} + q_{abl}.$$
 (4)

ADDREAMANDAR

Тепловыделение, обусловленное поглощением лазерного излучения  $q_{abs}$ , определяется с помощью выражения

$$q_{abs} = \frac{1}{2\pi rd} \int i(R) R dR d\Phi, \qquad (5)$$

где d — толщина листа; R,  $\Phi$  — радиальная и азимутальная координаты. В этом уравнении параметр распределения интенсивности лазера i может изменяться.

Потери энергии в основном определяются потерями на испарение

$$q_{abl} = mn(T_s)u(T_s)H_v \tag{6}$$

и потерями на теплопроводность

$$q_{\lambda} = \frac{T_s - T_0}{2} \rho c_p u_0 K_1(\text{Pe}) / K_0(\text{Pe}), \tag{7}$$

где  $H_v$  — скрытая теплота;  $T_0$  — окружающая температура; р — плотность жидкого материала;  $c_p$  — теплоемкость;  $u_0$  — скорость сварки;  $K_1$ ,  $K_2$  — модифицированные функции Бесселя первого и нулевого порядка в зависимости от числа Пекле Pe =  $u_0 r_{Kap}/2\kappa$ , где к — коэффициент температуропроводности. Выражение (7) является решением уравнения теплопроводности, которое описывает потери тепла за счет теплопроводности в предположении, что источник тепла является цилиндрическим [10].

Путем расчета температуры поверхности  $T_s$  в широком диапазоне радиусов можно решить уравнение равновесия давления  $\Delta p = 0$  и определить квазистатические радиусы цилиндрического канала.

Моделирование динамического поведения парогазового канала. Для этого рассмотрим дифференциальные уравнения. Предположим, что канал цилиндрической формы, рассчитанной ранее, колеблется только в радиальном направлении, а распределение интенсивности является параметром в модели. Включая все силы *F*, действующие в канале, динамическое уравнение радиуса можно записать следующим образом:

$$\ddot{r} = \dot{b} = \frac{F}{m_{mp}},\tag{8}$$

где r — нормированный (к радиусу луча) радиус канала; b — скорость изменения радиуса;  $m_{mp}$  масса расплавленной ванны. Согласно [11] динамическое уравнение для скорости изменения радиуса  $\dot{b}$  имеет вид

$$\dot{b} = 2\pi d(rp+1) + 12\pi \frac{d^2}{r_L^2} r \frac{(1-r^2)}{(c-r)^2(c^2-r^2)} - fb, \quad (9)$$

где *с* — параметр, учитывающий ускорение, которое вызвано деформацией расплавленной ванны на верхней поверхности. Первый и второй члены в (9) описывают скорости, вызванные давлением отдачи паров поверхностным натяжением и деформацией расплавленной ванны на поверхности, последний член учитывает рассеяние скоростей вязкого потока, где f— коэффициент диссипации, который вызывает демпфирование системы.

Динамическое давление определяется как [11]

$$\dot{p} = \sqrt{\frac{m_{mp}}{\gamma}} \times$$
(10)  
 
$$\times \left(2\frac{v_a}{d} \left(\frac{p_0}{p_{eq}} - p\right) + \frac{c_0}{\pi dp_0 r_0^2 r^2} i(r, r_{Kap}, r_0) - 2p_0 r_{Kap}^2 \frac{b}{r^3}\right),$$

где  $\dot{p}$  — давление в канале, нормированное на давление квазистатического равновесия  $p_{eq}$ . Первый член в правой части уравнения (10) описывает изменение давления, вызванное выходом пара из канала, где  $v_a$  — предполагаемая скорость пара;  $p_0$  — окружающее давление. Второй член в (10) показывает изменение давления, вызванное испарением, где  $c_0$  — постоянная, определяющая мощность излучения;  $r_0$  — радиус луча. Третий член в (10) описывает изменение давления, вызванное адиабатическим расширением канала. Путем решения данной системы дифференциальных уравнений можно определить ответную реакцию на возмущения.

Результаты моделирования. Для численной реализации описанной модели исследованы два различных профиля интенсивности лазерного излучения. Первым рассматривали пучок Гаусса

$$i_{gs}(r) = \frac{P_{abs}}{\pi r_0^2} e^{-(r/r_0)^2},$$
 (11)

вторым цилиндрический профиль

$$i_{th}(r) = \frac{P_{abs}}{\pi r_0^2} \left( \frac{1}{2} - \frac{1}{\pi} \arctan\left(\frac{r - r_0}{\alpha}\right) \right),$$
 (12)

где  $P_{abs}$  — мощность поглощенного излучения;  $\alpha$  — коэффициент, определяющий градиент функции.

Для расчета геометрии квазистатического канала использовали Mathworks<sup>®</sup> Matlab (Version R2009а), а для расчета динамического поведения геометрии и давления канала — Simulink (Version 7.3). При расчетах приняты следующие значения параметров:  $P_{abs} = 900$  Вт;  $r_0 = 100$  мкм;  $\alpha = 1$  мкм;  $u_0 = 1$  м/мин; d = 1 мм;  $c_0 = 0.2$ ; f = 0.1; c = 3;  $v_a = 4$  м/с;  $r_{start} = 1.2$ ;  $p_{start} = 1$ . Радиус  $r_{start}$  и давление  $p_{start}$  нормируются на квазистатические значения радиуса и давления соответственно.

Квазистатический парогазовый канал. Градиент давления, рассчитанный для широкого диапазона значений нормированного радиуса канала  $r_{Kap}/r_0$ , приведен на рис. 1. Результаты представлены для гауссового и цилиндрического распре-

## НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

делений. Обе зависимости имеют два корня. При этом только второе решение является устойчивым. Небольшое отклонение от первого решения приводит к исчезновению канала. Радиус канала, полученный для пучка Гаусса, немного меньше чем радиус, полученный для цилиндрического распределения. Хотя радиусы почти одинаковые, восстанавливающие силы отличаются. Они могут подстраиваться под градиент давления при изменении радиуса. Из рис. 1 видно, что градиент давления для цилиндрического распределения выше, чем для пучка Гаусса.

Динамическое поведение парогазового канала. Различные восстанавливающие силы в канале при разных формах пучка приводят к разному динамическому поведению, которое рассчитывается с помощью модели. Время t' нормируется следующим образом:

$$t' = t \sqrt{\frac{m_{mp}}{\gamma}}.$$
 (13)

Колебания радиуса парогазового канала вокруг равновесного значения для различных распределений интенсивности показаны на рис. 2, *а*. Частоты этих колебаний равны приблизительно 1,6 кГц для гауссового и 3,2 кГц для цилиндрического распределения. На рис. 2,  $\delta$ , где показан баланс давления, в обоих случаях давление повышается до различных стартовых значений и колеблется с различными частотами для различных распределений. Нижний наклон кривых вызван затуханием колебаний за счет диссипации в окружающем материале.

Обсуждение результатов. Как видим, различные пространственные распределения интенсивности лазерного излучения имеют разное влияние на геометрию и динамику канала. При этом влияние распределения излучения на давление и радиуса канала незначительное. Радиальная зависимость градиента давления от типа распределе-





ALEUROMAUCHIEGGARI



Рис. 2. Колебания радиуса парогазового канала (а) и давления (б) для гауссового (1) и цилиндрического (2) распределений интенсивности лазерного излучения

ALEUCOMAUCHURGESAEI

ния более заметна. В частности, степень изменения интенсивности лазерного излучения от радиуса канала для цилиндрического распределения, вероятно, вызывает значительно более высокий градиент давления в области устойчивого радиуса квазистатического канала. Так как градиент давления влияет на баланс силы, то можно предположить, что различные пространственные распределения интенсивности будут приводить к различному динамическому поведению канала. В работе [18] колебания давления, возникающие вследствие колебаний радиуса, были измерены. Профиль лазерного пучка существенно влияет на частоту колебаний давления и радиуса. Высокая частота колебаний для цилиндрического распределения может объясняться высокой амплитудой колебаний давления, что приводит к возникновению более сильных восстанавливающих сил и высоким скоростям. Это также происходит в результате более высоких градиентов радиального давления при цилиндрическом распределении. Найденные значения частоты находятся в одном диапазоне с экспериментально измеренными в работах [6, 7]. По-видимому, использование цилиндрического распределения благоприятнее для получения стабильного канала, чем использование пучка Гаусса. Давление отдачи, вероятно, демпфирует колебание наиболее быстро, что приводит к меньшему влиянию окружающей расплавленной ванны. При этом более высокий градиент давления вызывает коллапс канала.

Таким образом, проведенные расчеты показывают, что профиль лазерного пучка слабо влияет на геометрию канала. Градиент давления для цилиндрического распределения выше, чем для гауссового. Найдены частоты колебаний радиуса канала, вызванные различными градиентами давления, в случаях цилиндрического и гауссового распределений. На основе используемой модели можно показать, что цилиндрическое рас- пределение интенсивности приводит к более устойчивому парогазовому каналу.

- Effect of alloying elements on porosity formation in laser welding of heavy section steel plates / S. Tsukamoto, G. Arakane, K. Kojima et al. — S.I., S.a. — Intern. Inst. of Welding; Doc. IV-941–07.
- Szymanski Z., Hoffman J., Kurzyna J. Plasma plume oscillations during welding of thin metal sheets with a cw CO<sub>2</sub> laser // J. Phys. D: Appl. Phys. — 2001. — 34. — P. 189– 199.
- 3. *Experimental* and theoretical studies on keyhole dynamics in laser welding / A. Matsunawa, J. D. Kim, S. Katayama et al. // The 15th Intern. congress on application of lasers and electro-optics (ICALEO, 14–17 Oct., 1996, Detroit, USA). 1996. **81**. P. 58–67.
- Berger P., Hugel H., Graf T. Understanding pore formation in laser beam welding // Phys. Procedia. — 2011. — 12. — P. 241–247.
- Pore formation during hybrid laser-tungsten inert gas arc welding of magnesium alloy AZ31B — mechanism and remedy / L. Liu, G. Song, G. Liang et al. // Materials Sci. and Eng. A. — 2005. — 390. — P. 76–80.
- 6. *Melt* pool dynamics during laser welding / V. Semak, J. Hopkins, M. McCay et al. // J. Phys. D: Appl. Phys. — 1995. — **28**. — P. 2443–2450.
- 7. *Klassen M.* Prozessdynamik und resultierende Prozessinstabilitaten beim Laserstrahlschwei.en von Aluminiumlegierungen: PhD thesis, Bremen, 2000.
- Ki H., Mohanty P., Mazumder J. Modeling of laser keyhole welding: Pt I. Mathematical modeling, numerical methodology, role of recoil pressure, multiple reflections, and free surface evolution // Metallurgical and Materials Transact. A. - 2002. - 33, June.
- Pitz I., Otto A., Schmidt M. Accelerated simulation of laser beam forming by means of moving meshes // Intern. workshop on thermal forming and welding distortion. — Bremen, 2011.
- Kroos J., Gratzke U., Simon G. Towards a self-consistent model of the keyhole in penetration laser beam welding // J. Phys. D: Appl. Phys. — 1993. — 26. — P. 474–480.
- 11. *Pleteit H.* Analyse und Modellierung der Keyhole-Dynamik beim Laserstrahlschwei.en von Aluminiumlegierungen: PhD thesis, Bremen, 2001.
- 12. *Kaplan F*. Influence of the beam profile formulation when modeling fiber-guided laser welding // J. of Laser Applications. 2011. 23, № 4. Nov.
- 13. *Qualifizierung* von Fokussier- und Abbildungssystemen fur die industrielle Laserbearbeitung mit brillanten Strahlquellen

im Multikilowattbereich // Laser-Anwenderforum, Bremen, 2010.

- 14. A simplified energy-based model for laser welding of ferritic stainless steels in overlap configurations / M. Khan, L. Romoli, G. Dini et al. // CIRP Annals E. — 2011. — 60, № 1. — P. 215.
- Analysis of YAG laser lap-welding of zinc coated steel sheets / M. Schmidt, A. Otto, C. Kageler et al. // Ibid. 2008. — 57, № 1. — P. 213.
- 16. *Hugel H., Graf T.* Laser in der Fertigung: Strahlquellen, Systeme, Fertigungsverfahren. Vieweg+Teubner. Stuttgart, 2009.
- Oscillation of the keyhole in penetration laser beam welding / T. Klein, M. Vicanek, J. Kroos et al. // J. Phys. D: Appl. Phys. 1994. — 27(10). — P. 2023–2030.
- Study of keyhole behaviour for full penetration Nd YAG CW laser welding / R. Fabbro, S. Slimani, F. Coste et al. // Ibid. — 2005. — 38. — P. 1881–1887.

Поступила в редакцию 16.01.2013

# СВАРОЧНЫЕ НОВОСТИ ИЗ БЕЛАРУСИ

Немного о белорусских электродах, в частности о ПАО «ПлазмаТек» и принадлежащим ему ООО «Светлогорский завод сварочных электродов».

На аукционе 28 июля 2012 г. ООО «Светлогорский завод сварочных электродов» приобрел 86,7 % госпакета акций ОАО «Рогачевгазстрой» за почти 6,5 млрд бел. рублей. С прошлого года 75 % акций Светлогорского завода принадлежит украинской группе компаний «ПлазмаТек» (базируется в пос. Рудница, Винницкая обл.), 25 % — местному предприятию «Белая Русь».

«ПлазмаТек» является самым крупным производителем электродов в Украине — 1700 т электродов в месяц. По 24,9 % акций предприятия владеют председатель наблюдательного совета В. Поляков и генеральный директор В. Слободянюк, 20,11 % — И. Слободянюк.

«ПлазмаТек» вложила в развитие Светлогорского завода более 600 тыс. дол. Благодаря проведенной модернизации белорусское предприятие увеличило объем выпуска продукции почти в 10 раз до 270 т электродов в месяц.

Однако этим планы не ограничиваются. Планировалось установить в Светлогорске вторую линию, с запуском которой объем производства увеличился бы почти вдвое. Чтобы это осуществить, необходимы были дополнительные производственные площади. Для этих целей планировалось выкупить светлогорскую базу «Рогачевгазстроя», которая находится рядом с заводом сварочных электродов. Однако в Госкомитете по имуществу Беларуси ответили, что приобрести «Рогачевгазстрой» можно лишь полностью. Украинские бизнесмены не долго думали над этим условием. Благо акционер «ПлазмаТека» В. Поляков является также одним из совладельцев «Укргазстроя» и для него рогачевская площадка является по сути своей профильным бизнесом. Поэтому в «ПлазмаТеке» было принято решение диверсифицировать бизнес, а не останавливаться на производстве электродов.

Исполнительный директор «ПлазмаТек» Ю. Омельчук говорит, что в планах Светлогорского предприятия «полностью покрыть потребность Беларуси в сварочных электродах и наладить стабильные экспортные поставки». От других комментариев представитель «ПлазмаТек» решил воздержаться «пока не будет закрыта сделка».

ADDIANATICACIÓN

По материалам интернета

# ВЛИЯНИЕ СПОСОБОВ СВАРКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1460

#### Л. И. МАРКАШОВА, А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, О. С. КУШНАРЕВА

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Показано существенное различие в формировании структурно-фазового состояния металла швов алюминиевого сплава 1460 при использовании различных технологических условий сварки. При аргонодуговой сварке неплавящимся электродом для металла швов характерно существенное увеличение размеров фазовых выделений во внутренних объемах зерен, формирование массивных, протяженных эвтектик межзеренного типа, а также резкое общее укрупнение зеренной структуры, что связано с активным развитием процессов собирательной рекристаллизации под воздействием температурного режима сварки. Структурно-фазовое состояние металла швов в условиях сварки трением с перемешиванием характеризуется более резким диспергированием фазовых выделений и равномерным их распределением, а также измельчением зерен вследствие динамической рекристаллизации, обусловленной интенсивным воздействием деформационных процессов, локализованных в зоне сварки. Библиогр. 11, рис. 6.

Ключевые слова: алюминиевый сплав 1460, металл шва, аргонодуговая сварка неплавящимся электродом, сварка трением с перемешиванием, фазовые выделения, дислокации, упрочнение, прочностные характеристики

AUTOMATICALE

Техническая востребованность различных материалов, как правило, определяется возможностью обеспечения необходимого комплекса служебных характеристик металлов и сплавов определенного класса, а также их сварных соединений. Особенно это относится к сверхлегким материалам, в том числе алюминиево-литиевым сплавам, используемым в авиационной и аэрокосмической технике, где необходимо гарантировать не только высокую технологичность, но и требуемый уровень прочности, пластичности и трещиностойкости в сложных эксплуатационных условиях, в том числе при криогенных и повышенных температурах [1, 2]. С учетом того, что практически все свойства любых материалов в основном определяются их структурно-фазовым состоянием, которое претерпевает существенные изменения в различных условиях термодеформационного воздействия, целесообразно исследование наиболее значимых структурных составляющих, формирующихся в металле сварного соединения под влиянием используемых технологических условий. Особенно это актуально для сварных соединений сложнолегированных алюминиевых сплавов, для которых характерно резкое изменение не только структур, но и фазовых выделений ФВ в ходе различных технологических операций, в том числе и под влиянием процессов сварки.

Кроме того, при выборе наиболее оптимальных способов сварки алюминиевых сплавов представляет интерес оценка роли основных структурных составляющих (ФВ, плотности дислокаций, субструктур) в изменении прочности и трещиностойкости сварных соединений, что и является целью настоящей работы.

Материал и методики. В данной работе исследованы сварные соединения листового (прокатанного) высокопрочного алюминиево-литиевого сплава 1460 толщиной 2 мм с использованием двух способов сварки. Первый способ это автоматическая аргонодуговая сварка неплавящимся электродом (АДСНЭ) со скоростью 20 м/ч с помощью установки MW-450 («Fronius», Австрия) на токе 140 А, в качестве присадочного материала использовали сварочную проволоку Св1201. Второй способ — это сварка трением с перемешиванием (СТП), выполняемая на сконструированной в ИЭС им. Е. О. Патона лабораторной установке. В последнем случае для получения стыковых соединений использован специальный инструмент с коническим наконечником и буртом диаметром 12 мм, скорость вращения которого составляла 1420 об/мин, а линейная скорость его перемещения вдоль стыка — 14 м/ч. Образцы для проведения исследований изготавливали из основного металла и металла швов сварных соединений.

Базовая экспериментальная информация о характере основных структурных составляющих, оказывающих значительное влияние на эксплуатационные характеристики сварных соединений, особенно структурно-фазовые превращения, которые происходят при изменении способов сварки, была получена с использованием оптической и просвечивающей микродифракционной электронной микроскопии (JEM-200CX, фирмы

<sup>©</sup> Л. И. Маркашова, А. Г. Покляцкий, О. С. Кушнарева, 2013

«JEOL» Япония) с ускоряющим напряжением 200 кВ. Тонкие фольги для исследования «на просвет» подготавливали двухступенчатым методом — предварительной электрополировкой с последующим многократным ионным утонением ионизированными потоками аргона в специально разработанной установке [3]. Последнее позволяло не только расширить поля для исследований (увеличить статистику), но и сделать «прозрачными» для электронов все структурно-фазовые составляющие анализируемого материала.

**Результаты исследования**. Изучали структуру, а также тонкую структуру основного металла и швов сварных соединений высокопрочного алю-

миниево-литиевого сплава 1460, полученных АД-СНЭ и СТП.

Основной металл. Как показали оптические и электронно-микроскопические исследования, для основного металла сплава 1460 характерна структура с размером зерна  $d_3 = 10...40$  мкм (рис. 1, *a*), высокая (порядка  $1...3 \cdot 10^{11}$  см<sup>-2</sup>) и относительно равномерная (вдоль определенных направлений) плотность дислокаций  $\rho$  (рис. 2). При этом в некоторых зернах основного металла наблюдается формирование более мелкозернистой ячеистой структуры (рис. 2, *a*, *b*) с размерами  $d_{sy} \sim 0.15...0.4$  мкм и субструктуры размерами  $d_c$  в пределах 0.7...3.2 мкм (рис. 2, *c*). На полученных



Рис. 1. Микроструктуры (×400) основного металла сплава 1460 (а) и швов, полученных АДСНЭ (б) и СТП (в)



Рис. 2. Микроструктуры основного металла алюминиевого сплава 1460: *а*, *б* — распределение дислокаций и ФВ во внутренних объемах зерен (*a* — ×20000, *б* — ×37000); *в*, *г* — то же вдоль границ зерен (*в*, *г* — ×30000)

A DIROCOULTERINGSOUT

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ



Внутризеренные ФВ: 0,8...2,0 мкм

Рис. 3. Микроструктуры металла шва сплава 1460, полученного АДСНЭ: *а*, *б* — протяженные зернограничные эвтектики (*a* — ×30000, *б* — ×20000); *в*, *е* — ФВ во внутренних объемах зерен (*в* — ×20000, *е* — ×30000)

EASSERVED COMPANY COMPANY

снимках прослеживается направленность структурных составляющих (зерен, субзерен) с различной плотностью дислокаций, что характерно для полосовых структур, формирующихся в условиях направленного деформирования (например, прокатки). Что касается ФВ, то в основном металле ФВ типа Al–Li; Al–Cu и т. п. относительно равномерно распределены и по внутренним объемам, и по границам матричных зерен, но не имеют четко выраженной ориентации. Размеры таких ФВ составляют примерно 0,14...0,35 мкм (см. рис. 2, *a*, *б*).

Структурно-фазовое состояние металла швов при аргонодуговой сварке. Для структуры, а также тонкой структуры металла швов высокопрочного алюминиево-литиевого сплава 1460 после АДСНЭ характерно значительное снижение на 2 порядка плотности дислокаций до  $\rho \sim 2...6 \cdot 10^9$  см<sup>-2</sup> (рис. 3) по сравнению с уровнем плотности дислокаций в основном металле. Кроме того, прямолинейность отдельных дислокаций при их равномерном распределении, отсутствие дислокационных скоплений и общее, весьма значительное укрупнение структуры (почти в 2 раза) (см. рис. 1, б) свидетельствует не только об активном развитии процессов собирательной рекристаллизации (путем миграции первичных границ фаз), но и о равновесности крупнозернистой структуры металла швов, формирующейся в условиях сварки плавлением.

Особенностью структуры металла швов, полученных АДСНЭ, является также характер ФВ, их размеры и распределение в различных зонах швов. Характерной особенностью фазообразования в условиях АДСНЭ является формирование двух типов ФВ. При первом ФВ распределяются вдоль границ зерен (фазы межзеренного типа) и представляют собой эвтектические образования толщиной до δ ~ 0,2...0,5 мкм при значительной (примерно 2,0...2,5 мкм) их протяженности (рис. 3, а, б). Второй вид ФВ — это фазы внутризеренного типа (рис. 3, в, г), которые отличаются глобулярной формой и крупными размерами (примерно в 6 раз крупнее, чем в основном металле). Кроме того, объемная доля таких внутризеренных ФВ значительно меньше по сравнению с объемной долей таковых в основном (исходном) металле.

Структурно-фазовое состояние металла швов при сварке трением с перемешиванием. Установлено, что металл швов алюминиево-литиевого сплава 1460 характеризуется четко выраженными особенностями основных структурных составляющих, а именно зеренной, субзеренной, дислокационной и фазовой. Так, в отличие от существенного укрупнения зерен по механизму



ФВ с околофазной оболочкой



Зародыши рекристаллизации



Зернограничные фазы

Внутризеренные ФВ

Рис. 4. Микроструктуры металла шва сплава 1460, полученного СТП: *а*, *с* — распределение дислокаций; *б*, *в*, *е* — распределение ФВ в объемах зерен; *д* — то же, но в зернограничных зонах металла шва; *а*, *в*, *с*, *е* — ×30000; *б*, *д* — ×20000

собирательной рекристаллизации, характерного для условий сварки плавлением, в металле швов, полученных СТП, наблюдаются структурные преобразования другого типа, а именно — значительные измельчения структуры (см. рис. 1, *в*), связанные с активно протекающими процессами динамической рекристаллизации, т. е. рекристаллизации по механизму зародышеобразования. Повышается общая плотность дислокаций до  $\rho \sim 3...6 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>, что на порядок выше объемной дислокационной плотности в металле швов при сварке плавлением (рис. 4, *a*). При этом повышение внутризеренной дислокационной плотности сопровождается активным перераспределением дислокаций, о чем сви-

детельствует формирование субструктурных элементов — блоков, фрагментов и т. п. (рис. 4, б).

По-видимому, измельчение структуры и активация перераспределения дислокаций в условиях СТП обусловлены интенсивным деформированием нагретого до пластического состояния металла швов и соответственно превалированием деформационно-активированных процессов в структурных изменениях (динамическая рекристаллизация) над термически активированными (собирательная рекристаллизация).

Следующими особенностями структурного состояния металла швов, полученных в твердой фазе СТП (при сравнении с металлом швов, вы-



полненных АДСНЭ), являются существенное измельчение (в 2...5 раз) ФВ (размер такого типа ФВ находится в пределах 0,06...0,4 мкм) и значительное увеличение их количества при равномерном распределении, причем по всем зонам металла швов — как по внутризеренным, так и по зернограничным объемам (см. рис. 4). Последнее, по-видимому, связано с дроблением внутриобъемных и зернограничных эвтектических крупных фаз, характерных для металла швов, полученных АДСНЭ. При этом следует отметить, что большая часть ФВ, формирующихся в металле швов в условиях СТП, окружена околофазной оболочкой (см. рис. 4, в), что свидетельствует об интенсивном легировании локального околофазного пространства в объемах матричных зерен.

Аналитическая оценка изменения свойств сварных соединений. На базе комплексных экспериментальных исследований структурно-фазовых составляющих, формирующихся в металле



Рис. 5. Общее интегральное значение предела текучести  $\Sigma \sigma_{\rm T}$  алюминиевого сплава 1460 в различных зонах соединения (основной металл и металл швов, полученных АДСНЭ и СТП)



Рис. 6. Гистограмма дифференцированного вклада структурно-фазовых составляющих  $\Delta \sigma_{\rm T}$  в расчетное значение предела текучести (*a*) и секторные диаграммы ( $\delta$ -*г*) структурного вклада (твердорастворного, зеренного, субзеренного, дислокационного, дисперсионного) в общее значение предела текучести  $\Sigma \sigma_{\rm T}$  в основном металле ( $\delta$ ) и в металле швов, полученных АДСНЭ (*в*) и СТП (*г*)

A DURAMANCHURGESAET

при различных термодеформационных условиях, выполнены аналитические оценки их конкретного (дифференцированного) вклада в изменение общего (интегрального) значения такой механической характеристики, как предел текучести  $\sigma_{\rm T}$  основного металла и металла швов после кардинально отличающихся процессов сварки — АДСНЭ (аргонодуговой) и в твердой фазе СТП.

Аналитические оценки  $\sigma_{T}$  выполняли согласно уравнению Арчарда, включающему известные зависимости Холла–Петча, Орована и др. [4–11]:

$$\Sigma \sigma_{\rm T} = \Delta \sigma_0 + \Delta \sigma_{\rm T,p} + \Delta \sigma_{\rm 3} + \Delta \sigma_{\rm c} + \Delta \sigma_{\rm d} + \Delta \sigma_{\rm d,y}$$

где  $\Delta\sigma_0$  — сопротивление решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса–Набарро);  $\Delta\sigma_{\rm т.p}$  — упрочнение твердого раствора легирующими элементами и примесями (твердорастворное упрочне-ние);  $\Delta\sigma_{\rm s}$ ,  $\Delta\sigma_{\rm c}$  — упрочнение за счет изменения величины зерна и субзерна (зависимости Холла–Петча, зеренное и субзеренное упрочнение);  $\Delta\sigma_{\rm g}$  —дислокационное упрочнение, обусловленное междислокационным взаимодействием;  $\Delta\sigma_{\rm g,y}$  — упрочнение за счет дисперсных частиц по Оровану (дисперсионное упрочнение).

Общее значение предела текучести  $\Sigma \sigma_{\rm T}$  приведено на рис. 5, конкретный вклад  $\Delta \sigma_{\rm T}$  различных структурных составляющих в указанную характеристику основного металла и металла швов, полученных различными способами сварки — на рис. 6.

Установлено, что в основном металле сплава 1460 наиболее значимый вклад среди структурно-фазовых составляющих, определяющих показатели предела текучести, должны вносить: дис-

локационная компонента ( $\Delta \sigma_{\rm g} =$  127 МПа), субзеренное ( $\Delta \sigma_{\rm c} =$  151 МПа) и зеренное упрочнение ( $\Delta \sigma_{\rm s} = 62$  МПа) (рис. 6, *a*), что в процентном соотношении от общего значения предела текучести составляет 14, 28 и 33 % соответственно (рис. 6, *б*).

При сварке плавлением вклад выше упомянутых составляющих существенно снижается, поскольку плотность дислокаций в металле таких швов резко уменьшается, а размер зерен значительно увеличивается, в результате чего оцениваемые характеристики металла швов в условиях сварки плавлением по сравнению с основным металлом снижаются в 2...5 раз, а именно до значений —  $\Delta \sigma_{\pi} =$ = 20,  $\Delta \sigma_{c} = 36$ ,  $\Delta \sigma_{3} = 31$  МПа. В процентном соотношении вклад

соответствующих структур составляет 12, 20, 18 % соответственно (рис. 6, *a*, *в*). Причем твердорастворное упрочнение  $\Delta \sigma_{\text{т.p}}$  в указанном типе металла швов составляет примерно 60 МПа, т. е. 35 %.

В швах, полученных в твердой фазе СТП, по сравнению со швами, выполненными сваркой плавлением, существенному повышению показателей предела текучести будут способствовать: значительное измельчение структуры Δσ<sub>3</sub> = = 80 МПа), формирование субструктуры  $\Delta \sigma_c$  = = 58 МПа), увеличение плотности дислокаций (дислокационное упрочнение  $\Delta \sigma_{\pi} = 40$  МПа) и существенное увеличение объемной плотности дисперсных и равномерно распределенных ФВ  $(\Delta \sigma_{\pi v} = 70 \text{ M}\Pi a)$ , что в процентном соотношении составляет в общем (интегральном) значении  $\Delta \sigma_{T}$ соответственно: 27, 21, 14 и 23 % (рис. 6, а, г). В условиях СТП это позволяет нивелировать градиенты прочностных характеристик (в данном случае — предел текучести) между основным, т. е. свариваемым, металлом и металлом шва до значений порядка 156 МПа, что значительно меньше градиента (порядка 285 МПа), обычно наблюдаемого при сварке плавлением.

#### Выводы

1. Комплексными методами исследования сварных соединений сложнолегированного алюминиевого сплава 1460 установлены изменения ключевых структурно-фазовых составляющих, оказывающих влияние на механические характеристики сварных соединений при изменении условий технологических режимов способов сварки — от АДСНЭ к СТП (сварка в твердой фазе).

2. В условиях сварки плавлением металл швов характеризуется крупнозернистой структурой, снижением общей объемной плотности дислокаций, формированием глобулярных внутризеренных и протяженных межзеренных ФВ эвтектического типа, что обусловлено превалированием термической активации процессов релаксации.

3. Структура металла швов при СТП отличается резким измельчением величины зерна, что связано с активацией процессов зародышеобразования, повышением общей плотности дислокаций, а также существенным диспергированием ФВ при их равномерном распределении во внутризеренных и зернограничных объемах, что обеспечивается превалированием термодеформационных условий при формировании структурно-фазового состояния металла швов.

4. Аналитические оценки общего (интегрального  $\Sigma \sigma_{r}$ ) значения предела текучести показали, что в металле швов, полученных СТП, за счет измельчения зеренной ( $\Delta \sigma_3 \leq 27$  %), субзеренной  $(\Delta \sigma_c \leq 21 \%)$  структур и диспергирования  $\Phi B$  $(\Delta \sigma_{\rm g,y} \leq 23$  %) наблюдается общее повышение  $\Sigma \sigma_{\rm T} \leq 40$  %, что значительно снижает градиент механических характеристик между основным металлом и металлом швов. В противоположность этому снижение значения предела текучести Σσ<sub>т</sub> металла швов в условиях сварки плавлением, обусловленное укрупнением зеренной структуры и уменьшением общей плотности дислокаций, способствует возрастанию градиента по показателям предела текучести между основным металлом и металлом швов сварного соединения.

- 1. Фридляндер И. Н. Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–1999 гг. и 2000–2015 гг. // Тр. V сессии Науч. совета по новым материалам МААН «Проблемы современного материаловедения». Киев: Наук. думка, 2000. С. 15–19.
- Фридляндер И. Н. Алюминиевые сплавы в авиационной технике // Тр. III сессии Науч. совета по новым материалам МААН «Проблемы современного материаловедения». — Киев: Наук. думка, 1998. — С. 5–9.
- 3. *Методика* утонения образцов разнородных сварных соединений для электронно-микроскопических исследований / Ю. Ф. Даровский, Л. И. Маркашова, Н. П. Абрамов и др. // Автомат. сварка. — 1985. — № 12. — С. 60.
- Сузуки Х. О пределе текучести поликристаллических металлов и сплавов // Структура и механические свойства металлов. — М.: Металлургия, 1967. — С. 255–260.
- Эшби И. Ф. О напряжении Орована // Физика прочности и пластичности. — М.: Металлургия, 1972. — С. 88–107.
- 6. Гольдитейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. Металлофизика высокопрочных сплавов. М.: Металлургия, 1986. 307 с.
- Конрад Г. Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // Сверхмелкое зерно в металлах / Под ред. Л. К. Гордиенко. — М.: Металлургия, 1973. — С. 206–219.
- 8. *Армстронг Р. В.* Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном // Там же. С. 11–40.
- 9. *Petch N. J.* The cleavage strength of polycrystalline // J. Iron and Steel Inst. 1953. **173**, № 1. P. 25–28.
- Orowan E. Dislocation in metals. New York: AIME, 1954. — 103 p.
- Ashby M. F. Mechanisms of deformation and fracture // Adv. Appl. Mech. — 1983. — 23. — P. 117–177.

AURAMANCHURGEAR

Поступила в редакцию 15.01.2013

# МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ЗТВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ23 ПРИ СВАРКЕ ТИГ\*

#### С. В. АХОНИН, В. Ю. БЕЛОУС, А. Ф. МУЖИЧЕНКО, Р. В. СЕЛИН

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Вопросам свариваемости сложнолегированных титановых сплавов посвящено достаточное количество работ. В связи со значительной трудоемкостью экспериментальных исследований представляется актуальным применение математических методов для оценки влияния параметров термического цикла сварки на структурные превращения в зоне термического влияния (3ТВ). В работе методами математического моделирования изучается влияние термического цикла аргонодуговой сварки на форму и размеры сварного шва, протяженность ЗТВ и на кинетику структурных превращений в металле 3TВ на примере аргонодуговой сварки вольфрамовым электродом высокопрочного титанового сплава ВТ23. Расчеты по трехмерной математической модели тепловых процессов в титане при сварке, основу которой составляет дифференциальное уравнение теплопроводности, осуществляли с применением пакета прикладных программ на основе метода конечных элементов. Проведенные расчеты позволили определить размеры и форму шва и 3TB, в которых протекают полиморфные превращения с образованием  $\alpha$ -,  $\alpha''$ - и  $\beta$ -фаз. Расчеты показали, что образование  $\alpha''$ -фазы возможно в металле сварного шва, который имеет наибольшие скорости охлаждения. На изученных режимах при скоростях сварки 10 м/ч образования малопластичной  $\omega$ -фазы не происходит в связи со сравнительно малыми скоростями охлаждения в интервале температур 500...600 °C. Полученные результаты могут быть использованы при разработке технологии сварки перспективных титановых сплавов. Библиогр. 4, рис. 6.

Ключевые слова: сварка ТИГ, математическое моделирование, титановый сплав, скорость и охлаждение, полиморфные превращения

ADDROMANCHIERCEAR

Дуговая сварка вольфрамовым электродом в среде инертных газов — аргона и гелия остается наиболее распространенным, относительно простым и универсальным способом изготовления конструкций из титановых сплавов. Он позволяет осуществлять сварку в различных пространственных положениях и достаточно быстро переналаживать оборудование при изменении типа соединения и толщины свариваемого металла. Одним из путей расширения технологических возможностей дуговой сварки вольфрамовым электродом при сварке в узкий зазор деталей значительной толщины, а также при наплавочных работах является применение внешнего управляющего магнитного поля для отклонения сварочной дуги [1]. Экспериментальное изучение тепловых процессов, протекающих в сварном соединении при сварке титана магнитоуправляемой дугой, трудоемко и дорогостояще в связи с большим количеством параметров сварочного процесса, особенно в случае сварки высокопрочных титановых сплавов. Поэтому авторами выполнялось аналитическое изучение тепловых условий в процессе сварки плит

\* Публикуется по материалам доклада, представленного на Шестой международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», 29 мая–1 июня 2012 г., пос. Кацивели. из титанового сплава ВТ23 путем математического моделирования процесса.

Моделирование позволило изучить влияние таких параметров процесса, как скорость сварки и величина погонной энергии на форму зоны проплавления основного металла и ЗТВ, на значения максимальных скоростей охлаждения в различных участках металла ЗТВ и градиенты температур при охлаждении [2].

Схема процесса наплавки титановых деталей представлена на рис. 1.

Для расчета тепловых условий, сопровождающих процесс оплавления поверхности металла, использовали математическую модель, основу ко-



Рис. 1. Схема процесса дуговой сварки титана вольфрамовым электродом: *1* — присадочная проволока; *2* — вольфрамовый электрод; *3* — защитное сопло; *4* — наплавляемое изделие

<sup>©</sup> С. В. Ахонин, В. Ю. Белоус, А. Ф. Мужиченко, Р. В. Селин, 2013



Рис. 2. Конечно-элементная модель, примененная в расчетах (а), результат расчета тепловых полей (б)

торой составляет дифференциальное уравнение теплопроводности в трехмерной декартовой системе координат.

Конечно-элементная трехмерная модель тепловых процессов наплавки листов титана в прямоугольную разделку с перемещающимся источником нагрева представлена на рис. 2, *a*, результаты приведены для половины сварного соединения.

В качестве исходных данных для расчета выбрали следующие параметры:  $v_{\rm cB} = 10$  м/ч,  $I_{\rm cB} = 220$  A,  $U_{\rm m} = 12$  B.

С учетой приведенных выше начальных и граничных условий с использованием программного модуля «ANSYS» были получены расчетные тепловые поля (рис. 2,  $\delta$ ) в наплавляемом изделии. По результатам расчетов построили изотермы максимальных температур, по которым определяли геометрию и размеры зоны проплавления, ЗТВ, зоны полиморфного превращения (рис. 3, *a*), а также распределение максимальных скоростей охлаждения в поперечном сечении сварного



Рис. 3. Изотермы максимальных температур, полученные в результате расчета (приведена половина сварного соединения) (*a*), поперечный макрошлиф наплавки вольфрамовым электродом (б)

соединения и градиентов температур в поперечном сечении сварного соединения. Сопоставление результатов расчета формы зоны проплавления с экспериментальными данными показало удовлетворительную сходимость результатов (см. рис. 3).

Сварные соединения высоколегированного титанового сплава ВТ 23 чувствительны к скорости охлаждения [3]. Полученные результаты позволяют оценить вероятный фазовый состав остывающего металла шва и ЗТВ. На диаграмме (рис. 4) отмечена температура начала мартенситного превращения  $\beta \rightarrow \alpha''$  (560 °C), линии начала и конца высокотемпературного диффузионного распада  $\beta$ -фазы и линия начала выделения низкотемпературной  $\alpha_{\mu}$ -фазы. В интервале скоростей охлаждения 59...11 °C/с на диаграмме указана линия превращения  $\beta \rightarrow \omega$ .

Анализ полученных расчетных данных показал, что при охлаждении с температуры 1667 до 890 °С наибольшие скорости охлаждения отме-





A DURANCENTRESSAR



Рис. 5. Распределение максимальных скоростей охлаждения в поперечном сечении сварного соединения титанового сплава ВТ23 в интервале температур: a - 1000...890 °C;  $\delta - 890...800$ ; e - 700...600; e - 600...500;  $v_{cB} = 10$  м/ч,  $I_{cB} = 220$  A,  $U_{fI} = 12$  В (пунктирными линиями обозначены характерные изотермы максимальных температур)

чаются в металле шва и могут достигать значений 400 °C/с, в зоне сплавления скорости охлаждения могут достигать значений 130 °C/с, а в большей части металла 3TB скорость охлаждения не превышает значения 30 °C/с.

При достижении температуры 900 °C скорость охлаждения сварного шва снижается до 130 °C/с, а участка, соответствующего зоне крупного зерна, увеличивается до 70 °C/с. При охлаждении в интервале температур 890...800 °C скорость охлаждения сварного шва составляет 70...130 °C/с, в этом случае образуются пластины  $\alpha''$ -фазы. При охлаждении в этом интервале температур (890...800 °C) наибольшую скорость охлаждения имеет верхняя часть металла сварного соединения, поэтому в этой зоне следует ожидать наи-

больший размер выделений высокотемпературной  $\alpha$ -фазы (рис. 5, *a*, *б*). Следует отметить, что максимальный градиент температур при температуре 890°С находится не в верхней части остывающего металла шва, а в металле ЗТВ (рис. 6). В интервале температур 700...600 °С скорость охлаждения верхней части металла сварного соединения все еще наибольшая и составляет 23...31 °С/с (рис. 5, в), а при охлаждении с 600...500 °С скорость охлаждения выравнивается в целом по сечению ЗТВ и составляет 11...16 °С/с. В этом случае распад β-фазы, обогащенной β-стабилизаторами, происходит с выделением так называемой низкотемпературной α<sub>н</sub>-фазы [4], отличающейся от высокотемпературной тем, что она содержит больше легирующих элементов и намного более диспер-



Рис. 6. Распределение градиентов температур в поперечном сечении сварного соединения титанового сплава BT23 при температуре 890 °C

A DEROCOUTTERESCON

сная. В связи с низкой пластичностью  $\alpha_{\rm H}$  связано и значительное снижение пластичности сварных соединений сплава ВТ23, выполненных на приведенном режиме.

Охлаждение в интервале температур 500...400 °C происходит на фоне выравнивания скоростей охлаждения шва и металла 3TB, при этом скорости охлаждения составляют 3,7...7,5 °C/с и практически равномерны по всей 3TB. Распада в этом интервале температур  $\beta$ -фазы с образованием  $\omega$ -фазы не происходит в связи со сравнительно малыми скоростями охлаждения.

Скоростей охлаждения менее 0,05 °С/с в сварном охлаждении не отмечается, поэтому металл сварного шва и ЗТВ состоит из смеси  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз, а их соотношение различно для разных участков сварного соединения.

#### Выводы

1. Разработана математическая модель тепловых процессов в титане при сварке вольфрамовым электродом, которая позволила определить размеры, форму шва и ЗТВ, в которых протекают полиморфные превращения с образованием  $\alpha$ -,  $\alpha''$ - и  $\beta$ -фаз.

2. Проведенные расчеты показали, что образование α"-фазы возможно в металле сварного шва, который имеет наибольшие скорости охлаждения.

3. Образование малопластичной ω-фазы в сварном шве или в металле ЗТВ сварных соединений титанового сплава ВТ23, выполненных на приведенном режиме, не происходит в связи со сравнительно малыми скоростями охлаждения в интервале температур 500...600 °С.

4. Снижение пластичности сварных соединений титанового сплава ВТ23 связано с образованием  $\alpha_{\rm H}$ фазы, образующейся в участках  $\beta$ -твердого раствора, обогащенных легирующими элементами при охлаждении со скоростями 70...0,1 °С/с.

- Металлургия и технология сварки титана и его сплавов / С. М. Гуревич, В. Н. Замков, В. Е. Блащук и др. — Киев: Наук. думка, 1986. — 240 с.
- Akhonin S. V., Belous V. Yu., Muzhychenko A. F. Narrowgap TIG welding of titanium alloys with electromagnetic redistribution of thermal energy of the arc // Proc. of the Fourth Int. conf. on laser technologies in welding and materials (26–29 May, 2009, Katsiveli, Crimea, Ukraine). — 2009. — P. 11–13.
- 3. *Фазовые* превращения при непрерывном охлаждении в сплавах ВТ6ч и Вт23. Изв. вузов / В. С. Лясоцкая, И. В. Лясоцкий, В. Н. Мещеряков, и др. // Цвет. металлургия. 1986. № 2. С. 88–93.
- 4. Лясоцкая В. С. Термическая обработка сварных соединений титановых сплавов. — М.: Экомет, 2003. — 352 с.

Поступила в редакцию 24.01.2013



# МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «СВАРКА И КОНТРОЛЬ-2013»,

# посвященная 125-летию изобретения Н. Г. Славяновым электродуговой сварки плавящимся электродом

15-17 мая 2013

Пермь, Россия

На конференции будут заслушаны доклады ученых из разных стран о наиболее важных научных достижениях в области сварки и родственных процессов: технологии и оборудование для сварки, нанесение покрытий, пайка, новые материалы, неразрушающий контроль, техническая диагностика, гибридная сварка, сварка в медицине.

> Контакты: 614990 г. Пермь, Комсомольский просп., 29, ПНИПУ E-mail: svarka@pstu.ru, тел. (342) 219-83-71, 8-952-319-14-43

> > A DEROCOCOUNTERSCOVED

# ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ЗАЗОРА И ИСХОДНОГО СОСТОЯНИЯ ПРИПОЯ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПАЯНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА

#### С. В. МАКСИМОВА, В. Ф. ХОРУНОВ, В. В. ВОРОНОВ

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Припои системы Ti-Zr-Ni-Cu как в аморфном, так и в кристаллическом состоянии находят широкое применение при пайке титана и его сплавов. Утверждается, что при пайке аморфными припоями создаются особые условия получения соединений. При этом не обсуждается вопрос влияния величины зазора под пайку. Этот вопрос исследован в настоящей работе. Для проведения сравнительных металлографических исследований соединений были спаяны в вакууме специальные образцы с фиксированным переменным зазором титанового сплава марки OT4 (Ti-3Al-1,5Mn) с помощью припоя Ті-23Сu-12Zr-12Ni в аморфном и кристаллическом состоянии. Установлено, что микроструктура и химический состав фаз, кристаллизующихся в широком участке шва соединений, полученных с помощью аморфного припоя Ті-23Си-12Zr-12Ni, аналогичны структуре широких паяных швов, полученных с помощью литого припоя этого же состава. В структуре четко фиксируются первичные зерна твёрдого раствора и эвтектика. В капиллярных зазорах швом является диффузионная зона с общими зернами основного металла, обогащенными элементами припоя, как в случае пайки аморфным, так и кристаллическим припоем. Диффузионные процессы, протекающие на межфазной границе, находят подтверждение в полученных результатах рентгеноспектральных исследований. Так, при концентрации циркония в шве равном 16,39 мас. % на расстоянии примерно 100 мкм вглубь паяемого металла его концентрация уменьшается до 1,22 мас. %, а на расстоянии до 150 мкм цирконий вовсе не обнаруживается. На основании результатов металлографических исследований и рентгеноспектрального микроанализа титановых соединений, показано, что определяющим фактором при формировании микроструктуры паяных швов является величина паяльного зазора, которая обуславливает морфологическое строение шва. Библиогр. 8, табл. 5, рис. 8.

Ключевые слова: титановый сплав, припой, пайка, величина зазора, соединение, аморфное и кристаллическое состояние, паяный шов, микроструктура

AUTOMATICAL

Как правило, при пайке титановых сплавов широко используют припои в кристаллическом и аморфном состоянии. Главным преимуществом припоев с аморфной структурой является то, что их получают в виде пластичных гомогенных (по химическому составу) тонких лент (30...50 мкм) даже из сплавов, содержащих хрупкие интерметаллидные или эвтектические фазы [1]. Это позволяет изготавливать закладные элементы любой формы, строго дозировать количество припоя и паять очень тонкие материалы (например, теплообменники, где толщина разделительной пластины около 0,08 мм). Благодаря высокой химической однородности, припои с аморфной структурой имеют узкие температурные интервалы плавления, что обеспечивает хорошее смачивание паяемой поверхности, уменьшает вероятность образования непропаев, и, таким образом, обеспечивает высокую коррозионную стойкость и прочность паяных соединений [2]. К таким припоям принадлежат сплавы системы Ti-Zr-Ni-Cu, которые широко применяют при пайке титана и его сплавов [3-6].

Цель настоящей работы — исследование влияния величины паяльного зазора на структурообразование швов титанового сплава при использовании припоев в аморфном и кристаллическом состоянии.

Для получения паяных соединений в качестве основного материала использовали титановый псевдо  $\alpha$ -сплав ОТ4 (Ti–3Al–1,5Mn), структура которого представлена  $\alpha$ -фазой и незначительным количеством  $\beta$ -фазы (1...5 %). Он хорошо обрабатывается в горячем и холодном состоянии и используется в виде листов, полос и ленты.

Припой Ti-23Cu-12Zr-12Ni использовали в аморфном (пластичная лента толщиной 30 мкм) и кристаллическом состоянии (литой слиток измельчали и использовали в виде кусочков). Припой выплавляли в лабораторной электродуговой печи на медном водоохлаждаемом поду в атмосфере очищенного аргона. Каждый слиток переплавляли не менее пяти раз для усреднения химического состава. В качестве исходных материалов использовали титановую губку (99,9 %), йодидный цирконий (99,9 %), никель электролитический (99,9 %), медь электролитическую (99,9 %). Химический состав сплавов контроли-

© С. В. Максимова, В. Ф. Хорунов, В. В. Воронов, 2013



Рис. 1. Схемы образцов для проведения металлографических исследований с использованием припоя в аморфном (*a*) и литом (*б*) состоянии: *l* — припой; *2* — закладной элемент для фиксации зазора

ровали с помощью флуоресцентного рентгеноспектрального анализа на спектрометре VRA-30.

Перед пайкой титановые пластины (толщина 2 мм) подвергали механической очистке и собирали таким образом, чтобы в зазоре между пластинами с одной стороны находилась фольга тантала шириной 150 мкм (для фиксации максимальной величины зазора), а с противоположной стороны между паяемыми пластинами образовывался капиллярный зазор. После этого их прихватывали на контактной машине с помощью танталовой ленты.

Для проведения металлографических исследований паяли нахлесточные соединения с переменным фиксированным зазором (рис. 1).

Припой в аморфном состоянии в виде лент укладывали между паяемыми пластинами титанового сплава (рис. 1, *a*), в литом — в виде отдельных кусочков располагали на паяемой плас-

### НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

тине у зазора (рис. 1, б). При нагреве припой с литой структурой расплавлялся и за счет капиллярных сил затекал в паяемый зазор. Пайку образцов осуществляли в вакуумной печи при температуре 1000 °С, время выдержки составляло 10 мин, степень разрежения рабочего пространства — (2...5)·10<sup>-3</sup> Па. Охлаждение образцов в интервале температур 1000...600 °С осуществляли со скоростью 35...40 °С/мин. Металлографические исследования проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа CamScan-4 (Англия), оснащенного энергодисперсионным анализатором ENERGY 200 с программным обеспечением INCA и JSM 840 фирмы «Jeol», снабженного рентгеновским микроанализатором системы Link с волновым спектрометром Ortec.

Исследование химической неоднородности быстрозакаленной ленты Ti-23Cu-12Zr-12Ni в исходном состоянии подтверждает гомогенное распределение составляющих легирующих элементов по ее ширине вдоль линии сканирования (рис. 2, *a*, *б*) [7, 8]. В кристаллическом состоянии структура данного сплава состоит из трех фаз (рис. 2, *в*, табл. 1).

При визуальном осмотре паяных образцов отмечено хорошее смачивание паяемого материала, образование плавных галтелей, отсутствие дефектов. В соединениях, полученных с помощью быстрозакаленного припоя в аморфном состоянии, как правило, формируются незначительные по размеру галтели.

При постоянных температурно-временных параметрах технологического процесса пайки в галтельных участках и широких зазорах характер затвердевания жидкого припоя и морфологические особенности структурообразования близки.

Так, при пайке литым припоем наблюдали полные галтели, прямую и обратную (рис. 3, *a*, *б*).

Таблица 1	l. Химический	состав	структурных	составля-
ющих литог	о припоя, мас.	%		

Исследуемый участок	Ti	Zr	Cu	Ni
Зерна дисперсные (темные)	76,70	8,33	9,92	5,05
Фаза по границам (светлая)	53,05	14,41	18,8	13,74
Эвтектика	59,48	5,78	26,0	8,74



Рис. 2. Микроструктуры припоя в аморфном (*a*), кристаллическом (*в*) состоянии и характер распределения составлящих элементов (*б*) аморфного припоя





Рис. 3. Микроструктуры обратной (*a*) и прямой (б) галтели паяного соединения, выполненного припоем с кристаллической структурой



Рис. 4. Микроструктура участка паяного шва, выполненного припоем с аморфной (а), кристаллической (б) структурой

CONSTRUCTION

Металлографические исследования и изучение химической неоднородности показали, что количество структурных составляющих и их химический состав в галтельном участке и широком паяном шве практически одинаковы (табл. 2). В данных участках отношение количества жидкого металла припоя к поверхности контакта с основным металлом достаточно велико, что замедляет протекание выравнивающих диффузионных процессов. Металл шва кристаллизуется в соответствии с основными закономерностями затвердения литых металлов и сплавов.

При пайке быстрозакаленным припоем в аморфном состоянии в широком зазоре (40...10 мкм), наблюдаются те же структурные составляющие



Рис. 5. Микроструктура эвтектического участка паяного шва, выполненного припоем с кристаллической структурой

(рис. 4, а), что и при пайке припоем в кристаллическом состоянии в широком зазоре (рис. 4, б). В первую очередь кристаллизуется первичная фаза в виде дендритов на основе титана (54,61...54,59 мас. %), содержащих медь, никель, цирконий (соответственно: 27,71; 7,91; 9,49 мас. %) (см. спектр 2 на рис. 4, а, б, табл. 2). Затем в междендритных пространствах кристаллизуется более легкоплавкая фаза — эвтектика, в которой определено повышенное содержание циркония (23,12...24,4 мас. %). Более детальное исследование эвтектического участка показало, что одной из составляющих является светлая фаза сложного состава, обогащенная цирконием (27,9 мас. %), содержащая остальные элементы припоя (спектр 3 на рис. 5, табл. 3).

Второй составляющей эвтектики является темная фаза, которая кристаллизуется в виде дисперсных включений 0,4...1,6 мкм (см. спектр 4, 5 на рис. 5, табл. 3), концентрация циркония в ней снижается до 19,5...20,87 мас. %.

Следует отметить, что в паяных швах и в галтельных участках в незначительных количествах присутствуют алюминий и марганец — составляющие элементы паяемого титанового сплава. Это можно объяснить взаимными диффузионными процессами между паяемым материалом и припоем, протекающими во время пайки на межфазной границе, приводящими к ликвационной

ных соединении, мас. 70										
Номер спектра	Al	Ti	Mn	Ni	Cu	Zr				
Галтел	Галтельный участок (припой с кристаллической структурой, рис. 3, б)									
1	0,44	57,06	_	6,4	30,75	5,34				
2	1,51	44,81	0,73	13,37	15,82	23,76				
3	2	73,08	0,47	5,29	11,74	7,42				
Паян	ный шов (	припой с	аморфно	й структу	рой, рис.	4, <i>a</i> )				
1	0,87	50,23	_	10,43	22,9	15,58				
2	0,38	54,59	—	7,91	27,71	9,41				
3	1,35	46,20	0,47	12,86	14,72	24,4				
4	1,81	76,08	0,55	4,47	9,93	7,17				
5	0,73	60,90	_	7,01	25,82	5,54				
6	1,86	77	0,38	4,56	10,16	6,04				
7	1,87	75,34	1,06	5,50	6,01	10,22				
Паяный	шов (при	пой с кри	исталличе	ской стру	/ктурой, р	оис. 4, <i>б</i> )				
1	0,64	51,25	0,2	10,63	22,35	14,94				
2	0,33	54,61	0,13	8,5	28,84	7,59				
3	1 1 1	46.01	0.47	13.61	15.60	23.12				

Та б л и ц а 2. Химическая неоднородность участков паяных соединений, мас. %

химической неоднородности, появлению неравновесных структур, поскольку кристаллизация меТаблица 3. Химическая неоднородность эвтектического участка паяного шва, выполненного припоем с кристаллической структурой

		10				
Номер спектра	Al	Ti	Mn	Ni	Cu	Zr
1	0,43	54,94	0,04	8,52	28,53	7,54
2	1,06	47,85	0,58	13,62	13,53	23,36
3	1,08	39,68	0,45	16,54	14,35	27,91
4	0,60	46	0,31	13,24	20,35	19,5
5	1,15	52,39	0,38	12	13,23	20,87

талла паяного шва и галтельного участка протекает в неравновесных условиях.

При постоянном режиме пайки (одинаковой температуре, выдержке, скорости нагрева и охлаждения) уменьшение ширины паяльного зазора (до 4...5 мкм) приводит к изменению морфологического строения паяных швов, полученных при использовании припоя с аморфной (рис. 6, *a*, *в*) и кристаллической структурой в одинаковой степени (см. рис. 6, *б*, *г*).

Эвтектические участки в классическом понимании отсутствуют. Наблюдается плоский фронт кристаллизации паяного шва с образованием двухфазной структуры (см. рис. 6, *a*, *б*, табл. 4). Уменьшение зазора сокращает пути диффузии в жидком припое, что способствует выравниванию его химического состава по ширине паяного шва.



Рис. 6. Микроструктуры паяного шва при уменьшении паяльного зазора, выполненных припоем с аморфной (*a*, *s*) и кристаллической структурой (*б*, *г*)

Т а б л и ц а 4. Химическая неоднородность паяных швов при уменьшении паяльного зазора, мас. %

Номер спектра	Al	Ti	Mn	Ni	Cu	Zr					
	Припой с аморфной структурой, рис. 6, а										
1	0,64	55,03	—	6,53	26,66	11,15					
2	1,86	75,93	0,55	4,49	8,49	8,68					
3	3,4	85,98	0,56	2,64	5,03	2,38					
Г	Ірипой с	кристаллі	ический с	труктуро	й, рис. 6,	б					
1	1,73	39,04	0,39	12,8	17,44	28,6					
2	0,4	54,99	_	7,34	27,73	9,53					
3	2,79	84,16	0,39	1,41	2,72	8,52					
	Припо	й с аморф	оной стру	ктурой, р	ис. 6, в						
1	2,11	79,6	0,5	3,19	7,93	6,67					
2	3,33	91,69	_		2,47	2,51					
3	2,02	79,52	1,36	4,9	6,81	5,4					
Г	Ірипой с	кристалл	ической с	труктуро	й, рис. 6,	9					
1	0,58	56,51		6,58	30,16	6,15					
2	2,01	76,25		4,08	11,16	6,5					
3	2,13	80,63	0,51	3,48	8,86	4,39					
4	3	89,08		1,53	4,43	1,96					

Дальнейшее уменьшение паяльного зазора при использовании припоя с аморфной структурой приводит к сужению шва и в капиллярном (практически нулевом) зазоре наблюдается диффузионная зона из общих зерен основного металла, которая и является паяным швом. Общие зерна основного металла содержат повышенное количество алюминия — 2,11 мас. % и пониженное количество составляющих элементов припоя (см. спектр 1 на рис. 6, в, табл. 4). Такая структура обусловлена тем, что припой и паяемый материал имеют общую металлическую основу — титан. Благодаря дифузионным процессам концентрация составляющих элементов припоя в этой зоне сушественно снижается: цирконий до 6,67; медь до 7,93; никель до 3,19 мас. %. Металлографические исследования и рентгеноспектральный микроанализ подтверждают подобное формирование паяного шва и при использовании рассматриваемого припоя в кристаллическом состоянии.

Таблица 5. Химическая неоднородность паяного соединения, выполненного аморфным припоем, мас. %

Номер спектра	Al	Ti	Mn	Ni	Cu	Zr
1	0,68	49,61	_	12,15	21,17	16,39
2	1,92	78,4	—	4,97	9,16	5,56
3	3,22	89,1	0,74	2,6	3,13	1,22
4	3,67	95,41	0,91			



Рис. 7. Микроструктура паяного соединения, выполненного аморфным припоем

Во время пайки литой припой расплавляется, за счет капиллярных сил затекает в практически нулевой зазор и образует обратную галтель. В этом участке соединения шва как такового нет, а наблюдается диффузионная зона в виде общих сросшихся зерен основного металла на основе титана (см. рис. 6, *г*), обогащенных цирконием — 4,39 мас. % (см. спектр 3 на рис. 6, *г*, табл. 4), как и при использовании припоя с аморфной структурой.

В основном металле концентрация циркония снижается с увеличением расстояния от паяного шва. Так, в шве концентрация циркония составляет 16,39 мас. %, при удалении от шва (в перпендикулярном направлении, на расстояние примерно 100 мкм) его концентрация уменьшается и составляет 1,22 мас. %, а на расстоянии до 150 мкм цирконий не обнаруживается (спектр 4 на рис. 7, табл. 5).

Полученные данные рентгеноспектрального микроанализа свидетельствуют о высокой диффузионной активности циркония, его способности проникать на большую глубину в титановый сплав, что объясняется неограниченной растворимостью титана и циркония в широком интервале концентраций. Результаты приведенных исследований выявили, что в диффузионной зоне всегда присутствуют составляющие элементы припоя, но в малых концентрациях.

На основании результатов проведенных металлографических исследований и рентгеноспектрального микроанализа установлено, что структура металла шва паяных титановых соединений, полученных с помощью рассмотренного припоя (постоянный режим вакуумной пайки), зависит от ширины паяльного зазора. Чем меньше паяльный зазор, тем ближе структура металла шва к структуре основного металла.

Морфологические особенности и химический состав фаз, кристаллизующихся в широком участке шва соединений, полученных с помощью припоя Ti-23Cu-12Zr-12Ni в аморфном состоянии,



Рис. 8. Микроструктуры паяного фрагмента пластинчато-ребристого титанового теплообменника: *а* — общий вид соединения с галтельными участками; *б* — центральная зона шва

аналогичен структуре широких паяных швов, полученных с помощью припоя в литом состоянии. В больших зазорах преобладает объемная кристаллизация металла, аналогичная кристаллизации металла в слитке.

Типичным примером формирования паяных швов с переменным зазором (припой толщиной 30 мкм, аморфное состояние) являются паяные соединения тонкостенных элементов сложной геометрической формы (рис. 8, *a*, *б*), иллюстрирующие морфологические особенности структурообразования, приведенные выше. Следует отметить, что использование припоев системы Ti–Zr– Ni–Cu в аморфном состоянии в виде тонких пластичных лент важно при пайке тонкостенных элементов теплообменных титановых устройств, когда необходимо строго соблюдать параметры паяльных зазоров с одновременным получением (за один цикл нагрева) многочисленных плотных паяных швов.

Таким образом, по результатам металлографических исследований паяных соединений титанового сплава с переменным зазором установлено, что при вакуумной пайке припоем Ti–23Cu–12Zr– 12Ni в аморфном и кристаллическом состоянии обеспечивается хорошее формирование паяных соединений, получение плотных качественных швов, отсутствие каких-либо дефектов. Пластичные тонкие (30...50 мкм) припои в аморфном состоянии обеспечивают стабильную ширину паяльного зазора.

Микроструктура и морфологические особенности швов, полученных при постоянных температурно-временных параметрах технологического процесса пайки, зависят от ширины паяльного зазора, а не от агрегатного состояния припоя. Исследования паяных соединений с переменным зазором показали, что в широких зазорах и галтельных участках, содержащих большее количество припоя, формируется микроструктура, характерная для литого металла с образованием эвтектической составляющей (при использовании припоя как в аморфном, так и в кристаллическом состоянии). В капиллярных зазорах швом является диффузионная зона с общими зернами основного металла, обогащенными элементами припоя как при пайке в аморфном, так и кристаллическом состоянии.

- 1. Ковнеристий Ю. К. Аморфные стеклообразные металлические материалы. М.: Наука, 1992. 190 с.
- Калин Б. А., Севрюков О. Н., Федотов В. Т. Аморфные ленточные припои для высокотемпературной пайки. Опыт разработки технологии производства и применения // Свароч. пр-во. — 1996. — № 1. — С. 15–19.
- 3. Быстрозакаленные припои для пайки металлических конструкций / Б. А. Калин, В. Т. Федотов, О. Н. Севрюков, А. Н. Плющев // Перспективные материалы. 2001. № 6. С. 82–87.
- Калин Б. А., Севрюков О. Н., Федотов В. Т. Пайка тонколистовых конструкций из титановых сплавов аморфными припоями СТЕМЕТ // Свароч. пр-во. — 1996. — № 9. — С. 23–24.
- 5. *Хорунов В. Ф., Максимова С. В.* Получение и применение быстрозакаленных припоев // Там же. 2005. № 12. С. 25–30.
- Новые аморфные припои для пайки титана и его сплавов / Б. А. Калин, О. Н. Севрюков, В. Т. Федотов и др. // Там же. — 2001. — № 3. — С. 37–39.
- Шпак А. П., Куницкий Ю. А., Лысов В. И. Кластерные и наноструктурные материалы. — Киев: Академпериодика, 2002. — Т.2. — 540 с.
- Максимова С. В. Аморфные припои для пайки нержавеющей стали и титана и структура паяных соединений // Адгезия расплавов и пайка материалов. — 2007. — № 40. — С. 70–81.

A DIRONAUTENTRACIAN

Поступила в редакцию 13.12.2013

# НОВЫЕ ЭЛЕКТРОДЫ ДЛЯ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ НАПЛАВКИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КРЕСТОВИН<sup>\*</sup>

#### И. К. ПОХОДНЯ, И. Р. ЯВДОЩИН, Н. В. СКОРИНА, О. И. ФОЛЬБОРТ

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

На основании анализа технических характеристик электродов ЦНИИН-4, применяемых для восстановления железнодорожных крестовин, показана необходимость модернизации указанных электродов и разработки новых экономнолегированных электродов аналогичного назначения на базе низкоуглеродистой проволоки Св-08. Приведены результаты работы по выбору оптимального состава газошлакообразующей системы покрытия и системы легирования наплавленного металла, а также технические характеристики модернизированных электродов ЦНИИН-4М и новых экономнолегированных электродов АНН-10. Показаны технические и экономические преимущества новых электродов по сравнению с электродами ЦНИИН-4. Разработаны, согласованы и зарегистрированы в Укрметртестстандарте технические условия на электроды марок ЦНИИН-4М и АНН-10, разработан технологический процесс их промышленного производства. Изложены результаты работы по выпуску опытно-промышленных партий новых электродов и их испытаниям. Разработка современных электродов АНН-10 и ЦНИИН-4М позволяет отказаться от применения дорогостоящей высоколегированной проволоки Св-10Х14Г14Н4Т, что снижает себестоимость электродов и повышает их конкурентоспособность на рынке сварочных материалов. Табл. 6, рис. 1.

Ключевые слова: электроды, дуговая наплавка, железнодорожные крестовины, твердость наплавленного металла

AUTOMATICATICA

В Украине и странах СНГ наиболее распространенными электродами для ручной дуговой наплавки железнодорожных крестовин, рельсов и стрелочных переводов являются электроды ЦНИ-ИН-4. Для их производства используют электродные стержни из высоколегированной проволоки марки Св-10Х14Г14Н4Т, стоимость которой довольно высока, а с учетом транспортных расходов и таможенных пошлин для украинских потребителей она составляет 8...9 дол. США за 1 кг. Стержни из проволоки Св-10Х14Г14Н4Т в процессе термообработки электродов склонны к короблению (изгибаются дугой), что увеличивает брак электродов по геометрическим размерам. Высокая цена материалов (электродная проволока, марганец и хром металлический), содержащихся в покрытии, еще больше повышает стоимость электродов — до 12...13 тыс. дол. США за 1 т.

Высоколегированная проволока имеет более высокое электрическое сопротивление, чем проволока из низкоуглеродистой стали. Поэтому ток, на котором производится наплавка электродами ЦНИИН-4, ограничивается во избежание перегрева электрода, что в свою очередь снижает производительность наплавки.

Наплавку электродами ЦНИИН-4 можно выполнять только на постоянном токе при обратной полярности, а это в ряде случаев приводит к магнитному дутью и образованию дефектов, вызванных дутьем.

Цель настоящей работы заключалась в разработке электродов на базе отечественной сварочной проволоки Св-08А и отказе от использования высоколегированной проволоки Св-10Х14Г14Н4Т. Для обеспечения требуемого химического состава наплавленного металла при замене проволоки Св-10Х14Г14Н4Т проволокой Св-08А проведены исследования по выбору оптимальной толщины покрытия электродов и содержания в нем легирующих добавок.

Для улучшения сварочно-технологических свойств электродов выполняли корректировку газошлакообразующей части покрытия. С учетом высокого содержания в покрытии металлических порошков (65 мас. %), которые являются «отощающими» материалами, ухудшающими пластичность обмазочной массы, в состав покрытия дополнительно вводили органические и минеральные пластификаторы. Благодаря этому удалось улучшить пластичность обмазочной массы и обеспечить возможность качественного нанесения обмазочной массы на стержень, низкую разнотолщинность покрытия и хороший товарный вид электродов. Таким образом, сформирован состав покрытия модернизированных электродов ЦНИИН-4М.

Испытания сварочно-технологических свойств модернизированных электродов показали, что они обеспечивают стабильное горение дуги как на

<sup>\*</sup> Статья подготовлена по результатам выполнения целевой комплексной программы НАН Украины «Проблемы ресурса и безопасности эксплуатации конструкций, сооружений и машин» (2010–2012 гг.).

<sup>©</sup> И. К. Походня, И. Р. Явдощин, Н. В. Скорина, О. И. Фольборт, 2013

Таблица	1. Свароч	но-технологические	свойства	элек-
тродов диам	етром 4,0	ММ		

Параметр	цниин-4	ЦНИИН-4М
Максимально допустимый ток, А	140	210
Номинальное напряже- ние на дуге, В	28	25
Возможность наплавки переменным током	Только постоян- ный ток обратной полярности	Постоянный ток Переменный ток
Диаметр покрытия, мм	6,0	8,2
Коэффициент массы покрытия, %	50,0	135,0
Линейная скорость плавления на максима- льном токе, см/мин	24,1	20,3
Производительность наплавки, кг/ч	1,5	1,8

постоянном, так и переменном токе. Причем, если электроды ЦНИИН-4 при сварке на токе свыше 140 А перегреваются, то электроды ЦНИИН-4М позволяют производить сварку на токе до 210 А без заметного перегрева покрытия. Такое преимущество обусловлено значительно большей толщиной покрытия и использованием стержня из низкоуглеродистой проволоки, которая имеет меньшее электрическое сопротивление по сравнению с проволокой Св-10Х14Г14Н4Т.

Следует отметить, что при использовании электродов ЦНИИН-4 наплавку необходимо производить свободной дугой во избежание «закорачивания» междугового промежутка крупной каплей и примерзания электрода к изделию. Электроды ЦНИИН-4М позволяют производить наплавку опиранием, что значительно снижает нагрузку на руку сварщика. Такая возможность наплавки обусловлена тем, что толстое покрытие образует при плавлении глубокую втулочку, на которую опирается электрод. Большая глубина втулочки исключает возможность закорачивания дугового промежутка каплей. Как показали испытания, модернизированные электроды ЦНИИН-4М обеспечивают мелкочешуйчатое равномерное



Характер плавления и переноса электродного металла ЦНИ-ИН-4 (а) и ЦНИИН-4М (б)

формирование валика при наплавке, легкую отделимость шлаковой корки, небольшое разбрызгивание металла. Основные показатели сварочнотехнологических свойств электродов приведены в табл. 1. Как видно из данных таблицы, линейная скорость плавления электродов ЦНИИН-4М ниже, чем у электродов ЦНИИН-4. Это объясняется большей толщиной покрытия модернизированных электродов. Однако производительность наплавки при этом на 20 % выше, чем электродов ЦНИИН-4, что обусловлено высоким содержанием металлических порошков в покрытии модернизированных электродов и большой толщиной покрытия.

Санитарно-гигиенические показатели электродов оценивали по интенсивности и удельным выделениям твердой составляющей сварочного аэрозоля (TCCA) (табл. 2) и его химическому составу (табл. 3).

Как видно из приведенных данных, удельные выделения TCCA в расчете на 1 кг расплавленных электродов при наплавке электродами ЦНИИН-4М на 15 % меньше, а в расчете на 1 кг наплавленного металла на 8...10 % ниже, чем при наплавке электродами ЦНИИН-4.

Меньшие удельные выделения TCCA при сварке электродами ЦНИИН-4М, по нашему мнению, обусловлены особенностями плавления и переноса электродного металла. Как показали ранее

Таблица 2. Интенсивность и удельные выделения ТССА при наплавке электродами ЦНИИН-4 и ЦНИИН-4М (постоянный ток, полярность обратная)

Режим наплавки		Выделения ТССА, г				
Марка электрода	<i>I</i> <sub>св</sub> , А	$U_{\rm g}, {\rm B}$	за 1 мин	на 1 кг расплавленных электродов	на 1 кг наплавленного металла	
ЦНИИН-4	140	2628	<u>1,261,41</u> 1,33×3	<u>37,943,5</u> 40,6×3	<u>52,855,2</u> 54,3×3	
ЦНИИН-4М	200	2425	<u>1,461,53</u> 1,50×3	<u>33,935,0</u> 34,5×3	<u>49,351,7</u> 50,7×3	

Примечание. Здесь и в табл. 6 в числителе приведены минимальные и максимальные, а в знаменателе — средние значения показателей и количество экспериментов.

AUTROMANCHIEGGAR

# ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Марка электрода	Массовая доля элементов, %							Твердость
	С	Si	Mn	Cr	Ni	S	Р	HRC
ЦНИИН-4	0,80	0,62	13,0	22,4	2,9	0,035	0,037	29
ЦНИИН-4М	0,79	0,45	12,5	23,3	3,2	0,035	0,025	27
Требования нормативной документации	0,500,80	0,80	11,014,0	22,028,5	2,03,5	0,035	0,040	2537

# Таблица З. Химический состав и твердость металла, наплавленного электродами ЦНИИН-4 и ЦНИИН-4М

#### Таблица 4. Результаты расчета стоимости материалов, необходимых для изготовления 1 т электродов

	ЦНИ	ИН-4	ЦНИИН-4М		
Используемые материалы	Расход на 1 т электродов, кг Стоимость, грн.		Расход на 1 т электродов, кг	Стоимость, грн.	
Газошлакообразующие	176,0	747	154,7	712	
Легирующие	124,5	16340	340,0	38614	
Пластификаторы и связующие	75,0	390	164,5	877	
Сварочная проволока Св-10Х14Г14Н4Т	678,0	61427	_	—	
Сварочная проволока Св-08А	—		467,0	3526	
Итого		78904		43729	

проведенные нами исследования, с увеличением толщины электродного покрытия и возрастанием в нем содержания металлической фракции (ферросплавов и металлических порошков) возрастает количество капель металла и шлака, попадающих в ванну с периферийных участков электрода (рисунок). Эти капли металла и шлака не перегреты до таких высоких температур, как основная капля, формирующаяся на торце электродного стержня. Поэтому процессы испарения с поверхности периферийных капель протекают менее интенсивно.

Для определения химического состава и твердости наплавленного металла электродами ЦНИ-ИН-4 и ЦНИИН-4М выполнены шестислойные наплавки на постоянном токе при обратной полярности. Значение тока для электродов ЦНИИН-4 составляло 140, для электродов ЦНИИН-4М — 200 А. Химический состав наплавленного металла анализировали с помощью спектрального метода. Как видно из данных табл. 3, модернизированные электроды ЦНИИН-4М по химическому составу и твердости наплавленного металла полностью соответствуют требованиям нормативной документации на электроды ЦНИИН-4. Модернизация электродов ЦНИИН-4 позволила отказаться от дорогостоящей проволоки Св-10Х14Г14Н4Т. Как видно из табл. 4, затраты на материалы для изготовления модернизированных электродов существенно ниже (на 35175 грн.), чем для электродов ЦНИИН-4.

Высокие значения эксплуатационных свойств (износостойкость, твердость и др.) наплавленного металла могут быть обеспечены при более экономном легировании (меньшем содержании хрома, отсутствии никеля и т. д.) по сравнению с системой легирования, применяемой для электродов ЦНИИН-4. Поэтому параллельно с модернизацией электродов ЦНИИН-4 в ИЭС им. Е. О. Патона разработаны экономнолегированные электроды АНН-10 того же назначения, что и ЦНИ-ИН-4.

Электроды АНН-10 являются аналогом зарубежных UTP BMC немецкой фирмы UTP (ныне «Boehler Schweißtechnik Deutschland»), которые уже свыше десяти лет поставляются в Украину. По результатам испытаний, выполненных еще в 1996 г. Всероссийским институтом железнодорожного транспорта, установлено, что электроды UTP BMC по механическим и технологическим

Таблица 5. Химический состав металла (мас. %), наплавленного электродами ЦНИИН-4, ЦНИИН-4М, UTP ВМС и АНН-10

Марка электрода	С	Mn	Si	Cr	Ni	S	Р
ЦНИИН-4	0,50,8	11,014,0	≤0,80	22,028,5	2,03,5	≤0,035	≤0,040
ЦНИИН-4М	0,50,8	11,014,0	≤0,80	22,028,5	2,03,5	≤0,035	≤0,040
UTP BMC	0,6	16,5	0,8	13,5	—	0,032	0,036
AHH-10	0,40,8	14,518,5	0,61,0	1215	_	≤0,040	≤0,040

A DIROCONTENTROLOGI

### ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Т а б л и ц а 6. Ударная вязкость металла (Дж/см<sup>2</sup>), наплавленного экономнолегированными электродами опытной партии, электродами ЦНИИН-4 и UTP BMC диаметром 4,0 мм, на образцах типа IX

Температура испытания, °С	UTP BMC	цниин-4	Экономнолеги- рованные элек- троды
20	<u>36,371,9</u>	8,816,7	<u>111,0115,5</u>
	54,2×3	11,8×3	113,5×3
-20	20,935,4	8,610,6	<u>92,6103,8</u>
	28,5×3	9,7×3	97,3×3

свойствам существенно превосходят электроды ЦНИИН-4 и могут быть использованы при ремонте железнодорожных крестовин. При этом уровень содержания хрома и никеля в наплавленном металле у них существенно ниже (табл. 5).

Испытания опытной партии электродов АНН-10, изготовленных в ИЭС им. Е. О. Патона, показали, что по сварочно-технологическим свойствам они сопоставимы с электродами UTP ВМС и превосходят электроды ЦНИИН-4.

По ударной вязкости наплавленного металла экономнолегированные электроды на порядок превосходят электроды ЦНИИН-4 и в 2-3 раза электроды UTP BMC (табл. 6).

Указанный эффект проявляется как при нормальном, так и при низком значении температуры (-20 °C), что, видимо, связано с более мелкозернистой структурой аустенита по сравнению с электродами UTP BMC. Согласно существующему мнению, металл, наплавленный электродами ЦНИИН-4, содержит чрезвычайно высокое количество хрома, что обусловливает невысокий уровень их механических свойств и прежде всего ударной вязкости. С экономической точки зрения электроды АНН-10 более выгодны, поскольку их себестоимость меньше, чем у электродов ЦНИИН-4 и ЦНИИН-4М, благодаря меньшему расходу дорогостоящих ферросплавов и использованию в качестве стержня низкоуглеродистой проволоки Св-08А взамен дорогостоящей высоколегированной проволоки Св-10Х14Г14Н4Т.

Электроды ЦНИИН-4М и АНН-10 можно заказать в Научно-инженерном центре материалов для сварки и наплавки ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ.

### Выводы

1. Модернизирован состав покрытия электродов ЦНИИН-4 путем замены стержней из высоколегированной проволоки Св-10Х14Г14Н4Т низкоуглеродистой Св-08А, что позволило улучшить технологические и санитарно-гигиенические показатели электродов и снизить их себестоимость на 30...35 %.

2. Разработаны экономнолегированные электроды АНН-10 для наплавки железнодорожных крестовин, стрелочных переводов, превосходящие по технологическим характеристикам ЦНИИН-4.

3. С экономической точки зрения электроды АНН-10 более выгодны, чем ЦНИИН-4, поскольку имеют минимальную себестоимость благодаря меньшему расходу дорогостоящих ферросплавов и применению в качестве стержня низкоуглеродистой проволоки Св-08А.

4. На электроды ЦНИИН-4М и АНН-10 разработаны комплекты нормативной документации, что позволяет начать их промышленное производство.

Поступила в редакцию 24.01.2013



7-я МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ДУГОВАЯ СВАРКА. МАТЕРИАЛЫ И КАЧЕСТВО»

17-21 июня 2013

пос. Агой, Краснодарский край

**Организаторы:** Ассоциация «Электрод» предприятий стран СНГ, Научно-производственный центр «Сварочные материалы» (г. Краснодар)

Контакты: тел. (38044) 287-72-35, E-mail: as\_elektrod@mail.ru

AUTROMANCHICKAR

# ПРИМЕНЕНИЕ МЕХАНИЗИРОВАННОЙ СВАРКИ САМОЗАЩИТНОЙ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ ПРИ РЕМОНТЕ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ<sup>\*</sup>

# В. Н. ШЛЕПАКОВ<sup>1</sup>, Ю. А. ГАВРИЛЮК<sup>1</sup>, А. С. КОТЕЛЬЧУК<sup>1</sup>, В. Н. ИГНАТЮК<sup>1</sup>, П. А. КОСЕНКО<sup>2</sup>, О. Н. РОХЛИН<sup>3</sup>, А. В. ТОПЧИЙ<sup>3</sup>

<sup>1</sup> ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. Е-mail: office@paton.kiev.ua
 <sup>2</sup> ГП «Опытный завод сварочных материалов ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины».
 04112, г. Киев-112, ул. Е. Телиги, 2. Е-mail: ozsm@paton-ozsm.com.ua
 <sup>3</sup> ПАО «Днепровский металлургический комбинат им. Ф. Э. Дзержинского».
 51925, г. Днепродзержинск, ул. Кирова, 18Б. Е-mail: dmkd@dmkd.dp.ua

Рассмотрены существующее состояние и характеристики объектов ремонтно-восстановительной сварки оборудования горно-металлургического комплекса. Установлено, что сокращение времени сварки при ремонте металлургического оборудования и повышение надежности сварных конструкций возможно за счет расширения применения в монтажных условиях механизированной сварки самозащитной порошковой проволокой. Исследования физико-химических свойств порошковых смесей, моделирующих сердечники самозащитных порошковых проволок, позволяют определить пути повышения технологических характеристик таких проволок при разработке их композиций. Приведены результаты работ по усовершенствованию технологии производства порошковых проволок, позволяющие применять эффективные маршруты волочения, пригодные для изготовления порошковых проволок малого диаметра (1.6 мм) за одну стадию волочения при использовании шестикратного волочильного стана. Описана успешная реализация технологии волочения проволоки с нанесением протекторного покрытия на ее поверхность для защиты от коррозии и предупреждения увлажнения материалов сердечника. Показаны успешные примеры внедрения механизированной сварки порошковой проволокой на типичных объектах ремонтно-восстановительных работ предприятий горно-металлургического комплекса. Сделана оценка технико-экономических показателей применения сварки порошковыми проволоками при ремонтно-восстановительных работах путем расчета ожидаемого экономического эффекта от замены ручной дуговой сварки на механизированную на примере капитального ремонта конвертора. Снижение себестоимости выплавляемой стали достигается за счет уменьшения условно-постоянных затрат при общем сокращении сроков ремонта конвертора. Библиогр. 11, рис. 7.

Ключевые слова: ремонтно-восстановительная сварка, порошковая проволока, ресурс эксплуатации, оборудование, горно-металлургический комплекс

При ремонте металлургического оборудования, в частности, кожухов доменных печей и корпусов конверторов, одним из видов работ является заварка трещин и установка заплат с последующей сваркой, восстановление геометрических размеров изношенных деталей оборудования. Указанные конструкции изготовляются из низколегированных сталей. Трудоемкость сварочных работ достаточно высокая, а продолжительность сварки влияет на сроки проведения ремонтов и простоя оборудования. Технической документацией предусмотрено выполнение сварочных работ при изготовлении и ремонте указанных конструкций ручной дуговой сваркой электродами типа Э50А диаметром 4...5 мм.

С целью сокращения времени сварки при ремонте кожухов доменных печей, корпусов конверторов и другого металлургического оборудования проводили работы по освоению механизированной сварки в монтажных условиях. В процессе проведения таких работ выявлен ряд факторов, затрудняющих применение механизированной сварки в защитном газе в монтажных условиях. Так, наличие сквозняков, металлургической пыли и шлаков от кислородной резки и ручной дуговой сварки, которые при попадании в разделку приводят к появлению пор и других дефектов в сварном шве, значительно затрудняет применение сварки проволокой сплошного сечения в среде защитных газов. Кроме того, доставка к месту проведения работ и обслуживание баллонов с защитными газами требуют дополнительных трудозатрат.

Поэтому разработка технологии механизированной сварки соединений во всех пространственных положениях является актуальной потребностью предприятий для повышения технических характеристик сооружений и оборудования, а так-

<sup>©</sup> В. Н. Шлепаков, Ю. А. Гаврилюк, А. С. Котельчук, В. Н. Игнатюк, П. А. Косенко, О. Н. Рохлин, А. В. Топчий, 2013



<sup>\*</sup> Статья подготовлена по результатам выполнения целевой комплексной программы НАН Украины «Проблемы ресурса и безопасности эксплуатации конструкций, сооружений и машин» (2010–2012 гг.).

## ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

же для продления их эксплуатационного ресурса. Учитывая сложность и условия выполнения ремонтно-восстановительных работ, наиболее перспективной оказывается разработка технологии полуавтоматической сварки порошковой проволокой малого диаметра, которая является энергои ресурсосберегающим процессом и позволяет обеспечить высокое качество и производительность ремонтно-восстановительных работ.

Опыт внедрения механизированной и автоматизированной ремонтно-восстановительной сварки металлургических агрегатов самозащитной порошковой проволокой на металлургических предприятиях Украины подтвердил высокую эффективность технологии и повышение эксплуатационной надежности металлоконструкций [1]. Вместе с тем этот опыт выявил потребность в дальнейшем совершенствовании такой технологии сварки [2, 3] и разработке новых порошковых проволок, которые позволили бы расширить перечень объектов применения этого способа, в частности, в горнодобывающем и металлургическом комплексах, производстве строительных материалов, минеральных удобрений.

Ниже приведены некоторые результаты разработок порошковых проволок, совершенствования технологии их изготовления и проведения работ по их внедрению на примере опыта металлургических комбинатов ПАО «Днепровский металлургический комбинат им. Ф. Э. Дзержинского» и ПАО «Арсерол Миттал Кривой Рог».

Исследование свойств порошковых самозащитных проволок. Оболочка порошковой проволоки при сварке нагревается преимущественно за счет тепла, которое выделяется при прохождении сварочного тока, и тепла от активного пятна сварочной дуги. При этом на вылете (на участке проволоки от контактного устройства подвода сварочного тока до дуги) устанавливается близкое к квазистационарному температурное поле. Это позволяет моделировать сердечник порошковой проволоки цилиндром бесконечной длины, который нагревается с поверхности и торца, и проводить расчетные оценки. Для изучения процессов испарения, диссоциации, термической деструкции и окисления компонентов сердечника порошковой проволоки, которые сопровождают нагрев и плавление порошковых композитов при сварке, применяются методы и техника термического анализа: дифференциальный термический, термогравиметрический, дифференциальный термогравиметрический анализы и дифференциальная сканирующая калориметрия [4]. Указанные методы термического анализа дополняют масс-спектральным анализом газовой фазы, сформированной при нагреве и плавлении исследуемых порошковых смесей.

На рис. 1, а приведены типичные результаты термогравиметрического анализа шихты порошковой проволоки карбонатно-флюоритного типа, которая содержит карбонаты кальция, магния и натрия, а также гексафторсиликат натрия. На кривой изменения массы образца можно отметить характерные интервалы удаления абсорбированной влаги примерно до 150 °C, термического разложения гексафторсиликата натрия с выделением SiF<sub>4</sub> — 380...450 °С и карбонатов — 700...1450 °С с выделением СО<sub>2</sub>. Выделение указанных газов подтверждается масс-спектральным мониторингом состава газовой фазы нагревательной камеры. При температуре выше примерно 450 °С на процессы термической деструкции с выделением газообразных продуктов накладывается прирост массы образца за счет развития окисления железного порошка, ферросплавов и легирующих компонентов шихты порошковой проволоки. После достижения температуры 700 °С увеличение массы образца сменяется его уменьшением, а в масс-спектре усиливается плотность тока ионов углекислого газа, который свидетельствует об интенсификации термической диссоциации карбонатов.



Рис. 1. Результаты термогравиметрического анализа (*a*) и анализа методом дифференциальной сканирующей калориметрии (б) шихты порошковой проволоки карбонатно-флюоритного типа

AUTOMATICATION

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ



Рис. 2. Результаты термогравиметрического анализа (*a*) и анализа методом дифференциальной сканирующей калориметрии (б) шихты порошковой проволоки оксидно-фторидного типа

ALEVERANCERESSAE

На рис. 1, б показаны результаты анализа того же образца шихты методом дифференциальной сканирующей калориметрии и расчеты суммарных тепловых эффектов реакций. В процессе нагрева смесей карбонатно-флюоритного типа можно отметить незначительные экзотермические эффекты в интервале температур 600...800 °С. Дальнейший нагрев сопровождается последовательной сменой экзотермических и эндотермических эффектов, по которому можно судить об одновременном ходе процессов деструкции минеральных компонентов и окислении металлических составляющих. Применительно к самозащитным порошковым проволокам карбонатно-флюоритного типа экспериментальные исследования, результаты которых представлены в работе [5], позволили установить, что более эффективную газовою защиту обеспечивают композиции сердечника, для которых процессы выделения газов растянуты во всем интервале температур от 400 °С до температуры плавления стали. Иначе говоря, более стойкая к внешнему воздействию газовая защита формируется при сварке проволоками с сердечниками, генерирующими защитные газы на всех стадиях их нагрева и плавления.

На рис. 2, *а*, приведены типичные результаты термогравиметрического анализа шихты порошковой проволоки оксидно-фторидного типа, которая содержит комплексные лигатуры на основе алюминия (в частности, лигатуры Al–Li и Al–Mg). На рис. 2,  $\delta$  показаны результаты анализа того же образца шихты порошковой проволоки, проведенного методом дифференциальной сканирующей калориметрии и расчет суммарных тепловых эффектов реакций.

Процесс нагрева шихт порошковых проволок оксидно-фторидного типа характеризуется экзотермическими эффектами при температурах порядка 600 и 800 °С значительно большей интенсивности в сравнении с шихтой проволоки карбонатно-флюоритного типа, которые сопровождаются ростом массы образца и снижением содержания кислорода в газовой фазе нагревательной камеры, что свидетельствует об интенсивных процессах окисления порошков алюминия и магния, железного порошка, легирующих компонентов и ферросплавов. Шлаковый расплав для анализируемой шихты образовывается при температуре, близкой к 1200 °C, с заметным эндотермическим эффектом, который достигает максимума при указанной температуре.

Исследование физико-химических свойств порошковых материалов и их смесей, моделирующих сердечник порошковой проволоки, проведенные методами комплексного термического анализа, а также методом масс-спектрометрии газовой фазы при динамическом нагреве от 30 до 1500 °С показали, что процесс нагрева модельных сердечников порошковых проволок, содержащих газо- и шлакообразующие компоненты вместе с порошками, сопровождается металлическими протеканием реакций деструкции, газовыделения, окисления и плавления смесей с образованием первичного расплава металлической и шлаковой фаз. Образование шлаковых расплавов еще на стадии нагрева порошкового сердечника до плавления оболочки проволоки и выделения газов  $(CO_2, SiF_4)$  способствует повышению защитных функций проволоки при сварке открытой дугой. Тепловые эффекты термохимических реакций, которые сопровождают процесс нагрева, протекают одновременно (эндотермические процессы деструкции и плавления и экзотермические окисления и комплексообразования). Управление этими реакциями за счет изменения состава смеси позволяет регулировать скорость плавления сердечника порошковой проволоки для обеспечения благоприятных характеристик плавления и переноса электродного металла в сварочную ванну.



Рис. 3. Профиль заготовки порошковой проволоки на выходе из формирующего устройства при традиционной формовке (*a*) и дополнительном редуцировании заготовки порошковой проволоки двумя парами роликов ( $\delta$ ,  $\epsilon$ ):  $a - D_3 = 4,5$  мм;  $\delta - 4,2$ ;  $\epsilon - 4,0$ 

В качестве компонентов порошковой проволоки, способствующих ускорению плавления и равномерному выделению защитного газа, целесообразно использовать смеси металлических порошков на основе алюминия и его сплавов, неметаллические шлако- и газообразующие компоненты типа карбонатов, оксидов и фторидов щелочных металлов. Результаты исследований использованы при разработке проволоки малого диаметра (1,6 мм) для сварки во всех пространственных положениях.

Усовершенствование технологии изготовления порошковой проволоки. Существующая на Государственном предприятии «Опытный завод сварочных материалов ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины» технологическая схема изготовления порошковой проволоки в целом отвечает требованиям, которые выдвигаются к изготовлению современных сварочных материалов. Эта схема включает продольную резку широкой стальной полосы на отдельные ленты требуемого размера, наращивание длины промежуточной сваркой концов лент с последующей термообработкой сварных соединений, очистку, обезжиривание и наматывание ленты с рядной раскладкой без повреждения кромок и нарушения геометрии на технологические катушки (до 500 кг). Линия формовки и волочения порошковой проволоки оснащена формирующим агрегатом и дозатором порошковой смеси с прибором контроля заполнения оболочки проволоки порошком. Сформированная заготовка проволоки поступает непосредственно на прямоточный шестикратный волочильный стан, расположенный в одной линии с намоточным аппаратом, на котором используются для послойной намотки проволоки такие же технологические катушки, что и для ленты. Система управления линией обеспечивает непрерывный автоматический контроль всего процесса изготовления порошковой проволоки.

Однако совершенствование технологии изготовления порошковой проволоки потребовало внести определенные изменения в существующую схему формовки и волочения проволоки. Для уплотнения замыкания стыка трубчатого профиля оболочки, образованной из стальной ленты, и закрепления порошкового сердечника проволоки для предотвращения его возможных смещений в схему формовки ввели дополнительное роликовое редуцирование заготовки порошковой проволоки на агрегате формовки оболочки проволоки и заполнения ее порошковой шихтой. Для реализации этого потребовалась корректировка величин последовательных деформаций заготовки проволоки при волочении (маршрута волочения). Повышение надежности подачи проволоки по трактам сварочных полуавтоматов при сохранении ее свойств в монтажных условиях сварки вызвало также необходимость пересмотра существующей системы смазки при волочении заготовки проволоки. Оказалось целесообразным провести замену традиционной волочильной смазки, которая подается в виде мыльного порошка в зону деформирования заготовки проволоки, на смазочные материалы на основе стеаратов. Кроме того, в технологический процесс изготовления проволоки введена заключительная технологическая операция обработки поверхности проволоки протекторными пастами для создания защитного покрытия.

Существующие калибрующие профили роликов формовки рассчитываются по так называемому нейтральному диаметру кольца оболочки [6]. Поэтому при изготовлении проволоки из ленты повышенной толщины на выходе из формовочного агрегата образуется трубка с неполным замыканием кромок (рис. 3, *a*). Для достижения полного замыкания необходима дополнительная пара роликов (рис. 3,  $\delta$ ), а, учитывая еще и необходимость уплотнения порошковой смеси перед волочением, еще одна пара роликов (рис. 3, *в*).

Исходя из указанных условий, были рассчитаны профили формовочного инструмента и изготовлены две пары формирующих роликов, которые устанавливаются дополнительно на две заключительные позиции формовочного агрегата (рис. 4). Экспериментальные испытания подтвердили целесообразность использования дополнительных операций доформовки и уплотнения заготовки сердечника проволоки, которые позволяют уменьшить диаметр заготовки проволоки на выходе из агрегата формовки на 15 %. Для исходных размеров ленты 0,8×12 мм диаметр за-

ALTRADITIONAL

### ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ



Рис. 4. Два дополнительных блока роликового редуцирования проволоки, установленные на агрегате формовки заготовки порошковой проволоки типа ОБ1252МУ

готовки уменьшается с 4,0...4,2 до 3,4...3,5 мм. При этом заготовка поступает на волочение с уплотненным стыком кромок ленты и с внутренней полостью, полностью заполненной и уплотненной шихтой, что практически исключает флуктуации состава и возможные смещения порошка сердечника по длине проволоки под влиянием рывков и вибраций, особенно на стадиях набора скорости или остановки линии изготовления порошковой проволоки.

Достигнутый результат позволил построить более эффективный маршрут волочения, пригодный для изготовления порошковой проволоки. Расчеты, выполненные для существовавшей ранее технологии, показывали невозможность изготовления порошковой проволоки предусмотренного техническими условиями диаметра 1,6 мм за один технологический переход при использовании шестикратного волочильного стана. Предварительное редуцирование заготовки проволоки на агрегате формовки и заполнения открыли такую возможность.

Маршрут волочения типично рассчитывается, исходя из деформационных возможностей композитной заготовки порошковой проволоки и с учетом механических свойств ленты и технологических условий волочения. Эти условия должны также предусматривать пригодность заготовки к покрытию первичным слоем волочильной смазки, сплошное покрытие проволоки волочильной смазкой на промежуточных операциях и подготовку к нанесению на ее поверхность защитного (протекторного) покрытия.

Обычно маршрут волочения строится согласно практике деформирования стальных заготовок или композитных заготовок со стальной оболочкой с учетом процесса поверхностного упрочнения во время обработки и необходимости сохранения деформационных свойств [6]. Типичное построение процесса волочения стальных заготовок предусматривает небольшие ступенчатые деформации на начальном этапе для создания ориентации структур в направлении деформации. Далее на промежуточных стадиях волочения степени деформаций увеличиваются, а на заключительном этапе волочения применяется довольно резкое снижение степени деформации, ввиду необходимости обеспечения регламентированных величин допусков на диаметр готовой продукции (±0,10 мм), что обусловлено стандартами на сварочные порошковые проволоки [7, 8].

Расчеты маршрутов волочения при условии предварительного редуцирования заготовки порошковой проволоки позволили спроектировать технологию изготовления порошковой проволоки диаметром 1,6 мм с использованием существующих на предприятии прямоточных станов шестикратного волочения.

Экспериментальная отработка маршрутов волочения выявила необходимость корректировки расчетного маршрута в направлении увеличения деформации на стадии промежуточного волочения и уменьшения — на стадиях первичного и заключительного (при калибровке). С учетом допусков на размер готовой проволоки, предусмотренных стандартами ДСТУ ГОСТ 26271 [7] и ISO 17632 [8], при первом проходе оказалось целесообразным использовать заготовку проволоки диаметром 3,5...3,6 мм, что позволяет применить на заключительной стадии ее калибрование на диаметр 1,59 мм и обеспечить изготовление готовой проволоки требуемого размера.

Формирование заготовки порошковой проволоки с уплотненным стыком выполняется из ленты, прошедшей технологические операции очистки и обезжиривания поверхности, поэтому специальная обработка поверхности для волочения не требуется. Уплотнение стыка трубки предотвращает попадание волочильной смазки в зазор стыка и повреждение инструмента (волок) кромками ленты. Процесс волочения порошковой проволоки со следующим нанесением протекторного покрытия потребовал замены мыльного порошка, применявшегося для волочения заготовки проволоки, на специальную систему смазочных материалов. Согласно существующим положениям теории и практики волочения стальных проволок такая система должна надежно покрывать поверхность проволоки уже на первой стадии волочения, что требует использования смазочных материалов «прочного» типа с антиоксидантами и мелкозернистой фракцией порошка, который остается на поверхности после волочения в виде тонкого покрывающего слоя [9–11]. На заключительном этапе волочения проволоки существует возможность нанесения специального протекторного покрытия с помощью смазочного материала, который при волочении образует жидкую фазу (благодаря достаточно низкой температуре плавления) и оставляет на поверхности проволоки тонкий слой быстротвердеющего протектора [11].





Для решения этой задачи были проведены испытания разных типов смазочных материалов, из которых выбраны три, отвечающие задачам и условиям промышленного волочения. Для первичного волочения выбрана волочильная смазка на основе стеарата кальция (С<sub>*m*</sub>H<sub>*n*</sub>COOCa). Для промежуточного оказалось целесообразным использовать порошковый смазочный материал на основе стеарата натрия (С<sub>*m*</sub>H<sub>*n*</sub>COONa) с добавками антиоксидантов, а на заключительной стадии волочения — порошковую пасту с низкой температурой плавления, в которой главной действующей присадкой выступает диспергированный порошок тетрафторэтилена. Такой порошок при попадании в зону деформации заготовки проволоки под влиянием давления поликонденсируется (полимеризуется), образовывая в месте контакта с поверхностью проволоки сухую пленку, которая плотно ее покрывает и имеет антифрикционные свойства. Условиями устойчивого образования такой пленки на поверхности в зоне деформации являются наличие жидкофазного состояния смазочного материала в зоне деформации и локальная зона повышенного давления (около 0,01 МПа). При таких условиях в зоне деформации и калибровки порошковой проволоки на ее поверхности образуется пленка толщиной от 3 до 5 мкм. Устойчивое образование пленки происходит при использовании волок с плавным изменением кривизны от входа в рабочую зону до выхода (от 12° на входе, далее через калибрующую зону до 40° на выходе).

Наладку технологии волочения проволоки с нанесением протекторного покрытия на ее поверхность проводили на Государственном предприятии «Опытный завод сварочных материалов ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины» на линии изготовления порошковой проволоки в составе агрегата формовки ОБ1252МУ (оснащенного дополнительными роликами редуцирования), волочильного стана ВМЕП 6/350 и намоточного аппарата типа 1/НК при скорости изготовления проволоки до 300 м/мин.

Полученные образцы порошковой проволоки трубчатой конструкции диаметром 1,6 мм были испытаны согласно требованиям стандартов ДСТУ ГОСТ 26271 [7] и ISO 17632 [8]. Кроме того, была проверена эффективность нанесенного протекторного покрытия для антикоррозионной защиты готовой порошковой проволоки при ее хранении в атмосфере с контролируемой влажностью.

Схема изготовления порошковой проволоки нового типа по усовершенствованной технологии формовки и волочения приведена на рис. 5.

Внедрение сварки самозащитной порошковой проволокой на предприятиях горно-металлургического комплекса. На ПАО «Днепровский металлургический комбинат им. Ф. Э. Дзержинского» объектами для внедрения сварки порошковой проволокой были определены корпуса конверторов, кожухи доменных печей и другие металлоконструкции металлургического оборудования. Наибольший объем сварки на начальном этапе работ приходился на ремонтную сварку объектов с выполнением швов в нижнем, горизонтальном и вертикальном положениях (щиты, усиливающие пояса, накладки и пр.). При сварке на открытых площадках установлено, что применение самозащитной порошковой проволоки обеспечивает устойчивый ход процесса даже под воздействием ветра со скоростью до 8 м/с без ухудшения качества швов. Это позволило внести в регламенты сварки допуск на применение проволоки

A DURAMANTANIBACIASI

### ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ



Рис. 6. Ремонтная сварка самозащитной порошковой проволокой металлургического оборудования на ПАО «Днепровский металлургический комбинат им. Ф. Э. Дзержинского»

при скорости ветра до 7 м/с, что в несколько раз превышает возможности использования в сварочном процессе на монтаже проволок сплошного сечения.

Проведены работы по механизированной сварке в монтажных условиях самозащитной порошковой проволокой при капитальном ремонте корпуса конвертора (рис. 6). В процессе ремонта заваривали трещины и выполняли сварку заплат (тип сварного шва С-19) на остающейся подкладке (рис. 7) при толщине металла до 80 мм. Сварку выполняли в нижнем, горизонтальном и вертикальном положениях.

В процессе капитального ремонта корпуса одного конвертора было сварено около 30 м швов, половина из которых выполнена механизированной сваркой порошковой проволокой марки ПП-АН7, а остальные — ручной дуговой сваркой электродами марки АНО-27. В результате удалось установить, что производительность механизированной сварки самозащитной порошковой проволокой приблизительно в 2,0...2,5 раза выше, чем ручной дуговой сварки покрытыми электродами. Кроме того, как показали наблюдения за эксплуатационной стойкостью сварных швов, их механические свойства выше в случае применения порошковой проволоки. Так, к моменту, когда некоторые швы, выполненные ручной дуговой сваркой, разрушались и требовали повторного ремонта, швы, выполненные механизированной сваркой порошковой проволокой, оставались целыми и продолжали выполнять свои функции. Применение механизированной сварки порошковой проволокой дает возможность выполнять сварку в более узкую разделку, что при раскрытии трещины шириной более 15 мм позволяет заварить ее без обработки кромок на всю толщину металла.

На ПАО «Арсерол Миттал Кривой Рог» ремонтными цехами освоена технология механизи-



Рис. 7. Подготовка кромок разделки для сварки порошковой проволокой при ремонте корпуса конвертора

рованной сварки и наплавки самозащитными порошковыми проволоками марок ПП-АН7 и ПП-АН19Н при ремонте основных агрегатов предприятия в монтажных условиях. Так, например, в период планово-предупредительных ремонтов прокатных станов и блюмингов цех ремонта металлургического оборудования № 2 выполнял следующие виды сварочно-наплавочных работ: восстановительную наплавку посадочных мест подшипников роликовых опор рольгангов блюмингов; наплавку штанг толкателей линеек манипуляторов блюмингов; наплавку роликов большого и малого шлеперных полей; наплавку стрелок распределительных столов сортопрокатных цехов; сварку трещин в металлоконструкциях линеек манипуляторов блюмингов; наплавку желобов трайбаппаратов; наплавку выработок конвейеров сбора обрези; наплавку П-образных планок прокатных станов 1250 и 1300; заварку трещин в платформах слитковозов.

Восстановительная наплавка самозащитной порошковой проволокой ПП-АН19Н хорошо зарекомендовала себя при создании буферного слоя перед выполнением упрочняющей наплавки.

Самым значимым применением этой проволоки для наплавки при выполнении ремонтных заказов в цехах машиностроительного производства механоремонтного комплекса стало восстановление вала конусной дробилки крупного дробления, принадлежащей горному департаменту предприятия. Масса и габариты вала с конусом в собранном виде не позволяли установить узел ни в одну из наплавочных установок. Было принято решение выполнить восстановление геометрических размеров вала конуса в специально спроектированном и изготовленном приспособлении с помощью механизированной наплавки самозащитной порошковой проволокой. В ходе наплавочных работ были задействованы 3 сварочных полуавтомата, а масса наплавленного металла составила около 1,5 т. Благодаря высокой производительности механизированного способа сварки-наплавки в сравнении с ручной дуговой наплавкой покрытыми электродами удалось снизить численность сварщиков, задействованных в ремонтных работах,



а также существенно сократить сроки восстановления работоспособности оборудования.

В сравнении с механизированной сваркой и наплавкой проволоками сплошного сечения преимущество применения самозащитных порошковых проволок заключается в исключении из технологического процесса газобаллонной аппаратуры. В стесненных условиях монтажа и при краткосрочных ремонтах сварка порошковой проволокой становится просто незаменимой.

По результатам опытно-промышленных испытаний механизированной сварки самозащитной порошковой проволокой принято решение по расширению объемов применения этого метода при ремонтно-восстановительных работах, проводимых на металлоконструкциях и оборудовании металлургических предприятий. Определены мероприятия по технической и технологической подготовке предприятий для расширения номенклатуры объектов, которые рекомендуются для внедрения сварки порошковой проволокой.

Пожеланиями к разработчикам порошковых проволок остались необходимость освоения технологии изготовления и промышленный выпуск самозащитных порошковых проволок диаметром 1,2...1,6 мм.

Технико-экономические показатели применения сварки порошковыми проволоками при ремонтно-восстановительных работах. Расчет ожидаемого экономического эффекта от замены ручной дуговой сварки на механизированную порошковыми проволоками был проведен на примере капитального ремонта конвертора путем определения снижения себестоимости выплавляемой стали за счет уменьшения условно-постоянных затрат при общем сокращении сроков ремонта конвертора.

Сокращение продолжительности сварочных работ  $\Delta t$  при ремонте конвертора на ПАО «Днепровский металлургический комбинат им. Ф. Э. Дзержинского» в случае применения механизированной сварки самозащитной порошковой проволокой составляет  $\Delta t = 36$  ч в год. Тогда уменьшение себестоимости выплавляемой за год стали  $\mathcal{G}_{c}$  (экономия) составит:

$$\mathcal{B}_{c} = B_{1}B_{c}\Delta t = 60.310, 5.36 = 670680$$
 грн,

где  $B_1 = 60$  грн/т — условно-постоянные затраты на выплавку одной тонны стали, грн;  $B_c = 310,5$  т/ч — часовое производство стали.

Внедрение технологии сварки порошковой проволокой позволяет повысить производительность и улучшить условия труда, уменьшить расход электроэнергии, повысить эксплуатационные свойства сварных соединений.

#### Выводы

Результаты исследований физико-химических свойств порошковых смесей — моделей сердечников порошковых проволок при динамическом нагреве позволяют определить пути повышения технологических свойств порошковых проволок и разрабатывать новые проволоки, обеспечивающие требуемые характеристики.

Внедрение механизированной сварки самозащитной проволокой на предприятиях горно-металлургического подтвердило комплекса повышение производительности сварочных работ более чем в 2 раза. При этом обеспечивается экономия электроэнергии, повышается стойкость сварных соединений против образования горячих и холодных трещин и эксплуатационные свойства сварных соединений за счет нормализации сварного шва и зоны сплавления. Благодаря снижению трудоемкости основных и вспомогательных операций улучшаются условия труда рабочих, что позволяет получить существенный экономический эффект.

- 1. Технологія відновлення агрегатів та вантажопідйомних механізмів у проектному положенні з використанням зварювання порошковим дротом / В. М. Шлепаков, Ю. О. Гаврилюк, О. С. Котельчук, В. М. Ігнатюк // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин. К.: ІЕЗ ім. Є. О. Патона, 2009. С. 634–640.
- Ілюшенко В. М., Воропай М. М., Поляков В. О. Технологічні особливості процесів автоматизованого дугового зварювання при ремонті великогабаритних резервуарів // Там само. — К.: ІЕЗ ім. Є. О. Патона, 2006. — С. 527– 531.
- Большаков В. Н. Проблемы повышения прочности и надежности кожухов печей в работах ИЧМ // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. — 2005. — Вып. 11. — С. 237–246.
- 4. Шлепаков В. Н., Котельчук А. С. Исследование термохимических характеристик смесей дисперсных материалов методами динамического термического анализа // Автомат. сварка. — 2011. — № 12. — С. 16–19.
- Shlepakov V. N., Suprun S. A., Kotelchuk A. S. Estimating of the Characteristics of flux-cored wire welding under the wind flow effect // Welding under extreme conditions. Proc. of Intern. conf (Helsinki, Finland, Sept., 4-5, 1989). — Oxford, New York: Pergamon Press, 1990. — P. 171–179.
- Производство порошковой проволоки / И. К. Походня, В. Ф. Альтер, В. Н. Шлепаков и др. — Киев: Вищ. шк., 1980. — 232 с.
- ДСТУ (ГОСТ) 26271–84. Порошковые проволоки для дуговой сварки углеродистых и низколегированных сталей. — М.: Издательство стандартов, 1984. — 14 с.
- 8. *ISO 17632:2004(E)*. Welding Consumables Tubular cored electrodes for gas shielded and non-gas shielded metal arc welding of non-alloy and fine grain steels-Classification. ISO copyright office. Switzerland, 2004. 28 p.
- Чередниченко Г. И., Фройштетер Г. Б., Ступак П. М. Физико-химические и теплофизические свойства смазочных материалов. — Л.: Химия, 1986. — 224 с.
- 10. *Ищук Ю. Л.* Технология пластичных смазок. Киев: Наук. думка, 1986. — 248 с.
- Lubricants for the metal forming industry. Philadelphia, P.A. USA: Richards Apex, 2001. — 28 p.

AUTROMANCHICKAR

Поступила в редакцию 25.01.2013

# ГИБРИДНАЯ ЛАЗЕРНО-ПЛАЗМЕННАЯ СВАРКА НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

#### И. В. КРИВЦУН, А. И. БУШМА, В. Ю. ХАСКИН

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Сварка тонколистовых соединений нержавеющих сталей находит применение во многих отраслях промышленности. Как правило, для этих целей используют аргонодуговую, контактную или плазменную сварки. Изучение передового мирового опыта применения сварочных процессов показало, что в последнее время интенсивно развиваются исследования по применению гибридной лазерно-плазменной сварки для решения подобных задач. Изучению технологических возможностей такого сварочного процесса и посвящена данная работа. Проведены технологические исследования гибридной лазерно-плазменной сварки нержавеющих сталей аустенитного и ферритного классов, а также ее сравнение с процессами плазменной и лазерной сварки. Определены механические свойства сварных соединений, выполненных гибридным способом, а также изучена их структура. Показаны перспективы практического применения лазерно-плазменной сварки тонколистовых соединений нержавеющих сталей. Найдены диапазоны режимов гибридной сварки нержавеющих сталей, при которых отсутствует необходимость использования присадочных материалов. Установлено, что соединения, полученные таким способом, по своим механическим свойствам и качеству формирования швов не уступают лазерной сварке, а в ряде случаев превосходят ее и существенно превосходят качество формирования швов, обеспечиваемое плазменной сваркой. При этом производительность гибридной сварки превышает производительность лазерной в 2...3 раза, а производительность плазменной — до четырех раз. Библиогр. 9, табл. 2, рис. 6.

Ключевые слова: нержавеющие стали, гибридная лазерно-плазменная сварка, лазерное излучение, диодный лазер, гибридный эффект, структуры, микротвердость, механические свойства, перспективы применения

ALGURAMATURARGESAR

В настоящее время во многих отраслях промышленности существует ряд задач, связанных с необходимостью сварки тонкостенных изделий из нержавеющих сталей, таких как: изготовление сильфонных компенсаторов для атомной энергетики и пищевой промышленности, емкостей холодильных установок для хранения молочной продукции и прочее. При этом ставятся задачи сварки пищевых и технических нержавеющих сталей толщиной до 3...4 мм встык, внахлест, иногда прорезными швами. Как правило, для решения таких задач используют контактную [1] или аргонодуговую сварку [2], реже — плазменную [3].

Вопрос использования того или иного способа сварки связан с определенными оптимизационными требованиями (стоимость оборудования и его эксплуатации, качество получаемых соединений, их прочность и долговечность, наличие или отсутствие остаточных деформаций и др.). К сожалению, применяемые способы сварки не всегда полностью удовлетворяют указанным требованиям. Например, одним из лучших способов сварки (при отсутствии остаточных деформаций и получении высококачественных и долговечных соединений) является лазерная сварка. Однако, из-за сравнительно высокой стоимости лазерного оборудования этот способ на сегодняшний день не получил широкого распространения. Одним из путей снижения стоимости лазерного оборудования является снижение его выходной мощности за счет частичной ее замены плазменно-дуговой составляющей в сварочном процессе. Такой процесс называется гибридной лазерно-плазменной (или лазерно-дуговой) сваркой [4, 5]. Если при этом сохранить качество сварных соединений близким к качеству сварных соединений, полученных лазерной сваркой, возможно получение новой перспективной сварочной технологии. Исследованию этой возможности и посвящена данная статья.

Исследования процесса гибридной лазерноплазменной сварки нержавеющих сталей проводили согласно технологической схеме, приведенной на рис. 1. В ходе экспериментов применяли диодный лазер с длинами волн излучения 0,808 и 0,940 мкм. С помощью фокусирующей оптики диаметр фокального пятна изменяли в интервале 1,0...1,5 мм. Лазерное излучение совмещали со сжатой электрической дугой. Для этого был разработан интегрированный плазмотрон прямого действия [6]. В нем сфокусированное лазерное излучение и сжатую дугу выводили совместно через общее сопло (диаметр 2,0...2,5 мм) на свариваемый образец, расположенный на расстоянии порядка 2 мм от среза сопла. Фокальную плоскость лазерного излучения располагали на глубине 0...0,5 мм относительно поверхности образца. В экспериментах применяли электрическую

© И. В. Кривцун, А. И. Бушма, В. Ю. Хаскин, 2013

Марка стали	С	Si	Mn	Cr	Мо	Ni	V	W	S	Р	Cu	Ti
08X17T	≤0,08	≤0,8	≤0,8	16,018,0	≤0,3	≤0,6	≤0,2	≤0,2	≤0,025	≤0,035	≤0,3	≤0,8
X18H10T	≤1,0	≤0,8	≤2,0	17,019,0	≤0,4	10,012,0	≤0,2	≤0,2	≤0,2	≤0,035	≤0,4	≤0,7



Таблица 1. Химический состав образцов из нержавеющих сталей, мас. %

Рис. 1. Схема процесса гибридной лазерно-плазменной сварки нержавеющих сталей:  $P_{\rm л}$  — мощность лазерного излучения; v — скорость сварки;  $I_{\rm д}$  — ток дуги;  $Q_{\rm пл}$  — расход плазмообразующего газа;  $Q_{\rm 3}$  — расход защитного газа

дугу непрерывного действия с прямой полярностью. Силу тока дуги интегрированного плазмотрона плавно регулировали до 110 А при напряжении на дуге до 20 В.

При выполнении проваров и сварки встык образцов из нержавеющих сталей X18H10T (avcreнитного класса) и 08Х17Т (ферритного класса) толщиной δ = 1,0...3,5 мм диапазон регулирования лазерной мощности составлял 0,7...2,0 кВт, а сварочного тока — 50...110 А при напряжении 18 В. Химический состав использованных сталей приведен в табл. 1. Сварку выполняли без использования присадочных материалов. В качестве плазмообразующего и защитного газов использовали аргон. Скорость сварки изменяли в диапазоне 14...108 м/ч (3,8...30 мм/с). Рассматривали три способа сварки: лазерный, плазменный и гибридный лазерно-плазменный (гибридный). Результаты, полученные в ходе проведения экспериментов, приведены в табл. 2.

В большинстве случаев, при выбранном соотношении толщин образцов и скоростей сварки, лазерный и плазменный процессы в отдельности не позволяли достичь полного провара, в то время как гибридная лазерно-плазменная сварка обеспечивала качественное формирование швов (рис. 2). К недостаткам плазменного процесса также следует отнести уход анодного пятна от



ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗД

Рис. 2. Внешний вид верхней (*a*) и нижней (*б*) стороны стыкового соединения образцов, выполненных из стали 08X17T ( $\delta = 3,5$  мм): *1* — лазерная; *2* — плазменная; *3* — гибридная сварка

стыка, что наблюдалось даже при минимальной депланации собранного в струбцине стыка. Этот недостаток связан не только с депланацией свариваемого образца, но и с эффектом блуждания анодного пятна, проявляющемся тем заметнее, чем выше скорость сварки [3].

Во всех случаях формирование верхнего валика шва было качественным. Формирование нижнего валика (гибридный процесс) зависело от плотности мощности лазерного излучения, т. е. величины фокального пятна. При минимальной величине пятна (соответственно с ростом плотности мощности излучения) стабильность формирования нижнего валика повышалась, а эффект блуждания анодной области плазменной дуги минимизировался. По мнению авторов, большее влияние на этот процесс оказывала не мощность лазерного излучения, а стабилизация излучением плазменной дуги («привязка» дуги к сфокусированному пучку [7]).

В ходе проведения экспериментов было установлено наличие «гибридного» эффекта, который заключается в неаддитивном увеличении объема расплавленного металла шва при лазерно-дуговом процессе по сравнению с суммарным объемом металла шва, расплавленного отдельно лазерным и плазменным способами (см. табл. 2). Также было установлено, что с уменьшением размера фокального пятна излучения (соответственно с ростом плотности мощности излучения) ширина шва уменьшается с одновременным увеличением глубины провара, т. е. «гибридный» эффект становиться более явно выраженным.

A DURANTITICA AND A

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Марка стали	Способ сварки	Погонная энергия, Дж/мм	Мощность лазера, кВт	Скорость сварки, м/ч	Сварочный ток, А	Напряжение на дуге, В	Результат
08X17T	Лазерный	360	2,0	20			
08X17T	Плазменный	357		20	110	20	
08X17T	Гибридный	375	1,0	20	60	20	<u>N</u>
X18H10T	Лазерный	75	1,0	50		_	······································
X18H10T	Плазменный	140	_	50	110	20	
X18H10T	Гибридный	137	1,0	50	50	20	

Таблица 2. Режимы сварки стыковых соединений (сталь 08Х17Т) и проваров (сталь Х18Н10Т) (пластины, δ = = 3 мм)

Еще одним важным результатом проведения технологических исследований процесса гибридной сварки стало определение такого режима, при котором не требуется применение присадочного материала. Было установлено, что если лазернодуговым способом обеспечить выполнение сварного шва в соединении листов толщиной 3,0...3,5 мм, при котором ширина нижнего валика не будет превышать четверть ширины верхнего валика, то при этом может не наблюдаться провисания шва, и более того, возможно формирование усиления в валике высотой около 0,5 мм. При этом форма поперечного сечения шва наиболее приближена к той, что наблюдается при лазерной сварке.

Исследования микротвердости сварных швов показали, что в случае лазерной и плазменной сварки нестабильность твердости в литом металле швов и в металле зоны термического влияния (ЗТВ) больше, чем в случае гибридной лазерноплазменной сварки. Более четко эта зависимость прослеживается при исследовании сталей, склонных к образованию закалочных структур. В нашем случае — это сталь 08X17T (рис. 3). Отметим, что при лазерной сварке образование структур с повышенной твердостью в большей степени обусловлено высокой термической локальностью процесса и малыми размерами шва и ЗТВ (рис. 3, *a*). Это также приводит к образованию закалочных структур в металле ЗТВ. В отличие от лазерной сварки, при гибридной образование структур с повышенной твердостью обусловлено, преимущественно, высокими скоростями процесса. Поэтому повышение твердости наблюдается в основном в литом металле шва (рис. 3, *в*). Некоторого снижения ударной вязкости при лазерной сварке можно будет ожидать в металле ЗТВ, а при гибридной — сварного шва.

Для проведения механических испытаний из качественных участков швов, сваренных тремя сравниваемыми способами, были вырезаны образцы: Ми-96 (ГОСТ 6996–66) — для определения временного сопротивления разрыву (рис. 4) и Ми-50 (ГОСТ 9454–78) — для определения ударной вязкости. Испытания на временное сопротивление разрыву проводили на разрывной машине ЦДМ-4 при +20 °C. Для этого из образца № 195 были вырезаны по три темплета для стыкового соединения, полученного гибридным способом, и для основного металла (ОМ). Полученные результаты испытаний





Рис. 3. Замеры микротвердости (нагрузка 50 г) в поперечном сечении швов образцов, выполненных из стали 08X17T ( $\delta = 3,5$  мм), лазерным (*a*), плазменным (*б*), гибридным (*в*) способами

на временное сопротивление разрыву  $\sigma_{\rm B}$  стыковых соединений из стали X18H10T (место разрыва–околошовная зона) показали уровень  $\sigma_{\rm B}$  для сварного соединения порядка 0,85 $\sigma_{\rm B}$  OM ( $\sigma_{\rm B}$  = 620...679 МПа



Рис. 5. Временное сопротивление разрыву образцов, выполненных из стали 08X17T

для сварного соединения при о<sub>в</sub> для ОМ 750...760 МПа), что превосходит показатели для сварных соединений, полученных дуговыми способами [8]. Эти результаты хорошо совпадают с данными по сварке электронным лучом в барокамере образцов из американской стали типа 304 [9].

Для проведения испытаний на разрыв образцов из стали 08X17T ( $\delta = 3,5$  мм) изготовили темплеты образцов лазерной и гибридной сварки (серии по три шт.), полученных при одном и том же режиме. Также были изготовлены образцы из ОМ. Испытания проводили на той же разрывной машине при +20 °C. Было установлено, что прочность образцов, сваренных гибридным способом на 3...5 % превышает прочность образцов, полученных лазерным и примерно на 5...7 % уступает прочности ОМ (рис. 5).

Испытания на ударную вязкость *KCV* (по методу Шарпи) проводили согласно ГОСТ 9454–78 на маятниковом копре K-15 при +20 °C. Результаты этих испытаний, полученных на образцах Ми-50 из стали 08Х17Т ( $\delta = 3,5$  мм), приведены на рис. 6. Как и ожидалось, снижение ударной вязкости сварных соединений, полученных лазерным способом, наблюдали в металле 3TB, а сни-



Рис. 4. Внешний вид образцов Ми-96 (сталь X18H10T, δ = 1,0 мм) до (*a*) и после (*б*) испытания на разрыв: 1 — OM; 2 — стыковое соединение





Рис. 6. Ударная вязкость образцов, выполненных из стали 08X17T

жение ударной вязкости соединений, полученных гибридным способом — в литом металле шва. Распределение ударной вязкости в сварных соединениях, полученных плазменным способом, подобно наблюдаемому при гибридном способе, с той только разницей, что вязкость в полученном плазменной сваркой шве меньше примерно на 10 %, а в металле ЗТВ — на 15...18 %.

Таким образом, проведенные исследования показали перспективность способа гибридной лазерно-плазменной сварки для решения промышленных задач соединения тонколистовых (до 3...4 мм) нержавеющих сталей как аустенитного, так и ферритного классов. Установлено, что при гибридной сварке таких сталей отсутствует необходимость использования присадочных материалов. Сварные соединения, полученные этим способом, по своим механическим свойствам не уступают качеству соединений, полученных лазерной сваркой, в ряде случаев его превосходят, а также существенно превосходят качество соединений, полученных плазменной сваркой. При этом производительность гибридной сварки превышает производительность лазерной в 2...3 раза, а производительность плазменной — до четырех раз.

- 1. *Чулошников П. Л.* Контактная сварка. М.: Машиностроение, 1977. 144 с.
- Паршин С. Г. Технология ручной аргонодуговой сварки труб из стали 12Х1МФ с применением активирующих флюсов: Дис. ... канд. техн. наук. — Тольятти: ТолПИ, 2001. — 135 с.
- Малаховский В. А. Плазменная сварка. М.: Высш. шк., 1987. — 80 с.
- Studies on characteristics of CO<sub>2</sub> laser-GTAW hybrid welding of austenitic stainless steel <sup>7</sup> R. Kaul, H. Kumar, B. T. Rao et al. // J. Laser Appl. 2010. № 22. P. 79–86.
- Simulation on temperature and residual stress field of laser-MIG hybrid welding of A6N01-T5 alloy / D. Li, H. Ji, Y. Liu et al. // Adv. Mater. Res. — 2011. — Nov., V. 399–401. — P. 2040–2043.
- 6. Гибридная лазерно-микроплазменная сварка металлов малых толщин / Б. Е. Патон, В. С. Гвоздецкий, И. В. Кривцун и др. // Автомат. сварка. 2002. № 3. С. 5–9.
- 7. Гибридная сварка излучением CO<sub>2</sub>-лазера и дугой плавящегося электрода в углекислом газе / В. Д. Шелягин, В. Ю. Хаскин, В. П. Гаращук и др. // Там же. — 2002. — № 10. — С. 38–41.
- Микроплазменная сварка / Б. Е. Патон, В. С. Гвоздецкий, Д. А. Дудко и др. — Киев: Наук. думка, 1979. — 248 с.
- Электронно-лучевая сварка / О. К. Назаренко, А. А. Кайдалов, С. Н. Ковбасенко и др. / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: Наук. думка, 1987. — 256 с.

Поступила в редакцию 04.09.2012

# НОВОСТИ КЗЭСО

В цехе путевой техники Каховского завода электросварочного оборудования прошли успешные испытания машины К 924, предназначенной для контактной стыковой сварки элементов железнодорожных крестовин из специальной стали. Машина уже отправлена заказчику в Россию.

Это уникальная машина в своем классе и на сегодня существует в нескольких экземплярах. Высокое качество и инновационность К 924 производства КЗЭСО подтверждается ее востребованностью среди железнодорожных предприятий и компаний по изготовлению стрелочных переводов нового поколения. Украина, Россия, Южная Корея — страны, на предприятиях которых работает машина. На очереди производство К 924 для железнодорожников Казахстана.

A BURNAVERBERARI



# ПОВЫШЕНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ НАХЛЕСТОЧНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТОНКОЛИСТОВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ВЫПОЛНЕННЫХ СВАРКОЙ ПЛАВЛЕНИЕМ

#### В. В. КНЫШ, И. Н. КЛОЧКОВ, И. В. БЕРЕЗИН

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Нахлесточные соединения отличаются своей простотой подготовки и сборки под сварку, однако из-за ряда технологических факторов им свойственны низкие значения циклической долговечности. Экспериментально показано влияние конструктивного эксцентриситета и величины нахлеста на сопротивление усталости нахлесточных сварных соединений тонколистовых алюминиевых сплавов АМг6 и 6061-Т6, выполненных импульсно-дуговой сваркой плавящимся электродом в среде защитных газов. Предложено применение высокочастотной механической проковки зон перехода металла шва к основному металлу как метода холодной правки для снижения значений конструктивного эксцентриситета и повышения значений сопротивления усталости сварных соединений. В результате односторонней высокочастотной механической проковки малой интенсивности происходит пластическая деформация поверхностного слоя металла в зоне обработки, приводящая к образованию системы остаточных напряжений, воздействие которых вызывает отгибание в плоскости соединения. Режим обработки подбирается таким образом, чтобы угол несоосности относительно приложения нагрузки в обработанных соединениях был близким к нулю. Установлено, что упрочнение высокочастотной механической проковкой галтельных участков зон сплавления двух угловых швов тонколистовых нахлесточных соединений исследуемых алюминиевых сплавов приводит к повышению их ограниченных пределов выносливости на базе долговечностей от  $5 \cdot 10^3$  до  $10^6$  циклов перемен напряжений, увеличивая их циклическую долговечность до 30 раз при отнулевом нагружении. Библиогр. 11, рис. 4.

Ключевые слова: дуговая сварка, тонколистовые алюминиевые сплавы, нахлесточные сварные соединения, сопротивление усталости, конструктивный эксцентриситет, высокочастотная механическая проковка, упрочнение

AUTOMATICATICA

Применение нахлесточных сварных соединений алюминиевых сплавов обусловлено их высокой технологичностью. В силу простоты подготовки и сборки под сварку их часто применяют для сварки листовых заготовок. Преимуществом соединения листов внахлестку является также отсутствие необходимости обработки кромок при любой толщине и меньшие усадочные напряжения по сравнению со сваркой встык. Однако нахлесточным сварным соединениям, выполненным двумя односторонними угловыми швами, свойственна высокая концентрация напряжений, которая главным образом обусловлена действием конструктивного эксцентриситета. Совместное воздействие эксцентриситета и концентратора напряжений, обусловленного геометрической формой соединения, значительно снижает сопротивление усталости нахлесточных соединений [1].

Для уменьшения послесварочной угловой деформации тонколистовых сварных элементов применяют различные способы тепловой и холодной правки всей конструкции и отдельных ее узлов [1–8], основанные на применении неравномерного локального или объемного пластического деформирования. К таким способам правки конструктивных элементов относятся: молотковая проковка, прокатка сварного шва роликами, а также гибка вдоль шва и вибрационная обработка конструктивного элемента [9]. Основным недостатком холодной правки при высоких интенсивностях обработки является образование высоких растягивающих остаточных напряжений, неравномерно распределенных по толщине. Кроме того, холодная правка не всегда улучшает геометрию профиля в зоне перехода металла шва к основному металлу [5, 10]. При правке тонколистовых материалов широко используют одностороннюю обработку поверхности струей стальной дроби [10, 11]. Пластически деформируемый поверхностный слой металла в зоне такой обработки действует на нижележащие пластически недеформированные слои металла как внецентренная сила растяжения и вызывает их упругое деформирование. При этом формируется система уравновешенных по толщине остаточных напряжений: сжимающие напряжения в активном наклепанном слое, напряжения растяжения в нижележащих и центральных слоях металла и сжимающие напряжения на поверхности с обратной стороны элемента. Дробеструйная обработка малой интенсивности создает низкие уровни растягивающих остаточных

© В. В. Кныш, И. Н. Клочков, И. В. Березин, 2013

### ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ



Рис. 1. Образцы нахлесточного сварного соединения в исходном после сварки состоянии (a) и после ВМП зон сплавления ( $\delta$ )

напряжений в центральных слоях металла, а наведенные на поверхности сжимающие остаточные напряжения способствуют значительному повышению сопротивления усталости элемента в зоне правки.

Настоящая работа посвящена экспериментальному установлению эффективности применения технологии высокочастотной механической проковки (ВМП) тонколистовых нахлесточных сварных соединений как метода холодной правки с целью повышения сопротивления усталости. Приведены результаты усталостных испытаний сварных соединений алюминиевых сплавов АМг6 (Al-Mg-Mn) и 6061-Т6 (Al-Mg-Si), выполненных импульсно-дуговой сваркой плавящимся электродом в среде инертных газов, в исходном после сварки состоянии и после упрочнения ВМП.

При одностороннем упрочнении технологией ВМП зоны перехода металла шва к основному металлу нахлесточных сварных соединений исследуемых алюминиевых сплавов проявляется эффект отгибания плоскости сварного соединения, подобный тому, который имеет место при дробеструйной обработке малой интенсивности основного металла. Это способствует устранению угловой остаточной деформации в тонколистовых нахлесточных сварных соединениях и, как следствие, сводит к минимуму нежелательные моменты сил, возникающие при нагружении соединений с конструктивным эксцентриситетом. Образцы нахлесточных сварных соединений сплава АМг6 толщиной 2 мм в исходном после сварки состоянии и после ВМП приведены на рис. 1.



Рис. 2. Схема нахлесточного соединения: *а* — исходное после сварки состояние; *б* — после ВМП

Для проведения экспериментальных исследований из листового проката алюминиевых сплавов АМг6 и 6061-Т6 толщиной 2 и 3 мм соответственно были сварены заготовки нахлесточных соединений в виде пластин размерами 250×500 мм с напуском 26 и 56 (мм). Сварку проводили двумя швами плавящимся электродом в смеси аргона и гелия. При сварке пластины жестко зажимали в кондукторе.

Угол несоосности  $\phi$  приложения усилия *F* в нахлесточных соединениях определяли через отношение величины эксцентриситета *е* к ширине соединения как:

$$\varphi = \operatorname{arctg}\left(\frac{e}{A}\right).$$

Ширину соединения A (рис. 2, a) принимали равной сумме размера напуска и двух размеров катета шва, равных толщине основного металла  $\delta$ . Для нахлесточных соединений пластин одинаковой толщины основного металла  $\delta$  эксцентриситет e соответственно равнялся толщине пластин. При упрочнении ВМП двух зон сплавления нахлесточных соединений исследуемых алюминиевых сплавов режимы обработки подбирали таким образом, чтобы угол несоосности  $\varphi$  в упрочненных соединениях был близким к нулю (рис. 2,  $\delta$ ).

Испытания на усталость образцов нахлесточных соединений длиной 250 мм и шириной рабочего сечения 40 мм (рис. 3) в исходном после сварки состоянии и после локальной ВМП проводили на сервогидравлической испытательной машине MTS 318.25 с цифровым управлением при отнулевой асимметрии цикла. Образцы вырезали



AUTOMATCHICAGE

Рис. 3. Образец нахлесточного соединения для испытаний на усталость

3/2013



Рис. 4. Кривые усталости нахлесточных соединений: *а* — сплав АМг6 толщиной 2 мм; *б* — сплав 6061-Т6 толщиной 3 мм; *l*, *2* — исходное после сварки состояние с напуском 2δ и 5δ соответственно; *3*, *4* — после ВМП с напуском 2δ и 5δ соответственно

перпендикулярно соединению из крупногабаритных сварных заготовок.

Экспериментально установлено, что ВМП зоны перехода металла шва на основной металл повышает ограниченный предел выносливости нахлесточных соединений на всей базе испытаний от 5·10<sup>3</sup> до 10<sup>6</sup> циклов перемен напряжений тонколистовых алюминиевых сплавов АМг6 и 6061-Т6 (рис. 4). На базе 10<sup>6</sup> циклов перемен напряжений их условный предел выносливости увеличивается на 40...45 МПа, что составляет 2,3...2,5 раза для АМг6 и 2,7...3,0 раза для 6061-Т6 (рис. 4). Такое повышение сопротивления усталости при применении ВМП нахлесточного соединения прежде всего обусловлено устранением конструктивного эксцентриситета, а также обеспечением более плавного перехода металла шва к основному металлу и упрочнением поверхностного слоя. Уменьшение размера напуска приводит к снижению долговечности соединений как в исходном состоянии, так и после ВМП. Это связано с тем, что при малых размерах напуска увеличивается значение угла ф, уменьшить его в соединениях с малым размером напуска можно, затратив больше времени на выполнение ВМП.

Таким образом, эксцентриситет или угловую несоосность приложения усилия в нахлесточных сварных соединениях тонколистовых алюминиевых конструкций можно устранять с одновременным формированием более благоприятного профиля перехода металла шва к основному металлу путем обработки зон сплавления технологией ВМП.

#### Выводы

1. Установлены кривые усталости нахлесточных соединений сплава АМг6 толщиной 2 мм и сплава 6061-Т6 толщиной 3 мм с напусками в две и пять толщин, выполненных импульсно-дуговой сваркой плавящимся электродом в среде инертных газов, в исходном после сварки состоянии и после упрочнения ВМП.

2. Экспериментально установлено, что ВМП двух зон сплавления тонколистовых нахлесточных соединений алюминиевых сплавов АМг6 и 6061-Т6 повышает ограниченные пределы выносливости соединений на базе долговечностей от  $5 \cdot 10^3$  до  $10^6$  циклов перемен напряжений, увеличивая их циклическую долговечность в 25...30 раз для сплава АМг6 и в 10...20 раз для сплава 6061-Т6.

3. Упрочнение ВМП галтельных участков угловых швов тонколистовых нахлесточных соединений повышает ограниченный предел выносливости на базе 10<sup>6</sup> циклов перемен напряжений для сплава АМг6 до 2,5 раз, а для 6061-Т6 — до 3 раз при отнулевом переменном нагружении.

- 1. Кудрявцев И. В., Наумченков Н. Е. Усталость сварных конструкций. М.: Машиностроение, 1976. 270 с.
- 2. Шонин В. А., Машин В. С., Войтенко О. В. Повышение сопротивления усталости тавровых сварных соединений тонколистового алюминиевого сплава АМг6 // Автомат. сварка. 2003. № 7. С. 9–13.
- Сагалевич В. М. Методы устранения сварочных деформаций и напряжений.— М.: Машиностроение, 1974. — 248 с.
- 4. Киселев С. Н. Газоэлектрическая сварка алюминиевых сплавов. М.: Машиностроение, 1972. 176 с.
- *Трочун И. П.* Внутренние усилия и деформации при сварке. — М.: Машгиз, 1964. — 247 с.
- 6. Махненко В. И., Мосенкис Р. Ю. Расчет коэффициентов концентрации напряжений в сварных соединениях со стыковыми и угловыми швами // Автомат. сварка. 1985. № 8. С. 7–19.
- Sanders W. W., Day R. H. Fatigue of aluminium alloy weldments // WRC Bulletin. — 1969. — August. — P. 21.
- Степанов В. Г., Клесто М. И. Поверхностное упрочнение корпусных конструкций. — Л.: Судостроение, 1977. — 197 с.
- 9. Сагалевич В. М. Методы устранения сварочных деформаций и напряжений. М.: Машиностроение, 1974. 248 с.
- Степнов М. Н., Гиацинтов Е. В. Усталость легких конструкционных сплавов. — М.: Машиностроение, 1973. — 317 с.
- Hertel H. Ermuedungsfestigkeit der Konstruktionen. Berlin: Springer-Verl., 1969. — 659 S.

Поступила в редакцию 01.02.2013

# ОПЫТ НАПЛАВКИ ДЕТАЛЕЙ И УЗЛОВ СТРОИТЕЛЬНОЙ И ДОРОЖНОЙ ТЕХНИКИ

#### Я. П. ЧЕРНЯК

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Изложен опыт разработки технологий и техники восстановительной дуговой наплавки быстроизнашивающихся деталей и узлов различных машин и механизмов строительной и дорожной техники (опорно-поворотных устройств кранов, ведущих звездочек гусеничной техники, опорных и натяжных катков, траков гусениц и т. п.). Материалы, разработанные для наплавки, позволяют эффективно восстанавливать детали и узлы строительной и дорожной техники, увеличивая их межремонтный ресурс. Для сварки узлов и деталей, изготовленных из высокоуглеродистых трудносвариваемых сталей, разработана порошковая проволока ПП-АН202, которая позволяет их восстанавливать без или с минимальным предварительным подогревом, что значительно снижает энергетические затраты на восстановление. Металл, наплавленный порошковыми проволоками ПП-АН194, ПП-АН198, ПП-АН199, обладает высокими эксплуатационными свойствами. Высокая износостойкость при трении пары металлл-металл и абразивная износостойкость этих материалов позволяет в 2...3 раза увеличить время работы быстроизнашиваемых узлов и механизмов дорожной техники. Промышленная проверка восстановленных деталей подтвердила высокую эффективность разработанных материалов и технологий. Библиогр. 5, рис. 7.

Ключевые слова: дуговая наплавка, низколегированные и высокоуглеродистые стали, быстроизнашиваемые детали, строительная и сварочная техника, наплавленный металл, порошковые проволоки, разработка технологий

ALEUROMANCHIEGGARI

Многие детали или узлы строительной и дорожной техники эксплуатируют в условиях трения пары металл-металл, без или с прослойкой абразива. В некоторых случаях износ сопровождается ударными нагрузками, которые интенсифицируют процесс изнашивания. Эти детали изготавливают из средне- или высокоуглеродистых нелегированных или низколегированных конструкционных трудносвариваемых сталей.

В ИЭС им. Е. О. Патона разработаны наплавочные материалы с высокими сварочно-технологическими свойствами, а также технология и техника их наплавки. Применение разработанных наплавочных материалов позволяет продлить ресурс работы быстроизнашивающихся деталей строительной и дорожной техники.

В частности, для наплавки без и с минимальным подогревом разработана порошковая проволока ПП-АН202, которая обеспечивает получение наплавленного металла со структурой метастабильного аустенита [1–3]. В отличие от сплошной проволоки Нп-30Х10Г10, в порошковой проволоке ПП-АН202 понижено содержание углерода и изменена система легирования. В результате металл, наплавленный этой проволокой, непосредственно после наплавки имел твердость на уровне *HRC* 30...35. После наклепа твердость возрасла до *HRC* 45...50, увеличилась износостойкость. Проволока ПП-АН202 прошла успешную проверку при наплавке трамвайных рельсов из высокоуглеродистых сталей [4].

Разработаны также технология и техника наплавки опорно-поворотных устройств (ОПУ) подъемных кранов различных модификаций с использованием проволоки ПП-АН202. Подъемные краны оснащают унифицированными опорно-поворотными устройствами: ОПУ-1190 (ОПУ-2), ОПУ-1400 (ОПУ-3), ОПУ-1450 (ОПУ-4), ОПУ-1600 (ОПУ-5), ОПУ-2240 (ОПУ-6), ОПУ-2500 (ОПУ-7). По конструкции ОПУ — крупногабаритный радиально-упорный роликовый подшипник большой массы (до 1,5 т), состоящий из зубчатого кольца, верхней и нижней полуобойм. Детали ОПУ изготавливают из высокоуглеродистых низколегированных сталей марок 50Х и 50ХГМ (твердость поверхностей катания *HRC* 55...60).

Поверхности зубчатого кольца, верхней и нижней полуобойм, по которым перекатываются ролики, подвергаются многократным деформациям, что приводит к их износу.

Были разработаны технология и техника наплавки деталей ОПУ уникального крана грузоподъемностью 250 т. Это устройство по своей конструкции отличается от серийных ОПУ (рис. 1).

Внешний осмотр, цветная и ультразвуковая дефектоскопия показали, что для поверхностей катания зубчатого и соединительного колец характерны следующие дефекты: неравномерный механический износ беговых дорожек, усталостный износ, проявляющийся в виде микротрещин и местных отслоений металла вследствие многократного деформирования одних и тех же объемов металла (рис. 2).

© Я. П. Черняк, 2013



Рис. 1. Схема ОПУ: 1— зубчатое кольцо; 2— ролики вертикальные; 3— ролики горизонтальные; 4— соединительное кольцо; 5— места износа

Перед наплавкой изношенные поверхности и сами кольца очищали от пыли, грязи, смазки и ржавчины. Все поверхности, подлежащие наплавке, были проверены с помощью цветной и ультразвуковой дефектоскопии на наличие трещин и других де-

## ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

фектов. Изношенные поверхности обоих колец обрабатывали механически под наплавку на расточном станке до полного удаления всех дефектов. Толщина удаленного слоя на кольцах не превышала 5 мм. Повторная цветная и ультразвуковая дефектоскопия подтвердила отсутствие дефектов после механической обработки.

Для наплавки изношенных колец ОПУ использовали самозащитную порошковую проволоку ПП-АН202 диаметром 2 мм. Восстанавливаемые поверхности наплавляли секторами: длина дуги по наружному диаметру составила 200...250 мм (около 50 секторов). Наплавку колец проводили одновременно два наплавщика (рис. 3) на диаметрально противоположных участках зубчатого кольца. Наплавку внутренней поверхности соединительного и зубчатого колец проводил один наплавщик секторами (длина дуги 400...500 мм, по аналогичной схеме с кантовкой кольца краном).

Наплавку горизонтальных поверхностей соединительного и зубчатого колец выполняли в два



Рис. 2. Внешний вид изношенных поверхностей катания зубчатого (а) и соединительного (б) колец ОПУ



Рис. 3. Наплавка зубчатого кольца одновременно двумя наплавщиками (а) и наплавленный участок зубчатого кольца (б)

ADDIOMATICACIÓN

57

# ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ



Рис. 4. Внешний вид восстановленной ведущей звездочки крана КС8165

слоя, а внутренней поверхности соединительного кольца — в один. Общую толщину наплавленного слоя выбирали с учетом припуска 1,5...3,0 мм под окончательную механическую обработку. После наплавки обеспечивалось медленное охлаждение наплавленных колец путем обматывания теплоизоляционными материалами. После механической обработки наплавленных колец ОПУ дефекты в наплавленном слое при ультразвуковой и цветной дефектоскопии не обнаружены. Качество восстановленных колец позволило их эксплуатировать в ОПУ крана МКТ-250.

Для восстановления зубьев ведущей звездочки крана КС8165 грузоподъемностью 100 т, изготовленной из стали 55, разработана технология двухслойной полуавтоматической наплавки двумя марками самозащитных порошковых проволок (рис. 4). Для предотвращения образования трещин изношенную поверхность зуба облицовывали порошковой проволокой ПП-АН1, обеспечивающей получение пластичного подслоя. Для восстановления геометрии зубьев использовали порошковую проволоку ПП-АН199, обеспечивающую получение наплавленного металла с твердостью HRC 43...52. Износостойкость этого наплавленного металла (при трении пары металл-металл в присутствии абразива) превосходит сталь 55 более, чем в два раза.

Одной из наиболее быстроизнашиваемых деталей гусеничной техники является трак гусеницы. В одной гусеничной ленте, в зависимости от модели, в среднем используют около 80 траков. Особые проблемы возникают при восстановлении траков крупных гусеничных кранов. В частности в траках гусеничного крана РДК-25 из стали 55



Рис. 5. Электрошлаковая наплавка шипа трака двумя лентами: а — процесс наплавки; б — восстановленный шип трака



Рис. 6. Наплавленные катки: *а* — натяжной каток бульдозера диаметром 800 мм; *б* — поддерживающий каток экскаватора Akerman EC450



### ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ



Рис. 7. Восстановленное колесо раздвижных ворот ангара

изнашиваются поверхность катания и шипы, имеющие форму пирамиды со скошенной вершиной. Для восстановления шипа трака гусеничного крана РДК-25 разработали технологию электрошлаковой наплавки двумя лентами сечением 0,6×60 мм (сталь 65Г). Формирование шипа проходило в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе (рис. 5). Для наплавки одного шипа трака понадобилось 4 кг ленты.

Поверхность катания в зависимости от износа наплавляли автоматически или полуавтоматически самозащитной порошковой проволокой. При этом себестоимость восстановления трака не превышает 30...35 % стоимости нового трака.

В сопряжении с гусеничной лентой работают натяжные и поддерживающие ролики, которые также изнашиваются. На сегодня технологии позволяют восстанавливать катки гусеничной техники диаметром до 900 мм (рис. 6). Выбор материала для наплавки осуществляют в зависимости от материала катка. Наиболее часто для наплавки катков применяют сплошную проволоку Нп-30ХГСА и порошковые проволоки ПП-АН194, ПП-АН198, ПП-АН199. Восстановление катков импортной техники приносит большой эффект, поскольку стоимость запасных частей для нее высока.

В промышленности широко распространена технология восстановления дуговой наплавкой

крановых колес. Для наплавки используют сплошную проволоку Нп-30ХГСА, которая обеспечивает твердость наплавленного металла *HB* 200...300. В ИЭС им. Е. О. Патона для этого была разработана экономнолегированная порошковая проволока ПП-АН194, в которой в качестве легирующего элемента использовали фосфор, что позволило увеличить твердость наплавленного металла до *HRC* 30...35 [5]. Присутствие в наплавленном металле фосфидов позволяет повысить износостойкость наплавленного металла более чем в два раза по сравнению с наплавкой проволокой Нп-30ХГСА.

Отработку технологии наплавки с применением проволоки ПП-АН194 проводили при восстановлении крупногабаритных колес диаметром 710 мм, которые устанавливают на раздвижных воротах самолетных ангаров. Для предприятия ДП «Антонов» восстановили четыре ведущих и четыре ведомых колеса таких ворот (рис. 7). Эксплуатация в течение двух лет востановленных колес подтвердила высокую износостойкость наплавленного металла.

Как показывает промышленный опыт, разработанные технологии дуговой наплавки и материалы позволяют с высокой эффективностью восстанавливать детали и узлы дорожной и строительной техники.

- 1. Пат. 39646 Україна. Порошковий електродний дріт для зварювання й наплавлення сталевих виробів / В. К. Каленський, І. А. Рябцев, Я. П. Черняк. Заяв. 24.11.2000; Опубл. 15.09.2003, Бюл. № 9.
- 2. Влияние погонной энергии на образование отколов в ЗТВ высокоуглеродистой стали М76 при наплавке аустенитными проволоками / В. К. Каленский, Я. П. Черняк, В. Г. Васильев, Т. Г. Соломийчук // Автомат. сварка. — 2001. — № 11. — С. 11–14.
- 3 Черняк Я. П., Бурский Г. В., Каленский В. К. Некоторые особенности замедленного разрушения металла ЗТВ стали М76 после наплавки проволокой аустенитного класса // Там же. 2002. № 8. С. 50–52.
- Каленский В. К., Черняк Я. П., Притула С. И. Восстановительная наплавка изношенных трамвайных рельсов // Сварщик. — 1999. — № 2. — С. 5.
- 5. Пат. 75682 Україна, В 32 К 35/00. Склад сталі для наплавлення / І. І. Рябцев, Ю. М. Кусков, І. О. Рябцев. — Опубл. 15.05.06, Бюл. № 5.

EVANDER FRANKLOWER

Поступила в редакцию 23.01.2013

# ПОДПИСКА — 2013 на журнал «Автоматическая сварка»

Укра	ина	Росо	сия	Страны дальнего зарубежья			
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год		
480 грн.	960 грн.	2700 руб.	5400 руб.	90 дол. США	180 дол. США		
В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.							

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





Подписка на электронную версию журнала «Автоматическая сварка» на сайте: http://www.rucont.ru.

По подписке доступны выпуски журнала, начиная с 2009 г. в формате \*.pdf. Подписка возможна на отдельные выпуски и на весь архив, включающий все выпуски за 2009–2011 гг. и текущие выпуски 2012 г. Подписка доступна физическим и юридическим лицам.

# РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

### Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки (190×190 мм) 700\$
- Вторая (550\$), третья (500\$) и четвертая (600\$) страницы обложки (200×290 мм)

 Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм) 400\$

- Вклейка А4 (200×290 мм) 340\$
- Разворот АЗ (400×290 мм) 500\$
- 0,5 А4 (185×130 мм) 170\$

# Технические требования к рекламным материалам

Размер журнала после обрези
 200×290 мм

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

# 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 СМҮК, разрешение 300 dpi

### Стоимость рекламы и оплата

• Цена договорная

• По вопросам стоимости размещения рекламы, свободной площади и сроков публикации просьба обращаться в редакцию

• Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу

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

- Для постоянных партнеров предусмотрена система скидок
- Стоимость публикации статьи на правах рекламы составляет

Контакты:

тел./факс: (38044) 200-82-77; 200-54-84 E-mail: journal@paton.kiev.ua

© Автоматическая сварка, 2013

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

Подписано к печати 18.02.2013. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 8,69. Усл.-отт. 8,94. Уч.-изд. л. 9,04 + 4 цв. вклейки.

# МЕХАНИЗАЦИЯ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СВАРКИ НА БАЗЕ АВТОМАТИЧЕСКИХ СВАРОЧНЫХ КАРЕТОК ОТ КОМПАНИИ «ДельтаСвар»

Автоматизация процессов сварки и резки является сегодня все более востребованной, ведь она обеспечивает гибкость технологических процессов и повышает эффективность сварочного производства. При этом достигаются большая производительность, высокая точность изготовления изделий, однородность качества сварных соединений. ООО «ДельтаСвар» представляет новое поколение автоматических сварочных кареток, позволяющих достаточно просто выполнять сварные швы в самых различных пространственных положениях. Эти каретки отличают большое разнообразие типов, удобство настройки, малый вес и небольшие габариты.

На какой конкретно результат можно рассчитывать, автоматизируя сварочное производство при помощи сварочных кареток? Во-первых, увеличивается производительность работ, так как каретки не нуждаются в отдыхе, как человек. И уж тем более они не нуждаются в остановке для того, чтобы, как это делает сварщик, перемещаться вдоль соединения. Во-вторых, сварщик перестает быть просто сварщиком — он становится оператором. А это значит, что уже нет необходимости волноваться о том, насколько он квалифицирован. Теперь 90 % всех операций, прежде ложившихся на плечи сварщика, выполняет автоматическая каретка!



С помощью сварочной тележки горелка полуавтомата перемещается с постоянной линейной скоростью и с безупречной точностью по отношению к сварному соединению. Это позволяет получать однородный гладкий сварной шов — причем часто без необходимости проводить какие-то дополнительные операции или обработки. Обеспечивая же с помощью такой автоматизации постоянную геометрию сварного шва и уменьшая разбрыз-

гивание металла, можно добиться существенной экономии и сварочной проволоки, и защитного газа (до 10 %). Такой результат достижим благодаря так называемому эффекту стабильности. То есть каретка, перемещая сварочную горелку, обеспечивает в отличие от человека постоянство тепловложения и внесения в сварочную ванну необходимого количества сварочного материала. Соблюдение в процессе сварки таких постоянных величин — это залог превосходного качества работ!

Сварочные каретки отличаются большой мобильностью. Они легко перемещаются в любом направлении. Наличие мощных магнитов или как вариант вакуумных присосок позволяет удерживать эти устройства на любой поверхности и в любом пространственном положении. Тем самым остается в прошлом зависимость качества работы от руки сварщика, держащей сварочную горелку. А это вместе с исключением присущих «человеческому фактору» запусков-остановок сварки значительно улучшает качество производимой продукции. Более того, постановка сварочного производства на современный уровень, в соответствии с велением времени позволяет экономить на каждом проекте значительные финансовые средства.

Компания «ДельтаСвар» специализируется на внедрении в сварочное производство автоматических кареток и предлагает полный комплекс услуг в этом направлении. За нашими плечами успешный опыт реализации множества проектов, основанных на применении сварочных кареток. Обратившись к нам, можно быть уверенным, что







наши высококвалифицированные специалисты не только разработают технологию сварки конкретного изделия для предприятия, но и непосредственно внедрят ее на производстве.

На сегодня компанией успешно реализовано множество проектов, в основе которых лежит применение сварочных кареток. Рассмотрим наиболее популярные модели на конкретных примерах.

Сварочная каретка CS-71 является наиболее легкой и компактной моделью из кареток без блоков колебаний. Ее небольшие габариты позволяют справляться с широким кругом производственных задач. Каретки CS-71 успешно используются для сварки балок двутаврового сечения, а также любых других изделий, где за один проход в нижнем положении требуется положить шов катетом до 8 мм.

В каретке CS-71 доступна функция сварки прерывистым швом, что намного уменьшает время прихватки, а также до минимума снижает тепловложение и коробление там, где сплошной шов не требуется.

Сварочные каретки CS-51WE успешно внедрены нашими специалистами на заводы по производству кранового, бурового оборудования, а также на мостостроительные предприятия.

Данная каретка имеет возможность сварки в угол в различных пространственных положениях, блок колебаний каретки имеет все необходимые настройки для высококачественной сварки изделий, проходящих строгий контроль, а беспроводной пульт дистанционного управления позволит сварщику-оператору работать с максимальным комфортом.

Сварочная каретка СS-7WC — каретка с блоком

колебаний для сварки стыковых швов. Она имеет беспроводной пульт дистанционного управления и гибкую рейку для позиционирования. Каретки CS-7WC отлично подходят для сварки кольцевых швов емкостей и резервуаров, а гибкая рейка позволяет качественно сваривать стыки листов металла с изогнутой поверхностью.

Сварочная каретка CS-100C — рельсовая сварочная каретка с блоком колебаний. Основной плюс данной каретки в том, что она закрепляется на магнитной направляющей. Это позволяет избежать влияния неровностей металла на качество сварного шва.

На каретку CS-100C возможна установка направляющей с вакуумными присосками, что обеспечит сварку немагнитных металлов. Данные каретки используются на строительстве АЭС, в судостроении, а также при возведении крупногабаритных резервуаров.

Гарантия качества поставляемой продукции является одним из неотъемлемых атрибутов нашей деятельности. Высокий профессиональный уровень наших специалистов, накопленный опыт работы в области сварочных технологий позволяют предоставлять клиенту оптимальное решение технической задачи.

A DURANANUH BERARI

Д. Ю. Белозеров, руководитель отдела продаж ООО «ДельтаСвар»

ООО «ДельтаСвар»





# НОВЫЕ КНИГИ

О. К. Назаренко, В. М. Нестеренков, А. А. Бондарев, Л. А. Кравчук, Ю. А. Архангельский. ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВАЯ СВАРКА БУРОВЫХ ДОЛОТ. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2012. — 116 с. Мягкий переплет, 165х235 мм.

Представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований свариваемости высокопрочных среднелегированных сталей 14ХНЗА, 40ХН и 14ХНЗМА, из которых традиционно изготавливаются буровые долота, а также анализа влияния основных параметров режима ЭЛС, технологических приемов, развертки пучка и модифицирующих вставок, применяемых для управления структурообразованием, предупреждения кристаллизационного растрескивания и повышения прочностных характеристик сварных соединений. В соответствии с полученными результатами и современными требованиями в ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ выполнены проектно-конструкторские разработки и изготовлена установка для ЭЛС одновременно трех стыковых соединений тремя пушками, что значительно повышает производительность и экономическую эффективность промышленного производства буровых долот. Приведены технические характеристики разработанного оборудования и описаны компьютерные технологические программы ЭЛС с применением модификаторов металла шва.



Предназначена для инженерно-технических работников машиностроительных предприятий и институтов, специализирующихся в области высоких технологий и современного сварочного оборудования.

Лакомский В. И., Лакомский В. В. АЗОТ В ЖИДКИХ СТАЛЯХ И ШЛАКАХ / Под ред. академика Б. Е. Патона. — Киев: Наук. думка, 2012. — 142 с.

В монографии приведены обобщенные результаты исследований поведения азота в сталях и шлаках, выполненных в основном в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. Рассмотрены примеры производства высокоазотистых сталей различного назначения. Разделы книги:

Глава 1. Азот в жидком железе и жидких высокоазотистых сталях.

Глава 2. Азот в расплавах металлургических шлаков.

Глава 3. Современные технологические приемы производства азотсодержащих сталей.

Может быть полезной для научных сотрудников и инженеров, занимающихся вопросами взаимодействия газов с металлами в пирометаллургических процессах.

СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ РЕМОНТА, ВОССТАНОВ-ЛЕНИЯ И РЕНОВАЦИИ. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2012. — 172 с. Мягкий переплет, 200х290 мм.

Сборник включает 38 статей, опубликованных в журнале «Автоматическая сварка» за период 2009–2011 гг., по проблемам ремонта, восстановления и реновации изделий ответственного назначения. Авторами статей являются известные в Украине ученые и специалисты в области сварки, наплавки, упрочнения, металлизации и других технологий ревитализации.

Предназначен для научных сотрудников, инженеров, технологов, конструкторов и аспирантов, занимающихся вопросами сварки и других родственных технологий обработки материалов.

LUIDAAUUUUUU





# МЕТАЛЛУРГИЯ ДУГОВОЙ СВАРКИ И СВАРОЧНЫЕ МА-

**ТЕРИАЛЫ**. — Киев: Академпериодика, 2012. — 526 с. Мягкий переплет, 200х290 мм.

Сборник включает 120 статей сотрудников отдела исследований физико-химических процессов в сварочной дуге Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, опубликованных ранее, преимущественно в журнале «Автоматическая сварка», которые обобщают полувековой опыт научно-исследовательской деятельности отдела. Представленные статьи охватывают широкий круг вопросов металлургии дуговой сварки плавлением и разработки сварочных материалов.

Предназначен для широкого круга специалистов, занимающихся изучением металлургии дуговой сварки, разработкой сварочных материалов и технологий их производства.

**ПРОБЛЕМИ РЕСУРСУ І БЕЗПЕКИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ КОНСТРУК-ЦІЙ, СПОРУД ТА МАШИН**. — К.: ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАНУ, 2012. — 612 с. Тверда обкладинка, 200×290 мм.

В сборник вошли статьи, подготовленные по результатам выполнения целевой комплексной программы НАН Украины «Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации конструкций, сооружений и машин», полученным в течение 2010–2012 гг., к реализации которой было привлечено 26 институтов НАН Украины. Цель программы — разработка методологических основ прогнозирования остаточного ресурса конструкций, создание методов, технических средств и технологий для оценки технического состояния и продления сроков эксплуатации техногенно и экологически небезопасных объектов.

Для научных сотрудников, инженеров, занятых разработкой и эксплуатацией конструкций, сооружений и машин.

# О. В. Білоцький. ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНА РЕНТГЕНОГРАФІЯ ФАЗОВИХ ПЕРЕТ-ВОРЕНЬ У МЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛАХ. — Киев: Международная ассоциация «Свар-

ка», 2012. — 224 с. Твердый переплет, 165х235 мм (укр. яз.).

В монографии на основе системных исследований изложены впервые разработанные методические основы и результаты исследования особенностей кинетики фазовых превращений в лучах высокотемпературной рентгенографии металлических материалов. Кинематографические съемки осуществлены на оригинальных конструкциях рентгеновского оборудования. Показана доминирующая роль и значение изменений химического состава и физического состояния фазовых составляющих сплавов во время термической и химико-термической обработки как средства управления их структурой и свойствами.

Для научно-технических работников, разрабатывающих новые материалы и изучающих их строение и свойства, а также преподавателей, аспирантов и студентов вузов соответствующих специальностей.

> Заказы на книги просьба направлять в редакцию журнала «Автоматическая сварка». E-mail: journal@paton.kiev.ua

> > LOUDDAUGUNDER





Проблеми ресурсу

METANN

ргия

Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин