



**РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:**

Главный редактор  
**Б. Е. ПАТОН**

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

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ  
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

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

**УЧРЕДИТЕЛИ:**

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

**ИЗДАТЕЛЬ:**  
МА «Сварка»

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

**Редакторы:**

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

Свидетельство о государственной  
регистрации КВ 4788  
от 09.01.2001

**Журнал входит в перечень  
утвержденных ВАК Украины  
изданий для публикации трудов  
соискателей ученых степеней**

За содержание рекламных  
материалов редакция журнала  
ответственности не несет

Цена договорная

**СОДЕРЖАНИЕ**

**НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ**

- Махненко В. И., Великоиваненко Е. А., Миленин А. С., Розынка Г. Ф., Пивторак Н. И.* Взаимное влияние дефектов в зоне сварных соединений при различных силовых нагрузениях ..... 3
- Перепплетчиков Е. Ф.* Применение порошков кобальтовых и никелевых сплавов для плазменной наплавки выпускных клапанов двигателей внутреннего сгорания ..... 7
- Малинов В. Л., Малинов Л. С.* Структура и износостойкость хромомарганцевого наплавленного металла ..... 13
- Скальский В. Р., Ботвина Л. Р., Лясота И. Н.* Особенности структурной и механической неоднородности в сварных соединениях сплава 1201-Т, выполненных электронно-лучевой сваркой ..... 19
- Кныш В. В., Соловей С. А., Кузьменко А. З.* Повышение сопротивления усталости сварных соединений с накопленной поврежденностью при многоступенчатом и блочном нагружениях ..... 24
- Полетаев Ю. В.* Влияние термической обработки на склонность к локальному разрушению металла ЗТВ аустенитной стали, стабилизированной титаном ..... 29

**ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ**

- Розерт Р., Шутиков А. В., Федосовский М. Е., Лукин Е. И., Карасев М. В.* Автоматизированная система для диагностики и ремонта защитной оболочки реактора Билибинской АЭС ..... 35
- Артемчук В. В.* Оценка качества технологических процессов наплавки деталей подвижного состава железных дорог ..... 40
- Бурлака В. В., Гулаков С. В.* Трехфазный инверторный источник питания с непосредственным преобразованием и повышенным коэффициентом мощности ..... 44
- Назаренко О. К., Матвейчук В. А.* Влияние нарушений аксиальной симметрии сварочной пушки на положение фокусного пятна ..... 47
- Завершенные НИР в ИЭС им. Е. О. Патона ..... 23, 34, 39

**ХРОНИКА**

- Наши поздравления ..... 52
- Международная специализированная выставка «Сварка 2012» в Санкт-Петербурге ..... 52
- Сессия Научного совета по новым материалам при Комитете по естественным наукам Международной ассоциации академий наук ..... 55
- Шестая международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» ..... 58
- К 100-летию со дня рождения Б. Е. Чертока ..... 61
- М. Л. Жадкевичу — 75 ..... 62
- Е. Ф. Перепплетчикову — 70 ..... 63
- ИНФОРМАЦИЯ ..... 64

# *Avtomaticheskaya Svarka*

№ 7 (711)  
July 2012  
Published since 1948

## EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief  
**B. E. PATON**

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

## THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

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

## FOUNDERS:

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

## PUBLISHER:

International Association «Welding»

## Address of Editorial Board:

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

## Editors:

E. N. Kazarova, T. V. Yushina  
*Electron galley:*  
I. R. Naumova, A. I. Sulima  
State Registration Certificate  
KV 4788 of 09.01.2001

All rights reserved

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

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

## CONTENTS

### SCIENTIFIC AND TECHNICAL

|                                                                                                                                                                               |    |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| <i>Makhnenko V. I., Velikoivanenko E. A., Milenin A. S., Rozyinka G. F., Pivtorak N. I.</i> Mutual influence of defects in welded joint zone at different force loading ..... | 3  |
| <i>Perepletchikov E. F.</i> Application of powders of cobalt and nickel alloys for plasma surfacing of exhaust valves of internal combustion engines .....                    | 7  |
| <i>Malinov V. L., Malinov L. S.</i> Structure and wear resistance of chromium-manganese deposited metal .....                                                                 | 13 |
| <i>Skalskii V. R., Botvina L. R., Lyasota I. N.</i> Features of structural and mechanical heterogeneity in welded joints of 1201-T alloy made by electron beam welding .....  | 19 |
| <i>Knysh V. V., Solovej S. A., Kuzmenko A. Z.</i> Improvement of fatigue resistance of welded joints with accumulated damage at multistep and block loading .....             | 24 |
| <i>Poletaev Yu. V.</i> Influence of heat treatment on local fracture susceptibility of HAZ metal of titanium-stabilized austenitic steel .....                                | 29 |

### INDUSTRIAL

|                                                                                                                                                                         |            |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|------------|
| <i>Rosert R., Shutikov A. V., Fedosovskii M. E., Lukin E. T., Karasev M. V.</i> Automated system for diagnostics and repair of reactor containment at Bilibin NPP ..... | 35         |
| <i>Artemchuk V. V.</i> Evaluation of the quality of technological processes for surfacing of parts of railway rolling stock .....                                       | 40         |
| <i>Burlaka V. V., Gulakov S. V.</i> Three-phase inverter power source with direct transformation and increased power factor .....                                       | 44         |
| <i>Nazarenko O. K., Matveichuk V. A.</i> Influence of disturbances of welding gun axial symmetry on focal spot position .....                                           | 47         |
| Accomplished R&D works at the E. O. Paton Electric Welding Institute .....                                                                                              | 23, 34, 39 |

### NEWS

|                                                                                                                                                      |    |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Our congratulations .....                                                                                                                            | 52 |
| XV International Exhibition «Welding 2012» in St.-Petersburg                                                                                         |    |
| Session of Scientific Council on New Materials at the Natural Sciences Committee of the International Association of the Academies of Sciences ..... | 52 |
| 6th International Conference «Mathematical modelling and Information Technologies in Welding and Related processes» .....                            | 55 |
| To 100 year since the birthday of B. E. Chertok .....                                                                                                | 58 |
| M. L. Zhadkevich is 75 .....                                                                                                                         | 61 |
| E. F. Pereplyotchikov is 70 .....                                                                                                                    | 62 |
| INFORMATION .....                                                                                                                                    | 63 |
|                                                                                                                                                      | 64 |

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



# ВЗАИМНОЕ ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ В ЗОНЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СИЛОВЫХ НАГРУЖЕНИЯХ

Академик НАН Украины **В. И. МАХНЕНКО**, **Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО**, канд. физ.-мат. наук,  
**А. С. МИЛЕНИН**, канд. техн. наук, **Г. Ф. РОЗЫНКА**, **Н. И. ПИВТОРАК**, инженеры  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Силовое взаимодействие групповых дефектов несплошности материала в сварных конструкциях не обязательно ограничивается концепцией, согласно которой соседний дефект ухудшает сопротивляемость эксплуатационному нагружению либо не влияет на нее при достаточно большом расстоянии между ними. Рассмотрен вариант, когда взаимодействие групповых дефектов типа трещин либо дефектов утонения стенки улучшает сопротивляемость эксплуатационному нагружению.

*Ключевые слова:* сварные соединения, взаимодействие между групповыми дефектами, параллельные дефекты, коллинеарные дефекты, вероятность разрушения

Степень поврежденности той или иной конструкции в конкретных условиях эксплуатации обычно определяется количеством обнаруженных недопустимых дефектов. Естественно, что чем больше таких дефектов, тем более поврежденной считается обследуемая конструкция. Существующие правила учета взаимного влияния дефектов [1–3 и др.] обычно сводятся к объединению по соответствующим правилам двух и более близко расположенных по отношению друг к другу допустимых дефектов в один независимый допустимый (недопустимый) дефект на основе концепции, согласно которой соседний дефект ухудшает либо не влияет на сопротивляемость эксплуатационному нагружению данного дефекта.

Такая концепция достаточно проста, но в целом ряде случаев она слишком консервативна, так

как не учитывает возможность третьей альтернативы, а именно, что соседний дефект может разгружать данный дефект и таким образом повышать его работоспособность в конкретных условиях эксплуатации.

Учет этой третьей альтернативы при технической диагностике конструкций требует соответствующих расчетных методик, нормативной базы и т. п., но, тем не менее, принимая во внимание современные тенденции развития вычислительной техники, методов математического моделирования, информационных систем, а также растущие требования к оптимизации создаваемых ответственных конструкций, перспективность соответствующих разработок не вызывает сомнений, особенно для прогноза ресурса безопасной эксплуатации сварных конструкций длительного сро-

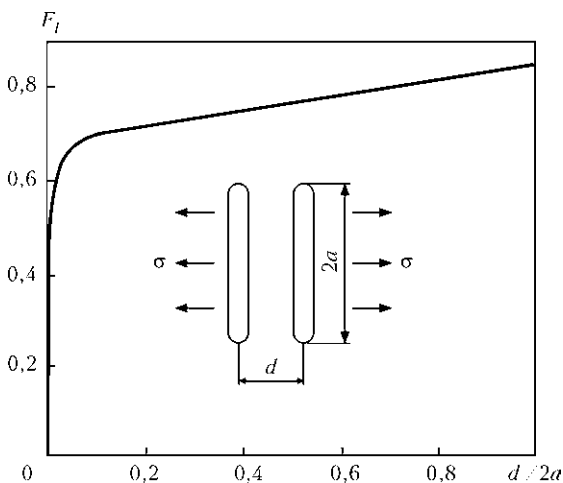


Рис. 1. Зависимость  $F_I = K_I / (\sigma \sqrt{\pi a})$  от  $d/2a$  [4]

Таблица 1. Численные результаты [4]

| $2a/d$ | $F_I$   |
|--------|---------|
| 0      | 1,0000* |
| 0,2    | 0,9855* |
| 0,4    | 0,9508* |
| 0,6    | 0,9089* |
| 0,8    | 0,8727* |
| 1,0    | 0,8319  |
| 1,25   | 0,8037  |
| 2      | 0,7569  |
| 5      | 0,6962  |
| 10     | 0,6651  |
| 100    | 0,5846  |

\* Пластина с центральной трещиной.

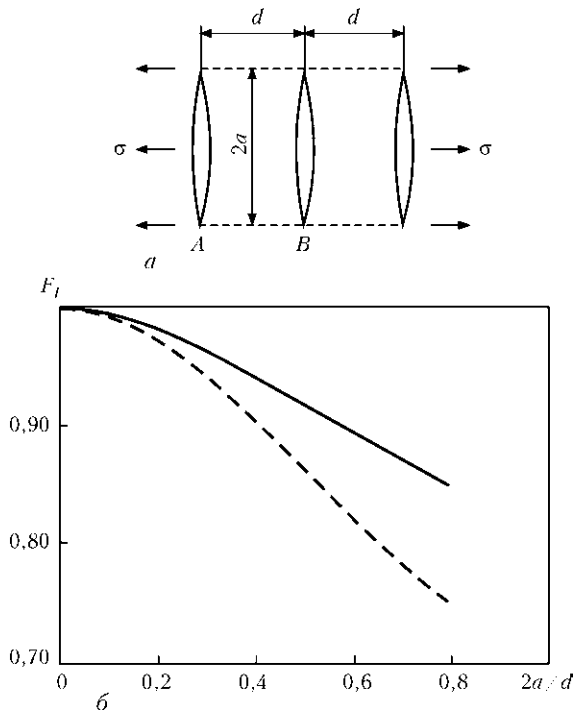


Рис. 2. Равномерное растяжение плоскости с тремя параллельными трещинами равной длины по нормали к линиям трещин ( $a$ ) и зависимость  $F_{I,A}$  (сплошная кривая) и  $F_{I,B}$  (штриховая) от  $2a/d$  ( $b$ )

ка службы по результатам соответствующих технических диагностик их состояния.

В данной работе рассматривается такая возможность для достаточно характерных эксплуатационных дефектов сварных конструкций в виде трещин и утонений.

Начнем с простейших примеров взаимодействия двух и трех сквозных параллельных трещин одинаковых размеров в неограниченной пластине, равномерно растягиваемой по нормали к плоскости трещин (рис. 1, 2) напряжением  $\sigma$ . Характеристикой нагружения таких дефектов является

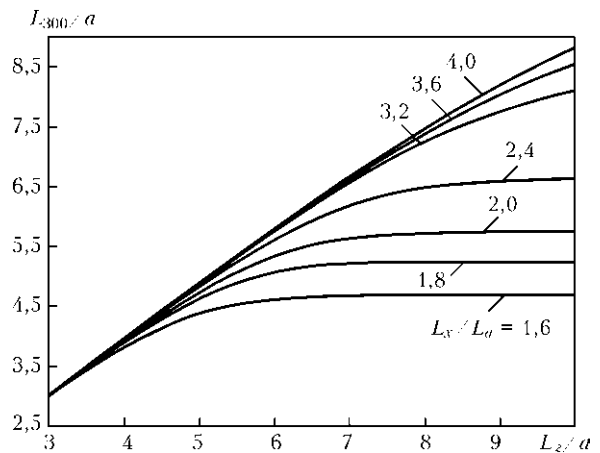


Рис. 4. Протяженность зоны разгрузки по оси  $x = 0$  для одиночной трещины в пластине  $L_z \times L_x$

коэффициент интенсивности напряжений в вершине трещин  $K_I$ . Соответствующие данные из [4] для случая двух трещин приведены на рис. 1 и в табл. 1, а для трех трещин — на рис. 2 в зависимости от расстояния между трещинами  $d$ . Из этих данных видно, что уменьшение  $d$  заметно снижает значения  $K_I$  как для двух, так и для трех трещин.

Объяснение такого факта вытекает из поля локальных напряжений, возникающего вокруг концов трещины. На рис. 3 приведена типовая картина распределения напряжений  $\sigma_{zz}$  в зоне сквозной трещины  $2a = 20$  мм с нормалью  $z$  в полосе-пластине в плоскости  $z = 0$ . Видно, что на берегах трещины  $z = 0$   $\sigma_{zz} = 0$ , а затем по мере увеличения  $z$  напряжения  $\sigma_{zz}$  постепенно возрастают до 300 МПа, приложенных на границе  $z = 500$  мм. Ширина полосы  $2L_x = 200$  мм, материал — сталь с пределом текучести  $\sigma_T = 420$  МПа. Таким образом, вблизи трещины — ее свободных берегов — возникает поле разгрузки

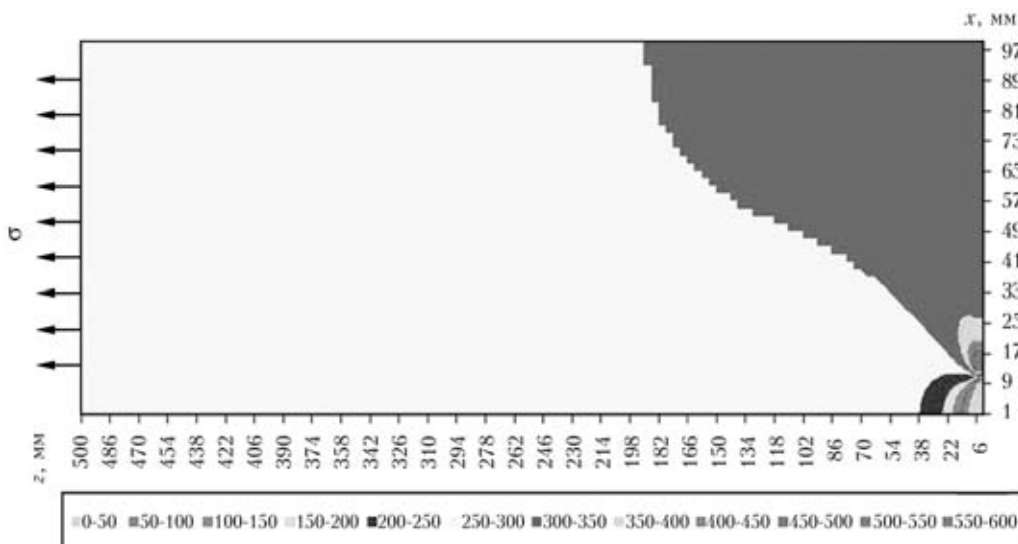


Рис. 3. Зона разгрузки для случая  $a = 10$  мм одиночной трещины в пластине  $2L_z = 1000$  мм,  $2L_x = 200$  мм, сталь с  $\sigma_T = 420$  МПа,  $\sigma = 300$  МПа

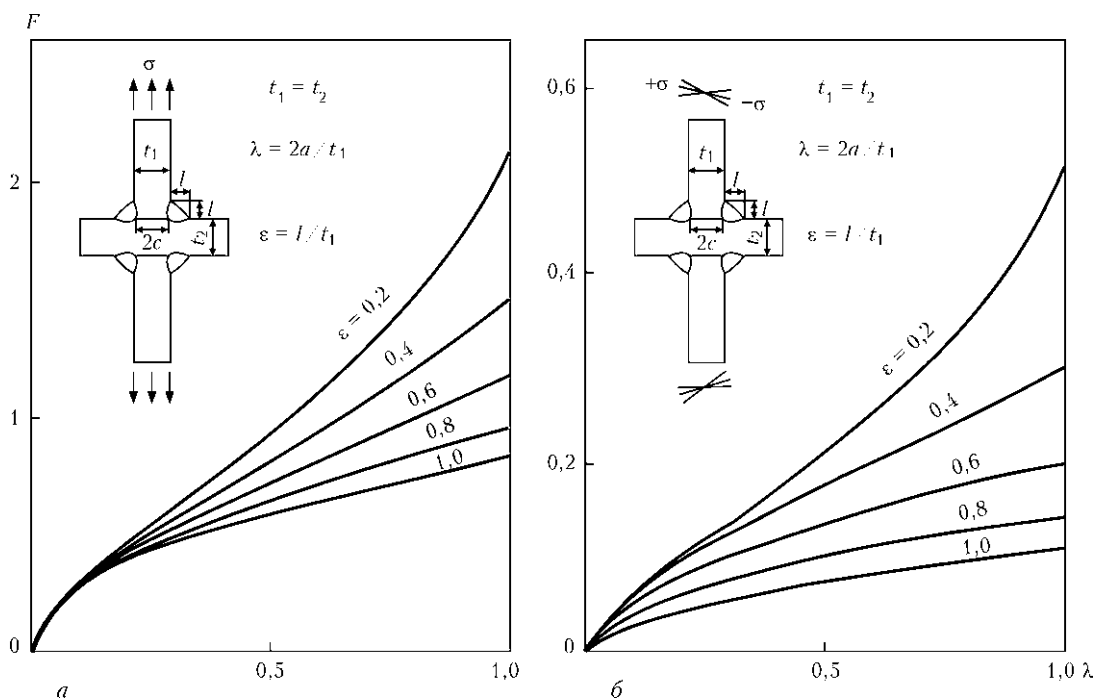


Рис. 5. Зависимость  $F(\lambda)$  ( $F = K_{\theta_{\max}} / \sigma \sqrt{l_1}$ ),  $t_1 = t_2$  при растяжении (а) и изгибе (б) на крестовом соединении [4]

по напряжениям  $\sigma_{zz}$ , что естественно скажется на значениях  $K_p$ , если в этом поле поместить вторую трещину, что достаточно убедительно демонстрируют данные на рис. 1 и в табл. 1. Поскольку зона разгрузки имеет конечные размеры, то при достаточно больших  $d$  взаимодействие между двумя трещинами становится незначительным.

Характерно, что протяженность зоны разгрузки  $L_\sigma$  по оси  $z$  зависит от размеров трещины  $2a$  и габаритных размеров полосы  $2L_z \times 2L_x$ , что видно из данных на рис. 4. Таких примеров взаимодействия параллельных дефектов-трещин применительно к сварным соединениям в практике диагностики можно найти достаточно много. Например, крестовое соединение из элементов достаточной толщины  $t$ , сваренных угловыми швами с катетом  $S$  при неполном проплавлении, образующем два протяженных (вдоль сварного шва) дефекта несплошности материала (трещины) размером  $2a$  (рис. 5). Это соединение достаточно хорошо исследовано и при растяжении (рис. 5, а) и при изгибе (рис. 5, б) [4], что позволяет использовать данные относительно  $K_{\theta_{\max}}$  как при

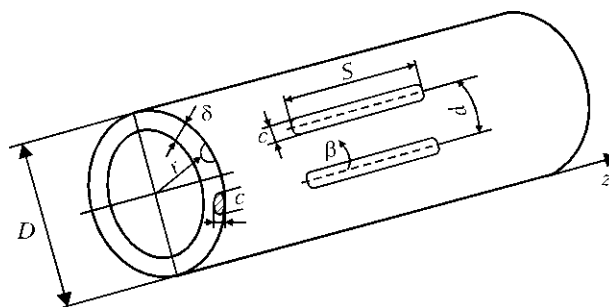


Рис. 6. Схема цилиндрической оболочки-трубы с продольными канавочными дефектами утонения

оценке хрупкой прочности, так и при оценке роста величины  $2a$  при циклических нагрузках [3]. На рис. 5 параметр  $\varepsilon = l/t_2$ , где  $l = S$  — катет углового шва;  $t_2$  — толщина неразрезного элемента — расстояние между параллельными дефектами, при прочих равных условиях демонстрирует влияние  $t_2$  на величину  $K_{\theta_{\max}}$ , т. е. взаимодействие дефектов.

Отметим, что эффект параллельности дефектов в соответствующем поле номинальных нап-

Таблица 2. Результаты расчета вероятности отказа  $p$  по (2) для канавочных дефектов утонения (рис. 6) при различных расстояниях между дефектами  $d$  и давлениях  $P$

| № варианта | Давление $P$ , МПа | Один дефект | Два дефекта |             |             |
|------------|--------------------|-------------|-------------|-------------|-------------|
|            |                    |             | $d = 90$ мм | $d = 60$ мм | $d = 48$ мм |
| 1          | 7                  | 0,00075     | 0           | 0           | 0           |
| 2          | 8                  | 0,0068      | 0,0013      | 0,0010      | 0,0010      |
| 3          | 9                  | 0,0500      | 0,0072      | 0,0057      | 0,0049      |
| 4          | 10                 | 0,1600      | 0,0290      | 0,0268      | 0,0200      |



ряжений проявляется не только для трещинообразных дефектов, но и для дефектов утонения. Например, в цилиндрической оболочке-трубе два канавочных дефекта утонения вдоль образующей трубы при параллельности их расположения (рис. 6), взаимодействуя друг с другом, в случае внутритрубного давления  $P$  снижают критическое давление в трубе в зависимости от расстояния между дефектами  $d$ . Ниже приведены результаты численных расчетов с использованием методики работы [5]. Дефекты с габаритными размерами  $s \times c \times a$  ( $a$  — максимальная глубина дефекта) моделируются полуэллипсоидом на поверхности трубы, т. е. поверхность дефекта описывается в системе координат  $r, \beta, z$  уравнением

$$\left(\frac{2z}{s}\right)^2 + \left(\frac{2\beta r}{c}\right)^2 + \left(\frac{R-r}{a}\right)^2 = 1 \quad (2R = D). \quad (1)$$

При внутреннем давлении максимальные окружные напряжения  $\sigma_{\beta\beta}$  возникают в средних плоскостях  $\beta = 0$  и  $\beta = d/R$ . Вероятность разрушения в этих плоскостях площадью  $F$  согласно [5] определяется зависимостью Вейбулла

$$p = 1 - \exp \left[ - \int_F \left( \frac{\sigma_{\beta\beta}(0, r, z) - A}{B} \right)^4 dF \right] \quad (2)$$

при  $\sigma_{\beta\beta}(0, r, z) > A$ ,

где  $A, B$  — параметры распределения Вейбулла, определяемые для данного материала экспериментально. Если использовать экспериментальные данные из [2], то можно принять для стальной трубы  $A = (\sigma_t + \sigma_b)/2$ , соответственно для одиночного дефекта в трубе  $D = 1420$  мм,  $\delta = 28$  мм,  $A = 500$  МПа,  $\sigma_t = 440$  МПа.

Соответствующий расчет напряженно-деформированного состояния для указанных исходных данных показывает, что при  $P = 9$  МПа в случае одиночного дефекта при  $s = 66$  мм,  $c = 40$  мм,  $a = 14$  мм  $p \approx 0,05$  по [2], что соответствует  $B = 470$  МПа. С учетом такого значения  $B$  были рассчитаны по (2) значения  $p$ , приведенные в табл. 2 при различных  $d$  и  $P$ .

It is noted that force interaction of group discontinuity defects of material in welded structures is not necessarily reduced to the concept, according to which the adjacent defect impairs the service load resistance or does not affect it at a sufficiently large distance between them. A variant is considered, when interaction of group defects of the type of cracks or wall thinning defects, improves resistance to service loading.

## Выводы

1. Взаимодействие дефектов при силовом нагружении сварных конструкций в значительной степени зависит от геометрии дефектов и их положения относительно направления действия силовой нагрузки.

2. Наиболее исследовано взаимодействие дефектов несплошности материала типа трещин и утонений, лежащих в одном нагруженном сечении изделия, так называемых коллинеарных дефектов. Имеются соответствующие схемы объединения таких дефектов в зависимости от габаритных размеров дефектов и расстояний между ними.

3. В отличие от коллинеарных дефектов параллельные дефекты типа трещин и канавочных утонений, расположенные в различных, но параллельных сечениях изделия, обычно разгружают друг друга, поэтому менее опасны при сближении по сравнению с аналогичными коллинеарными дефектами.

4. В настоящее время, благодаря развитию информационных технологий и средств вычислительной техники, имеется возможность оценить взаимодействие обнаруженных дефектов в сварных конструкциях на основе соответствующих решений механики деформирования для упруго-пластических сплошных сред с трещинами либо дефектами утонения.

1. *MP-125-01-90*. Расчет коэффициентов интенсивности напряжений и коэффициентов ослабления сечений для дефектов в сварных соединениях. — Киев, 1990. — 55 с.
2. *Fitness-for-service*. American Petroleum Institute. Recommended Practice 579. — 2000. — 625 p.
3. *Махненко В. И.* Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. — Киев: Наук. думка, 2006. — 618 с.
4. *Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений* / Под ред. Ю. Муракави. — М.: Мир, 1999. — Т. 1, 2. — 1013 с.
5. *Совершенствование метода оценки риска разрушения в зоне утонений стенки магистральных трубопроводов* / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Розынка, Н. И. Пивторак // Автомат. сварка. — 2010. — № 5. — С. 16–21.

Поступила в редакцию 02.03.2012



# ПРИМЕНЕНИЕ ПОРОШКОВ КОБАЛЬТОВЫХ И НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ ВЫПУСКНЫХ КЛАПАНОВ ДВИГАТЕЛЕЙ ВНУТРЕННЕГО СГОРАНИЯ

**Е. Ф. ПЕРЕПЛЕТЧИКОВ**, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены свойства сплавов на основе кобальта и никеля для плазменной наплавки выпускных клапанов бензиновых и дизельных двигателей легковых и грузовых автомобилей, а также двигателей тепловозов и судов. Даны рекомендации по применению порошков различных составов при наплавке клапанов.

*Ключевые слова:* плазменно-порошковая наплавка, порошки кобальтовых сплавов, порошки никелевых сплавов, клапаны двигателей внутреннего сгорания

При эксплуатации выпускные клапаны двигателей внутреннего сгорания (ДВС) подвергаются циклическому воздействию высоких температур, силовых нагрузок, а также коррозии. Рабочая температура головки клапана ДВС легкового автомобиля достигает 700, а грузового — 800 °С. Многократный нагрев и охлаждение, неравномерное распределение температуры по сечению клапана и циклическая силовая нагрузка вызывают повреждение контактной поверхности фаски клапана. Наиболее эффективным способом предупреждения прогара и изнашивания является наплавка фаски сплавами с высокой жаростойкостью, термической стойкостью, горячей твердостью и коррозионной стойкостью.

В зависимости от условий работы клапанов ДВС для наплавки контактных поверхностей фасок используют сплавы на основе кобальта или никеля. Среди кобальтхромвольфрамовых сплавов (стеллитов) для наплавки клапанов наиболее широко применяют стеллит № 6 и 12, а также стеллит F и ВЗК (табл. 1).

Все эти сплавы отличаются высокой износостойкостью при нормальной и повышенных температурах, термической стойкостью и жаростойкостью, а также высокой стойкостью против коррозии во многих агрессивных средах. По коррозионной стойкости, обычно оцениваемой в двигателестроении по потере массы в расплавленном оксиде свинца PbO при температуре 910 °С, стеллиты примерно в 10 раз превышают стойкость стали, применяемой для клапанов ДВС.

Характерным свойством стеллитов является способность сохранять достаточную твердость

**Таблица 1.** Химический состав (мас. %) и твердость сплавов, применяемых для наплавки выпускных клапанов ДВС [1–4]

| Марка сплава               | C   | Mn  | Si  | Cr | W   | Ni     | Fe  | B   | Co     | Прочие               | Твердость HRC |
|----------------------------|-----|-----|-----|----|-----|--------|-----|-----|--------|----------------------|---------------|
| 110K65X28B4 (стеллит № 6)  | 1,1 | 0,5 | 1,1 | 28 | 4,5 | ≤ 3    | ≤ 3 | —   | Основа | —                    | 44            |
| 140K60X30B8 (стеллит № 12) | 1,4 | ≤ 1 | ≤ 2 | 30 | 8   | ≤ 3    | ≤ 3 | —   | »      | —                    | 50            |
| 110KX30BC (ВЗК)            | 1,1 | —   | 2   | 30 | 4,5 | ≤ 3    | ≤ 3 | —   | »      | —                    | 42            |
| 180KX25H20B12 (стеллит F)  | 1,8 | 0,3 | 1,1 | 26 | 12  | 20     | ≤ 2 | —   | »      | 0,5Mo                | 43            |
| 90KX30H6BCP (ПН-АН34)      | 0,8 | —   | 1,7 | 30 | 4,5 | 6      | ≤ 3 | 0,8 | »      | —                    | 45            |
| ЭП-616А                    | 0,9 | 0,4 | 2,5 | 26 | —   | Основа | ≤ 3 | 1,5 | —      | 0,2Ti, 0,8Al, 0,25Cu | 40            |
| 150H40X25B6                | 1,5 | —   | 0,6 | 26 | 6   | »      | 25  | —   | —      | —                    | 35            |
| 50HX25C5P                  | 0,5 | —   | 5   | 25 | —   | »      | 8   | 0,9 | —      | —                    | 46            |

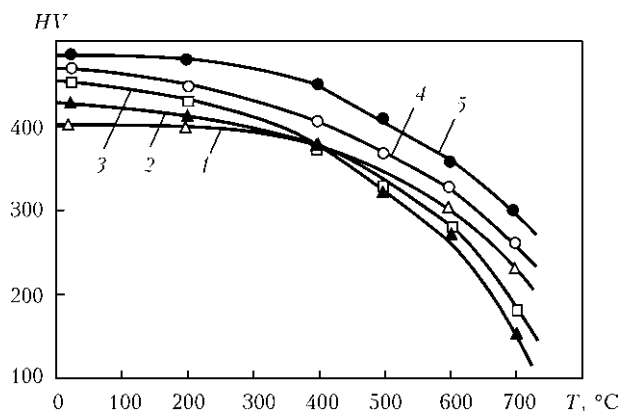


Рис. 1. Горячая твердость сплавов для наплавки клапанов ДВС: 1 — 150Н40Х25В6; 2 — ЭП-616А; 3 — стеллит F; 4 — стеллит № 6; 5 — 50НХ25С5Р

при высоких температурах. Как видно из рис. 1, начиная с температуры 500 °С наиболее интенсивно падает твердость сплава стеллита F. Твердость стеллитов, являющаяся интегральной характеристикой, определяется свойствами твердого раствора и карбидной эвтектики, а также соотношением этих основных составляющих. Для сплава стеллита F существенное падение твердости при температуре 700 °С связано с разупрочнением твердого раствора, обогащенного никелем.

Сплав стеллита F, характеризующийся пониженным содержанием кобальта и повышенной долей вольфрама, особенно никеля, в основном применяют для наплавки клапанов бензиновых двигателей. Для дизельных двигателей клапаны наплавляют сплавами стеллита № 6, ВЗК (отечественный аналог стеллиту № 6) и реже стеллитом № 12 с более высоким содержанием вольфрама. Однако высокая стоимость кобальта и снижение его производства вызывает необходимость его замены другими материалами.

В качестве замены кобальтовых сплавов все большее распространение получают сплавы на основе никеля. В мировой практике при изготовлении клапанов находят применение сплавы системы Ni–Cr–Si–B, а также сплавы типа нимоник и инконель. Важной особенностью последнего является то, что его свойства мало изменяются при содержании до 20 % железа и уже первый наплавленный слой обладает высокой коррозионной стойкостью.

В странах СНГ [1–3] до недавнего времени использовали две марки сплавов на основе никеля — 150Н40Х25В6 и ЭП-616А (см. табл. 1), хорошие эксплуатационные характеристики которых подтверждены многолетним опытом эксплуатации наплавленных клапанов. Сплав 150Н40Х25В6 преимущественно служит для наплавки клапанов двигателей тяжелых грузовых автомобилей, уплотнительные фаски которых работают при температуре 800 °С. Сплав пластичен, легко обрабатывается механически. Структура

сплава аустенитная с карбидным упрочнением. Карбиды хрома и вольфрама обеспечивают отличное сопротивление механическому износу.

Наплавленный металл этого типа обладает высокой горячей твердостью: при температурах выше 700 °С его твердость примерно такая же, как и у стеллита № 6 (рис. 1). Достаточно важным преимуществом сплава 150Н40Х25В6 по сравнению со стеллитами является меньшая чувствительность к наличию в его составе железа, которое существенно снижает свойства кобальтовых сплавов. По уровню коррозионной стойкости в расплаве оксида свинца он практически не уступает сплавам на основе кобальта.

Хромоникелевый сплав ЭП-616А относится к сплавам системы Ni–Cr–Si–B, хорошо известным под торговым названием «Колмоной». Эти сплавы имеют невысокую температуру плавления 960...1050 °С, а также свойства самофлюсующихся припоев. Бор и кремний способствуют отличному формированию наплавленного слоя. Недостатком этих сплавов является склонность к образованию усадочных рыхлот. В структуре наплавленного металла этого типа наряду со сложной эвтектикой присутствуют бориды никеля и хрома.

Твердость никелевых сплавов колеблется от HRC 20 до 65. Как видно из рис. 1, при температурах 500...550 °С хромоникелевые сплавы с бором и кремнием не уступают стеллитам по жаропрочности, однако при более высоких температурах их горячая твердость, которая в определенной степени характеризует жаропрочность, ниже, чем у стеллитов.

По плотности и коэффициенту линейного расширения сплавы системы Ni–Cr–Si–B близки к стеллитам. Как видно из табл. 2, температура плавления сплавов на основе никеля 150Н40Х26В6 ниже, чем у кобальтовых стеллитов и сплава ЭП-616А.

Автоматическую наплавку клапанов сплавом 150Н40Х25В6 производили плазменной дугой по неподвижной присадке в виде металлокерамического кольца, которое изготавливается путем пресования мелкодисперсных порошков никеля, хрома, вольфрама, графита и других веществ и их последующего спекания в вакууме. В последние годы по ряду организационных причин промышленное производство металлокерамических колец прекращено, что привело к невозможности дальнейшего применения плазменной наплавки по неподвижной присадке при массовом производстве автомобильных клапанов.

Новые возможности для автоматической наплавки клапанов открывает плазменный способ с использованием присадки в виде металлического порошка, который отличается высокой производительностью при малом проплавлении основного металла [1]. Эффективность плазменно-порош-





Таблица 2. Физико-механические свойства сплавов на основе кобальта и никеля [1, 5, 6]

| Марка сплава               | Плотность, г/см <sup>3</sup> | Температура плавления, °С | Коэффициент линейного расширения, К·10 <sup>-6</sup> | Коэффициент трения | Предел прочности, МПа |
|----------------------------|------------------------------|---------------------------|------------------------------------------------------|--------------------|-----------------------|
| 110K65X28B4 (стеллит № 6)  | 8,42                         | 1290                      | 14,9                                                 | 0,07...0,13        | 740                   |
| 140K60X30B8 (стеллит № 12) | 8,47                         | 1285                      | 14,4                                                 | 0,07...0,13        | 530                   |
| 110KX30BC (ВЗК)            | 8,49                         | 1280                      | 15,5                                                 | 0,08...0,11        | 620                   |
| 180KX25H20B12 (стеллит F)  | 8,68                         | 1300                      | 13,8                                                 | 0,07...0,13        | 660                   |
| ЭП-616А                    | 8,51                         | 1230                      | 15,0                                                 | 0,07...0,09        | 536                   |
| 150H40X25B6                | 8,55                         | 1100                      | 15,1                                                 | 0,07...0,10        | 550                   |

ковой наплавки во многом определяется качеством присадочного порошка. Последний должен иметь хорошую сыпучесть, малую газонасыщенность и заданный гранулометрический состав. В зависимости от конструкции плазмотрона, а также наплавляемых клапанов и седел применяют порошки с размером частиц 45...63 мкм (для клапанов легковых автомобилей) или 80...200 мкм (для клапанов тепловозных и судовых дизелей), которые получают, как правило, распылением жидкого металла инертным газом.

При плазменно-порошковой наплавке можно использовать более широкую гамму присадочных материалов, и этот способ наплавки в большей степени удовлетворяет возросшим требованиям, предъявляемым к клапанным-распределительным механизмам ДВС в связи с увеличением удельной мощности двигателей и повышением их экологических характеристик.

В зависимости от эксплуатационных требований, типоразмеров клапанов и седел для плазменно-порошковой наплавки используют сплавы с высокими эксплуатационными свойствами на основе кобальта или никеля 110KX30BC (ВЗК), 90KX30H6BCP (АНЗ4), 180KX25H20B12 (стеллит F), ЭП-616А, 50HX25C5P. Последний представляет особый интерес, так как по уровню исходной и горячей твердости он превосходит ЭП-616А (см. табл. 1) и к тому же более экономнолегированный. Этот сплав отличается высокой коррозионной стойкостью, термической выносливостью, очень хорошо ведет себя при трении металла по металлу

даже при больших давлениях [1]. Представление о структурных изменениях в сплаве 50HX25C5P, протекающих при рабочих температурах, дают проведенные исследования на dilatометре Шевенара при нагреве до температуры 900 °С со скоростью 150...170 °С/ч.

Как видно из рис. 2, в сплаве 50HX25C5P структурные превращения отсутствуют. Незначительные перегибы на кривых при температуре 650 °С, по-видимому, связаны с растворением в никельхромовом растворе частиц карбидов и боридов хрома. На основании оценки эксплуатационных и сварочно-технологических свойств сплав 50HX25C5P рекомендован к использованию вместо кобальтового сплава ВЗК для наплавки тяжело нагруженных клапанов 5Д70 дизельных двигателей тепловозов.

Качество наплавленного металла, экономические показатели процесса плазменно-порошковой наплавки клапанов во многом зависят от конструктивных особенностей разделки рабочей фаски под наплавку. В промышленной практике при плазменно-порошковой наплавке клапанов используют два типа разделки: трапецевидную и радиусную. Трапецевидная разделка (рис. 3, а) по сравнению с радиусной (рис. 3, б) имеет определенные преимущества, так как позволяет наносить слои меньшей толщины и за счет этого уменьшить расход присадочного порошка, получать минимальные припуски под механическую обработку, а также стабилизировать тепловложение по ширине разделки и улучшать формиро-

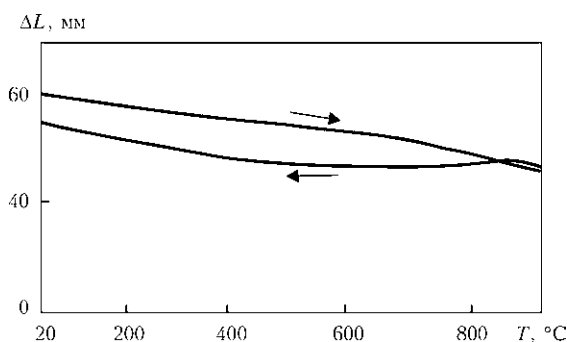


Рис. 2. Дилатометрическая кривая нагрева-охлаждения сплава 50HX25C5P

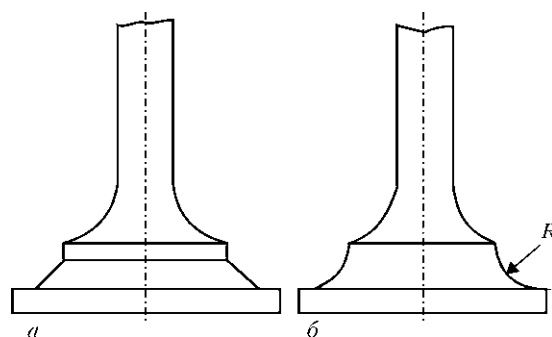


Рис. 3. Схемы трапецевидной (а) и радиусной (б) разделок заготовок клапанов под наплавку

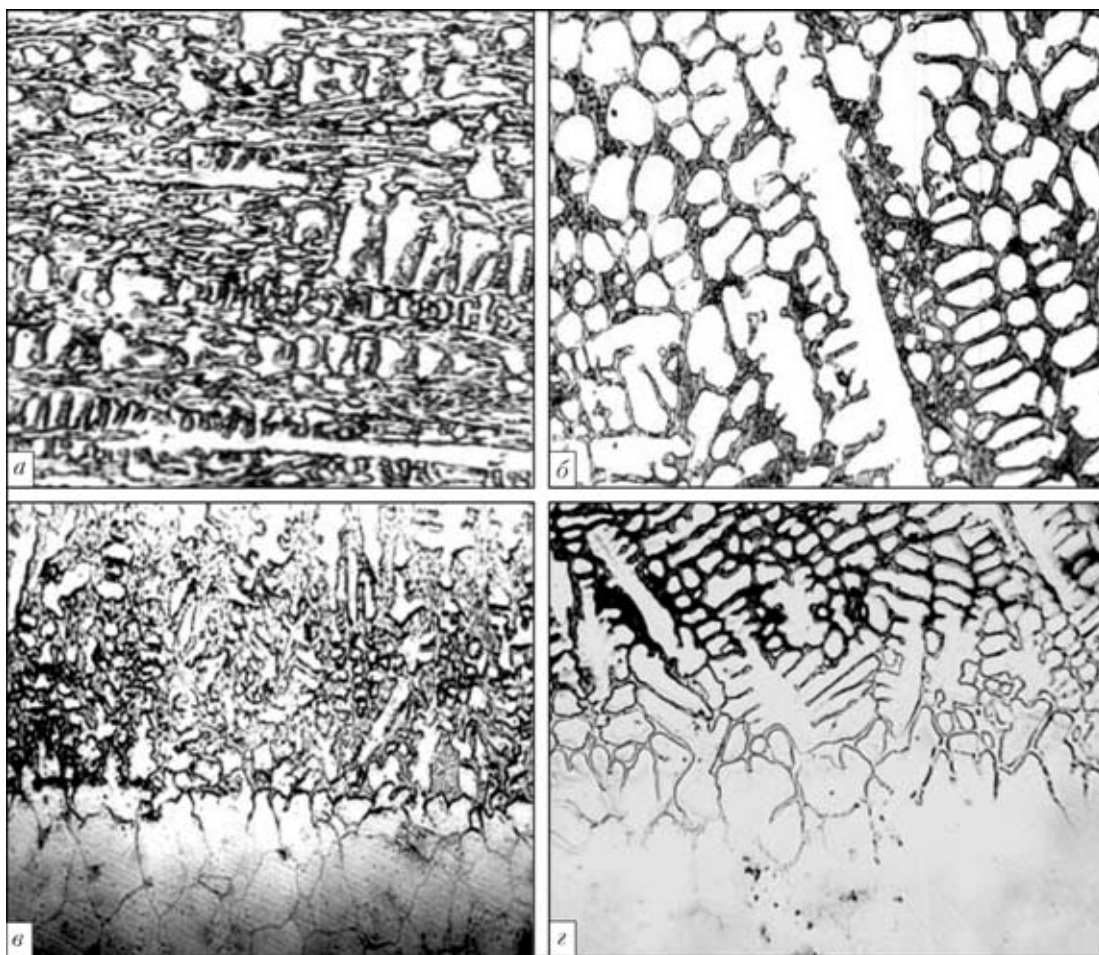


Рис. 4. Микроструктуры ( $\times 480$ ) наплавленного металла типа кобальтовых сплавов K60X30BC (а), K25X25H20B12 (б) и зоны их сплавления (в, г) с сталью для клапанов 55X20Г9АН4

вание наплавленного слоя. Технологические эксперименты показали, что оптимальный угол раскрытия трапецевидной разделки составляет  $90^\circ$ .

Клапан в процессе наплавки устанавливают на водоохлаждаемом подпятнике и для лучшего теплоотвода чистота поверхности, контактирующей с подпятником, должна быть не ниже 5 класса шероховатости.

Особые сложности вызывает наплавка клапанов легковых автомобилей небольших размеров, к которым предъявляются жесткие требования к качеству, надежности и эксплуатационным свойствам. Это требует точного выбора законов изменения параметров и алгоритма технологического процесса наплавки в целом.

При выборе параметров режима исходили из необходимости обеспечения максимальной скорости наплавки, при которой формирование наплавленного слоя еще не нарушается (для клапанов легковых автомобилей —  $15 \dots 22$  м/ч). Массовая скорость подачи порошка должна обеспечивать требуемые размеры наплавленного слоя. Ток основной и вспомогательной дуг подбирали такими, чтобы обеспечивалось надежное и бездефектное соединение наплавленного слоя с материалом заготовки, и в то же время разбавление наплавленным металлом материалом основы было минимальным ( $5 \dots 7$  %).

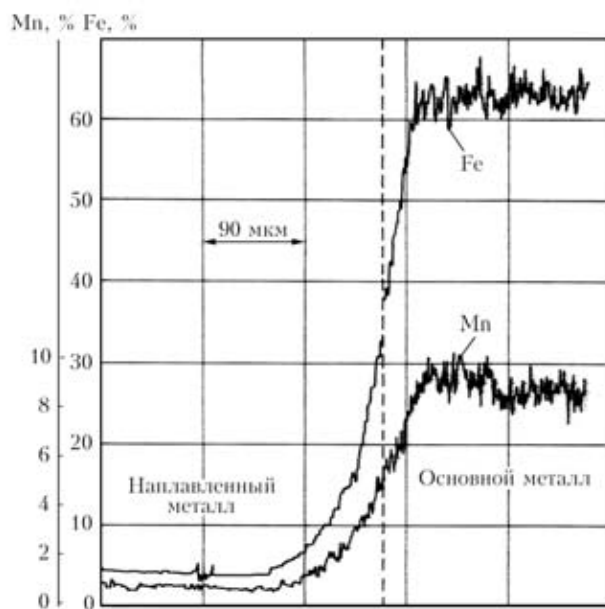


Рис. 5. Распределение железа и марганца в зоне сплавления кобальтового сплава K25X25H20B12 с сталью для клапанов 55X20Г9АН4

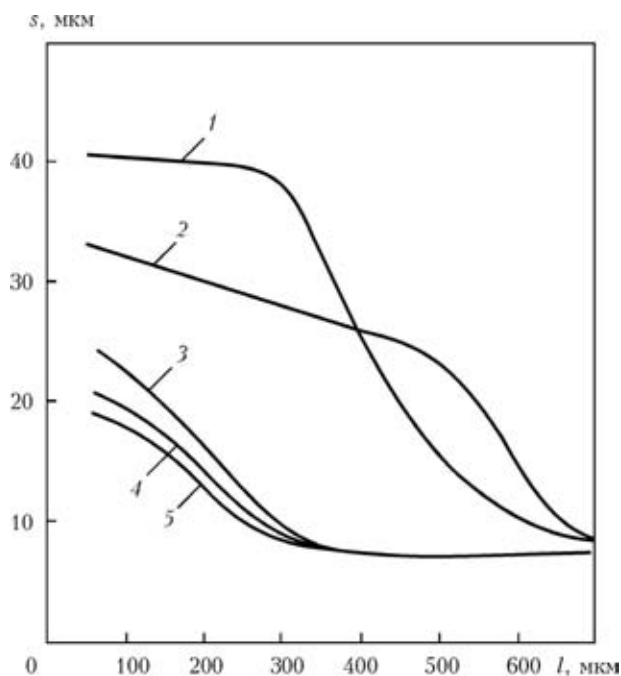


Рис. 6. Зависимость размера зерна  $s$  от расстояния от границы сплавления  $l$  при индукционной (1, 2) и плазменно-порошковой наплавке (3–5) клапанов различными сплавами: 1, 3 — К60Х30ВС; 2, 4 — ЭП-616А; 5 — К25Х25Н20В12

Поскольку в процессе наплавки заготовка клапана существенно и неравномерно разогревается дугой, для обеспечения ее равномерного и минимального проплавления значения тока основной и вспомогательной дуг, а также производительность подачи присадочного порошка изменяли по определенным, подобранным на основании методических экспериментов законам.

С учетом того, что время наплавки клапана легкового автомобиля не превышает 10 с, требуемые показатели по качеству и производительности плазменно-порошковой наплавки этих деталей достигаются только при компьютерном управлении основными параметрами процесса и высокой надежности механической части наплавочного оборудования.

В ходе металлографических исследований установлено, что структура металла, наплавленного порошками ПР-К60Х30ВС и ПР-КХ25Н20В12 на сталь для клапанов 55Х20Г9АН4, состоит из твердого раствора на основе кобальта и эвтектической составляющей из смеси карбидов и твердого раствора, в зоне их сплавления дефекты отсутствуют (рис. 4, а–г). Переходная зона между основным и наплавленным металлом при наплавке кобальтовых сплавов составляет 100...150, а при наплавке никелевых сплавов — 50...100 мкм. На расстоянии 0,15...0,20 мм от границы сплавления практически достигается заданная твердость наплавленного слоя. Благодаря этому для обеспечения необходимой работоспособности клапана после механической обработки достаточно иметь наплавленный слой толщиной 0,5...0,8 мм, что су-



Рис. 7. Внешний вид клапана дизельного двигателя 5Д70, наплавленного плазменно-порошковым методом сплавом 50НХ25С5Р, непосредственно после наплавки (а) и после 5000 ч эксплуатации (б) и макрошлиф наплавленного клапана (в)

щественно экономит расход присадочного порошка. Содержание железа в наплавленном металле не превышает 5 % (рис. 5).

Ширина зоны перегрева с крупным аустенитным зерном при плазменно-порошковой наплавке составляет всего 0,2...0,3 мм. Это выгодно отличает ее от индукционной наплавки, при которой основной металл неизбежно подвергается сильному перегреву с обширной зоной крупного зерна (рис. 6).

Как правило, плазменно-порошковая наплавка наиболее эффективна при серийном производстве новых клапанов и седел ДВС. Внешний вид (рис. 7, а) и макрошлиф наплавленного сплавом 50НХ25С5Р клапана дизельного двигателя 5Д70 (рис. 7, в) указывает на хорошее качество и формирование валиков при плазменно-порошковой наплавке, что сокращает трудоемкость механической обработки за счет уменьшения припусков. На рис. 7, б представлен этот же клапан после 5000 ч эксплуатации на дизельном двигателе тепловоза. Осмотр показал, что контактные фаски головки клапанов имеют незначительный и равномерный износ, а следов коррозии и других повреждений не наблюдается.

Плазменно-порошковую наплавку достаточно широко применяют при ремонте изношенных клапанов и седел крупных судовых дизелей (диаметр уплотнительных поверхностей 300...450 мм). Наплавку выполняют за один проход с предварительным, а иногда и сопутствующим подогре-



вом. После наплавки обеспечивается замедленное охлаждение наплавленных клапанов. Для изготовительной и ремонтной наплавки клапанов и сидел различных типоразмеров в мелкосерийном производстве могут использоваться универсальные установки для плазменно-порошковой наплавки, а в серийном — специализированные установки с компьютерным управлением.

Плазменно-порошковая наплавка позволяет наплавлять всю номенклатуру клапанов: от клапанов малолитражных двигателей до клапанов крупных судовых дизелей. Этот способ имеет достаточно большую гибкость, так как позволяет легко переходить от одной конструкции клапана к другой, использовать практически любые сплавы независимо от их температуры плавления, способности самофлюсоваться и других свойств. Плазменно-порошковая наплавка обеспечивает экономный расход наплавочных материалов (в

2...3 раза меньше, чем при индукционной наплавке), высокое качество наплавленного металла, минимальный разогрев клапана и малые припуски на механическую обработку.

1. Гладкий П. В., Переpletчиков Е. Ф., Рябцев И. А. Плазменная наплавка. — Киев: Екотехнологія, 2007. — 296 с.
2. Копылов Д. Ю., Аманов С. Р. Изучение закономерностей влияния термического цикла на свойства покрытия сплавом ЭП-616А // Наука, техника, образование г. Тольятти и Волжского региона. — Тольятти: ТолПИ, 2001. — Ч.2. — С. 226–233.
3. Технология плазменно-порошковой наплавки выпускных клапанов автомобильных двигателей ВАЗ / С. Р. Аманов, А. В. Каргин, Д. Ю. Копылов, Б. Н. Перевезенцев // Свароч. пр-во. — 2005. — № 2. — С. 33–40.
4. Wu J. B. C., Redman J. E. Hardfacing with cobalt and nickel alloys // Welding J. — 1994. — № 9. — Р. 63–68.
5. Малышевский В. А., Муравьев К. К. Структура и свойства кобальтовых стеллитов // Свойства материалов в турбостроении и методы испытаний / Под ред. А. И. Чижики. — М.; Л.: Машгиз, 1962. — С. 100–107.
6. Knotek O., Lugscheider E., Eschnauer H. Hartlegierungen zum Verschleiss. Schutz. — Duesseldorf, 1975. — 285 S.

Properties of alloys based on cobalt and nickel for plasma surfacing of exhaust valves of gasoline and diesel engines of cars and lorries, as well as engines of diesel locomotives and ships, are considered. Recommendations on application of powders of various compositions for valve surfacing are given.

Поступила в редакцию 18.04.2012

## НОВАЯ КНИГА

**Лашенко Г. И. Современные технологии сварочного производства.**  
— Киев: Екотехнологія, 2012. — 720 с.

Изложены направления развития и совершенствования технического уровня сварочного производства и качества изготовления сварных конструкций. Дана характеристика современных конструкционных материалов, описаны пути повышения точности изготовления сварных конструкций, уровня механизации и автоматизации сварочного производства. Освещены принципы управления качеством сварных конструкций. Приведены современные электродуговые, плазменные, лазерные и фрикционные технологии сварки, наплавки, напыления и резки сталей, алюминиевых сплавов, титановых сплавов и пластмасс.

Рассчитана на инженерно-технических работников, занятых в области сварочного производства. Может быть полезна преподавателям, аспирантам и студентам технических университетов.





# СТРУКТУРА И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ХРОМОМАНГАНЦЕВОГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

**В. Л. МАЛИНОВ**, канд. техн. наук, **Л. С. МАЛИНОВ**, д-р техн. наук  
(Приаз. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь)

Приведены результаты исследований структуры и износостойкости наплавленного порошковыми лентами низкоуглеродистого металла различных структурных классов, содержащего примерно 13 % хрома и от 2 до 12 % марганца. Исследована возможность повышения износостойкости наплавленного металла за счет последующих после наплавки отпуска и цементации. Показано, что получение в структуре наплавленного металла наряду с мартенситом оптимального количества метастабильного аустенита повышает его износостойкость.

*Ключевые слова:* дуговая наплавка, хромоманганцевый наплавленный металл, структура, мартенсит, метастабильный аустенит, отпуск, цементация, износостойкость

В промышленности для восстановления и упрочнения деталей, работающих в условиях механического износа в сочетании с коррозионным воздействием при обычных и повышенных температурах, широко применяют наплавочные материалы, обеспечивающие получение наплавленного металла типа низкоуглеродистых высокохромистых сталей ( $\leq 0,2\%$  C;  $\sim 13\%$  Cr) мартенситно-ферритного класса. Они находят применение при восстановлении и упрочнении плунжеров гидропрессов и гидроцилиндров, роликов машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ), деталей энергетической, нефтегазовой арматуры и др. [1].

Феррит характеризуется наиболее низким сопротивлением разрушению по сравнению с мартенситом и аустенитом, что не позволяет получить высокую износостойкость наплавленного металла. Для уменьшения содержания феррита и получения преимущественно мартенситной структуры наплавленный металл легируют никелем в количестве 2...4 %. Примером таких наплавочных материалов являются ПП-Нп-12X13Н2МФА, ПП-Нп-12X14Н3. Аналогично никелю образование феррита подавляет легирование более дешевым марганцем. Свойства низкоуглеродистого наплавленного металла примерно с 13 % Cr и различным содержанием марганца изучены недостаточно, однако в работах [2–4] приведены данные о структуре и свойствах хромоманганцевых сталей подобного типа.

Целью настоящего исследования являлось изучение структуры низкоуглеродистого хромоманганцевого наплавленного металла различных структурных классов (мартенситного, мартенситно-аустенитного, аустенитно-мартенситного, аустенитного) и определение его износостойкости при различных условиях испытаний для установ-

ления рациональных составов наплавочных материалов для разных условий эксплуатации. Исследована также возможность повышения свойств наплавленного металла за счет режимов отпуска и проведения цементации.

Для наплавки опытных образцов изготавливали однозамковые порошковые ленты сечением 10×3 мм с коэффициентом заполнения 48...50 %. В качестве стальной оболочки использовали холоднокатаную ленту из стали 08кп. В состав шихты в различных количествах вводили марганец металлический, хром металлический, железный порошок, а также небольшое количество ферротитана для измельчения зерна и упрочнения наплавленного металла за счет образования дисперсных карбидов TiC. Наплавку проводили в три слоя под флюсом АН-26 на пластину толщиной 30 мм из стали ВСтЗсп. Режим наплавки был следующим: сила тока 450...500 А, напряжение 30...32 В, скорость наплавки 25 м/ч. Химический состав металла, наплавленного проволокой Св-12Х13 и опытными порошковыми лентами ПЛ-ОП(1-5), приведен в табл. 1.

На предварительном этапе исследований определили, что при наплавке без предварительного подогрева трещины в наплавленном металле ( $\sim 13\%$  Cr и  $\geq 6\%$  Mn) отсутствовали. Трещины

**Таблица 1.** Химический состав наплавленного металла, %

| Наплавочный материал                            | C    | Cr   | Mn   | Si   | Ti   |
|-------------------------------------------------|------|------|------|------|------|
| Св-12Х13                                        | 0,11 | 12,6 | 0,7  | 0,55 | —    |
| ПЛ-ОП1                                          | 0,12 | 12,5 | 2,3  | 0,73 | 0,14 |
| ПЛ-ОП2                                          | 0,15 | 13,3 | 4,1  | 0,62 | 0,17 |
| ПЛ-ОП3                                          | 0,13 | 13,1 | 6,2  | 0,71 | 0,15 |
| ПЛ-ОП4                                          | 0,16 | 12,9 | 7,8  | 0,65 | 0,18 |
| ПЛ-ОП5                                          | 0,17 | 12,6 | 12,2 | 0,66 | 0,16 |
| Примечание. Содержание S, P $\leq 0,03$ мас. %. |      |      |      |      |      |



в металле, наплавленном проволокой Св-12Х13 с 0,7 % Мп также отсутствовали. Однако они имелись при 2...4 % Мп. Исключить трещины во всех случаях позволил подогрев до температуры 250 °С. С учетом этого при наплавке образцов для дальнейших исследований подогрев применяли только при необходимости.

Изучали также влияние температуры отпуска, а также цементации на износостойкость наплавленного металла с различным содержанием марганца. Отпуск наплавленных образцов проводили при температурах 450, 550, 650 и 750 °С с выдержкой 1 ч и последующим охлаждением на воздухе. Цементацию образцов осуществляли в твердом карбюризаторе при температуре 950 °С в течение 10 ч с последующим охлаждением образцов на воздухе. После цементации часть образцов подвергали отпуску при температуре 650 °С.

Относительную износостойкость наплавленного металла в условиях сухого трения скольжения по схеме «колодка – ролик» определяли при ком-

натной ( $\epsilon_1$ ) и при температуре 550 °С ( $\epsilon_2$ ). Применявшийся для изнашивания ролик диаметром 70 мм был наплавлен сваркой ТИГ с использованием сплава Р18 (HRC 56). Скорость вращения ролика составляла 200 об/мин. Прижатие образца к ролику осуществлялось нагрузкой 8 кг. Износ при повышенной температуре оценивали с использованием рабочей камеры методической печи после предварительной выдержки образца 15 мин.

Относительную износостойкость  $\epsilon_3$  определяли при воздействии на поверхность плоского образца дробью, транспортируемой потоком сжатого воздуха при давлении в системе 5 атм. Диаметр сопла на выходе струи из смесителя 16 мм. Длительность испытания образцов определяли расходом 20 кг дробы. Относительную износостойкость определяли по соотношению потерь массы эталона и образца, отнесенных к площади их изношенной поверхности соответственно. Этот способ испытаний, применяемый для оценки сопротивления усталостному разрушению металла при повторяющемся силовом воздействии, рассмотрен в работе [5].

Одной из основных причин выхода из строя роликов МНЛЗ является термическое растрескивание [1]. Сопротивление термическому растрескиванию (разгаростойкость) металла, наплавленного опытными порошковыми лентами, определяли по количеству циклов нагрев–охлаждение до появления трещин, заметных невооруженным глазом. Испытания на разгаростойкость проводили по методике, аналогичной предложенной в работе [6], но отличавшейся тем, что нагрев образцов проводили не в расплаве солей, а в лабораторной печи при температуре 550 °С в течение 15 мин, после чего их охлаждали в воде.

Заметим, что во всех случаях при определении свойств наплавленного металла эталоном служил металл, наплавленный проволокой Св-12Х13.

Проводили дюрометрические и металлографические исследования. Фазовый состав определяли рентгеновским методом с использованием дифрактометра «ДРОН-4». Изменение количества магнитной фазы в наплавленном металле в диапазоне от 5 до 60 % С определяли с помощью ферритометра ФМ-1.

Результаты испытаний на износостойкость, твердость и количество ферромагнитной составляющей после наплавки без отпуска, а также при различных температурах приведены в табл. 2.

Микроструктуры наплавленного металла с различным содержанием марган-

**Таблица 2. Влияние марганца и температуры отпуска на свойства наплавленного металла**

| Наплавочный материал | Температура отпуска, °С | Твердость HRC | Количество ферромагнитной составляющей*, % | Относительная износостойкость |              |
|----------------------|-------------------------|---------------|--------------------------------------------|-------------------------------|--------------|
|                      |                         |               |                                            | $\epsilon_1$                  | $\epsilon_3$ |
| Св-12Х13             | Без отпуска             | 36...38       | 100                                        | 1,0                           | 1,0          |
|                      | 450                     | 34...36       | 100                                        | 1,1                           | 1,0          |
|                      | 550                     | 31...33       | 100                                        | 0,8                           | 0,8          |
|                      | 650                     | 23...25       | 100                                        | 0,6                           | 0,7          |
|                      | 750                     | 34...36       | 100                                        | 0,9                           | 1,1          |
| ПЛ-ОП1               | Без отпуска             | 40...42       | 100                                        | 1,6                           | 1,2          |
|                      | 450                     | 41...43       | 100                                        | 1,8                           | 1,3          |
|                      | 550                     | 38...40       | 100                                        | 1,4                           | 1,1          |
|                      | 650                     | 36...38       | 100                                        | 0,9                           | 0,9          |
|                      | 750                     | 40...42       | 100                                        | 1,5                           | 1,3          |
| ПЛ-ОП2               | Без отпуска             | 38...40       | 80...85                                    | 1,8                           | 1,5          |
|                      | 450                     | 40...42       | 80...85                                    | 1,9                           | 1,7          |
|                      | 550                     | 37...39       | 85...90                                    | 1,6                           | 1,4          |
|                      | 650                     | 34...36       | 90...95                                    | 1,2                           | 1,2          |
|                      | 750                     | 39...41       | 75...80                                    | 1,7                           | 1,5          |
| ПЛ-ОП3               | Без отпуска             | 35...37       | 65...70                                    | 1,6                           | 1,8          |
|                      | 450                     | 36...38       | 65...70                                    | 1,7                           | 2,0          |
|                      | 550                     | 35...37       | 70...75                                    | 1,5                           | 1,7          |
|                      | 650                     | 34...36       | 75...80                                    | 1,4                           | 1,6          |
|                      | 750                     | 36...38       | 60...65                                    | 1,5                           | 1,8          |
| ПЛ-ОП4               | Без отпуска             | 32...34       | 25...30                                    | 1,4                           | 2,2          |
|                      | 450                     | 30...32       | 25...30                                    | 1,2                           | 2,5          |
|                      | 550                     | 33...35       | 30...35                                    | 1,4                           | 2,3          |
|                      | 650                     | 34...36       | 35...40                                    | 1,6                           | 1,9          |
|                      | 750                     | 32...34       | 20...25                                    | 1,3                           | 2,1          |
| ПЛ-ОП5               | Без отпуска             | 22...24       | 5...10                                     | 1,2                           | 2,0          |
|                      | 450                     | 20...22       | 5...10                                     | 1,1                           | 1,9          |
|                      | 550                     | 23...25       | 10...15                                    | 1,2                           | 2,1          |
|                      | 650                     | 24...26       | 15...20                                    | 1,4                           | 2,2          |
|                      | 750                     | 22...24       | 3...5                                      | 1,2                           | 2,0          |

\* Количество карбидной фазы менее 1 %, остальное — аустенит.



ца после наплавки без отпуска приведены на рисунке.

Металл, наплавленный проволокой Св-12Х13, содержащий 0,7 % Мп, имеет мартенситно-ферритную структуру (рисунок, а). Его твердость составляет  $HRC$  36...38. При содержании примерно 2 % Мп структура наплавленного металла преимущественно мартенситная. Наряду с мартенситом также может сохраняться небольшое количество ( $\leq 5$  %) высокотемпературного феррита. Твердость наплавленного металла составляет  $HRC$  40...42. При увеличении содержания марганца до 4 % в структуре появляется остаточный аустенит. При дальнейшем увеличении содержания марганца в наплавленном металле количество аустенита возрастает, твердость наплавленного металла снижается (см. табл. 2).

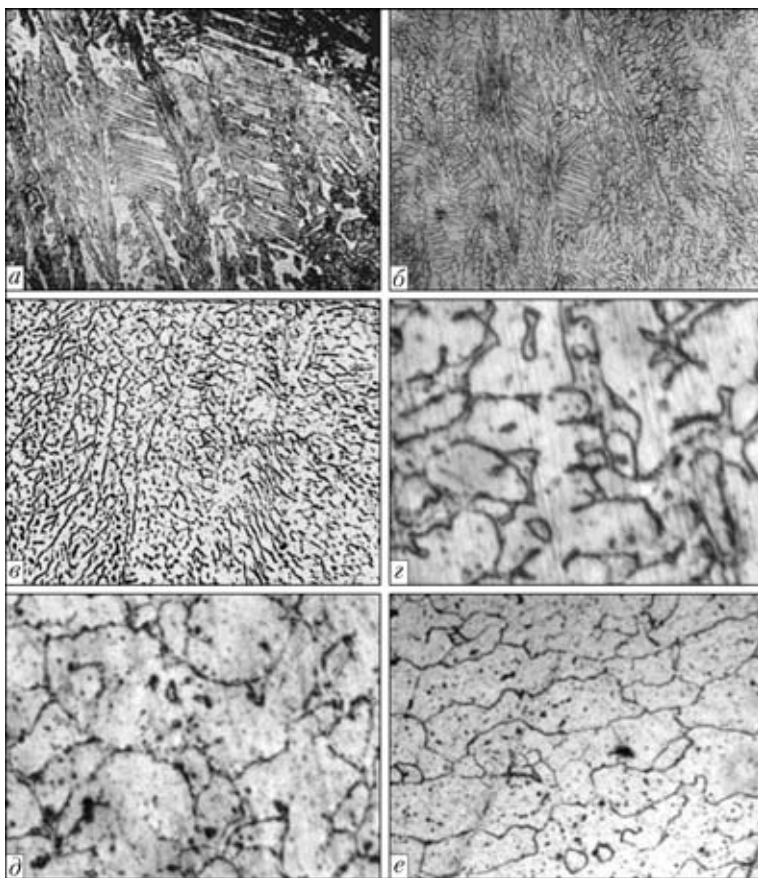
В условиях сухого трения при температуре окружающей среды наплавленный металл, содержащий 2 % Мп, имеет относительную износостойкость  $\epsilon_1$  в 1,6 раза большую, чем наплавленный Св-12Х13. Максимальная износостойкость ( $\epsilon_1 = 1,8$ ) достигается при 4 % Мп, что обусловлено твердорастворным упрочнением мартенсита, легированного марганцем, и деформационным динамическим мартенситным превращением (ДДМП) метастабильного остаточного аустенита при изнашивании. Прирост последнего на изнашиваемой поверхности составляет 10...17 %. При увеличении в наплавленном металле содержания марганца до 6 % количество остаточного аустенита возрастает до 30...35 %, что несколько снижает относительную износостойкость ( $\epsilon_1 = 1,6$ ), а наиболее низкий ее уровень соответствует 12 % Мп ( $\epsilon_1 = 1,2$ ), когда структура наплавленного металла становится в основном аустенитной. Это можно объяснить тем, что прирост мартенсита на изнашиваемой поверхности, составляющий 30...35 %, не может компенсировать почти полное отсутствие мартенсита охлаждения.

Относительная износостойкость при изнашивании в потоке дробы по мере увеличения содержания марганца от 2 до 8 % возрастает более чем в 2 раза (до  $\epsilon_3 = 2,2$ ) по сравнению с эталоном и остается на высоком уровне ( $\epsilon_3 = 2,0$ ) при 12 % Мп. Это обусловлено тем, что деформация изнашиваемой поверхности дробью значительно больше, чем при сухом трении, что вызывает более существенное развитие ДДМП. Прирост мартенсита на изнашиваемой поверхности образца при 8 % Мп в наплавленном металле составляет 45...50 %, а при 12 % Мп — 38...42 %.

Это обуславливает существенное упрочнение поверхности наплавленного металла (твердость при этом возрастает до  $HRC$  45...50) и повышение сопротивления разрушению. На протекание ДДМП при его столь значительном развитии расходуется существенная часть энергии абразивных частиц [7].

Данные о твердости, относительной износостойкости  $\epsilon_2$ , разгаростойкости наплавленного металла при 550 °С в зависимости от содержания в нем марганца представлены в табл. 3. Твердость при 550 °С уменьшается с увеличением содержания марганца. При этом для соответствующих концентраций марганца отмечается снижение твердости наплавленного металла по сравнению с ее уровнем при температуре окружающей среды.

Зависимость относительной износостойкости наплавленного металла  $\epsilon_2$  в условиях сухого трения при 550 °С от содержания в нем марганца (табл. 3) аналогична рассмотренной выше для  $\epsilon_1$ , определяемой при температуре окружающей среды, но при этом значения износостойкости  $\epsilon_2$  для аналогичных составов наплавленного металла выше, чем для  $\epsilon_1$ . Повышение относительной износостойкости  $\epsilon_2$  также может быть обусловлено упрочнением мартенсита при легировании марган-



Микроструктуры ( $\times 550$ ) хромомарганцевого наплавленного металла с различным содержанием марганца: а — Св-12Х13 (эталон); б — 2 % Мп; в — 4; г, д — 8; е — 12





цем, а также эффектом динамического старения мартенсита, протекающего при изнашивании.

Наиболее низкую разгаростойкость (табл. 3) имеет наплавленный металл, содержащий около 2 % Mn с преимущественно мартенситной структурой. Повышение содержания марганца до 8 %, когда структура становится аустенитно-мартенситной, увеличивает разгаростойкость, а при дальнейшем увеличении марганца до 12 % она снижается. Приведенная закономерность обусловлена тем, что  $\gamma$ -фаза имеет почти в 2 раза больший коэффициент термического расширения, чем  $\alpha$ -фаза, а это повышает значение возникающих в структуре напряжений.

Исследовано влияние температуры отпуска на свойства наплавленного металла. Установлено, что оно определяется соотношением мартенсита и аустенита в исходной структуре после наплавки. Общая закономерность изменения свойств наблюдается для наплавленного металла с преимущественно мартенситной структурой при содержании 2...6 % Mn. Наибольшая твердость, относительная износостойкость в условиях сухого трения  $\varepsilon_1$  и в потоке дробы  $\varepsilon_3$  достигается после отпуска при температуре 450 °С, что обусловлено дисперсионным твердением и активацией ДДМП [4]. При повышении температуры отпуска от 450 до 650 °С твердость, относительная износостойкость  $\varepsilon_1$  и  $\varepsilon_3$  снижаются вследствие разупрочнения мартенсита. При дальнейшем повышении температуры отпуска до 750 °С вновь наблюдается повышение твердости и относительной износостойкости  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_3$ . Это является следствием нагрева в межкритический интервал температур ( $A_{c_3} > T > A_{c_1}$ ), вызывающего перераспределение углерода между  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фазами, что приводит при охлаждении к образованию из обогащенной  $\gamma$ -фазы мартенсита с повышенным содержанием углерода.

Для наплавленного металла, имеющего преимущественно аустенитную структуру, при содержании 8 и 12 % Mn, наименьшие значения твердости и относительной износостойкости при сухом трении  $\varepsilon_1$  наблюдаются после отпуска при температуре 450 °С. Это обусловлено увеличением стабильности аустенита из-за блокировки дислокаций, повышающей энергию, необходимую для ДДМП. Повышение температуры отпуска до 650 °С увеличивает твердость и относительную износостойкость  $\varepsilon_1$  до максимальных значений вследствие выделения карбидов и активации ДДМП [8]. После отпуска при температуре 750 °С

Т а б л и ц а 3. Разгаростойкость и износостойкость наплавленного металла в условиях сухого трения при 550 °С

| Наплавочный материал | Твердость HRC | Разгаростойкость | Относительная износостойкость $\varepsilon_2$ |
|----------------------|---------------|------------------|-----------------------------------------------|
| Св-12Х13             | 30...32       | 1,0              | 1,00                                          |
| ПЛ-ОП1               | 38...40       | 0,8              | 1,70                                          |
| ПЛ-ОП2               | 36...38       | 0,9              | 2,00                                          |
| ПЛ-ОП3               | 33...35       | 1,1              | 1,80                                          |
| ПЛ-ОП4               | 30...32       | 1,2              | 1,50                                          |
| ПЛ-ОП5               | 20...22       | 1,0              | 1,30                                          |

твердость и относительная износостойкость  $\varepsilon_1$  снижаются из-за растворения части карбидов, что повышает количество и стабильность аустенита.

При содержании в наплавленном металле 8 и 12 % Mn наблюдается различное влияние температуры отпуска на относительную износостойкость в потоке дробы  $\varepsilon_3$ , что обусловлено различной стабильностью аустенита. Отпуск при 450 °С, повышающий стабильность аустенита, увеличивает относительную износостойкость  $\varepsilon_3$ , когда стабильность аустенита низка (при 8 % Mn). Напротив, отпуск при 650 °С, дестабилизирующий аустенит, увеличивает износостойкость  $\varepsilon_3$ , когда стабильность аустенита повышена (при 12 % Mn).

Выполненные исследования показали целесообразность применения порошковых лент, которые обеспечивают получение низкоуглеродистого хромомарганцевого наплавленного металла с содержанием 4...6 % Mn (с мартенситно-аустенитной структурой) для наплавки деталей, работающих в условиях сухого трения. Они характеризуются в соответствии с классификацией работы [9] индексами 19, 25, 26, 34.

Наплавочные порошковые ленты, обеспечивающие получение наплавленного металла с содержанием 8 % Mn и имеющим аустенитно-мартенситную структуру, целесообразно применять для наплавки деталей, работающих в условиях контактно-усталостного нагружения (соответствуют индексам 18, 23, 24, 30, 35 [9]). При содержании в наплавленном металле марганца не менее 6 % появляется возможность осуществлять наплавку без подогрева, что является технологическим преимуществом и снижает энергоемкость процесса [10].

Наплавленный металл, содержащий 12 % Mn, имеет аустенитную структуру, что обеспечивает хорошую технологичность (обрабатываемость резанием, малую склонность к образованию трещин) и стойкость к контактно-динамическому воздействию, но его относительная износостойкость в условиях сухого трения и сопротивление смятию недостаточны. Наплавка порошковой лентой, обеспечивающей содержание 12 % Mn, может быть рекомендована для деталей, которые ра-





Таблица 4. Свойства наплавленного металла после цементации и последующего отпуска

| Наплавочный материал | Обработка             | Структура                         | Твердость $HRC$ | Относительная износостойкость |                 |
|----------------------|-----------------------|-----------------------------------|-----------------|-------------------------------|-----------------|
|                      |                       |                                   |                 | $\varepsilon_1$               | $\varepsilon_3$ |
| Св-12Х13             | Цементация            | 15...17 % А; М+К — остальное      | 45              | 1,7                           | 1,2             |
|                      | То же + отпуск 650 °С | 10...12 % А; ФКС+К — остальное    | 42              | 1,4                           | 1,1             |
| ПЛ-ОП1               | Цементация            | 20...25 % А; М+К — остальное      | 52              | 2,5                           | 1,5             |
|                      | То же + отпуск 650 °С | 15...18 % А; ФКС+К — остальное    | 48              | 2,2                           | 1,3             |
| ПЛ-ОП2               | Цементация            | 35...40 % А; М+К — остальное      | 55              | 4,3                           | 1,9             |
|                      | То же + отпуск 650 °С | 28...30 % А; ФКС+К — остальное    | 50              | 4,0                           | 1,5             |
| ПЛ-ОП3               | Цементация            | 55...60 % А; М+К — остальное      | 44              | 3,8                           | 2,4             |
|                      | То же + отпуск 650 °С | 45...50 % А; ФКС+М'+К — остальное | 48              | 4,2                           | 2,1             |
| ПЛ-ОП4               | Цементация            | 75...80 % А; М+К — остальное      | 38              | 3,0                           | 2,5             |
|                      | То же + отпуск 650 °С | 65...70 % А; ФКС+М'+К — остальное | 41              | 3,4                           | 2,8             |
| ПЛ-ОП4               | Цементация            | 80...85 % А; К — остальное        | 35              | 2,6                           | 2,2             |
|                      | То же + отпуск 650 °С | 75...80 % А; М'+К — остальное     | 37              | 2,9                           | 2,5             |

Примечание. А — аустенит; К — карбид; ФКС — ферритно-карбидная смесь; М — мартенсит; М' — мартенсит, образовавшийся при охлаждении с температуры отпуска.

ботают в условиях, характеризующихся индексами 21, 27–29 [9].

Повышение содержания углерода в наплавленном металле увеличивает относительную износостойкость, но затрудняет его механическую обработку и зачастую приводит к образованию трещин. Технологическим приемом, позволяющим разрешить данное противоречие, является наплавка низкоуглеродистыми сталями с их последующей цементацией [11]. Этот прием можно эффективно применять для упрочнения и восстановления деталей, работающих в условиях, характеризующихся индексами 15, 25, 26, например, шейки осей и валов, контактных поверхностей шарнирных соединений и др. Целесообразность цементации наплавленного металла подтверждается в работе [12].

После цементации в поверхностном слое хромомарганцевого наплавленного металла, содержащего 13 % Cr, образуются карбиды типа  $Cr_7C_3$ . Во всех случаях матрица состоит из аустенита и мартенсита при различных соотношениях этих фаз. По мере увеличения содержания марганца количество аустенита возрастает, а мартенсита соответственно уменьшается (табл. 4). Содержание углерода в поверхностном слое составляло около 1,6 %, а толщина цементированного слоя 1,3...1,5 мм.

Высокая устойчивость исследуемых составов цементированного наплавленного металла по отношению к распаду переохлажденного аустенита с образованием ферритно-карбидной смеси позволяет отказаться от закалки в жидкой охлаждающей среде, поскольку самозакалка происходит при охлаждении на воздухе. Важным при этом

является уменьшение напряжений и остаточных деформаций в деталях, упрощение и экологичность технологического процесса.

Наиболее высокую износостойкость после цементации в условиях сухого трения  $\varepsilon_1$  имеет хромомарганцевый наплавленный металл, содержащий 4 % Mn. При этом в структуре наряду с мартенситом и карбидами наблюдается 40...50 % метастабильного аустенита. При дальнейшем увеличении содержания марганца износостойкость наплавленного металла снижается из-за увеличения количества и стабильности аустенита в его структуре. Отпуск при 650 °С наплавленного металла, содержащего не более 4 % Mn, приводит к уменьшению износостойкости  $\varepsilon_1$  из-за разупрочнения мартенсита и распада остаточного аустенита. Напротив, относительная износостойкость  $\varepsilon_1$  наплавленного металла, содержащего не менее 6 % Mn, повышается вследствие активизации ДДМП за счет выделения карбидов из аустенита. Эти данные согласуются с результатами работы [13].

При испытании в потоке дробы наиболее высокая относительная износостойкость  $\varepsilon_3$  получена после цементации наплавленного металла, содержащего 8 % Mn, имеющего в структуре 75...80 % остаточного аустенита. Отпуск при температуре 650 °С по-разному влияет на износостойкость в потоке дробы  $\varepsilon_3$  наплавленного металла с разным содержанием марганца: при содержании не более 6 % Mn она снижается, а при содержании не менее 8 % Mn повышается. Это объясняется тем, что при содержании не более 6 % Mn отпуск при 650 °С приводит к разупрочнению мартенсита и чрезмерной активизации ДДМП, когда стабильность аустенита мала, что снижает относительную



износостойкость  $\varepsilon_3$ . При содержании не менее 8 % Mn, когда стабильность аустенита повышена, активизация ДДМП напротив увеличивает относительную износостойкость  $\varepsilon_3$ .

Предложенный способ повышения износостойкости за счет наплавки низкоуглеродистым металлом на хромомарганцевой основе с последующей цементацией [11] во всех случаях предусматривает получение в структуре остаточного метастабильного аустенита наряду с мартенситом и карбидами. При этом важно учитывать, что наиболее высокая износостойкость для конкретного вида испытания достигается при оптимальных количестве и стабильности аустенита, которые могут регулироваться за счет отпуска.

## Выводы

1. Для повышения долговечности деталей, работающих в условиях сухого трения и контактно-усталостного нагружения, показана перспективность создания наплавочных материалов, обеспечивающих получение наплавленного низкоуглеродистого хромомарганцевого металла различных структурных классов, имеющего в зависимости от предъявляемых требований, мартенситную, мартенситно-аустенитную, аустенитно-мартенситную или аустенитную структуру.

2. Количество и стабильность аустенита по отношению к ДДМП существенно влияют на износостойкость и должны регулироваться с учетом конкретных условий нагружения за счет режимов отпуска.

3. Показана эффективность повышения износостойкости за счет сочетания наплавки низкоуглеродистым металлом на хромомарганцевой основе с последующей цементацией.

Results of investigation of the structure and wear resistance of low-carbon metal of various structural classes deposited with flux-cored strips, containing approximately 13% chromium and different amounts of manganese (from 2 up to 12 %), are given. Possibility of increasing the deposited metal wear resistance due to tempering and carbonizing after surfacing, was studied. It is shown that obtaining the optimum quantity of metastable austenite in the deposited metal structure, alongside with martensite, improves its wear resistance.

Поступила в редакцию 23.01.2012

1. Рябцев И. А. Наплавка деталей машин и механизмов. — Киев: Екотехнологія, 2004. — 160 с.
2. Малинов Л. С., Чейлях А. П. Хромомарганцевые стали переходного класса // Изв. вузов. Черн. металлургия. — 1981. — № 4. — С. 101–103.
3. Малинов Л. С., Чейлях А. П. Влияние марганца и термообработки на структуру и свойства сталей на Fe–0,1 % C–14 % Cr // Там же. — 1983. — № 6. — С. 83–87.
4. Малинов Л. С., Малинов В. Л. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки. — Мариуполь: Рената, 2009. — 568 с.
5. Малинов В. Л. Влияние марганца на структуру и износостойкость наплавленного металла типа низкоуглеродистой стали // Автомат. сварка. — 2011. — № 8. — С. 15–19.
6. Тылкин М. А. Прочность и износостойкость деталей металлургического оборудования. — М.: Металлургия, 1965. — 347 с.
7. Попов В. С., Брыков И. Н. Износостойкость сталей и сплавов. — Запорожье: ИПК Запорожье, 1996. — 180 с.
8. Малинов Л. С., Коноп-Ляшко В. И. Влияние старения на развитие мартенситного превращения при деформации в метастабильных аустенитных сталях // Изв. АН СССР. Металлы. — 1982. — № 3. — С. 130–133.
9. Наплавочные порошковые ленты и проволоки: Справочник / П. В. Гладкий, И. А. Кондратьев, В. И. Юматова, А. П. Жудра. — Киев: Техніка, 1991. — 36 с.
10. Пат. 94862 Україна. МКІ С2 В23К 35/28. Шихта порошкової стрічки / В. Л. Малинов. — № 070023; Заявл. 07.06.2010; Опубл. 11.06.2011, Бюл. № 11.
11. Пат. 63462 Україна. МКІ С21 Д1/2. Спосіб зміцнення / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. — № 2343704; Заявл. 22.04.2003; Опубл. 15.01.2004, Бюл. № 1.
12. Пикалов С. В. О возможности восстановления автомобильных деталей наплавкой в среде защитных газов с последующей цементацией // Современные автомобильные материалы и технологии «САМИТ-2009»: Сб. материалов I Междунар. науч.-техн. конф. — Курск: Курс. гос. техн. ун-т, 2009. — С. 216–223.
13. Малинов Л. С., Чейлях А. П., Малинова Е. Л. Влияние цементации и последующей термообработки на структуру, фазовый состав и абразивную износостойкость Fe–Cr–Mn сталей // Изв. АН СССР. Металлы. — 1991. — № 1. — С. 120–123.



# ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНОЙ И МЕХАНИЧЕСКОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ СПЛАВА 1201-Т, ВЫПОЛНЕННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКОЙ

**В. Р. СКАЛЬСКИЙ**, д-р техн. наук (Физ.-мех. ин-т им. Г. В. Карпенко НАН Украины, г. Львов),

**Л. Р. БОТВИНА**, д-р техн. наук

(Ин-т металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, г. Москва, РФ)

**И. Н. ЛЯСОТА**, инж. (Физ.-мех. ин-т им. Г. В. Карпенко НАН Украины, г. Львов)

Изучены особенности микроструктуры и распределения микротвердости металла шва и зоны термического влияния сварных соединений сплава 1201-Т, выполненных электронно-лучевой сваркой при различных значениях погонной энергии. С помощью построенных температурных полей проанализировано протекание фазовых превращений, возникающих при сварке. Установлено, что вследствие изменения скорости охлаждения по толщине пластин микроструктура околошовной зоны в верхней и нижней частях сварного соединения существенно отличаются. Увеличение погонной энергии сварки стимулирует рекристаллизационные процессы, что приводит к увеличению зоны термического влияния.

*Ключевые слова:* электронно-лучевая сварка, алюминиевый сплав, зона термического влияния, разупрочнение, температурное поле, структурная и механическая неоднородность, микроструктура

Алюминиевые сплавы системы Al-Cu-Mn, благодаря их высокой прочности и стойкости к криогенному и коррозионному охрупчиванию, широко применяют в авиакосмической промышленности [1, 2]. Для соединения ответственных элементов конструкций используют электронно-лучевую сварку (ЭЛС), поскольку этот способ обеспечивает высокое качество металла шва при сварке больших толщин за один проход [3]. Особенностью термического цикла сварки является быстрый нагрев металла и его охлаждение. Кратковременность этого процесса обуславливает особую кинетику структурных превращений, что приводит к разупрочнению и неоднородности сварных соединений (СС) [4–12]. Наиболее ярко это проявляется при сварке толстых плит и обусловлено распадом твердого раствора меди в алюминии и частичной коагуляцией упрочняющих фаз вследствие неравномерного нагрева шва и прилегающих к нему участков основного металла [4].

Элементы конструкций из алюминиевых сплавов, содержащих СС, работают в условиях знакопеременных динамических нагрузок, глубокого вакуума и криогенных температур, что часто становится причиной зарождения и развития в них микро- и макроразрушения. Процесс распространения микротрещин непосредственно зависит от структуры и механических характеристик металла. Поэтому для эффективного диагностирования

СС элементов конструкций, изготовленных из данного алюминиевого сплава, в том числе и методом акустической эмиссии [5–7], важно также исследовать микроструктуру металла зоны термического влияния (ЗТВ).

Цель настоящей работы — изучение особенностей структурной и механической неоднородности СС толстых плит из термически упрочненного сплава 1201-Т, выполненных ЭЛС.

Известно, что степень разупрочнения и структурных изменений в металле ЗТВ СС термически упрочненных алюминиевых сплавов определяется сварочным циклом и структурой основного металла [8–10]. Установлено также [11], что сварной шов разупрочняется до уровня, характерного для металла в отожженном состоянии (для сплава 1201 до *HRB* 70). Это явление обусловлено как процессами растворения упрочняющих фаз, так и последующим их выделением при охлаждении.

В работах [9, 11, 12] исследовано влияние способа сварки на ширину зоны разупрочнения СС алюминиевых сплавов. Показано, что этот участок при ЭЛС более узкий по сравнению с аргонодуговой сваркой, что непременно влияет на механические свойства этих СС и общую прочность конструкции [13]. Для повышения свойств СС их подвергают термической обработке, которая для дисперсно-упрочняемых сплавов (в том числе и сплава 1201) заключается в закалке и последующем искусственном старении [14]. Влияние послесварочной термической обработки на структуру и механические характеристики СС исследованы в работах [9–11, 14–17]. Установлено, что такая термическая обработка позволяет повысить твер-

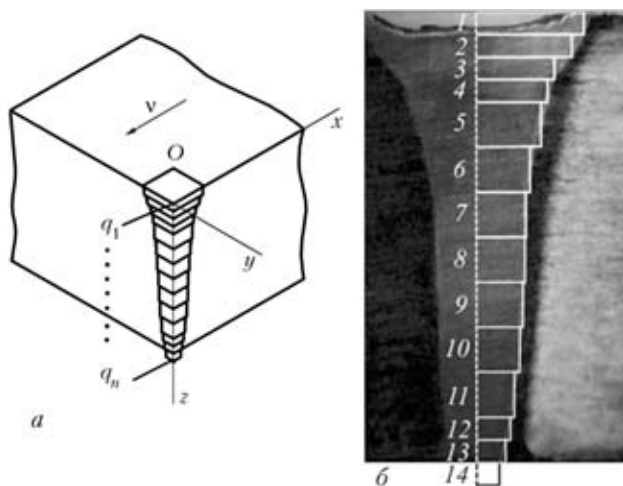


Рис. 1. Схема моделирования разбиения подвижных линейных источников тепла по толщине пластин (а) и макрошлиф СС сплава 1201-Т (б)

дость металла шва сплава 1201 лишь на 10 %. Таким образом, повторное искусственное старение практически не изменяет прочностных характеристик этих СС.

Исследования структурных превращений в металле ЗТВ СС сплава 2219 показали, что зона высокотемпературного растворения упрочняющих фаз формируется независимо от исходной структуры основного металла [18]. Это объясняется тем, что нагрев металла ЗТВ вблизи границы сплавления превышает температуру закалки. В таких условиях происходит растворение выделений, а последующее быстрое охлаждение способствует образованию основных укрепляющих частиц. Низкотемпературное растворение укрепляющих фаз, кроме термического цикла сварки, зависит от исходной структуры основного металла. Его уровень при низких температурах (523...573 К) определяется размером выделений, типом кристаллической решетки и когерентностью по отно-

шению к матрице. Растворение когерентных частиц происходит интенсивнее, чем некогерентных, т. е. зоны Гинье–Престона растворяются быстрее чем  $\theta$ -фаза. Между участками высоко- и низкотемпературного растворения упрочнителей могут образовываться более равновесные фазы, что сопровождается отжигом сплава.

Для исследования СС толщиной 20 и 25 мм, выполненных сквозной ЭЛС без присадочного металла, использовали следующий режим сварки: скорость сварки  $v_{св} = 70$  м/ч; ток луча  $I = 120$  (180) А; напряжение ускорения  $U = 60$  (55) кВ; погонная энергия  $q/v = 337,3$  (463,7) кДж/м. Сварные плиты были изготовлены из термически упрочненного алюминиевого сплава 1201-Т.

Известно [11], что динамика структурных превращений в каждой точке ЗТВ зависит от максимальной температуры их нагрева и времени пребывания в соответствующем температурном интервале. Поэтому для лучшего анализа металлургических процессов, протекающих при ЭЛС толстых плит из алюминиевых сплавов, следует рассчитать температурное поле и термические циклы в металле ЗТВ СС.

Для построения температурных полей использовали методику, описанную в работе [19]. Ее суть заключается в том, что канал проплавления за ЭЛС рассматривают как совокупность линейных источников тепла  $q_i$  ( $i = 1, \dots, n$ ) общей мощностью  $q$ , движущихся со скоростью сварки в середине пластин (рис. 1, а). Таким образом, сумма температурных полей отдельных линейных источников определяет общее поле. Предлагается такое оптимальное количество источников нагрева, чтобы минимальная толщина слоя разбиения находилась в пределах 1...5 мм. Распределение температур от такого источника определяли по модели Н. Н. Рыкалина [20]. Для точного расчета

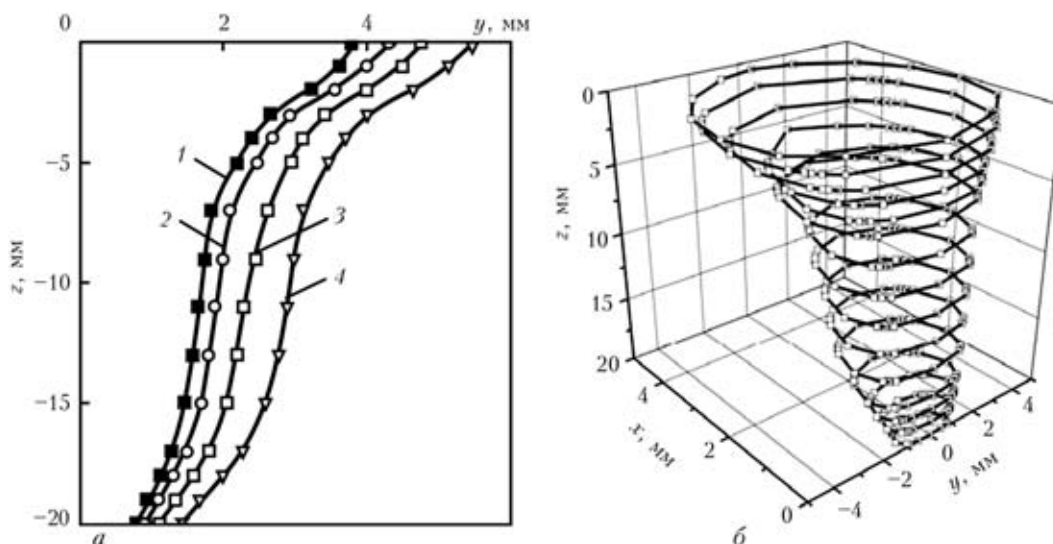


Рис. 2. Изотермы в плоскости  $yOz$  (а) ( $1 — 853$ ;  $2 — 773$ ;  $3 — 673$ ;  $4 — 573$  К) и изотермическая поверхность при  $T = 673$  К (б) во время ЭЛС плит толщиной 20 мм

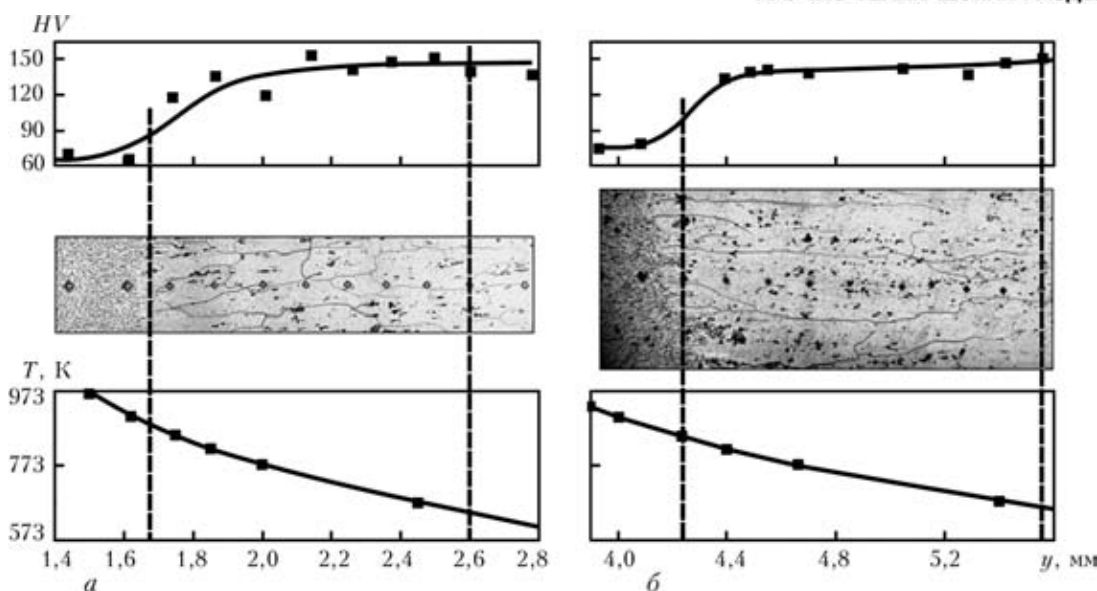


Рис. 3. Распределение микротвердости и микроструктура металла ЗТВ СС при погонной энергии 337,3 (а) и 463,7 кДж/м (б) с удалением от оси шва

геометрии границы сплавления в участках, где наблюдается значительная нелинейность ее формы, эту область разбивали на более тонкие слои (см. рис. 1, б). Преимуществом данного метода при сварке толстостенных элементов конструкций является учет неравномерности распределения энергии теплового источника по сечению соединения.

Твердость металла СС измеряли с помощью микротвердомера ПМТ-3. Нагрузка на индентор составляла 0,54 Па.

Из результатов расчетов, представленных на рис. 2, следует, что поля неравномерны по всем трем пространственным координатам, что в свою очередь и является причиной неодинакового нагрева точек ЗТВ по сечению СС. Характерная концентричность изотермического поля (рис. 2, б) обусловлена физическими свойствами алюминиевых сплавов, в частности, их высокой теплопроводностью, оказывающей существенное влияние на процессы распространения тепла при сварке [21].

Как следует из рис. 3, изменения в металле ЗТВ происходят уже при температуре 723 К. Наблюдается четкое протравление структурных составляющих, вызванное частичной коагуляцией упрочняющих фаз, которые выделились в объеме зерен и вдоль их границ.

Характерными особенностями теплового воздействия при ЭЛС является быстрый нагрев металла до максимальных температур и более медленное последующее его охлаждение (рис. 4). При сварке искусственно состаренного сплава в период его быстрого нагрева не успевают пройти коагуляционные процессы, а при последующем охлаждении, начиная с температуры 823 К и ниже, происходит высокотемпературный распад твердого раствора, который сопровождается об-

разованием упрочнителя. Зародыши  $\theta$ -фазы в первую очередь формируются вдоль границ зерен [4], поскольку эти участки содержат разного рода примеси, а также в теле зерна. Их развитие происходит за счет притока атомов меди с окружающего раствора. Таким образом, по мере удаления от основного металла к линии сплавления границы зерен утолщаются и появляются светлые приграничные области раствора алюминия, обедненного медью, что в свою очередь способствует снижению твердости металла.

В зависимости от времени пребывания металла в температурном интервале 573...823 К создаются условия для полного распада твердого раствора, коагуляции выделенной фазы  $Al_2Cu$  и процессов рекристаллизации. На рис. 4 показаны термические циклы точек, расположенных в разных зонах СС. За счет уменьшения погонной энергии  $q/v$  по толщине СС мгновенная скорость охлаждения увеличивается от начала отсчета в направлении оси  $z$ . Об этом свидетельствует изменение

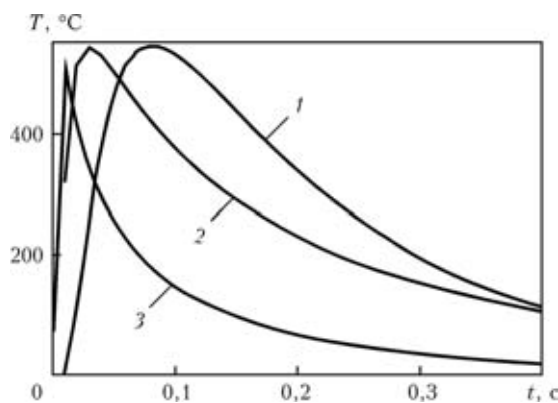


Рис. 4. Термические циклы точек, расположенных в разных зонах СС: 1 —  $y = 3,76$  мм,  $z = 0$  мм; 2 —  $y = 1,84$  мм,  $z = 10$  мм; 3 —  $y = 0,83$  мм,  $z = 20$  мм

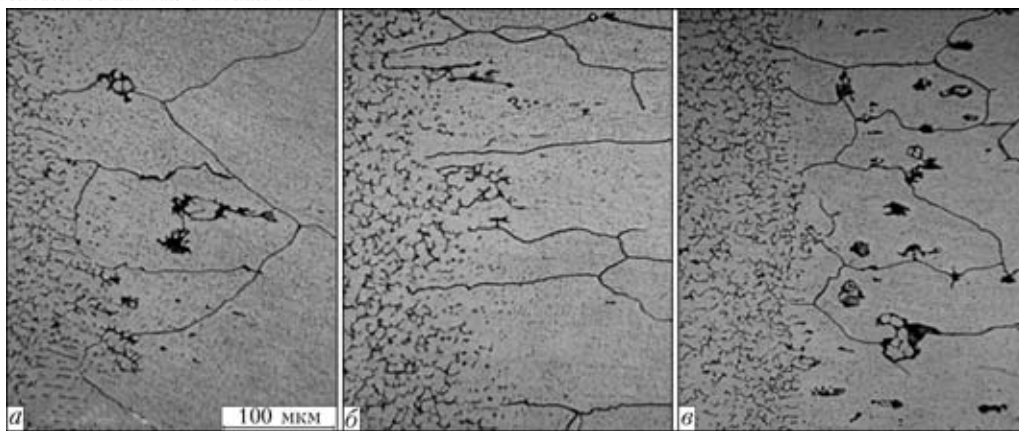


Рис. 5. Микроструктуры верхнего (а), центрального (б,  $\times 150$ ) и нижнего (в,  $\times 150$ ) участков зоны сплавления СС алюминиевого сплава 1201-Т ( $q/v = 337,3$  кДж/м)

наклона на рис. 4 кривых 1–3 на стадии охлаждения. В связи с различным временем пребывания в указанном выше температурном интервале степень рекристаллизации и выделения упрочняющей фазы отличается. Анализ микроструктуры (рис. 5) показывает, что зерна металла ЗТВ верхней части СС (рис. 5, а) существенно крупнее, чем центральной и нижней (рис. 5, б, в соответственно). Зерна верхнего участка границы сплавления также укреплены мелкими выделениями фазы  $Al_2Cu$ , зато в нижней обеднены, поскольку  $\theta$ -фаза в основном распределена вдоль их границ. Увеличение погонной энергии сварки способствует усилению этих процессов, что соответственно приводит к увеличению ЗТВ (см. рис. 3).

Таким образом, ход растворения и повторного образования твердого раствора, его распада и коагуляции отдельных частиц формирует механические характеристики околошовной зоны. Оплавление зерен на границе сплавления, образование непрерывных хрупких эвтектических прослоек вдоль их границ способствуют охрупчиванию сплава, а рекристаллизация и рост зерна снижают прочность и трещиностойкость СС [11, 22, 23]. Поэтому важно учитывать эти явления во время диагностики и исследования процессов зарождения разрушения конструкций, содержащих такие СС.

В заключение следует отметить, что исследование микроструктуры и твердости СС термически упрочненного алюминиевого сплава 1201-Т, выполненных ЭЛС, показало, что данный материал склонен к значительному распаду твердого раствора и разупрочнению металла шва и ЗТВ. Вследствие изменения скорости охлаждения по толщине пластин микроструктура околошовной зоны верхней и нижней части СС отличаются. Увеличение погонной энергии сварки способствует процессам рекристаллизации и приводит к увеличению размеров ЗТВ: при  $q/v = 337,3$  кДж/м ширина этой области составляет 0,9 мм, а при  $q/v = 463,7$  кДж/м — 1,4 мм, причем протяженность зерен достигает в среднем 0,5...0,9 мм. Как

следствие, все эти явления могут негативно влиять на механические свойства таких соединений.

1. Ищенко А. Я. Особенности применения алюминиевых высокопрочных сплавов для сварных конструкций // Автомат. сварка. — 2004. — № 9. — С. 16–26.
2. Ищенко А. Я. Сварка алюминиевых сплавов (направление исследований, проводимых в ИЭС им. Е. О. Патона) // Там же. — 2007. — № 11. — С. 10–31.
3. Патон Б. Е., Бондарев А. А. Современное состояние и новые технологии электронно-лучевой сварки конструкций // Там же. — 2004. — № 9. — С. 23–31.
4. Никифоров Г. Д. Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов. — М.: Машиностроение, 1972. — 204 с.
5. Скальський В. Р., Сергієнко О. М., Голаскі Л. Генерування акустичної емісії тріщинами, що розвиваються у зварних з'єднаннях // Техн. діагностика і неразруш. контроль. — 1999. — № 4. — С. 23–31.
6. Скальський В. Р., Андрійків О. Є. Оцінка об'ємної пошкодженості матеріалів методом акустичної емісії. — Львів: Видавничий центр Львів. нац. ун-ту ім. І. Франка, 2006. — 330 с.
7. Скальський В. Р. Методологія оцінки розвитку дефектоутворення у сплавах Д16-Т та 1201-Т методом акустичної емісії // Машинознавство. — 2001. — № 3. — С. 13–18.
8. Рабкин Д. М. Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов. — Киев: Наук. думка, 1986. — 256 с.
9. Рабкин Д. М., Лозовская А. В., Склабинская И. Е. Металловедение сварки алюминия и его сплавов. — Киев: Наук. думка, 1992. — 160 с.
10. Ищенко А. Я., Лозовская А. В. Кинетика превращений при сварке термически упрочненного алюминиевого сплава 1201 // Автомат. сварка. — 1980. — № 1. — С. 29–32.
11. Разупрочнение высокопрочных алюминиевых сплавов при различных способах сварки плавлением / А. В. Лозовская, А. А. Чайка, А. А. Бондарев и др. // Там же. — 2001. — № 3. — С. 15–19.
12. Особенности электронно-лучевой сварки сплава 1201 / А. А. Бондарев, А. В. Лозовская, А. Я. Ищенко и др. // Там же. — 1974. — № 2. — С. 20–22.
13. Malarvizhi S., Alasubramanian V. Effect of welding processes on AA2219 aluminium alloy joint properties // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. — 2011. — 21, № 5. — P. 962–973.
14. Фролов В. В. Дуговая сварка алюминия. — Харьков: Технология, 2003. — 66 с.
15. Malarvizhi S., Alasubramanian V. Effects of welding processes and post-weld aging treatment on fatigue behavior of AA2219 aluminium alloy joints // J. Mat. Eng. and Performance. — 2010. — 20, № 3. — P. 359–367.



16. *Tosto S., Nenci F., Hu J.* Microstructure and properties of electron beam welded and post-welded 2219 aluminum alloy // *Mat. Sci. and Technol.* — 1996. — **12**. — P. 323–328.
17. *Аланати Р., Диведди Д. К.* Структура и твердость металла сварных соединений алюминий-медного сплава // *Автомат. сварка.* — 2009. — № 4. — С. 26–32.
18. *Ищенко А. Я., Лозовская А. В., Склабинская И. Е.* Физическое моделирование тепловых процессов в металле ЗТВ при сварке алюминий-литиевых сплавов // *Там же.* — 2001. — № 9. — С. 5–8.
19. *Skalsky V. R., Lyasota I. M.* Estimation of the heat-affected zone for the electron-beam welding of plates // *Mat. Sci.* — 2010. — **46**, № 1. — P. 115–123.
20. *Рыкалин Н. Н.* Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машиностроение, 1951. — 296 с.
21. *Dilthey U.* Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2. Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen. — Springer. — 2005. — Vol. XXII. — 362 S.
22. *Бондарев А. А., Голиков В. Н., Анисимов Ю. И.* Сопротивляемость хрупкому разрушению соединений алюминиевого сплава 1201, выполненных ЭЛС // *Автомат. сварка.* — 1987. — № 3. — С. 6–7.
23. *Лабур Т. М., Ищенко А. Я., Таранова Т. Г.* Сопротивление разрушению сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов 1151 и 1201 // *Там же.* — 1991. — № 6. — С. 39–41.

Features of microstructure and distribution of microhardness of weld metal and HAZ of 1201-T alloy welded joints made by electron beam welding at different heat input values are presented. The plotted temperature fields were used to analyze the running of phase transformations arising in welding. It is shown that microstructures of near-weld zones of welded joint upper and lower parts differ essentially as a result of the change of cooling rate through plate thickness. Increase of welding heat input stimulates the recrystallization processes, which leads to an increase of HAZ dimensions.

Поступила в редакцию 28.11.2011

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТОЙКОСТИ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ ЗОНЫ СПЛАВЛЕНИЯ ЗАКАЛИВАЕМЫХ СТАЛЕЙ С ХРОМОМАНГАНЦЕВЫМ ШВОМ И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ ДЕТАЛЕЙ И УЗЛОВ ГОРНОДОБЫВАЮЩЕГО ОБОРУДОВАНИЯ

Научно-исследовательская работа по указанной теме была завершена в 2011 г. в Институте электросварки им. Е. О. Патона (руководитель темы — канд. техн. наук В. М. Кулик).

Проведен анализ и обобщены полученные данные о формировании переходной зоны и образовании мартенситной прослойки в зоне сплавления разнородных по химическому составу и структуре сталей. Определена возможность обеспечения приемлемой вязкости металла зоны сплавления аустенитного шва с основным металлом.

Обоснованы целесообразность и возможность получения хромоманганцевых аустенитных швов высокой прочности, пластичности и вязкости. Для сварки закаливаемых сталей высокой и повышенной прочности разработаны хромоманганцевые электроды и порошковые проволоки АНВМ-3 и ПП-АНВМ-3 и технологические рекомендации по их применению. По результатам исследований подана заявка для получения патента на изобретение «Способ сварки легированных сталей плавящимся электродным материалом». Подготовлены Технологические регламенты на изготовление экспериментальных хромоманганцевых покрытых электродов и порошковой проволоки и Технологические рекомендации по сварке ими углеродистых и легированных закалочных сталей без подогрева и термообработки с получением высокопрочного безникелевого аустенитного шва. Опытно-промышленная проверка разработок осуществляется на Криворожском заводе горного оборудования.



## ПОВЫШЕНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ С НАКОПЛЕННОЙ ПОВРЕЖДЕННОСТЬЮ ПРИ МНОГОСТУПЕНЧАТОМ И БЛОЧНОМ НАГРУЖЕНИЯХ

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

Приведены результаты испытаний на усталость тавровых сварных соединений стали 09Г2С, упрочненных технологией высокочастотной механической проковки после накопления 50% усталостных повреждений, при действии многоступенчатого и блочного нагружений с отличающимися параметрами до и после упрочнения. Установлено, что применение этой технологии позволяет повысить уровни первоначально прикладываемых напряжений к таким соединениям и увеличить их остаточную долговечность.

*Ключевые слова:* накопление усталостных повреждений, высокочастотная механическая проковка, циклическая долговечность, усталость, сварное соединение

В процессе эксплуатации инженерные конструкции, как правило, подвергаются сложным режимам нагружения, когда последовательность значений амплитуд и средних напряжений цикла изменяется случайным образом [1]. В работах [2–4] представлены данные экспериментальных исследований по повышению технологией высокочастотной механической проковки (ВМП) несущей способности сварных элементов эксплуатируемых металлоконструкций, упрочненных после накопления заданного уровня усталостных повреждений вплоть до зарождения трещины. Показано, что после упрочнения соединений технологией ВМП уровни эксплуатационных нагрузок могут быть существенно повышены с обеспечением заданной долговечности. Исследования в данном направлении проводили только при регулярном нагружении. В связи с этим установление эффективности упрочнения сварных соединений элементов конструкций технологией ВМП для повышения несущей способности эксплуатируемых конструкций при воздействии нерегулярного нагружения является актуальной задачей.

Цель настоящей работы — экспериментально установить эффективность упрочнения технологией ВМП тавровых сварных соединений эксплуатируемых металлоконструкций для повышения их несущей способности в условиях действия многоступенчатых и блочных нагружений с отличающимися параметрами до и после обработки.

Экспериментальные исследования проводили на образцах тавровых соединений стали 09Г2С ( $\sigma_T = 370$  МПа,  $\sigma_B = 540$  МПа). Заготовки под

образцы из этой стали вырезали из листового проката так, чтобы длинная сторона была ориентирована вдоль проката. Поперечные ребра приваривали угловыми швами с двух сторон ручной дуговой сваркой электродами марки УОНИ-13/55. Форма и геометрические размеры образца приведены на рис. 1. Толщина образца обусловлена широкой применимостью в сварных конструкциях проката толщиной 12 мм, а ширину рабочей части образца выбирали исходя из мощности испытательного оборудования. При упрочнении соединений технологией ВМП поверхностному пластическому деформированию подвергали узкую зону перехода металла шва к основному металлу. Испытания на усталость образцов проводили на испытательной машине УРС 20 при одноосном переменном растяжении с асимметрией

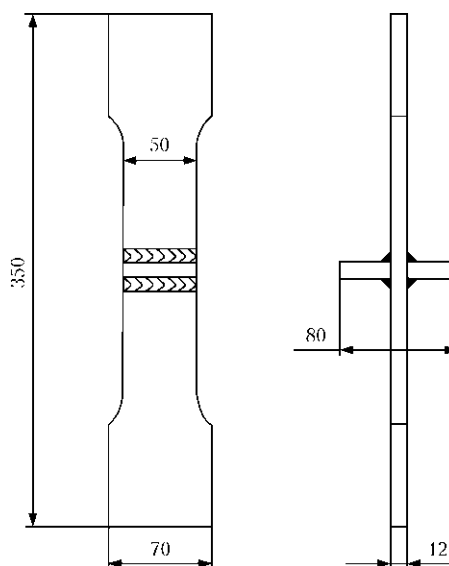


Рис. 1. Форма и размеры образца таврового соединения стали 09Г2С



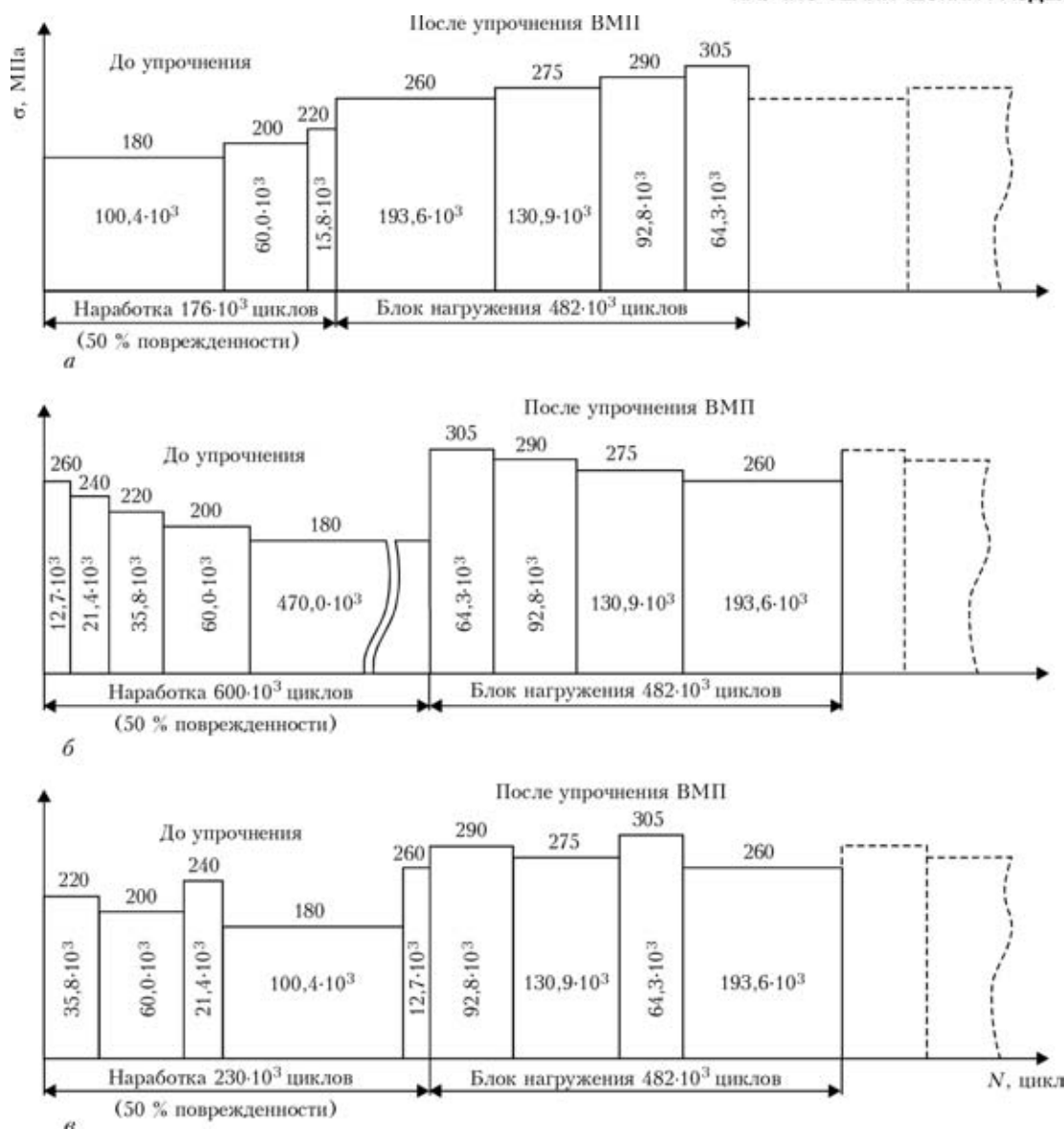


Рис. 2. Схема нагружения образцов таврового сварного соединения стали 09Г2С до и после упрочнения при многоступенчатом нагружении с возрастающей (а), убывающей (б) и квазислучайной (в) последовательностями приложения нагрузки

цикла  $R_\sigma = 0$ . Все образцы испытывали до полного разрушения.

Эффективность повышения технологий ВМП характеристик сопротивления усталости сварных соединений с накопленными усталостными повреждениями при действии отличающихся многоступенчатых и блочных нагружений до и после упрочнения определяли путем сопоставления экспериментальных данных испытаний на усталость сварных соединений в исходном состоянии и упрочненных после наработки заданного количества циклов переменного нагружения. Экспериментальные данные испытаний исследуемых сварных соединений в исходном состоянии при многоступенчатом и блочном нагружениях получены ранее в работах [5, 6].

Испытания на усталость тавровых сварных соединений стали 09Г2С, упрочненных после наработки заданного количества циклов перемен

напряжений, проводили на 18 образцах, по 9 образцов соответственно в условиях многоступенчатого и блочного нагружений с возрастающим, убывающим и квазислучайным порядками приложения нагрузки в блоке. Для каждого порядка приложения нагрузки испытывали три образца в условиях многоступенчатого и три образца в условиях блочного нагружений.

При многоступенчатом и блочном нагружениях сварных соединений в исходном после сварки состоянии порядок приложения нагрузки задавали одними и теми же пятью уровнями (ступенями) прикладываемых максимальных напряжений цикла, но с различной наработкой доли поврежденности (количества циклов перемен напряжений) на каждом уровне. Возрастающий порядок приложения нагрузки в блоке задавали начальными максимальными напряжениями цикла, равными 180 МПа на первой ступени нагружения с пос-

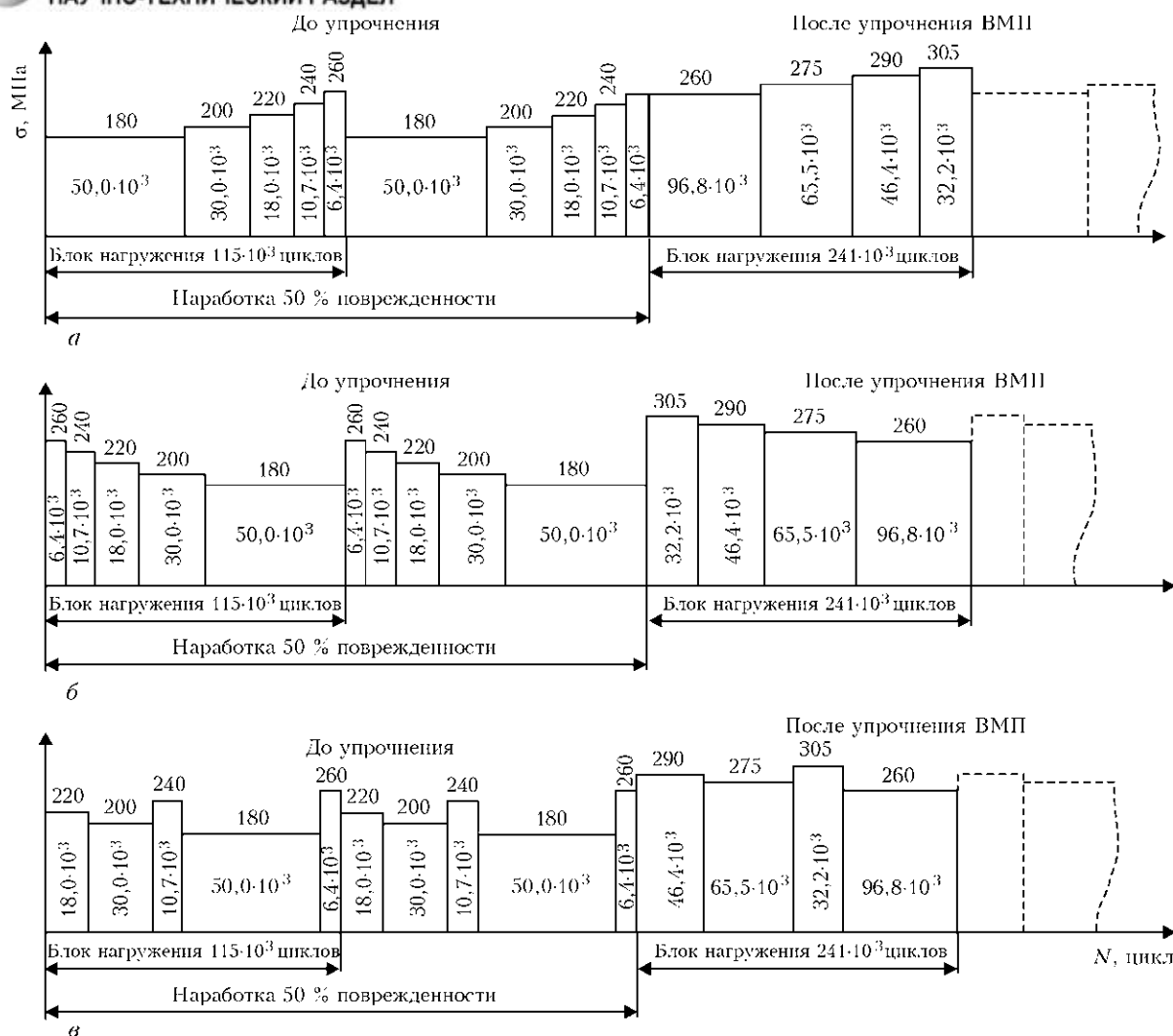


Рис. 3. Схема нагружения образцов таврового сварного соединения стали 09Г2С до и после упрочнения при блочном нагружении с возрастающей (а), убывающей (б) и квазислучайной (в) последовательностями приложения нагрузки в каждом блоке

ледующим увеличением до 260 МПа (пятая ступень нагружения) с шагом 20 МПа. Убывающий порядок приложения нагрузки в блоке задавали начальным уровнем максимальных напряжений цикла 260 МПа с последующим уменьшением до 180 МПа также с шагом 20 МПа. Квазислучайный порядок приложения нагрузки в блоке задавали следующими пятью последовательными уровнями максимальных напряжений цикла в блоке: 220, 200, 240, 180, 260 МПа.

Упрочнение технологией ВМП сварных соединений проводили при накоплении соединениями 50 % усталостных повреждений. Количество циклов перемен напряжений до упрочнения на каждой ступени нагружения в условиях многоступенчатого и блочного нагружений задавали исходя из установленных ранее предельных значений суммы относительных долговечностей (критериев разрушения) тавровых сварных соединений стали 09Г2С в исходном состоянии при аналогичных нагружениях [5, 6]. В условиях многоступенчатого переменного нагружения для всех

порядков приложения нагрузок суммарная поврежденность соединений, равная 50 %, задавалась путем уменьшения в два раза приведенных в работе [5] значений количества циклов наработки на каждой ступени нагружения до разрушения образцов (см. рис. 2). При этом возрастающий порядок приложения нагрузки задавали тремя ступенями нагружения, а убывающий и квазислучайный — пятью. В условиях блочного нагружения для всех порядков приложения нагрузки в блоке суммарную поврежденность соединений, равную 50 %, задавали путем уменьшения в два раза количества блоков нагружения до разрушения сварных образцов, приведенных в работе [6], оставляя неизменным количество циклов в блоке (рис. 3). Все порядки приложения нагрузок при блочном нагружении задавали пятью ступенями нагружения.

После упрочнения технологией ВМП порядок приложения нагрузки в блоке (возрастающий, убывающий или квазислучайный) в условиях многоступенчатого и блочного нагружений оставался неизменным. При этом сам блок нагружения за-



Результаты испытаний на усталость образцов тавровых сварных соединений

| Вид нагружения   | Порядок приложения нагрузки | $N_{50\%}$ , тыс. циклов | $N_{50\%}^{упр}$ , тыс. циклов | $N_{50\%}^{упр} / N_{50\%}$ , % | Разрушение            |
|------------------|-----------------------------|--------------------------|--------------------------------|---------------------------------|-----------------------|
| Многоступенчатое | Возрастающий                | 176,2                    | 641,5                          | 364                             | 1 ступень 2 блока     |
|                  |                             | 176,2                    | 930,6                          | 528                             | 4 ступень 2 блока     |
|                  |                             | 176,2                    | 1274,1                         | 723                             | 2 ступень 3 блока     |
|                  | Убывающий                   | 599,9                    | 1656,0                         | 276                             | 3 ступень 4 блока     |
|                  |                             | 599,9                    | 2075,6                         | 346                             | 2 ступень 5 блока     |
|                  |                             | 599,9                    | 2378,1                         | 396                             | 4 ступень 5 блока     |
|                  | Квазислучайный              | 230,3                    | 1202,4                         | 522                             | 3 ступень 3 блока     |
|                  |                             | 230,3                    | 1847,6                         | 802                             | 4 ступень 4 блока     |
|                  |                             | 230,3                    | 2079,1                         | 903                             | 2 ступень 5 блока     |
| Блочное          | Возрастающий                | 230,2                    | 1909,6                         | 830                             | 4 ступень 8 блока     |
|                  |                             | 230,2                    | 2297,2                         | 998                             | 2 ступень 10 блока    |
|                  |                             | 230,2                    | 2409,0                         | 1046                            | Образец не разрушился |
|                  | Убывающий                   | 230,2                    | 1552,6                         | 674                             | 3 ступень 7 блока     |
|                  |                             | 230,2                    | 1761,8                         | 765                             | 2 ступень 8 блока     |
|                  |                             | 230,2                    | 2409,0                         | 1046                            | Образец не разрушился |
|                  | Квазислучайный              | 230,2                    | 1401,5                         | 609                             | 4 ступень 6 блока     |
|                  |                             | 230,2                    | 2171,9                         | 943                             | 1 ступень 10 блока    |
|                  |                             | 230,2                    | 2409,0                         | 1046                            | Образец не разрушился |

Примечание.  $N_{50\%}$  — долговечность образца в неупрочненном состоянии, отвечающая 50 % накопленной усталостной поврежденности при заданном нагружении [5, 6];  $N_{50\%}^{упр}$  — долговечность образца, упрочненного после наработки 50 % поврежденности в исходном состоянии, при заданном нагружении.

давали уже не пятью, как до упрочнения, а повышенными относительно первоначальных четырьмя ступенями нагружения. Повышенные уровни прикладываемых максимальных напряжений цикла отвечали уровням ограниченных пределов выносливости упрочненных сварных соединений (вследствие ВМП предел выносливости рассматриваемых сварных соединений повышался на 56 %, а долговечность увеличивалась до 10 раз) [5].

После упрочнения ВМП тавровых сварных соединений с 50 % наработкой возрастающий порядок приложения нагрузки в блоке задавали максимальными напряжениями цикла, равными 260 МПа на первой ступени нагружения с последующим увеличением до 305 МПа (четвертая ступень нагружения) с шагом 15 МПа. Убывающий порядок приложения нагрузки в блоке задавали начальным уровнем максимальных напряжений цикла 305 МПа с последующим уменьшением до 260 МПа также с шагом 15 МПа. Квазислучайный порядок приложения нагрузки в блоке задавали следующими четырьмя последовательными уровнями максимальных напряжений цикла в блоке: 290, 275, 305, 260 МПа. Количество циклов перемен напряжений на каждой ступени нагружения образца в условиях многосту-

пенчатого нагружения отвечало 12,5 %, а в условиях блочного нагружения — 6,25 % долговечности упрочненного в исходном состоянии образца [5]. Такой подход обеспечивал суммарную поврежденность за четыре ступени нагружения (блок нагружения) при многоступенчатом нагружении, равную 50 %, а при блочном нагружении — 25 % упрочненного в исходном состоянии образца.

Критерием завершения испытаний в условиях многоступенчатого и блочного нагружений служило полное разрушение образцов. Если в условиях многоступенчатого нагружения упрочненный после 50 % наработки в исходном состоянии сварной образец не разрушался после заданных повышенных относительно первоначальных четырех ступеней нагружения (за один блок нагружения), то данный блок нагружения повторялся. Таким образом, после упрочнения сварные образцы вместо многоступенчатого нагружения фактически испытывали до полного разрушения в условиях блочного нагружения. При этом длина блока (количество циклов перемен напряжений в одном блоке) оставалась неизменной и составляла  $481,6 \cdot 10^3$  циклов (см. рис. 2).

Результаты испытаний на усталость образцов тавровых сварных соединений стали 09Г2С, уп-



рочненных технологий ВМП после накопления 50 % поврежденности при действии отличающихся многоступенчатых и блочных нагружений с указанием количества циклов наработки до и после упрочнения, представлены в таблице.

Экспериментально установленные значения долговечностей при многоступенчатом нагружении тавровых сварных соединений, упрочненных технологией ВМП после наработки 50 % поврежденности (см. таблицу), показывают, что остаточная долговечность этих соединений составляет от 276 до 903 % остаточной долговечности неупрочненных сварных соединений. При этом значения остаточной долговечности, полученные при испытании образцов при многоступенчатом нагружении с возрастающей последовательностью приложения нагрузки, находятся в пределах 364...723 %, при убывающей последовательности — в пределах 276...396 %, а при квазислучайной нагрузке — в пределах 522...903 % остаточной долговечности неупрочненных сварных соединений при аналогичных порядках приложения нагрузки. Как следует из полученных результатов, упрочнение технологией ВМП тавровых сварных соединений стали 09Г2С после накопления 50 % поврежденности в условиях многоступенчатого нагружения позволяет повысить уровни первоначально прикладываемых максимальных напряжений в блоке до уровней напряжений, отвечающих значениям ограниченных пределов выносливости области многоциклового усталости упрочненных сварных соединений, и гарантированно увеличить их остаточную долговечность.

При блочном нагружении для всех порядков приложения нагрузки после наработки двух блоков нагружения в исходном состоянии (50 % поврежденности) и последующего упрочнения к образцам прикладывали повышенные относительно первоначальных уровни напряжений (см. рис. 3). Испытания образцов проводили до полного их разрушения или наработки ими 10 блоков нагружения в упрочненном состоянии (см. таблицу). Экспериментально установлено, что после упрочнения технологией ВМП разброс значений остаточной долговечности находится в пределах 609...1046 % остаточной долговечности неупроч-

ненных образцов. При этом значения остаточной долговечности, полученные при испытании образцов в случае блочного нагружения с возрастающей последовательностью приложения нагрузки, находятся в пределах 830...1046 %, при убывающей последовательности — в пределах 674...1046 %, а при квазислучайной нагрузке — 609...1046 % остаточной долговечности неупрочненных сварных соединений при аналогичных порядках приложения нагрузки.

Таким образом, экспериментально установлено, что при многоступенчатом и блочном нагружении (см. таблицу) упрочнение технологией ВМП тавровых сварных соединений после наработки 50 % поврежденности позволяет не только существенно повысить уровни прикладываемых напряжений, но и увеличить их остаточную долговечность в 3...10 раз. При этом в условиях блочного нагружения разброс экспериментальных значений циклической долговечности сварных соединений находится в более узком диапазоне (1401400...2409000 циклов), чем при многоступенчатом нагружении (641500...2378100 циклов) и не зависит от порядка приложения нагрузки в блоке.

1. Троценко В. Т., Сосновский Л. А. Сопротивление усталости металлов и сплавов: Справочник. Ч. 1. — Киев: Наук. думка, 1987. — 521 с.
2. Кныш В. В., Кузьменко А. З., Войтенко О. В. Повышение сопротивления усталости сварных соединений высокочастотной механической проковкой // Автомат. сварка. — 2006. — № 1. — С. 43–47.
3. Гарф Э. Ф., Литвиненко А. Е., Смирнов А. Х. Оценка долговечности трубчатых узлов, подвергнутых ультразвуковой ударной обработке // Там же. — 2001. — № 2. — С. 13–16.
4. Кныш В. В., Кузьменко А. З., Соловей С. А. Влияние предварительного циклического нагружения на эффективность упрочнения сварных соединений высокочастотной проковкой // Там же. — 2011. — № 10. — С. 44–48.
5. Кныш В. В., Кузьменко А. З., Соловей С. А. Накопление усталостных повреждений в тавровых сварных соединениях стали 09Г2С в исходном и упрочненном высокочастотной механической проковкой состояниях // Там же. — 2008. — № 10. — С. 12–18.
6. Кныш В. В., Кузьменко О. З., Соловей С. О. Накопичення втомних пошкоджень в таврових зварних з'єднаннях в початковому і зміцненому високочастотним проковуванням сталей при блоковому навантаженні // Машинознавство. — 2009. — № 9. — С. 27–31.

The paper gives the results of fatigue testing of tee welded joints of 09G2S steel strengthened by the technology of high-frequency mechanical peening after accumulation of 50 % of fatigue damage, at application of multistep and block loading with differing parameters before and after strengthening. It is established that application of this technology allows increasing the levels of stresses initially applied to such joints and improving their residual fatigue life.

Поступила в редакцию 20.03.2012



УДК 621.791.019: 621.78:620.178.4

# ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СКЛОННОСТЬ К ЛОКАЛЬНОМУ РАЗРУШЕНИЮ МЕТАЛЛА ЗТВ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, СТАБИЛИЗИРОВАННОЙ ТИТАНОМ

Ю. В. ПОЛЕТАЕВ, канд. техн. наук

(Волгодон. филиал Южно-Рос. гос. техн. ун-та (Новочерк. политехн. ин-т), РФ)

Раскрыт механизм охрупчивания металла ЗТВ сварных соединений стали 12X18H12T, связанный с развитием процессов прямого и относительного разупрочнения границ зерен при сварке и высокотемпературном низкочастотном малоцикловом нагружении. Экспериментально доказана эффективность проведения аустенитизации с целью повышения стойкости против локального разрушения металла ЗТВ сварных соединений.

*Ключевые слова:* дуговая сварка, сварное соединение, аустенитная сталь 12X18H12T, зона термического влияния, структурная и химическая микронеоднородность, оценка свариваемости, оптическая и электронная микроскопия, термическая обработка — аустенитизация, низкочастотное малоцикловое нагружение, локальное разрушение

В настоящее время нет единого мнения по поводу эффективности аустенитизации как надежного технологического способа предотвращения локальных разрушений. В работах [1–3] показано, что применение аустенитизации не всегда дает положительный результат, а отклонение от заданного режима термической обработки может способствовать снижению несущей способности сварных соединений. Таким образом, априорное применение известных рекомендаций без надлежащей оценки их влияния на структуру и свойства металла зоны термического влияния (ЗТВ) конкретного сварного соединения каждой исследуемой марки стали может способствовать снижению эксплуатационной надежности.

Цель настоящей работы — раскрыть механизм охрупчивания металла ЗТВ аустенитной стали 12X18H12T при технологических и эксплуатационных термомеханических воздействиях и предложить эффективный технологический способ повышения стойкости против локального разрушения сварных соединений при низкочастотном малоцикловом нагружении. В работе использовали отрезки паропроводных труб из стали 12X18H12T диаметром 230 мм и толщиной 30 мм, вырезанные после 70 тыс. ч эксплуатации при капитальном ремонте нитки паропровода котла № 2 в турбинном отделении Черепетской ГРЭС. Из опыта эксплуатации известно, что данный материал имеет склонность к локальному разрушению, поэтому его целесообразно использовать в качестве тестового. По химическому составу (0,13 С; 1,21 Mn; 0,55 Si; 18,70 Cr; 12,40 Ni; 0,51 Ti мас. %)

и механическим свойствам он соответствует требованиям нормативных документов.

Сварные соединения выполнили по технологии, принятой при производстве монтажных работ паропроводов [4]. В трубах протачивали кольцевую асимметричную разделку со скосом одной кромки. Одну половину разделки заварили электродами диаметром 4 мм марки ЦТ-15, а другую — марки ЦТ-26. Сварные соединения стали 12X18H12T испытывали в исходном после сварки состоянии и после аустенитизации при температуре  $T = 1373$  К с выдержкой 1 ч и с охлаждением на воздухе.

Сварные соединения в исходном после сварки состоянии характеризуются высокой неоднородностью механических свойств  $K_\sigma$  между металлом сварного шва  $\sigma_{0,2с.ш}$  и основным металлом ( $\sigma_{0,2OM}$ ):  $K_\sigma = \sigma_{0,2с.ш} / \sigma_{0,2O}$ . Безразмерный критерий  $K_\sigma$  характеризует степень объемности напряженного состояния. При температуре  $T = 873$  К у всех сварных соединений в исходном состоянии  $K_\sigma > 0,9 \dots 1,0$ . После аустенитизации неоднородность заметно снижается и значение  $K_\sigma$  становится близким к оптимальному.

Склонность к образованию горячих подсолнечных трещин в металле ЗТВ при имитированном термомеханическом цикле сварки оценивали по методике НПО ЦНИИТМАШ с привлечением  $A-\theta$  зависимостей [5].

Полученные  $A-\theta$  зависимости стали, располагающиеся в области составов, не склонных к образованию горячих трещин, свидетельствуют о ее удовлетворительной свариваемости (рис. 1). Горячий передел (переков) и термическая обработка еще в большей степени повысили горячую пластичность стали и стойкость против межзеренного разрушения при сварке.

Сталь 12X18H12T содержит значительные концентрации углерода и элементов, проявляю-



$A, \text{мм/мин}$

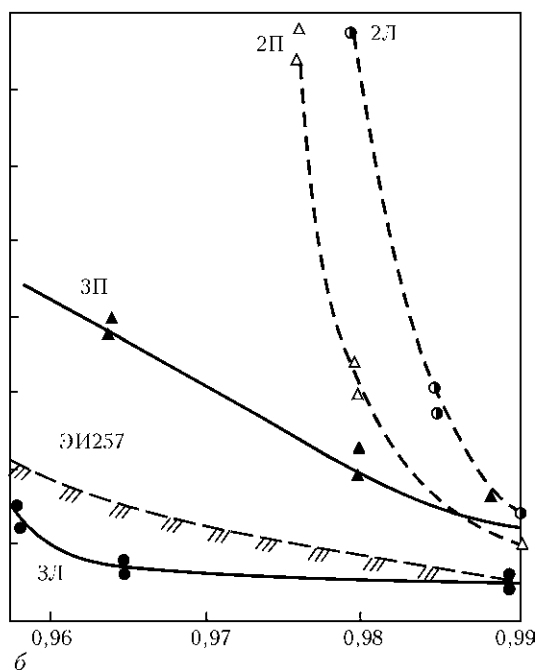
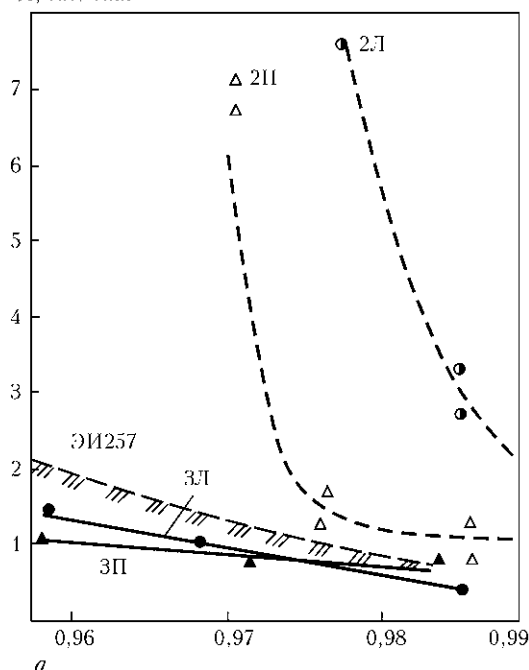


Рис. 1. Стойкость сталей 12Х18Н12Т и ЭИ257 против горячих подосидусных трещин в металле ЗТВ в состоянии после эксплуатации (а), перегрева и аустенитизации при 1373 К (б): 2П, 2Л, 3П, 3Л — металл труб, примыкающих справа и слева к швам стыков 26Л и 3А (по оси абсцисс отложены значения относительной температуры  $\theta$ )

щих различную способность образовывать карбиды в конденсированном состоянии [6].

В системе титан–углерод образуется прочный монокарбид  $\text{TiC}$  с широкой областью гомогенности  $\text{C/Ti} = 0,53 \dots 0,95$ . Полное связывание углерода в карбиды титана у стали 12Х18Н12Т обеспечивается при отношении  $\text{Ti/C} > 10$  [7]. Для исследуемой плавки стали 12Х18Н12Т это отношение примерно равно четырем. Поэтому присутствие несвязанного углерода создает условия для образования в стали новых частиц упрочняющей фазы типа  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ . У стали 12Х18Н12Т благодаря наличию элемента стабилизатора — титана в зерне создается высокая плотность мелкодисперсных карбидов типа  $\text{MeC}$ , и преимущественно по границам зерен наблюдаются выделения карбидов типа  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  (рис. 2). Расчеты электронограмм, полученных с этих выделений, показали, что карбиды типа  $\text{MeC}$  имеют состав  $\text{TiC}$ , возможно  $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$ , а карбиды —  $\text{Me}_{23}\text{C}_6\text{--Cr}_{23}\text{C}_6$ . Выделений второй фазы по границам и в теле зерен тем больше, чем они ближе к сварному шву. Поэтому наиболее существенные изменения происходят в участке, непосредственно прилегающем к линии сплавления: частичное растворение мелкодисперсных карбидов и рост зерен, выделение карбидов дендритной формы на новых границах, которое увеличивается по мере приближения к линии сплавления. В этом случае решающее значение имеют нагрев выше температуры растворения карбидов и рост зерен, сопровождающийся миграцией границ. Можно предположить, что при перемещении границы как бы собирают встречающиеся на пути

отдельные свободные атомы углерода и их скопления, удерживают их в виде сегрегаций с концентрацией, достаточной для образования карбидов.

Поскольку диффузия всех примесей, в том числе замещения при высоких температурах сварочного нагрева, ускоряется, то возможно, что границы собирают и удерживают и эти элементы. Образованию таких сегрегаций могут способствовать сток вакансий и дислокаций к границам зерен, а также адсорбция горофильных элементов по механизму восходящей диффузии [1].

Таким образом, прямое разупрочнение границ зерен за счет выделения на них карбидов типа  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  дендритной формы и их относительное разупрочнение в результате развития процесса дисперсионного твердения карбидами титана аустенитной матрицы металла ЗТВ стали 12Х18Н12Т после сварочного нагрева может явиться основной причиной повышенной склонности к локальному (межзеренному) разрушению при высокотемпературной эксплуатации.

Оценку склонности сварных соединений к образованию и развитию локального разрушения выполнили в условиях высокотемпературного низкочастотного малоциклового нагружения в соответствии с методикой из работы [8]. Испытывали призматические образцы с поперечными сварными швами, по линии сплавления которых механическим способом наносили один краевой надрез различной остроты. Образцы испытывали в условиях высокотемпературного малоциклового нагружения (трапецидальный цикл) чистым из-

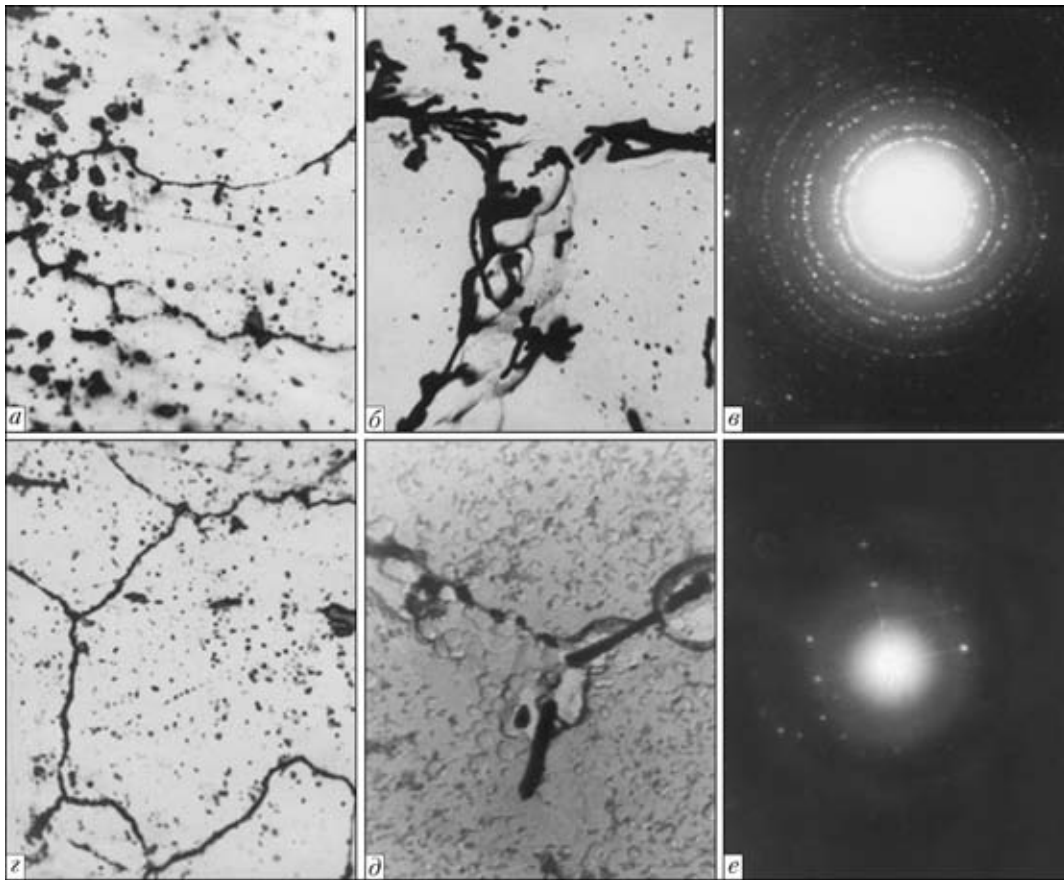


Рис. 2. Микроструктуры металла ЗТВ стали 12Х18Н12Т на различном расстоянии от шва и разном увеличении (*a, z*,  $\times 700$ ; *b, d* —  $\times 5000$ ): *a, b* — линия сплавления; *z, d* — 0,1 мм от линии сплавления; *e, e* — электроннограммы карбидной фазы соответственно состава TiC и Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>

гибом при температуре 823 К. Длительность полцикла растяжения была выбрана  $\tau_1 = 24$  ч, а полцикла сжатия 10 мин, что обеспечило низкую частоту  $\nu = 4,2 \cdot 10^{-2}$  цикл/ч.

Как и следовало ожидать, наименьшая долговечность до образования локального разрушения характерна для металла ЗТВ сварных соединений в исходном после сварки состоянии (рис. 3). Применение электродов марки ЦТ-26, обеспечивающих более пластичный материал шва и меньшую неоднородность механических свойств между сварным швом и ЗТВ, способствовало небольшому примерно на 20 % повышению долговечности у образцов без надреза. Проведение лишь аустенитизации способствовало заметному повышению стойкости металла ЗТВ против образования и развития (рис. 4) локального разрушения.

При амплитуде деформации  $\varepsilon_a = 0,5$  % происходит интенсивное упрочнение и увеличение эффективного напряжения  $\sigma_{эф}$  в каждом цикле. У стали 12Х18Н12Т упрочнение продолжается вплоть до образования макротрещины в дне надреза. Образование при  $N_p$  макротрещины длиной примерно 1 мм приводит к спаду  $\sigma_{эф}$  у стали 12Х18Н12Т. Аустенитизация существенно изменяет кинетику разрушения сварных соединений. На диаграммах разрушения можно выделить три

характерных участка. На первом участке, от момента образования трещины ( $N_p = 4$  цикла), наблюдается повышение  $\sigma_{эф}$  в интервале 4...10 цик-

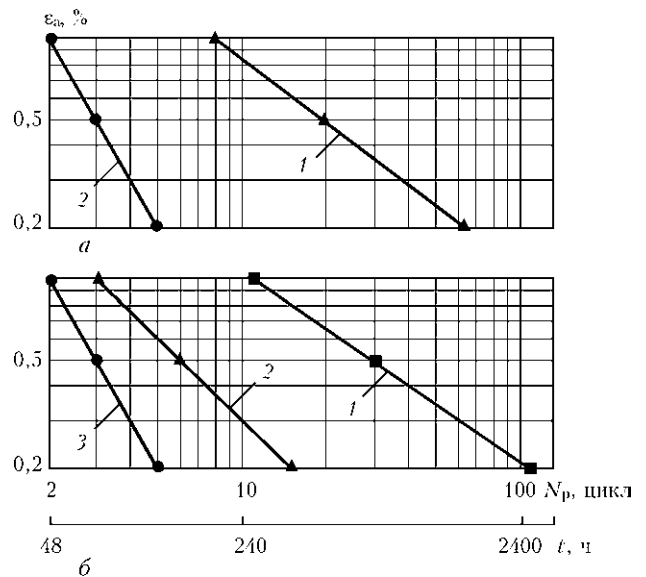


Рис. 3. Влияние остроты надреза (теоретического коэффициента концентрации напряжений) на длительную малоцикловую прочность сварных соединений стали 12Х18Н12Т в исходном после сварки состоянии (*a*) и после аустенитизации (*b*) при  $T = 823$  К и  $\nu = 4,2 \cdot 10^{-2}$  цикл/ч: 1 — без надреза; 2 — надрез типа Менаже (3,0); 3 — надрез типа Шарпи (5,3) ( $t$  — суммарное время испытаний)



лов и происходит развитие трещины с относительно небольшой постоянной стартовой скоростью. На втором участке, в интервале 10...16 циклов, наблюдается периодическое уменьшение и возрастание  $\sigma_{эф}$ . Скачкообразное подрастание трещины приводит к спаду, а ее торможение — к повышению  $\sigma_{эф}$  вследствие наклепа при повторном нагружении.

У сварных соединений стали 12X18H12T в исходном состоянии макротрещина образуется при  $N_p = 3$  цикл, а после 5-го цикла нагружения наблюдается интенсивное снижение  $\sigma_{эф}$ , связанное с высокой скоростью роста трещины в образце. За 17 циклов от момента образования трещина подросла на глубину примерно 1,5 мм. Потери несущей способности образца не происходит. В этом интервале наблюдается ускорение локального разрушения. На третьем участке, в интервале 16–28 циклов, происходит интенсивный спад напряжений  $\sigma_{эф}$  в каждом цикле, что свидетельствует о потере образцом несущей способности. Этому участку соответствует развитие трещины с большим ускорением. С момента зарождения за 24 цикла нагружения глубина трещины составила примерно 14 мм.

Следует отметить ряд важных моментов в процессе разрушения сварных соединений при  $\varepsilon_a = 0,5$  %. Для сварных соединений стали 12X18H12T в исходном состоянии потеря несущей

способности происходит при глубине трещины около 1 мм. Для достижения этого момента требуется всего два цикла нагружения. После аустенизации потеря несущей способности образцов происходит при глубине трещины около 2 мм, а для этого уже требуется 12 циклов. При этом и в исходном состоянии, и после аустенизации на участках интенсивного, постоянного спада  $\sigma_{эф}$  трещины растут с практически одинаковым ускорением.

Таким образом, аустенизация увеличивает стадию докритического разрушения, но не оказывает положительного влияния в его закритической области — участке потери несущей способности.

Исходная поврежденность металла ЗТВ после сварки, а также дальнейшее изменение его структурно-фазового состояния в процессе низкочастотного малоциклового нагружения определяют кинетику локального разрушения сварных соединений. Аустенитные стали, как правило, находятся в структурно неустойчивом состоянии и при совместном действии высокой температуры и пластической деформации в них возможно выделение дисперсных фаз по схеме:  $\gamma \rightarrow \alpha + \text{карбидная фаза}$ . Выделение карбидов приводит к повышению прочности и снижению пластичности, а коагуляция их меняет свойства в обратном направлении. Прочность стали существенно зависит от формы, характера и размера карбидных частиц. Мелкодисперсные карбиды титана, упрочняя матрицу, способствуют локализации деформации и разрушению в приграничных участках зерен. Отдельные крупные карбиды типа  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ , выделяясь преимущественно по границам зерен, могут тормозить развитие трещин в процессе пластической деформации [1, 9]. Интенсивность карбидообразования зависит от уровня напряжений  $\sigma_{эф}$ , длительности нагружения, температуры и других факторов малоциклового нагружения и влияет на кинетику локального разрушения.

На первой стадии малоциклового нагружения наблюдается упрочнение — повышение  $\sigma_{эф}$  в циклах. Рост сопротивления деформированию преимущественно связан с выделением мелкодисперсных карбидов, эффективно блокирующих дислокации, на которых они зарождаются. Карбиды титана образуют мелкодисперсные выделения в основном на растянутых дислокациях, т. е. на тонких дисках дефектов упаковки [9, 10]. Эти выделения весьма устойчивы и вместе с дефектами, образующимися в результате пересечения дислокаций, образуют ряды стенок, непроходимых для дислокаций, которые можно рассматривать как наложенную сетку границ, где скольжение затруднительно [11]. Такой характер выделения карбидной фазы способствовал значительному уп-

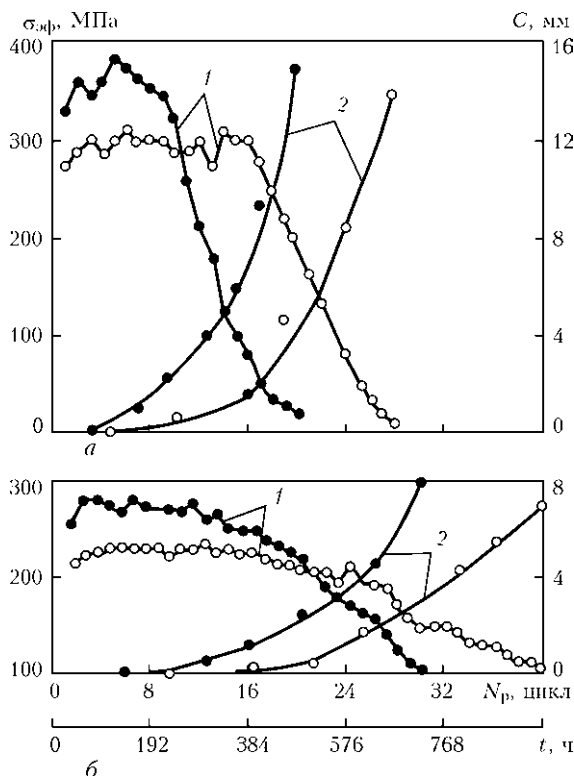


Рис. 4. Диаграммы разрушения сварных соединений стали 12X18H12T при  $\varepsilon_a = 0,5$  (а) и  $0,2$  % (б): 1 —  $\sigma_{эф} = f(N_p)$ ; 2 —  $C = f(N)$ ; темные кружки — исходное после сварки состояние; светлые — после аустенизации



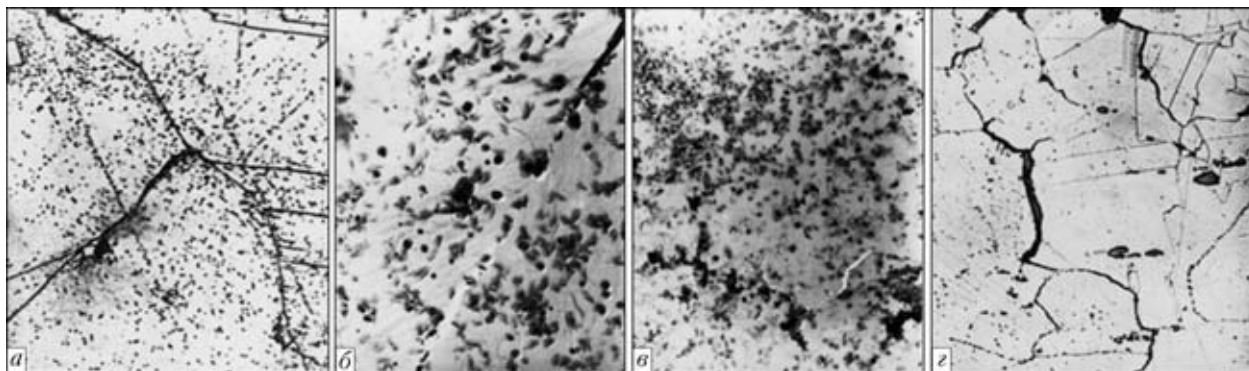


Рис. 5. Микроструктуры металла ЗТВ после испытаний при низкочастотном малоцикловом нагружении ( $\varepsilon_a = 0,5 \%$ ,  $\tau_1 = 24$  ч и  $T = 823$  К): а — образование несплошности на стыке трех зерен,  $\times 1000$ ; б, в — выделение карбидной фазы в структуре TiC,  $\times 5000$ ; г — сетка клиновидных трещин,  $\times 300$

рочнению матрицы. Это в еще большей степени уменьшает количество подвижных дислокаций, способных совершить акт пластической деформации и тем самым снизить локальные напряжения  $\sigma_{\text{л}}$ . В результате скорость релаксации  $\sigma_{\text{л}}$  (ползучести) заметно снижается и получает развитие процесс межзеренного проскальзывания, обеспечивающего локализацию деформации на охрупченных границах зерен. Именно поэтому у стали 12X18H12T не наблюдается следов грубого внутривязанного скольжения, а деформация осуществляется по механизму тонкого скольжения, следы которого выявляются методом электронной микроскопии (рис. 5).

Основным фактором, определяющим условия развития клиновидных межзеренных трещин, является релаксационная микропластичность в объеме зерен около тройных стыков. Дальнейшее развитие процессов карбидообразования в теле и на границах зерен приводит к образованию межзеренных клиновидных трещин.

Исследования фазового состава металла ЗТВ сварных соединений стали 12X18H12T после испытаний показали, что в стали присутствуют карбиды TiC и  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ . Под влиянием температуры, упругопластической деформации при длительных выдержках происходит процесс растворения, выделения и коагуляции карбидных частиц, кинетика которого определяет стабильность структуры и свойств стали.

Суммарное содержание карбидного осадка с ростом  $\varepsilon_a$  и количества циклов нагружения увеличивается в несколько раз. Так, металл ЗТВ в состоянии после аустенитизации имел количество карбидной фазы примерно 0,1...0,15 мас. %; после испытаний с  $\varepsilon_a = 0,2 \%$ ,  $\tau_1 = 24$  ч при  $T = 823$  К ( $N = 120$  циклов) масса карбидного осадка составила 1,1...1,25 % от массы растворенной стали; после испытаний с  $\varepsilon_a = 0,5 \%$ ,  $\tau_1 = 24$  ч при  $T = 823$  К ( $N = 30$  циклов) масса осадка составила 2,9...3,3 % от массы растворенной стали.

Таким образом, благоприятное воздействие аустенитизации, связанное со снижением исход-

ной структурной и химической неоднородности ЗТВ, которая сформирована при сварке, обеспечивает эффект временного повышения стойкости сварных соединений стали 12X18H12T против локального разрушения.

## Выводы

1. Установлено, что термдеформационный цикл сварки, способствуя интенсивному развитию процессов прямого (за счет выделения карбидов хрома дендритного типа) и относительного разупрочнения границ зерен (за счет дисперсионного твердения матрицы карбидами TiC) формирует высокую исходную поврежденность структуры и склонность к образованию и развитию локального разрушения металла ЗТВ стали 12X18H12T.

2. Аустенитизация является эффективным технологическим способом повышения стойкости против образования локального разрушения при низкочастотном малоцикловом нагружении, так как обеспечивает снижение исходной структурной и химической микрон неоднородности.

3. Установлено, что циклическая пластическая деформации интенсифицирует процессы прямого и относительного разупрочнения границ зерен и стимулирует снижение стойкости металла ЗТВ против развития локального разрушения сварных соединений стали 12X18H12T при высокотемпературном (823 К) низкочастотном малоцикловом нагружении. Именно поэтому аустенитизация обеспечивает эффект временного повышения стойкости против локального разрушения сварных соединений стали 12X18H12T, что согласуется с данными эксплуатационных наблюдений.

1. Земзин В. Н., Шрон Р. З. Термическая обработка и свойства сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1978. — 367 с.
2. Земзин В. Н., Житников Н. П. Условия образования трещин в околошовной зоне сварных соединений при термообработке // Автомат. сварка. — 1972. — № 2. — С. 1–5.
3. Ярконой В. С., Муромцев Б. И., Комиссаров В. Г. Длительная прочность основного металла и сварных соединений сталей 08X18H9 и 07X16H9M2 // Там же. — 1969. — № 6. — С. 38–40.



4. Хромченко Ф. А. Надежность сварных соединений труб котлов и паропроводов. — М.: Энергоиздат, 1982. — 120 с.
5. Тарновский А. И., Полетаев Ю. В., Феклистов С. И. Применение  $A-\theta$  зависимостей для оценки склонности сталей и сплавов аустенитного класса к образованию горячих околошовных трещин при сварке // Новое в технологии сварки оборудования атомных энергетических установок: Тр. ЦНИИТМаш. — 1983. — № 179. — С. 82–84.
6. Куликов И. С. Термодинамика карбидов и нитридов: Справочник. — Челябинск: Металлургия, 1988. — 320 с.
7. Лившиц Л. С. Металловедение для сварщиков (сварка сталей). — М.: Машиностроение, 1979. — 253 с.
8. Полетаев Ю. В. Длительная малоцикловая прочность сварных соединений и выбор аустенитностабильных сталей. — Новочеркасск: ЛИК, 2010. — 281 с.
9. Лозинский М. Г., Романов А. Н., Малов В. В. Исследование структуры аустенитной стали при различных формах цикла упруго-пластического высокотемпературного деформирования // Структурные факторы малоциклового разрушения металлов. — М.: Наука, 1977. — С. 65–86.
10. Лютцау В. Г. Современные представления о структурном механизме деформационного старения и его роли в развитии разрушения при малоцикловой усталости // Там же. — С. 5–21.
11. Минц И. И., Березина Т. Г. Устойчивость дислокационной структуры холоднодеформированных сталей X18H12T и X16H9M2 в условиях высокотемпературного старения // Физика металлов и металловедение. — 1972. — 34, вып. 3. — С. 615–620.

The mechanism of embrittlement of HAZ metal of 12Kh18N12T steel welded joints was identified. It is associated with development of the processes of direct and relative softening of grain boundaries in welding and at high-temperature low-frequency low-cycle loading. Effectiveness of conducting austenitizing to improve the local fracture resistance of welded joint HAZ metal is proved experimentally.

Поступила в редакцию 29.11.2011

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ОБРАЗОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЙ ТЕРМИЧЕСКИ УПРОЧНЯЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКЕ В УСЛОВИЯХ ВСЕСТОРОННЕГО СЖАТИЯ С ПРИНУДИТЕЛЬНЫМ ФОРМИРОВАНИЕМ УСИЛЕНИЯ И РАЗРАБОТКА БАЗОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ДЕТАЛЕЙ ТИПА ФИТИНГ-СТРИНГЕР**

Научно-исследовательская работа по указанной теме была завершена в 2011 г. в Институте электросварки им. Е. О. Патона (руководитель темы — канд. техн. наук П. Н. Чвертко).

Исследованы особенности контактной стыковой сварки (КСС) непрерывным оплавлением с разными условиями формирования соединений во время осадки, разработана базовая технология, которая применяется для получения соединений деталей из алюминиевых сплавов 1201 и В95Т1. Данная технология позволяет значительно повысить качество сварных соединений этих групп сплавов, а также расширить диапазон толщин металла, который соединяется способом КСС. Приведены базовые режимы контактной стыковой сварки оплавлением исследуемых сплавов. Установлено, что механические свойства сварных соединений из сплава 1201 после термической обработки находятся на уровне основного металла.

Создание локального усиления металла в области шва при КСС термически упрочненного сплава В95Т1 позволяет повысить эксплуатационные свойства сварного соединения до 91...93% прочности основного металла.

Повышение прочности и качества соединений позволяет снизить массу конструкций летательных аппаратов и соответственно повысить их полезную нагрузку. Базовая технология производства деталей типа фитинг-стрингер позволит заменить соединение, выполненное с помощью заклепок, на сварное.

## АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ СИСТЕМА ДЛЯ ДИАГНОСТИКИ И РЕМОНТА ЗАЩИТНОЙ ОБОЛОЧКИ РЕАКТОРА БИЛИБИНСКОЙ АЭС

**Р. РОЗЕРТ**, канд. техн. наук (г. Альтлайнинген, Германия),

**А. В. ШУТИКОВ**, **М. Е. ФЕДОСОВСКИЙ**, канд. техн. наук, **Е. И. ЛУКИН**, **М. В. КАРАСЕВ**, д-р техн. наук  
(НПФ «Инженерный и технологический сервис», г. С.-Петербург, РФ)

Существует множество случаев выхода из строя деталей узлов или целых систем из-за несвоевременного выявления их отказа. Показана возможность сложных решений ремонта в критических для безопасности случаях, в том числе труднодоступных зонах промышленных установок в России. Речь идет о комплексных автоматизированных и частично дистанционно управляемых системах, изготовленных в России и применяемых в газовой промышленности и энергетике.

*Ключевые слова:* восстановление с помощью сварки и наплавки, газовая промышленность и энергетика, диагностика объектов, универсальные роботизированные комплексы

Существует множество случаев выхода из строя деталей, узлов и целых систем из-за несвоевременного обнаружения или затрудненного доступа к источникам повреждения. Восстановить объект может помочь система, позволяющая провести диагностику возможных слабых мест и обеспечить замену или ремонт дефектного узла. К труднодоступным объектам часто относят трубчатые конструкции или сосуды. Доступ может быть затрудненным или невозможным при опасных дозах излучения, высоких температурах или наличии ядовитых газов. В последние годы для таких условий разработаны автоматизированные и роботизированные диагностические системы, обслуживаемые человеком с помощью соответствующего дистанционного управления и исключающие угрозу его здоровью.

**Системы диагностики для газовой промышленности и энергетики.** В этих отраслях перспективно применение сложных технических роботизированных систем, характеризующихся следующими возможностями: перемещением на любой поверхности, в том числе в принудительном положении и в тесном пространстве; использованием для диагностики любых систем измерения; установкой инструмента для проведения ремонта, в частности, для очистки и сварки; проведением монтажных работ; проведением работ в условиях повышенной температуры и излучения.

Эти новые дистанционно управляемые системы все больше применяются для диагностики и ремонта в труднодоступных и критических с точки зрения безопасности местах. При этом для

различных случаев разработаны разные системы. Для диагностики технического состояния внутренних поверхностей трубопровода насосных и компрессорных станций уже существуют комплексные дистанционно управляемые системы. Как правило, на таких станциях есть прямые и изогнутые во многих плоскостях трубы.

На рис. 1 показан робот, способный гибко перемещаться внутри сети труб как в горизонтальном, так и вертикальном направлении. С помощью установленных под углом 120° гусеничных лент, которые могут перемещаться по высоте относительно друг друга, этим роботом можно контролировать трубопроводы с номинальным внутренним диаметром от 700 до 1400 мм. Максимальная зона перемещения 500 м.

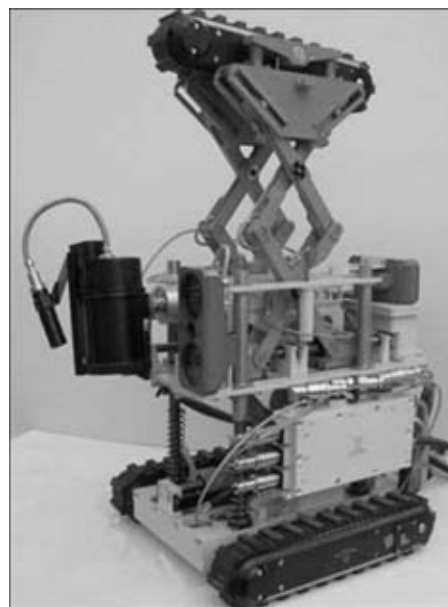


Рис. 1. Диагностический робот с электромагнитно-акустическим сенсором

**Перечень работ за период с 2008 по 2010 г., выполненных с помощью взрывобезопасной системы измерения**

| Перечень работ                                          | 2008  | 2009  | 2010  |
|---------------------------------------------------------|-------|-------|-------|
| Количество обследованных компрессорных станций          | 16    | 9     | 21    |
| Длина обследованных труб, м                             | 2411  | 1098  | 1593  |
| Объем контроля:<br>визуальный и обмер сварных швов, шт. | 2411  | 1098  | 1593  |
| ультразвуковой контроль всех труб, м                    | 23893 | 21516 | 25488 |
| Обнаруженные дефекты, шт.<br>в сварном шве              | 205   | 89    | 249   |
| в теле трубы                                            | 671   | 656   | 1466  |
| Незамедлительно требуется ремонт тела трубы             | 273   | 72    | 75    |

Благодаря различным взрывобезопасным системам измерения, установленным на работе, можно получить информацию о состоянии внутренней поверхности трубы, положении и виде сварных швов на основании визуального контроля; возможных подрезов, внутренних дефектах, а также трещинах и загрязнениях вследствие ультразвукового контроля; коррозии поверхности и измерении толщины стенки или глубины эрозии; данных технического состояния системы труб с целью определения необходимости ремонта или замены участков труб.

С помощью этой системы в 2004–2010 гг. было обследовано 130 км труб и трубных решеток. В результате выявлено и отремонтировано более 500 различных опасных дефектных мест. Каждый из них мог привести к взрыву газа. Перечень работ за период 2008–2010 гг., проведенных с помощью взрывобезопасной системы, представлен в таблице.

В Санкт-Петербурге организовано обучение работе с этой системой на опытном стенде со встроенными трубами с различными дефектами, на котором прослеживаются особенности работы системы в реальных условиях (рис. 2).



Рис. 2. Опытный стенд с искусственными и естественными дефектами

На рис. 3 приведены встречающиеся на практике дефекты труб. Предусмотрено усовершенствование автоматической диагностической системы таким образом, чтобы на длине до 1000 км достичь производительности минимум 80 пог. м/ч, получая при этом изображение в формате 3D.

Применение данной диагностической системы позволяет значительно сэкономить средства по сравнению с методом, когда пораженные участки трубы вскрываются со всеми соответствующими рабочими этапами. Опыт, накопленный при разработке комплексной дистанционно управляемой диагностической системы для газовой промышленности и энергетики, можно использовать при разработке автоматизированных систем для диагностики и восстановления АЭС.

**Разработка технологии диагностики и ремонта оборудования АЭС с использованием сварки.** В рамках предусмотренной ревизии реактора № 1 на Билибинской АЭС (рис. 4) (Россия) были обнаружены дефекты в так называемом биологическом защитном экране, заключенном во внешнюю и внутреннюю стальную оболочку.

Поскольку речь идет о пространстве, критическом с точки зрения безопасности, труднодоступном и угрожающем облучением, была разработана роботизированная технология, позволяющая выполнять ремонтные работы на стальной оболочке с внутренней стороны биологической защиты. Мощность Билибинской АЭС (48 МВт) — это наименьшая из работающих в мире АЭС в зоне вечной мерзлоты. На ней установлено 4 кипящих графитовых канальных реактора [1].

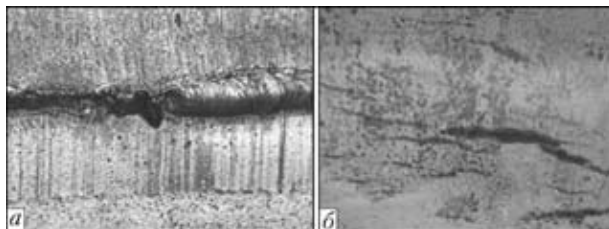


Рис. 3. Виды дефектов: а — дефекты соединения в корне сварного шва (труба  $D = 1000$  мм,  $s = 16$  мм); б — подобный трещине дефект длиной 1,5...4,0 мм (труба  $D = 10000$  мм,  $s = 14$  мм)



Рис. 4. Внешний вид реактора № 1 Билибинской АЭС [2]



Рис. 5. Опытный стенд из стали S 223 толщиной 20 мм

Отключение реактора Билибино-1, введенного в строй в 1974 г., запланировано на 2019 г. Внутренняя оболочка биологической защиты выполнена из нелегированной стали S 255 (Ст.3) толщиной 20 мм. Была поставлена задача обследовать внутреннюю стенку защитной емкости с точки зрения наличия дефектов, классифицировать их и устранить. Процесс сварки в защитном газе порошковой проволокой был выбран при выполнении ремонта прежде всего потому, что этот способ легко поддается автоматизации. Отремонтированные места должны были гарантировать герметичность. В связи с необходимостью заваривать дефектные места в вынужденных пространственных положениях использовали бесшовную рутиловую порошковую проволоку с быстрозатвердевающим шлаком.

Все применяемые системы, приборы и присадочные материалы нуждались в допуске соответствующих органов атомной энергетики Российской Федерации. Перед началом ремонта проводилась всесторонняя подготовка. Ремонт включал диагностику поверхности на предмет выявления возможных дефектов; определение вида дефектов; подготовку дефектных мест для последующей восстановительной наплавки; выполнение наплавки.

Для предварительных опытов были созданы натурные опытные стенды, позволяющие отрабатывать отдельные этапы работы и определять все необходимые параметры управления (рис. 5).

Для измерения толщины слоя поверхности металла стальной стенки, поврежденной коррозией, применяли электромагнитно-акустический сенсор, функционирующий без контактной жидкости. Для визуального контроля использовали специальные хорошо освещенные камеры.

В рабочей зоне разработан специальный дистанционно управляемый робот (рис. 6), на котором закреплен измерительный и рабочий инструмент. Робот, состоящий примерно из 1000 отдельных деталей, может перемещаться вертикально и горизон-



Рис. 6. Внешний вид робота с электромагнитно-акустическим сенсором (а), инструментом для абразивной зачистки (б) и сварочной горелкой (в)

тально, распознавать и преодолевать различные препятствия, например, усиление в стенке.

Наиболее трудной оказалась задача обеспечения подачи проволоки. Во-первых, порошковую проволоку необходимо транспортировать на расстояние до 20 м, а во-вторых, гарантировать стабильное горение сварочной дуги. В отраслевом институте атомной промышленности всего было сварено и протестировано более 400 образцов.

В результате предложены следующие оптимальные параметры режима сварки: скорость подачи проволоки 2,7...3,5 м/мин; сварочный ток 110...130 А; сварочное напряжение 21 В; скорость сварки 4 см/мин; амплитуда колебания в положении, когда вертикальный угловой шов снизу вверх, 50 мм, в нижнем положении 20 мм; защитный газ M21 (75 % Ar + 25 % CO<sub>2</sub>); усиление шва 2...4 мм; производительность плавления 1,5...2,0 кг/ч.

В связи со специфическим для ведения процесса сварки диаметром сварочным кабелем (диаметр 16 мм<sup>2</sup>) дуга могла гореть только 1,5–2 мин, после чего требовалось охлаждение. На

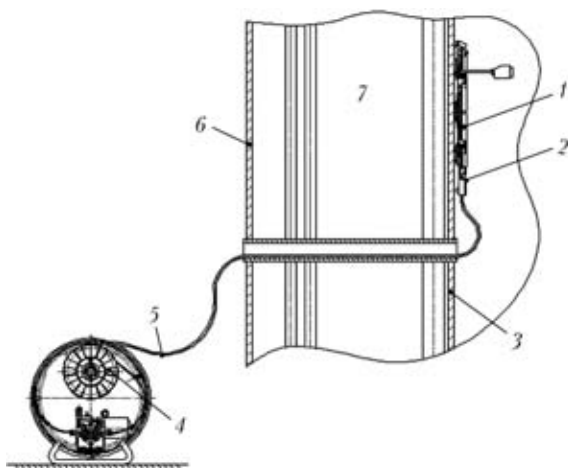


Рис. 7. Схема сварки на внутренней стенке биологического защитного экрана: 1 — ремонтный робот; 2 — приспособление для равномерной подачи проволоки; 3, 6 — соответственно внутренняя и внешняя стальная стенка; 4 — механизм подачи проволоки; 5 — канал для подачи проволоки; 7 — биологическая защита из бетона

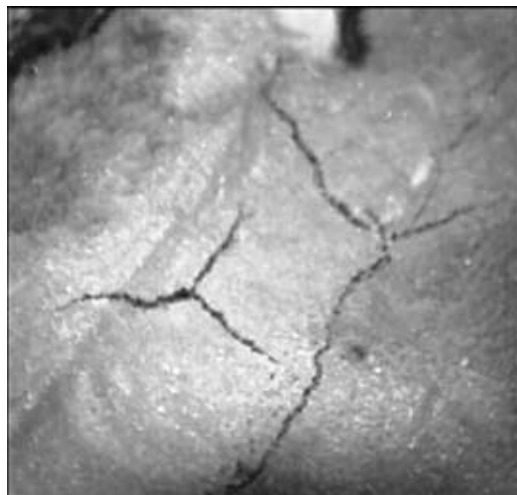


Рис. 8. Внешний вид дефекта № 11 — сеть трещин в соединительном шве между двумя секциями (×2)

рис. 7 схематически представлена рабочая ситуация при ремонте стальной стенки наплавкой.

После подготовительных работ, касающихся в основном последовательности проведения ремонта, систему впервые применили в Билибино. Вначале исследовали внутреннюю стальную стенку. Анализ обнаруженных дефектов показал определенные отклонения от величин, указанных заказчиком при постановке задачи ремонта. Установлено, что вследствие коррозии откололись слои толщиной до 5 мм вместо максимальных 2 мм. Расстояние от биологического защитного экрана до корпуса реактора всего 408 вместо 420 мм. Высота ступеней между отдельными секциями стальных пластин на внутренней стенке достигала вместо 10 до 18 мм. Кроме того, в шлюзовой зоне робота обнаружены не указанные в документации трубочки для термпар. Все приведенные отличия требовали обязательной адаптации используемой



Рис. 9. Устраненные наплавкой дефекты на внутренней стальной оболочке (выделенный участок поверхности, где переварена сеть трещин, показанная на рис. 8)

техники. По этой причине дополнительно возник показанный на рис. 6, б робот с инструментом для абразивной зачистки. Скорость зачистки поверхности этой системой была значительно увеличена. Кроме того, после сварки появилась возможность очистить поверхность от шлака и остатков проволоки, приставших при зажигании, что повышает герметичность наплавленных участков. При первой зачистке поверхности внутренней стенки биологической защиты ( $2,5 \text{ м}^2$ ) система выявила 21 дефект. Поскольку при любой технологии диагностическая система без абразивной зачистки не могла обнаружить десятки поверхностных дефектов, явно видно преимущество усовершенствованной системы очистки. Трещины, обнаруженные в сварном шве между двумя секциями внутренней стальной стенки (рис. 8), можно устранить наплавкой. Поскольку после первого слоя наплавки дефект не был полностью устранен, то процесс следовало повторить. При этом применили новую концепцию абразивной зачистки поверхности.

Поверхности пораженного участка после сварки, представленного на рис. 9, были устранены с помощью наплавки.

В октябре 2010 г. отдел концерна «РОСАТОМ», ответственный за эксплуатацию установки в Билибино, провел приемку ремонтных работ и запустил реактор.

## Выводы

1. Создана универсальная роботизированная система небольших размеров, которая может размещаться в принудительном положении в замкну-



том пространстве под воздействием радиоактивного излучения. Эта система может применяться для диагностики, измерения толщины стенки, визуального контроля, сварки или наплавки с целью обеспечения герметичных соединений, выполнения работ по зачистке поверхности от шлака, коррозионных повреждений или краски.

2. С помощью разработанной системы осуществляется зачистка поверхности внутренней стальной стенки биологического защитного экрана пло-

щадью 2,5 м<sup>2</sup>. При этом выявлено 10 или более трещин, которые можно подвергать ремонту.

3. Разработана технология исправления трещин и герметизации поврежденных мест путем одно- или многослойной наплавки.

4. Приобретенный при ремонте опыт послужит основанием для дальнейших работ по обеспечению безопасности Билибинской АЭС, а также других АЭС концерна «РОСАТОМ».

1. <http://atomas.ru/rosatom/safety-gp.html>.

2. <http://atomas.ru/rosatom/bilibino.html>.

There exists a multitude of cases of breakdown of parts of components or complete systems because of untimely detection of their failure. Shown is the possibility of complex repair solutions in safety-critical cases, including difficult-of-access zones of industrial plants in Russia. These are complex automated and partially remotely controlled systems made in Russia and applied in the field of gas and power engineering.

Поступила в редакцию 05.04.2012

## **ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ ДИСПЕРСИОННОГО ЛОКАЛЬНОГО УКРЕПЛЕНИЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ ЛОПАТОК ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ**

*Научно-исследовательская работа по указанной теме была завершена в 2011 г. в Институте электросварки им. Е. О. Патона (руководитель темы — академик НАН Украины К. А. Ющенко).*

*Обоснован выбор перспективных износоустойчивых материалов для локального укрепления контактных поверхностей лопаток. Изготовлены исследуемые материалы на базе никелевых жаропрочных сплавов ЖС32 и IN738, содержащие 30 об. % Ti (19 мас. %) в виде слитков и порошковых композиций, полученных механическим легированием.*

*С помощью методов электроискрового нанесения покрытий, микроплазменной наплавки и реакционно-диффузионной сварки испытана технология локального нанесения материалов для укрепления контактных поверхностей лопаток.*

*Металлографические исследования полученных сплавов и образцов наплавленного металла из исследуемых износоустойчивых материалов указывают на равномерное распределение упрочняющей карбидной фазы TiC в основной матрице, имеющей размеры в пределах 0,2...30 мкм. Следует ожидать увеличения контактной износоустойчивости новых материалов в 1,5...2 раза по сравнению с серийными технологиями и материалами.*



## ОЦЕНКА КАЧЕСТВА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ НАПЛАВКИ ДЕТАЛЕЙ ПОДВИЖНОГО СОСТАВА ЖЕЛЕЗНЫХ ДОРОГ

**В. В. АРТЕМЧУК**, канд. техн. наук

(Днепропетр. нац. ун-т ж.-д. трансп. им. акад. В. Лазаряна)

Рассмотрены факторы, влияющие на качество технологического процесса наплавки. Представлены результаты анализа причин, вызывающих появление дефектов и отклонений от требуемых механических свойств. Показано, что одним из важных факторов, влияющих на надежность технологического процесса наплавки, являются его электрические режимы, параметры которых зависят не только от установленных наплавщиком-оператором, но и от качества питающей электрической энергии. Рассмотрено влияние параметров режима на надежность процесса многослойной наплавки.

*Ключевые слова:* дуговая наплавка, детали железнодорожного транспорта, качество наплавки, надежность технологического процесса наплавки, восстановление

Повышение качества технологических процессов изготовления различных деталей — актуальная и важная проблема для всех сфер производства. Отклонения от заданных параметров технологического процесса за пределы допустимого приводят к браку детали. Эта проблема особенно актуальна в ремонтном производстве, где в силу его специфики не всегда удается обеспечить высокое качество восстановленных деталей.

Ремонтное производство включает ряд технологий, одной из которых является непосредственный процесс восстановления деталей. В настоящее время при восстановлении одной из наиболее востребованных является технология наплавки.

Исследованиям процессов наплавки посвящено большое количество работ, во многих из которых проанализированы причины возникновения дефектов и даны рекомендации по их предотвращению [1–7], однако оценке влияния различных составляющих технологического процесса наплавки на качество наплавляемой детали в целом уделяется, на наш взгляд, недостаточное внимание.

Целью настоящей работы является оценка влияния отдельных этапов технологического процесса наплавки на качество наплавляемых деталей подвижного состава железных дорог.

Оптимальный технологический процесс наплавки должен обеспечивать заданные свойства и качество наплавленных слоев, при этом дефекты в них не должны выходить за пределы, допустимые регламентирующей документацией. Главными факторами, влияющими на эти показатели процесса наплавки (рис. 1), являются качество пред-

варительной подготовки наплавочных материалов и наплавляемых поверхностей деталей; химический состав основного и наплавленного металлов; их свариваемость, физико-механические свойства и структура, а также их изменения при наплавке; режимы наплавки; предварительный подогрев и термическая обработка после наплавки; финишная обработка наплавленных деталей.

Рассмотрим более подробно показатели, определяющие качество наплавленных деталей. Наибольший интерес представляют твердость, износостойкость и усталостная прочность. Указанные показатели выбраны из следующих соображений: износостойкость и усталостная прочность главным образом определяют ресурс деталей, а твердость связана с другими механическими свойствами и при этом наиболее легко определяется в промышленных условиях. При оптимальном выборе наплавочных материалов эти показатели должны удовлетворять требованиям технической документации. В противном случае они сразу переходят в разряд недопустимых.

Согласно ГОСТ 30242–97 дефекты сварки разделяют на следующие группы: трещины, поры (полости), несплавления и непровары, твердые включения, нарушение формы шва и др.

Получить идеальный без дефектов наплавленный слой сложно, однако необходимо минимизировать количество и размеры дефектов, а также

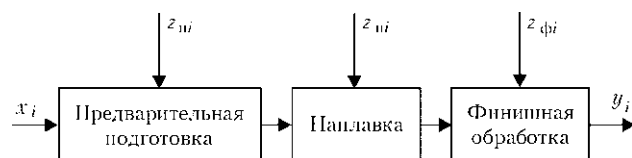


Рис. 1. Структурная схема процесса наплавки ( $x_i$ ,  $y_i$  — соответственно входные и выходные факторы;  $z_{пi}$ ,  $z_{нi}$ ,  $z_{фi}$  — соответственно факторы предварительной подготовки, наплавки и финишной обработки)





Рис. 2. Структурная схема оценки качества и надежности технологического процесса наплавки

выделить допустимые дефекты. Как показывает практика, во многих случаях дефекты появляются вследствие отклонений от установленных режимов процесса наплавки. Для определения качества процесса наплавки систематизируем причины, вызывающие рассмотренные выше дефекты. Согласно [1–6] основными причинами, приводящими к появлению дефектов при наплавке, являются некачественная подготовка материалов и поверхности восстановительной детали; неправильно подобранные сочетания материалов; нарушение технологии наплавки; неправильно выбранные режимы наплавки.

Перечисленные причины появления дефектов главным образом связаны с квалификацией и опытом разработчиков, технологов и наплавщиков.

Электрические режимы наплавки оказывают решающее влияние на структуру и свойства наплавленного слоя, а также появление дефектов. В структурной схеме, представленной на рис. 2, в блоке допустимых дефектов не указаны их размеры, поскольку они для конкретной детали зависят от условий ее эксплуатации и указываются в соответствующей технической документации. Основные причины в обобщенном виде, приводящие к недопустимым дефектам, формулируются так: «неудовлетворительная подготовка поверхности детали», включающая характеристику качества очистки и механической обработки при подготовке поверхности детали под наплавку, «неудовлетворительный предварительный подогрев перед наплавкой» — недостаточный или отсутствие подогрева детали при необходимости данной операции, «отклонение от рациональных режимов наплавки детали» — нарушение режимов по напряжению, току и скорости наплавки, по надежности подачи флюса или защитных газов, по соблюдению шага наплавки, вылету электрода, а также его смещению с зенита (последнее — при автоматической наплавке цилиндрических деталей).

В соответствии с представленной структурной схемой оценки качества технологического процесса наплавки (рис. 2) и выбранной системой соответствующих показателей проведен сбор данных по качеству наплавленных деталей на элек-

тровоэлектромонтажном заводе, в локомотивных депо с объемом текущего ремонта ТРЗ и вагонных депо в течение одного года. Анализ подвергали детали автосцепного устройства, пятникового узла грузовых вагонов, шкворневые узлы, цилиндрические детали типа «вал» тормозной рычажной передачи, рессорного подвешивания и др. В объеме этих наблюдений была создана база данных для последующего статистического анализа.

В математическом плане исследуемый объект описываем набором показателей  $\Omega = \{x_1, x_2, \dots, x_N\}$ , информацию о которых представим в виде матрицы экспериментальных значений  $X$ :

$$X = \begin{bmatrix} x_{11} & x_{12} & \dots & x_{1N} \\ x_{21} & x_{22} & \dots & x_{2N} \\ \dots & \dots & \dots & \dots \\ x_{M1} & x_{M2} & \dots & x_{MN} \end{bmatrix},$$

где  $M$  — количество строк, соответствующее количеству наблюдений за определенный промежуток времени;  $N$  — количество столбцов, соответствующих количеству показателей;  $x_{ij}$  — значение  $j$ -го показателя в  $i$ -м наблюдении (в дальнейшем считаем, что  $M > N$ ).

Рассмотрим основные моменты первичного анализа данных, поскольку этот этап моделирования существенно влияет на дальнейшую точность оценки качества технологического процесса.

В процессе обработки экспериментальных данных были определены трудности, обусловленные разной размерностью выбранных показателей, отсутствием некоторых данных, наличием подозрительных значений наблюдаемых показателей. Важным моментом анализа является проверка данных на наличие «всплесков» с их последующей обработкой. Цензурирование данных (устранение эффекта выбросов) производится с помощью либо удаления этих точек из данных, либо с помощью применения методов оценки параметров, устойчивых к грубым отклонениям (например, метод наименьших модулей).

В качестве процедур цензурирования используют следующие [8]:



# Распределение причин возникновения дефектов и отклонений в механических свойствах при полуавтоматической наплавке порошковой проволокой в среде углекислого газа

| № п/п | Причины появления дефектов и отклонений в механических свойствах             | Доля, % | Коэффициент вариации, % |
|-------|------------------------------------------------------------------------------|---------|-------------------------|
| 1     | Неудовлетворительная подготовка наплавочных материалов и наплавляемой детали | 32      | 23                      |
| 2     | Неудовлетворительный предварительный подогрев или его отсутствие             | 6       | 8                       |
| 3     | Отклонение от режимов охлаждения или термической обработки после наплавки    | 5       | 15                      |
| 4     | Отклонение от рациональных режимов наплавки                                  | 31      | 19                      |
| 5     | Некачественная очистка от шлака при многослойной наплавке                    | 8       | 10                      |
| 6     | Отклонение от рациональных режимов финишной обработки наплавленной детали    | 18      | 18                      |

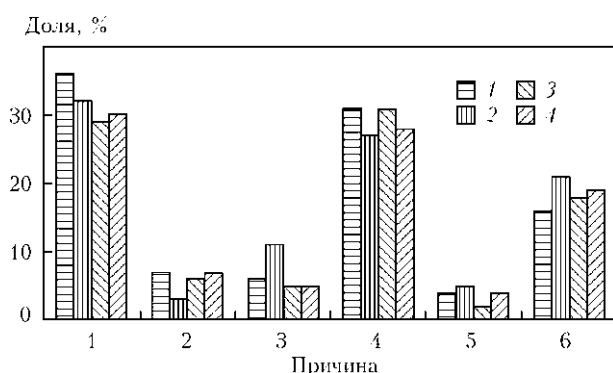


Рис. 3. Распределение причин (1–6 по таблице) появления дефектов и отклонений в механических свойствах в зависимости от способа наплавки: 1 — полуавтоматическая наплавка в среде углекислого газа; 2 — автоматическая наплавка под флюсом; 3 — полуавтоматическая наплавка порошковыми проволоками; 4 — ручная дуговая наплавка

визуализацию данных, когда с помощью графического представления информации устанавливаются закономерности, совершенно неочевидные среди множества значений;

анализ некоторых числовых характеристик исследуемых показателей. Например, о наличии выбросов может свидетельствовать сравнение таких величин, как среднее выборочное и мода, если эти характеристики существенно различаются для выбранного признака (поскольку известно, что среднее выборочное чувствительно к всплескам, а модальное значение исследуемого признака характеризуется свойством робастности);

правило «трех  $\sigma$ », если подтверждаются гипотезы о нормальном распределении показателей  $x_i$ :

$$P\{\varepsilon_i < 3\sigma_i\} = 0,9973,$$

где  $\varepsilon_i = x_i - \bar{x}_i$ ;  $\bar{x}_i$  — среднее выборочное  $x_i$ .

Очевидно, что наиболее простой методикой цензурирования данных является визуализация, однако при большом количестве данных, как в нашем случае, ее применить не представляется возможным. Процедура цензурирования с применением нормального закона также малоэффективна, поскольку требует неоправданных затрат времени, тем более, что рассматриваемые показатели

могут иметь другой закон распределения. Поэтому среди перечисленных методик исключения всплесков наиболее приемлемой оказалась та, которая связана с анализом числовых данных и сравнением среднего выборочного значения с модой по каждому показателю качества.

После выполнения приведенных выше процедур получаем распределение причин появления дефектов и отклонений механических свойств от ожидаемых. В таблице приведено распределение причин возникновения дефектов при полуавтоматической наплавке порошковой проволокой в среде углекислого газа, а на рис. 3 — при основных способах дуговой наплавки.

Как и следовало ожидать, статистический анализ подтвердил, что наиболее стабильное и высокое качество восстановленных деталей обеспечивает автоматическая наплавка под флюсом. Наихудшие показатели по вероятности появления дефектов различного рода имеет ручная дуговая наплавка штучными электродами. Промежуточное положение занимает полуавтоматическая наплавка в защитных газах и открытой дугой самозащитными порошковыми проволоками.

Для всех способов наплавки наиболее существенными показателями, влияющими на ее качество, являются предварительная подготовка наплавляемых деталей и наплавочных материалов, а также режимы наплавки.

Влияние этих факторов находится примерно на одном уровне. Достаточно существенно на качество влияет и механическая обработка наплавляемых деталей. Возможно это связано с тем, что зачастую в депо механическая обработка наплавленных поверхностей производится ручным шлифовальным инструментом.

Для всех способов дуговой наплавки, используемых в железнодорожном ремонтном производстве, указанные причины возникновения дефектов являются доминирующими, хотя и с несколько разными долями влияния. Таким образом, для повышения качества и надежности процесса наплавки именно они подлежат первоочередному рассмотрению и устранению.

## Выводы

1. Статистический анализ показывает, что более высокие показатели качества восстановленных деталей обеспечивает автоматическая наплавка, затем полуавтоматическая в среде защитных газов и открытой дугой самозащитными проволоками, а более низкие — ручная наплавка штучными электродами.

2. Ранжирование причин, приводящих к появлению дефектов и ухудшению качества наплавленных деталей, показывает, что наиболее существенно на эти показатели влияют некачественная подготовка к наплавке наплаваемых деталей и наплавочных материалов, а также отклонения от режимов наплавки.

1. Фрумин И. И. Автоматическая электродуговая наплавка. — Харьков: Metallurgizdat, 1961. — 421 с.
2. Рябцев И. А. Наплавка деталей машин и механизмов. — Киев: Екотехнологія, 2004. — 160 с.
3. *Машиностроение. Технология сварки, пайки и резки.* Т. 3 / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 2006. — 768 с.
4. *Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением* / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1974. — 768 с.
5. Деев Г. Ф., Пацкевич И. Р. Дефекты сварных швов. — Киев: Наук. думка, 1984. — 208 с.
6. Влияние дефектов, возникающих в процессе наплавки, на механические характеристики металла / В. М. Власов, Л. М. Нечаев, Н. Б. Фомичева, Е. В. Фомичева // *Соврем. наукоемкие технологии.* — 2004. — № 1. — С. 9–11.
7. Молодых Н. В., Зенкин А. С. Восстановление деталей машин: Справочник. — М.: Машиностроение, 1989. — 480 с.
8. Крамер Г. Математические методы статистики. — М.: Мир, 1975. — 848 с.

Factors influencing the quality and reliability of the technological process of surfacing are considered. Results of analysis of the causes leading to appearance of defects and deviations from the required mechanical properties are presented. It is shown that one of the important factors. Influencing reliability of the technological process of surfacing, is its electrical mode, parameters of which depend not only on those established by surfacing operator, but also on the quality of supplied power. Influence of mode parameters on reliability of the process of multilayer surfacing is considered.

Поступила в редакцию 30.03.2012



## IX МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ПРОГРЕССИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ЖИЗНЕННОГО ЦИКЛА АВИАЦИОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ И ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК»

24–29 сентября 2012 г.

Украина, г. Запорожье–Алушта

### Тематика конференции:

- двигатели аэрокосмических летательных аппаратов и энергетических установок;
- повышение долговечности деталей машин методами поверхностного деформационного упрочнения;
- нетрадиционные методы обработки труднообрабатываемых материалов;
- защитные покрытия для деталей энергетических установок;
- методы ремонта и восстановления деталей;
- методы диагностики, неразрушающего контроля и испытаний ответственных деталей и двигателей летательных аппаратов;
- расчет и прогнозирование ресурса деталей и двигателей летательных аппаратов;
- экспертиза разрушений элементов конструкций;
- методы исследования характеристик поверхностного слоя.

Контакты: тел.: (061) 769-82-69; тел. моб.: (067) 261-96-50

E-mail: nat76sah@rambler.ru

Skupe: nata76sah



## ТРЕХФАЗНЫЙ ИНВЕРТОРНЫЙ ИСТОЧНИК ПИТАНИЯ С НЕПОСРЕДСТВЕННЫМ ПРЕОБРАЗОВАНИЕМ И ПОВЫШЕННЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ МОЩНОСТИ

**В. В. БУРЛАКА**, канд. техн. наук, **С. В. ГУЛАКОВ**, д-р техн. наук (Призов. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь)

Предложена топология преобразователя с высокочастотной трансформаторной развязкой и трехфазным входом без промежуточного выпрямления входного напряжения. Применение принципа непосредственного преобразования позволяет уменьшить количество элементов в силовой цепи инвертора, повысив тем самым его КПД. Кроме того, с помощью применения специального алгоритма управления ключами возможно достижение входного коэффициента мощности, близкого к единице.

*Ключевые слова:* дуговая сварка, инверторный источник питания, коэффициент мощности, моделирование, непосредственное преобразование

Современные тенденции развития сварочных источников питания определяют повышенные требования к таким показателям, как эффективность преобразования, мощность на единицу объема, коэффициент мощности (КМ), качество и динамика стабилизации выходных параметров (тока или напряжения). Такому набору требований в наибольшей мере соответствуют источники питания с высокочастотным преобразованием.

Большинство современных инверторных источников выполнены по схеме двойного преобразования [1]: сетевое напряжение выпрямляется неуправляемым, управляемым или активным выпрямителем, сглаживается и затем поступает на DC-DC преобразователь, выполненный по однотактной [2], полумостовой или мостовой схеме.

К недостаткам таких источников относятся не-синусоидальный характер входного тока (исключение составляют источники с активным корректором КМ, где расплатой за низкий коэффициент гармоник входного тока является сниженный на 2...3 % КПД), наличие высоковольтного электролитического конденсатора большой емкости в цепи постоянного тока, что создает проблемы его начального заряда при включении источника и увеличивает габариты и массу источника.

В работе [3] предложен вариант однофазного сварочного источника, в котором исключена функция выпрямления входного напряжения (применен четырехтранзисторный прерыватель переменного напряжения и низкочастотный (50 Гц) трансформатор с малым рассеянием). Источник имеет хорошие результаты по КПД и КМ, но использование низкочастотного трансформатора ведет к ухудшению массогабаритных характеристик устройств, использующих подобный принцип регу-

лирования. Кроме того, при необходимости сварки на постоянном токе в однофазных источниках в любом случае приходится применять накопитель энергии, обеспечивающий горение дуги в моменты перехода сетевого напряжения через нуль. Это может быть конденсатор фильтра или выходной дроссель. В работе [3] также обозначена перспективная задача создания трехфазных источников с разделительным высокочастотным трансформатором и непосредственным преобразованием.

В настоящей работе предлагается схемная реализация устройства, использующая современные достижения в области схемотехники матричных непосредственных преобразователей частоты [4] с высокочастотной трансформаторной развязкой.

Источник (рис. 1) состоит из входного LC-фильтра ( $L1-L3$ ,  $C1-C3$ ), шести двухнаправленных управляемых ключей  $S1-S6$ , высокочастотного разделительного трансформатора  $T1$ , выходного мостового выпрямителя  $VD1$ ,  $VD2$  и сглаживающего дросселя  $L4$  [5]. Схема представляет собой матричный преобразователь с трехфазным входом и двухфазным выходом.

При работе преобразователя первичная обмотка трансформатора  $T1$  с высокой частотой попеременно подключается к фазам сети, причем для

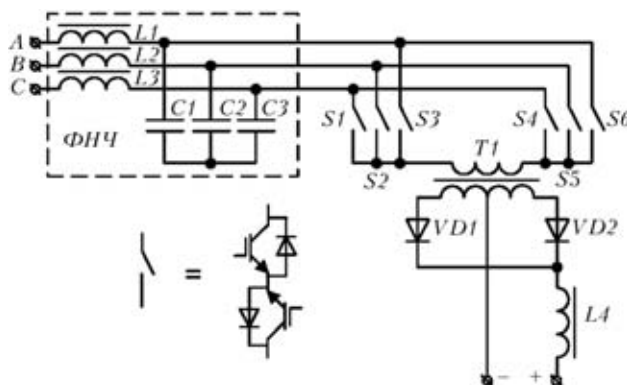


Рис. 1. Схема силовой цепи источника (обозначения см. в тексте)

предотвращения межфазных замыканий в каждый момент времени открыт только один ключ из группы  $S1-S3$  и один из группы  $S4-S6$ . Конденсаторы  $C1-C3$  сглаживают импульсные выбросы напряжения в моменты переключения ключей. Последовательность переключения и скважности выбираются так, чтобы за период переключения среднее значение напряжения на первичной обмотке  $T1$  было равно нулю:

$$\int_0^{T_{sw}} u_{T1} dt = 0, \quad (1)$$

где  $u_{T1}$  — напряжение на первичной обмотке  $T1$ ;  $T_{sw}$  — период переключения.

Это условие необходимо для предотвращения подмагничивания и насыщения магнитопровода  $T1$ . При этом на выходе мостового выпрямителя напряжение равно  $|u_{T1}/K_{T1}|$ , где  $K_{T1}$  — коэффициент трансформации  $T1$ . Среднее (за период переключения) выходное напряжение определим с учетом выходного фильтра  $L4$

$$U = \frac{1}{T_{sw}} \int_0^{T_{sw}} \left| \frac{u_{T1}}{K_{T1}} \right| dt. \quad (2)$$

Таким образом, изменив порядок подключения  $T1$  к фазам сети (соблюдая при этом условие (1)), можно управлять выходным напряжением и, что немаловажно, формой входного тока.

Время подключения трансформатора к фазам  $A, B, C$  обозначим  $t_a, t_b, t_c$ , а скважности по отношению к фазам  $A, B, C$  соответственно  $D_a = t_a/T_{sw}, D_b = t_b/T_{sw}, D_c = t_c/T_{sw}$ . Тогда для входных токов рассматриваемого преобразователя можно записать:

$$\begin{aligned} i_a &= I_H D_a \text{sign}(u_a), \\ i_b &= I_H D_b \text{sign}(u_b), \\ i_c &= I_H D_c \text{sign}(u_c), \end{aligned} \quad (3)$$

где  $I_H$  — приведенный к первичной стороне ток нагрузки;  $u_a, u_b, u_c$  — фазные напряжения сети.

Для обеспечения КМ, близкого к единице, необходимо, чтобы входной ток в каждой фазе был пропорционален соответствующему фазному напряжению. Это может быть достигнуто путем выбора скважностей следующим образом:

$$D_a = \gamma |u_a|, D_b = \gamma |u_b|, D_c = \gamma |u_c|, \quad (4)$$

где  $\gamma$  — коэффициент, определяющий выходное напряжение.

Среднее напряжение на первичной обмотке трансформатора за время  $T_{sw}$  определяется как

$$U_{T1} = u_a D_a + u_b D_b + u_c D_c, \quad (5)$$

причем знак этого напряжения определяется номерами включенных ключей. Подставив (4) в (5), получим

$$U_{T1} = \gamma(u_a^2 + u_b^2 + u_c^2) = 1,5\gamma U_{\text{фм}}^2, \quad (6)$$

где  $U_{\text{фм}}$  — амплитуда фазного напряжения сети.

Таким образом, при соблюдении условия (4) можно добиться КМ источника, близкого к единице. Кроме того, из (6) следует еще один важный вывод: на выходе источника отсутствуют пульсации с частотой сети. Это позволяет значительно повысить качество напряжения преобразователя и уменьшить требования к выходному фильтру.

Провели моделирование предлагаемого источника в среде Mathcad. Параметры моделирования:  $L1 = L2 = L3 = 330$  мкГн,  $C1 = C2 = C3 = 4,7$  мкФ, частота переключения 20 кГц,  $\gamma = 1/U_{\text{фм}}$ . Результаты показывают, что во входном токе матрицы ключей присутствует основная гармоника (50 Гц) и гармоники с частотами, кратными частоте переключения (20 кГц). После фильтрации с применением входного фильтра второго порядка в спектре появляются составляющие с частотами, лежащими вблизи резонансной частоты фильтра. В приведенном примере это 4,04 кГц. Общий коэффициент гармоник входного тока составляет 4,4 %. Электрическая схема силовой части источника, соответствующего рис. 1, представлена на рис. 2. Очевидным ее недостатком является большое количество силовых ключей — 12 и сложное управление ими. Для упрощения системы управления и уменьшения количества силовых ключей целесообразно применить метод условного разделения силовой части источника на выпрямитель и преобразователь. Подобная методика часто используется для анализа процессов в матричных преобразователях частоты.

На оптимизированной схеме, приведенной на рис. 3, трехфазный вход выполнен по схеме не-

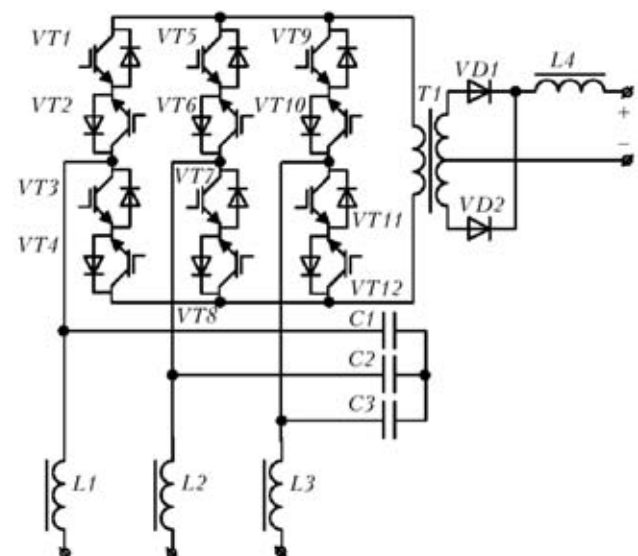


Рис. 2. Принципиальная схема силовой части (по рис. 1)

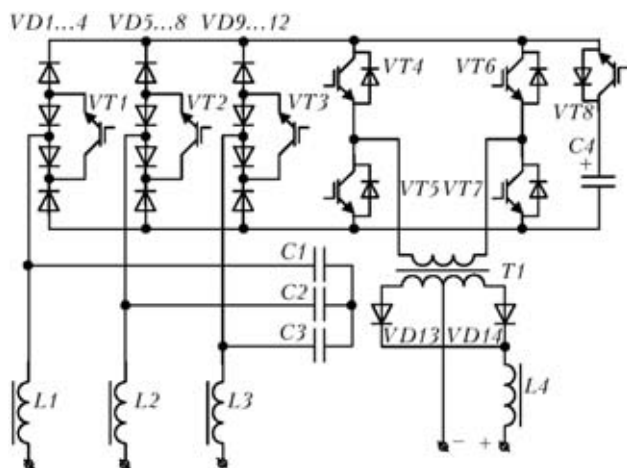


Рис. 3. Оптимизированная схема силовой части

реверсивного выпрямителя с токовым выходом, «раскачка» трансформатора осуществляется мостом  $VT4-VT7$ , а дополнительно введенные элементы  $VT8$ ,  $C4$  служат для ограничения напряжения на транзисторах во время бестоковых пауз между переключениями.

Для проверки теоретических результатов собран экспериментальный маломощный макет источника по схеме рис. 3. Осциллографирование его потребляемого тока, фазного напряжения питания и измерение КМ показали низкий уровень нелинейных искажений кривой тока и высокий КМ — более 0,95. Результаты эксперимента полностью подтверждают работоспособность схемных решений и корректность теоретических положений, представленных в работе.

Схема на рис. 3 может быть реализована с использованием широко выпускаемых силовых модулей для преобразователей частоты, содержащих в одном корпусе силовые транзисторы, и схемы управления и защиты. Так, элементы  $VT1-VT3$  и  $VD1-VD12$  могут быть заменены тремя специализированными силовыми модулями VUI3012N1 (IXYS), а мост  $VT4-VT7$  может быть типа MKI50-12E7 или MKI100-12F8. В качестве диодов  $VD13$ ,  $VD14$  может быть применена сборка MEK600-04DA. Применение указанных силовых модулей

позволит развивать в нагрузке мощность до 15 кВт при питании от сети с линейным напряжением 380...460 В.

При необходимости увеличения мощности могут быть применены более мощные компоненты в силовой цепи. Однако увеличение выходного тока может быть достигнуто и путем параллельного соединения нескольких источников и соответствующей синхронизации их систем управления. Суммирование выходных токов нескольких преобразователей зачастую экономически более выгодно, чем постройка одного мощного источника. Так, три инвертора, выполненные по схеме рис. 3, могут обеспечить выходной ток до 1000...1200 А при рабочем напряжении 30...36 В, что делает возможным их применение в технологиях автоматической сварки. Расстройка в небольших пределах частот переключения отдельных источников позволит снизить спектральную плотность излучаемых электромагнитных помех.

Для формирования управляющих сигналов можно использовать специализированные DSP процессоры (например, ADSP21xx от Analog Devices) или однокристальные микроконтроллеры (например, AVR ATmega или ARM Cortex STM32).

1. Коротынский А. Е. Состояние, тенденции и перспективы развития высокочастотных сварочных преобразователей (Обзор) // Автомат. сварка. — 2002. — № 7. — С. 50–62.
2. Рудык С. Д., Турчанинов В. Е., Флоренцев С. Н. Мощный однотактный преобразователь постоянного напряжения с «мягкой» коммутацией силового ключа // Электротехника. — 1999. — № 4. — С. 55–58.
3. Рудык С. Д., Турчанинов В. Е., Флоренцев С. Н. Перспективные источники сварочного тока // Там же. — 1998. — № 7. — С. 8–13.
4. Itoh J., Iida T., Matsumura D. High efficiency high-frequency link converter with AC/AC direct converter technology // IEEE Trans. Electrical and Electron. Eng. D. — 2007. — 127, № 8. — P. 822–828.
5. Пат. 92420 Україна. МПК H02H 7/09. Трифазний випрямлювач зварювального струму з безпосереднім перетворенням / В. В. Бурлака, С. В. Гулаков; Заявитель і патентоволодар Приазов. держ. техн. ун-т. — № 07499; Заявл. 17.07.2009; Опубл. 25.10.2010, Бюл. № 20.

Topology of a converter with high-frequency transformer decoupling and three-phase input without intermediate rectification of input voltage is proposed. Application of direct conversion principle allows reducing the number of elements in the inverter power circuit, thus increasing its efficiency. In addition, application of a special algorithm of key control allows achievement of input power factor close to a unity.

Поступила в редакцию 04.03.2012

# ВЛИЯНИЕ НАРУШЕНИЙ АКСИАЛЬНОЙ СИММЕТРИИ СВАРОЧНОЙ ПУШКИ НА ПОЛОЖЕНИЕ ФОКУСНОГО ПЯТНА

Чл.-кор. НАН Украины **О. К. НАЗАРЕНКО, В. А. МАТВЕЙЧУК**, инж.  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

В дополнение к известным требованиям к стабильности положения пятна нагрева на изделии, оговоренным международным стандартом ISO 14744-6, рассмотрены нарушения юстировки сварочной электронной пушки и методика их устранения.

*Ключевые слова:* электронно-лучевая сварка, электронная пушка, триодная эмиссионная система, электромагнитная фокусирующая система, нарушения аксиальной симметрии, кроссовер пучка, фокусное пятно, нестабильность размеров и положения, юстировка сварочной пушки

Международный стандарт ISO 14744-6 [1] содержит жесткие ограничения нестабильностей положения фокусного пятна — они не должны превышать  $\pm 0,1$  мм в плоскости, расположенной на расстоянии 300 мм от среза сварочной пушки. Далеко не всегда это требование удается выполнить, и в практике электронно-лучевой сварки возникают два серьезных затруднения:

— если оператор перед сваркой совмещает маломощный (зондирующий) пучок электронов со стыком свариваемых кромок, то при повышении тока пучка до номинального значения фокусное пятно может сместиться, в том числе перпендикулярно к плоскости стыка. Появляется опасность ухода пучка от плоскости стыка, особенно в его корневой части. Поэтому опытный оператор перед сваркой на выводной планке (близко к шву) выполняет так называемый прокол неподвижным пучком номинальной мощности. Если корневая часть прокола расположится на продолжении плоскости стыка, то можно выполнять сварку;

— изменение тока фокусировки также может сместить фокусное пятно в сторону от стыка. Кроме того, поскольку в этом случае пучок электронов падает на изделие под углом, отличным от  $90^\circ$ , возникшая тангенциальная составляющая реакции отдачи паров металла нарушает симметрию верхней части литого металла. Одновременно увеличивается и искажается диаметр фокусного пятна, что ведет к снижению глубины проплавления.

Причина указанных затруднений объясняется нарушениями юстировки или ошибками (согласно терминологии световой и электронной оптики) аксиальной симметрии сварочной пушки из-за неточностей ее изготовления и сборки, локальной намагниченности узлов пушки и изделия. Эти

ошибки обычно устраняют путем юстировочного перемещения фокусирующей электромагнитной линзы или с помощью установленных выше нее двух отклоняющих систем, играющих роль системы юстировки (рис. 1). Только при совмещении осей эмиссионной системы и магнитной линзы, причем во всем диапазоне сварочных токов, положение фокусного пятна на поверхности изделия не изменяется в процессе работы пушки.

Эмиссионная система сварочной пушки, включающая катод, управляющий электрод и анод, формирует сходящийся пучок электронов, минимальное сечение которого — кроссовер — отображается с помощью магнитной фокусирующей линзы в плоскости изделия как фокусное пятно (рис. 1). Термин «юстировка» означает достиже-

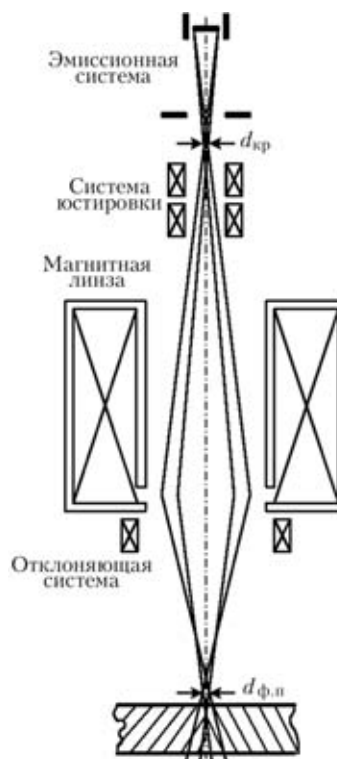


Рис. 1. Схема электронно-оптической системы сварочной пушки ( $d_{кр}$  — диаметр кроссовера пучка;  $d_{ф.п}$  — диаметр фокусного пятна)



ние аксиальной симметрии пушки, т. е. симметрии вращения электрического и магнитного поля.

Ошибки юстировки (иными словами, аберрации первого порядка или осевой астигматизм) в первую очередь проявляются в том, что электронно-оптическая система даже при малом угле сходимости/расходимости пучка не создает точечного изображения кроссовера. Электроны центрального пучка, начальные скорости которых лежат в различных меридиональных плоскостях, испытывают неодинаковое действие преломляющей среды и не пересекают ось в одной точке. Центральная точка кроссовера отображается в плоскости изделия в виде черточки, возрастают поперечные размеры фокусного пятна и нарушается его положение в плоскости изделия.

Вопросам нарушения аксиальной симметрии слаботочных электронно-оптических систем электронных микроскопов, телевизионных приборов, электронных ускорителей посвящено множество публикаций (см., например, [2]). Ошибкам же аксиальной симметрии электронно-оптической системы сварочной пушки, формирующей электронный пучок в широком диапазоне мощностей 1...100 кВт, механизму их влияния на формирование швов, ранее не обсуждавшимся в публикациях, посвящена настоящая работа.

**Механизм нарушения положения фокусного пятна на изделии при изменении токов фокусировки и пучка.** В отличие от стеклянной линзы магнитная линза не только переворачивает изображение (фокусное пятно) относительно предмета (кроссовера) на  $180^\circ$ , но и дополнительно поворачивает его на некоторый угол  $\psi$ . При фокусировке пучок электронов движется в плоскости, вращающейся вокруг магнитной оси, т. е. по спиральной траектории [3].

Если пучок электронов фокусируется системой с аксиальной симметрией, то существование этого поворота не сказывается на размерах и положении пятна. Однако если в результате ошибок аксиальной симметрии кроссовер смещен относительно оси магнитной линзы, именно поворот пучка оказывает влияние на положение фокусного пятна (рис. 2).

Угол поворота  $\psi$  зависит от напряженности магнитного поля в фокусирующей линзе, его конфигурации  $H(z)$  и ускоряющего напряжения  $U_{\text{уск}}$ :

$$\psi \approx \frac{0,148}{\sqrt{U_{\text{уск}} [\text{В}]}} \int_{-\infty}^{\infty} H(z) dz. \quad (1)$$

Например, для магнитной линзы с количеством витков  $N = 1500$  при токе намагничивания  $I_M = 0,66$  А и ускоряющем напряжении 60 кВ поворот пучка составляет

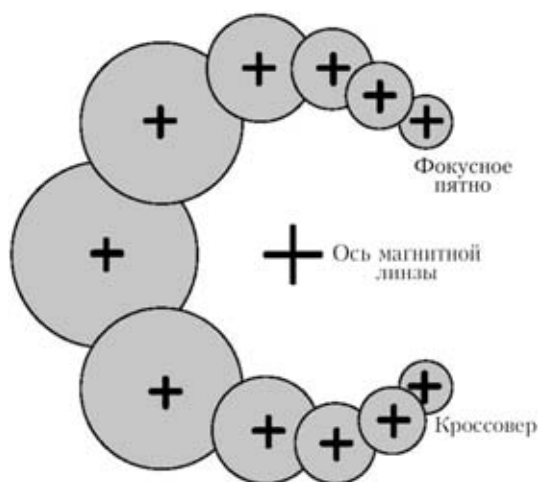


Рис. 2. Проекция траектории пучка на плоскость изделия при смещении кроссовера относительно оси магнитной линзы

$$\psi = 10,7 \frac{NI_M [\text{А}]}{\sqrt{U_{\text{уск}} [\text{В}]}} \approx 43^\circ. \quad (2)$$

Варьирование тока фокусировки или его направления ведет к изменению угла поворота  $\psi$  и соответственно к радиальному смещению фокусного пятна на изделии. Значение этого смещения максимальное в случае изменения направления тока фокусировки и составляет также  $43^\circ$ , но в противоположном направлении. Таким образом, при переключении полярности тока намагничивания сдвиг между двумя точками плавления составит почти  $90^\circ$ .

Нарушение положения фокусного пятна при изменении тока фокусировки максимально проявляется при параллельном смещении осей эмиссионной и фокусирующей систем сварочной пушки. На рис. 3 ось  $A-A'$  эмиссионной системы смещена на расстояние  $\delta$  относительно оси  $O-O'$  магнитной линзы и пересекается с плоскостью изделия в точке  $A$ , а не в точке  $O$ . Кроссовер пучка отображается фокусирующей линзой в точках  $F_1$  или  $F_2$  (в зависимости от направления магнитного поля), лежащих на окружности, которая описана вокруг оси магнитной линзы, причем радиус окружности зависит от увеличения линзы и величины  $\delta$ .

При сварке полярность питания обмотки магнитной линзы, конечно, не переключается, но ток фокусировки может программироваться по ходу процесса, что ведет к смещению фокусного пятна вдоль окружности, на которой оно лежит. При косметическом заглаживании шва путем заглаживания фокуса, например, на 100 мм, что достигается при снижении тока фокусирующей линзы на 0,050 А, угол  $\psi$  согласно выражению (2) уменьшится на  $3^\circ$  и при радиусе окружности 5 мм смещение пучка превысит 0,1 мм и повлияет как на точность совмещения, так и на формирование литой зоны (рис. 4).



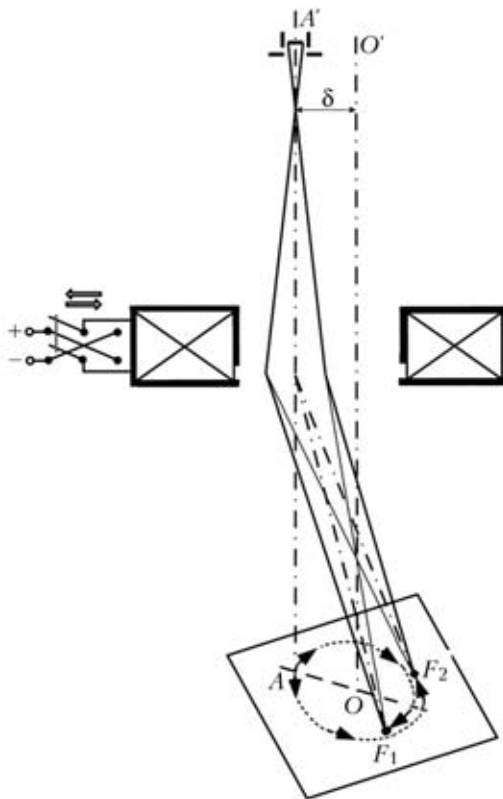


Рис. 3. Схема влияния параллельного смещения осей эмиссионной системы и магнитной линзы пушки на положение фокусного пятна в плоскости изделия. Масштаб отображения пушки и траекторий пучка не соблюдается для наглядности. Обозначения описаны в тексте

Следует отметить, что, как следует из рис. 3 и выражения (2), в случае параллельного смещения осей эмиссионной системы и фокусирующей линзы изменение тока пучка не влияет на положение фокусного пятна в плоскости изделия.

На рис. 5 представлена ситуация, возникающая при наклоне оси эмиссионной системы пушки относительно оси магнитной линзы. Ось эмиссионной системы  $A-A'$  наклонена под углом  $\theta$  относительно оси магнитной линзы и пересекается с плоскостью изделия в точке  $A$ , а не в точке  $O$ . Однако поскольку при малом токе пучка 1...2 мА (т. е. в режиме зондирования) минимальное сечение пучка — кроссовер — находится вблизи катода в точке  $I$  практически на оси магнитной линзы, то кроссовер отображается в плоскости изделия в точке  $O$ , лежащей в плоскости стыка. При номинальном же токе пучка его кроссовер 2 существенно — на десятки миллиметров — отод-

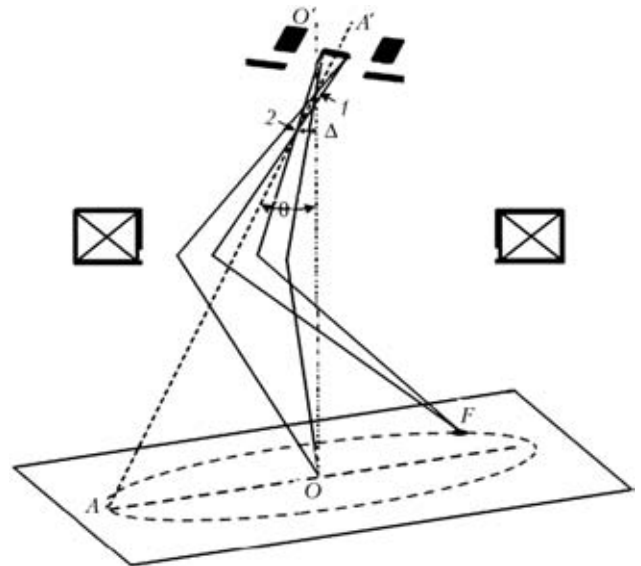


Рис. 5. Схема влияния наклона оси эмиссионной системы пушки относительно оси магнитной линзы на смещение фокусного пятна в плоскости изделия. Масштаб отображения пушки и траекторий пучка не соблюдается для наглядности. Обозначения описаны в тексте

вигается от прежнего положения и оказывается смещенным на расстояние  $\Delta$  относительно оси магнитной линзы. Фокусирующая катушка отображает кроссовер как фокусное пятно в точке  $F$  изделия, куда электронный пучок попадет, вращаясь вокруг оси  $O-O'$ . Видно, что при сварке фокусное пятно окажется смещенным относительно плоскости стыка. Одновременно увеличивается и искажается диаметр фокусного пятна, что снижает глубину проплавления.

Конечно, на практике одновременно может иметь место смещение и наклон оси эмиссионной системы относительно фокусирующей катушки, что дополнительно усложняет юстировку пушки.

**Методика устранения ошибок аксиальной симметрии сварочной пушки.** Прежде чем использовать систему электромагнитной юстировки пушки при обнаружении нестабильности положения фокусного пятна, рекомендуется определить узел пушки, ответственный за эту нестабильность, и попытаться ее устранить путем механической обработки деталей и их размагничивания.

Наиболее эффективна следующая последовательность действий.

1. Проверка аксиальной симметрии электродов самой эмиссионной системы. Наличие смещения

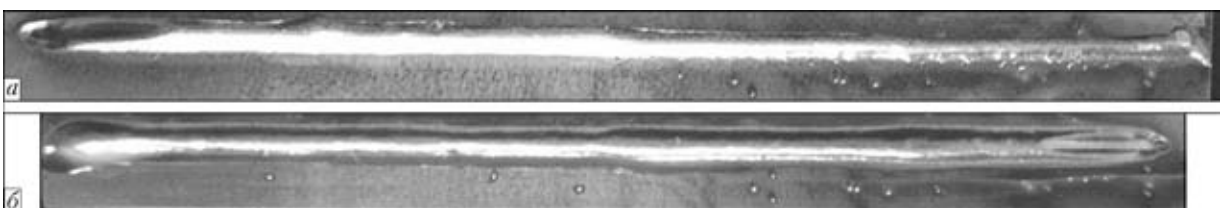


Рис. 4. Несимметричное (а) и симметричное (б) изменение ширины шва в зависимости от значения тока фокусирующей линзы соответственно в плохо и хорошо отъюстированной пушке



Рис. 6. Смещение ионного кратера относительно центра катода

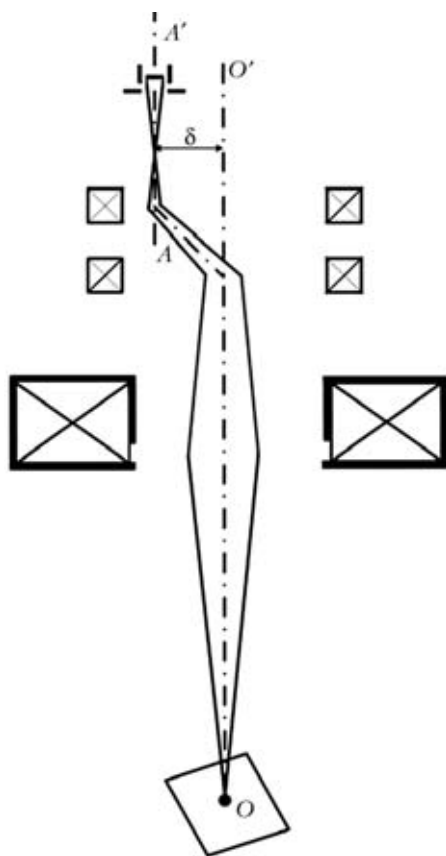


Рис. 7. Принцип спрямления осей эмиссионной системы и фокусирующей линзы с помощью двух отклоняющих систем

ионного кратера относительно центра катода (рис. 6) однозначно свидетельствует о нарушении аксиальной симметрии электродов эмиссионной системы и необходимости их механической доработки.

2. Проверка совмещения геометрической и электронно-оптической осей эмиссионной системы:

— с помощью пучка в режиме зонда получить две оплавленные точки на пластине за счет переключения направления тока фокусирующей катушки;

— повернуть корпус эмиссионной системы относительно исходного положения на угол

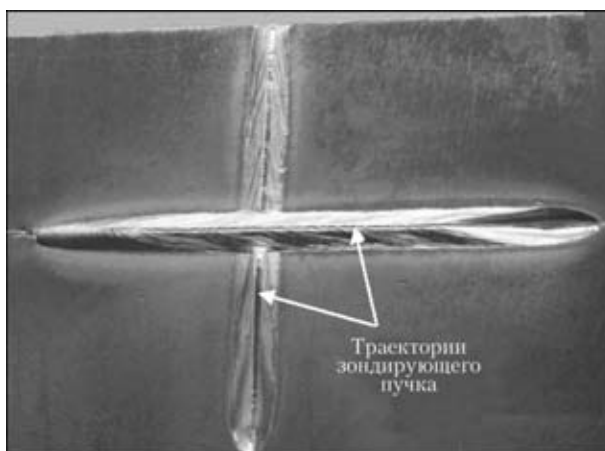


Рис. 8. Точное совпадение траектории зондирующего пучка с серединой швов, выполненных в ортогональных направлениях

$90 \dots 180^\circ$  и снова получить две оплавленные точки на пластине.

Если поворот корпуса не повлиял на расстояние между оплавленными точками и их пространственную ориентацию, это свидетельствует о совмещении геометрической и электронно-оптической осей эмиссионной системы.

3. Проверка совмещения геометрической и магнитной осей фокусирующей системы:

— с помощью пучка в режиме зонда получить две оплавленные точки на пластине за счет переключения направления тока фокусирующей катушки;

— повернуть корпус фокусирующей линзы относительно исходного положения на угол  $90 \dots 180^\circ$  и снова получить две оплавленные точки на пластине для двух направлений тока фокусирующей катушки.

Если поворот корпуса фокусирующей линзы не повлиял на расстояние между оплавленными точками и их пространственную ориентацию, это свидетельствует о совмещении геометрической и магнитной осей фокусирующей линзы.

4. Если после выполнения описанных выше операций не удалось устранить смещение фокусного пятна при изменении тока пучка или тока фокусировки, следует совместить оси эмиссионной и магнитной систем. В случае параллельного смещения указанных осей, как следует из рис. 3, изменение тока пучка не будет влиять на положение фокусного пятна. Асимметрия сварочного пучка будет лишь вызывать смещение и асимметрию литой зоны при изменении тока фокусировки. Если же ось эмиссионной системы наклонена относительно магнитной, то, как следует из рис. 5, изменение тока пучка будет вызывать заметное смещение фокусного пятна.

На этом завершающем этапе производится сведение осей эмиссионной и фокусирующей систем с помощью двух электромагнитных отклоняющих

систем (рис. 7). Возможно использование одного из двух алгоритмов процесса сведения: либо пошаговое сближение двух оплавленных точек на изделии, выполненных при номинальном и минимальном токе пучка, либо перемещение любой из этих оплавленных точек в расчетную точку  $O$  оси магнитной линзы.

Результатом этой операции является совпадение траектории зондирующего пучка с серединой литой зоны, выполненной при номинальном токе пучка в двух взаимно перпендикулярных плоскостях (рис. 8).

## Выводы

1. Основным показателем удовлетворительной аксиальной симметрии электронно-оптической системы сварочной пушки является совпадение траектории зондирующего пучка с серединой литой зоны, выполненной при номинальном токе пучка в ортогональных направлениях.

2. Методику изменения направления фокусирующего тока можно использовать как удобный экспрессный способ предварительной проверки

качества юстировки пушки, как правило, в режиме малых токов пучка.

3. Показателями удовлетворительной аксиальной симметрии собственно эмиссионной системы пушки является отсутствие смещения ионного кратера относительно центра катода и постоянство положения фокусного пятна на изделии при повороте эмиссионного блока вокруг своей оси на угол  $90...180^\circ$ .

4. Аксиальная симметрия фокусирующей линзы подтверждается неизменностью положения фокусного пятна на изделии при повороте линзы вокруг своей оси на угол  $90...180^\circ$ .

5. Заключительным этапом юстировки пушки является спрямление осей эмиссионной системы и фокусирующей линзы с помощью двух последовательно расположенных ниже анода отклоняющих систем.

1. *International Standard ISO 14744-6. Welding — acceptance inspection of electron beam welding machines. — Pt 6: Measurement of stability of spot position. — 2000. — 6 p.*
2. *Глазер В. Основы электронной оптики. — М.: Гостехтеориздат, 1957. — 764 с.*
3. *Кельман В. М., Явор С. Я. Электронная оптика. — М.: Л.: Изд-во АН СССР, 1959. — 372 с.*

In addition to the known requirements to stability of heating spot position on an item specified in international standard ISO 14744-1-6, violations of adjustment of electron beam welding gun and procedure of their elimination are considered.

Поступила в редакцию 27.04.2012

## НОВАЯ КНИГА

**Левченко О. Г., Воробьев В. Д., Шульга Ю. И., Левченко А. О., Лукьяненко А. О. Средства защиты сварщиков: Каталог. — Киев: Екотехнологія, 2012. — 136 с.**

Каталог составлен по материалам, предоставленным производителями средств защиты сварщиков. Состоит из 10 разделов, в которых приведены классификация средств защиты сварщиков, общие сведения о продукции, ее технические характеристики, отличительные черты, информация об эксплуатации средств защиты. В приложениях к каталогу приведена сводная информация об отечественных и зарубежных производителях (названия организаций, адреса, телефоны, электронные адреса), перечень средств индивидуальной защиты (СИЗ), Органов и аккредитованных в системе УкрСЕПРО испытательных лабораторий, которые выполняют работы по сертификации СИЗ, информация о новых ДСТУ по СИЗ.

Предназначен для предприятий различных отраслей производства, использующих сварочные технологии.

Рассчитан на инженерно-технических работников сварочного производства и специалистов по охране труда.



**Каталог можно приобрести в ГП «Редакція журналу «Охорона праці», 02100, Киев-100, ул. Попудренко, 10/1.**

## НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!



*Коллектив Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, редколлегия и редакция журнала «Автоматическая сварка» горячо и сердечно поздравляют с присуждением Государственной премии Украины в области науки и техники за 2011 г. заместителя директора по научной работе, доктора технических наук, академика НАН Украины **Игоря Витальевича Кривцуна***



*(«Создание универсальных транспортных судов и средств океанотехники») и заведующего отделом, кандидата технических наук **Владимира Илларионовича Галинича** («Разработка и внедрение ресурсосберегающих технологий производства специальных сталей»)*

УДК 621.791.009(100)

## МЕЖДУНАРОДНАЯ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННАЯ ВЫСТАВКА «СВАРКА-2012» в САНКТ-ПЕТЕРБУРГЕ

С 15–18 мая 2012 г. в выставочном комплексе «ЛенЭкспо» (г. Санкт-Петербург, Россия) прошла традиционная Международная специализированная выставка «Сварка-2012», которую по праву считают одной из самых представительных в СНГ. Притягательность выставки, проходящей раз в два года, предопределена тем, что в Северо-Западном регионе России и непосредственно в С.-Петербурге сосредоточен огромный научно-промышленный потенциал в таких отраслях, как судо-, энерго- и автомобилестроение, транспорт. Кроме того, Санкт-Петербург — признанный в мире культурный центр.

Выставка была организована ЗАО «ЭкспоФорум» и ИТЦ «Альянс сварщиков Санкт-Петербурга и Северо-Западного региона РФ» при содействии Правительства Санкт-Петербурга, Российского союза промышленников и предпринимателей России (РСПП), компанией «Messe Essen GmbH», Союзом сварщиков Германии (DVS), Обществом машиностроителей Китая.

Основная цель выставки — ознакомить посетителей с современными тенденциями и последними достижениями в области создания и внедрения инновационных технологий, оборудования и материалов в сварочную отрасль, сертификации продукции и подготовки квалифицированных инженерных кадров и рабочих-сварщиков.

На церемонии официального открытия выставки заместитель Генерального консула Германии в Санкт-Петербурге Ф. фон Вейе отметил, что присутствие немецких производителей на российском сварочном рынке имеет важное значение. С ним согласился исполнительный директор доктор К. Миддельдорф: «Для Германии Россия — одна из приоритетных экспортных территорий». Вице-президент выставочной компании «Messe Essen» К. Райх выразил надежду на дальнейшее долгосрочное сотрудничество с ЗАО «ЭкспоФорум».



Первый вице-президент РСПП Санкт-Петербурга В. Иванов отметил актуальность представленных разработок и интерес, проявленный рядом предприятий Санкт-Петербурга к представленному на выставке оборудованию.

Исполнительный директор ЗАО «ЭкспоФорум», генеральный директор ОАО «Ленэкспо» С. Воронков, поблагодарил партнеров по организации выставки за плодотворное сотрудничество и выразил надежду на совместную работу по подготовке сварочных выставок в будущем.

В выставке приняли участие более 170 компаний из 13 стран мира (Россия, Австрия, Беларусь, Венгрия, Германия, Украина, Финляндия, Франция, Италия, Китай, США, Чехия, Швейцария). Более 25 % от общего числа экспонентов составили зарубежные участники, а превалировали российские экспоненты — 104 участника. Россию на выставке представляли организации и фирмы из Санкт-Петербурга и Ленинградской области, Москвы и Московской области, Верхней Пышмы, Екатеринбурга, Ростова, Рязани, Пензы, Челябинска и Южно-Сахалинска. Среди них такие широко известные производители, как «АЛАРМ» (припои и флюсы для высокотемпературной пайки меди и ее сплавов, сталей, алюминия, твердосплавного инструмента), «АЛНА» (дуговое оборудование под торговой маркой «Lincor Semali»), «Волжский машиностроительный завод» (широкий спектр технологического оборудования, в том числе роботизированных комплексов), «ГРПЗ» (инверторные сварочные источники), ПО «Джет» (газосварочное оборудование и запорно-регулирующая арматура), ООО «Инженерный и технологический сервис — ИТС» (ведущий в России производитель и дистрибьютор сварочного оборудования и материалов), ООО «Компания «КОРД» (сварочное инновационное оборудование для дуговой сварки и автогенной резки), «Лабс» (изготовление систем размагничивания), ООО «Линде Газ Рус» (поставщик промышленных и специальных газов), ОАО «Лосиноостровский электродный завод» (крупнейший в России производитель высококачественных электродов), «Орион Гринева» (сменный инструмент для машин контактной сварки и плазменной резки), «ПКТБА» (широкий спектр оборудования для дуговой сварки, наплавки и термической резки), «Плазер» (электросварочное оборудование), «СовПлим» (оборудование для систем промышленной вентиляции), «Спецэлектрод» (высококачественные сварочные электроды), ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» (широкий спектр фундаментальных и прикладных исследований и разработок для создания перспективных образцов техники), «Техникорд» (материалы и оборудование для наплавки и напыления с использованием гибких шнуровых материалов), «Техносвар КС» (производство оборудования для дуговой и контактной сварки), «Шторм-Лорх» (современное



сварочное дуговое оборудование), «Электродный завод» (производитель покрытых электродов и керамических флюсов).

Центральные места в экспозиции выставки были отведены под коллективные стенды Германии (13 компаний), шведского концерна «ЭСАБ», объединившегося с ООО «Сычевский электродный завод», компании «Lincoln Electric», которая приобрела «Торговый дом Межгосметиз» и ООО «Северсталь-метиз сварочные материалы», российской компании «Шторм» совместно с германской фирмой «Лорх», ООО «Инженерный и технологический Сервис — ИТС» (г. С.-Петербург), промышленной группы «ДЮКОН», компаний «КРОН-СПБ», «Сварог», «Кемппи».

Среди немецких компаний были представлены такие известные в мире фирмы, как «Карл Клоос Швайстехник» (производитель роботизированных и автоматических дуговых установок), «Кьелберг Финстервальде Плазма унд Машинен ГмбХ» (изделия и технологии для термической резки, сварки и изменения поверхности деталей). Ряд зарубежных фирм был представлен своими представительствами в России: ООО «Абикор Бинцель Сварочная Техника», «Мессер Каттинг Системс», «Полисуд», «Мессер Эвтектик Кастолин» (все г. Москва), «Мион», ООО «ЭСАБ» (г. С.-Петербург) и др.

При содействии Китайского машиностроительного общества в экспозициях выставки в рамках коллективного национального стенда приняли участие 14 компаний из Китая. Среди них ведущие производители сварочного оборудования, материалов, принадлежностей и средств защиты сварщиков: Hangzhou Kaierda Electric Welding Machine Co., Ltd., 'Changzhou Golden Globe Welding and Cutting EQUIPMENT Co., Ltd., 'Shanghai Zhengte Welding Equipments & Consumables Manufacture Co., Ltd., 'Wuxi Yincheng Science & Technology Co., Ltd., TECMEN Electronics и др.

По словам директора по продажам компании «Ningbo Jinfeng Welding and Cutting Machinery» Ти-ны Лиу, их фирма, являющаяся постоянным участником специализированных московских выставок,



в этом году впервые вышла на петербургский рынок. Представленное фирмой оборудование для плазменной резки привлекло внимание потенциальных партнеров и позволило заключить предварительные договоренности о сотрудничестве с рядом компаний.

Украина на выставке была представлена Краматорским заводом автогенного оборудования «Донмет», Каховским заводом электросварочного оборудования (представительство в России — ЗАО «Каховка», г. Белгород), Институтом электросварки им. Е. О. Патона и его опытным заводом сварочного оборудования (г. Киев).

Многие посетители живо интересовались последними разработками ИЭС им. Е. О. Патона, его участием в сооружении объектов «Евро 2012», темами совместных украинско-российских проектов. Положительная оценка была высказана в адрес издательской деятельности института, в частности, журналов «Автоматическая сварка» и «Сварщик в России» (издается при содействии украинского журнала «Сварщик»), позволяющих получать разнообразную информацию о наиболее актуальных проблемах сварочного производства.

В заседании Клуба главных сварщиков, организованном на стенде Альянса сварщиков, участвовали специалисты ведущих предприятий Северо-Западного региона РФ: ОАО «ПО «СЕВМАШ», ОАО «Адмиралтейские верфи», ОАО «Электросила», ОАО «Газпром», ООО «Техносвар К.С.», ООО «Торговый дом ЛЭЗ», ООО «Эр Ликид», ООО «Консар СПб» и многие другие.

Участники имели возможность провести переговоры, укрепить бизнес-контакты, обсудить тенденции развития отрасли и повышения квалификации специалистов. На презентации инновационных проектов, подготовленной альянсом, были представлены интерактивные программы и тренажеры для обучения сварщиков, а также современные средства защиты.

Центральным мероприятием деловой программы стало пленарное заседание «Современные проблемы повышения эффективности сварочного произ-

водства», посвященное сотрудничеству в сфере промышленной модернизации сварочной отрасли, содействию в области инновационных разработок и внедрению энергоэффективных технологий. В докладе З. А. Сидлина было, в частности, отмечено, что объемы выпуска сварочных материалов на постсоветском пространстве по-прежнему определяются показателями российских и украинских предприятий. Основной их объем составляют сварочные электроды: в России их производство в 2011 г. превысило 160 тыс. т, при этом лидером стал Лосиноостровский электродный завод. Кроме того, в 2011 г. на российский рынок вышли крупнейшие мировые производители сварочных материалов: компания «Lincoln Electric». Благодаря этому эксперты предсказывают не только увеличение объемов производства, но и расширение номенклатуры выпуска. Кроме электродов и проволоки, запланировано производство сварочных флюсов.

Помимо темпов развития сварочной отрасли, на встрече обсудили необходимость развития системы подготовки квалифицированных рабочих. Участники отметили, что особое внимание должно уделяться популяризации технических профессий среди молодежи. Исполнительный директор DVS доктор К. Миддельдорф заявил, что Россия и Европа сегодня остро нуждаются в новых подготовленных кадрах. «123 млн человек задействовано в сварочной отрасли ЕС, а за последний год создано около 2 млн рабочих мест», — добавил он.

На семинаре «Современные достижения и перспективы развития газотермического напыления (ГТН) как технологического процесса» с докладом выступил глава направления газотермического напыления компании «Linde AG» П. Хайнрих. По его словам, при стремительном росте мирового рынка газотермического оборудования (ежегодный рост — 10 %) оборот международного рынка к 2016 г. составит 10 млрд евро. Германия является лидером по применению ГТН в производстве. На втором месте — Великобритания и Франция. «Возможно, со временем и Россия войдет в десятку лидеров, использующих ГТН», — выразил надежду П. Хайнрих.

Традиционно одной из важнейших задач выставки «Сварка» являлось повышение престижа специалистов в области сварки, а также укрепление связей между профессионалами и молодежью. В этом году на выставке состоялся VI Молодежный форум сварщиков, организованный Альянсом сварщиков. В его рамках прошли различные мероприятия для молодежи, одним из которых стало подведение итогов конкурса дипломных проектов среди выпускников кафедр сварки вузов Петербурга.

Другим важным событием стало подведение итогов городского конкурса профессионального мастерства «Сварщик», проведенного в апреле на базе Невского политехнического профессионального ли-



цея, где оценивали технические навыки студентов при проведении сварочных процессов двух видов: ручная дуговая сварка и газовая сварка. Победителями стали Е. Штаюда и Ю. Балтажи. Лауреаты обоих конкурсов получили дипломы и ценные призы. Приглашенный на Молодежный форум исполнительный директор DVS доктор К. Миддельдорф отметил, что в Германии много студентов из России (15 тыс. чел.), но из них лишь 10 % получают инженерные специальности. «У нас не хватает квалифицированных инженеров по сварке», — и подчеркнул, что немецкие предприятия будут рады молодым талантливым специалистам из России.

Традиционно в рамках выставки прошло награждение победителей конкурса «Золотая сварка», учрежденного Альянсом сварщиков и организаторами выставки в 2004 г. В этом году победителями стали компании «Линкольн электрик Россия и СНГ», ООО «Компания «КОРД», ОАО «Лосиноостровский электродный завод», ООО «ИТЦ «Мир сварки», ООО

«ИТС», «Региональный Северо-Западный межотраслевой аттестационный центр НАКС», ООО, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», «Messe Essen GmbH», DVS, «Инсварком», «Кайэрда».

С каждым годом выставочный проект «Сварка» становится все более успешным, а количество участников и посетителей растет. Так, в 2012 г. площадь выставки увеличилась на 10,6 %, а количество участников составило 4 тыс. специалистов (на 6,5 % больше чем в 2010 г.).

В заключение следует отметить, что в целом выставка «Сварка-2012» стала реальным инструментом развития и совершенствования промышленного производства, позволила обменяться обширной информацией, укрепить и установить новые контакты, а также дала импульс творческим поискам специалистам в области сварочного производства.

В. Н. Липодаев, д-р техн. наук,  
Д. В. Коваленко, инж.

УДК 621.791.009(100)

## СЕССИЯ НАУЧНОГО СОВЕТА ПО НОВЫМ МАТЕРИАЛАМ ПРИ КОМИТЕТЕ ПО ЕСТЕСТВЕННЫМ НАУКАМ МЕЖДУНАРОДНОЙ АССОЦИАЦИИ АКАДЕМИЙ НАУК

24–25 мая 2012 г. в Киеве в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины состоялась 17 сессия Научного совета по новым материалам при Комитете по естественным наукам Международной ассоциации академий наук (МААН) на тему «Конструкционные и функциональные материалы для медицины».

В заседании Научного совета приняли участие более 100 ученых и специалистов в области материаловедения от академий наук, вузов и предприятий Беларуси, Казахстана, России и Украины.

24 мая, в первый день работы Научного совета, прошли заседания следующих секций научного совета: «Полимерные материалы», «Материалы на основе титана», «Материалы на основе меди и тяжелых цветных металлов» и «Конструкционные и функциональные наноматериалы для медицины». На секциях были заслушаны и обсуждены более 40 научных докладов, в которых представлены результаты исследований, связанных с получением наноразмерных частиц, изучением их взаимодействия со средой, формированием структур, изучением их свойств и созданием на этой базе нанотехнологий, позволяющие получать материалы с уникальными характеристиками.

25 мая состоялось пленарное заседание Научного совета, которое открыл его председатель, президент МААН, президент НАН Украины, директор ИЭС им. Е. О. Патона академик Б. Е. Патон. В

частности, он отметил, что совет в первые годы своей деятельности уделял основное внимание металлическим материалам, а затем в сферу его деятельности были включены керамические материалы и искусственные полимеры. В 2011 г. была создана новая секция совета «Конструкционные и функциональные наноматериалы для медицины», возглавляемая чл.-кором НАН Украины И. С. Чекманом. Было также принято решение провести в 2012 г. сессию Научного совета на тему «Конструкционные и функциональные материалы для медицины».

Далее академик Б. Е. Патон ознакомил участников сессии с программой и регламентом работы 17-го пленарного заседания, на котором были заслушаны 12 докладов, посвященных широкому кругу проблем в области материаловедения для медицины.

Академик РАН В. М. Иевлев (Воронежский государственный ун-т, РФ) выступил с докладом «Синтез, структура и свойства тонких биоактивных покрытий на основе гидроксилатапата». Он отметил, что при широком спектре подходов к синтезу биоактивных покрытий металлических имплантатов основным коммерческим способом остается струйное плазменное нанесение в силу его высокой производительности. В то же время эти покрытия остаются наименее изученными в структурном ас-

пекте. Для решения этих вопросов необходимо разработать представления на микроскопическом уровне о структуре межфазных границ металл–керамика, а также структуре межзеренных и межфазных границ в керамическом покрытии. Необходимо также провести системные исследования по повышению адгезионной прочности, управлению морфологической организацией покрытий, формируемых физическими методами. При достаточном накоплении данных о закономерностях деформации покрытий будут разработаны представления о микроскопическом механизме пластичности, наблюдаемой в процессе индентирования покрытий с разной структурой.

Академик НАН Украины Б. А. Мовчан (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина) ознакомил присутствующих со схемами и некоторыми параметрами электронно-лучевых технологий получения наноструктурных лекарственных субстанций полимер–металл. Представленные результаты экспериментальных исследований демонстрируют возможность эффективного применения физических процессов испарения и конденсации различных веществ в вакууме для исследования, разработки и производства наноструктурных твердо- и жидкофазных медицинских субстанций и некоторых медицинских препаратов. Полученные в последние годы лекарственные порошкообразные субстанции и препараты с поверхностью, модифицированной наночастицами меди, серебра и железа, переданы заказчикам для дальнейших исследований.

Затем с докладом «Наноматериалы для неинвазивной диагностики одиночных живых клеток» выступил чл.-кор. РАН Е. А. Гудилин (МГУ им. М. В. Ломоносова, Москва, РФ). Наноматериалы позволяют производить экспресс-диагностику при использовании минимального количества анализируемого биологического материала и сохранении его структурной и «химической» информации. Установлено, что наночастицы серебра различной морфологии (нити, стержни, огранные частицы) являются перспективным материалом для диагностики живых клеток. Проведенные исследования позволяют получать наноструктурированные материалы на основе серебра или золота, которые сохраняют свою структуру при контакте с физиологическими жидкостями и клетками. Такие подложки можно использовать для исследования красных кровяных телец оптическим методом — методом гигантского комбинационного рассеяния.

Академик НАН Украины С. А. Фирстов (Ин-т проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, Киев, Украина) выступил с докладом на тему «Новые материалы для медицинского применения». Научно-исследовательские работы биомедицинского назначения, выполняемые в институте, сосредоточены на разработке остеотропных материалов и изделий из них для ортопедии,



стоматологии, онкологии; создании биодобавок, носителей лекарственных препаратов, новых биосовместимых сплавов титана, тантала. В частности, уже разработана керамика на основе диоксида циркония для эндопротезов и скальпелей, создана гранулярная технология получения высокопористых покрытий для эндопротезов и костных имплантатов.

Доклад чл.-кора НАН Беларуси Ю. М. Плескачевского был посвящен проблемам и основным результатам исследований в области биомеханики спорта высших достижений. По мнению автора доклада, биомеханика способствует развитию представлений о закономерностях жизнедеятельности человека, инновациям во всех без исключения технических областях, начиная от средств протезирования и кончая глобальными системами управления и производства. Биомеханика также является научной основой спорта высших достижений. Анализ мышечной активности и гемодинамики позволяет в каждом индивидуальном случае выбрать атравматичную и максимально эффективную адресную тренировочную нагрузку.

Чл.-кор. НАНУ И. С. Чекман (Национальный медицинский ун-т им. О. Богомольца, Киев, Украина) представил доклад «Нанофармакология: научно-практический аспект». Нанофармакология изучает свойства нанопрепаратов, исследует возможность их применения в медицинской практике для профилактики, диагностики и лечения различных заболеваний с контролем биологической активности, фармакологического и токсикологического действия полученных продуктов или медикаментов. В настоящее время исследования по фармакологии органических и неорганических наноматериалов интенсивно проводятся практически во всех странах мира. Уже разработаны лекарственные формы (мази, гели, присыпки, капсулы, сиропы, растворы) нанопрепаратов металлов и их композитов с органическими веществами (антибиотики, аскорбиновая кислота, изониазид), которые составляют основу для дальнейшего изучения и внедрения в медицинскую практику.

Чл.-кор. НАН Украины В. Н. Воеводин (Ин-т физики твердого тела, материаловедения и техно-





логий НАНУ, Харьков, Украина) рассказал о разработке функциональных материалов и устройств из них для решения проблем кардиологии и онкологии. Наиболее распространенными материалами для изготовления постоянных металлических стентов для расширения кровеносных сосудов являются нержавеющая сталь 316 LVM, Co–Cr-сплавы (L605), Ni–Ti-сплавы, Co-сплавы, тантал, платина. В институте проведены исследования зависимости физико-механических, коррозионных свойств и биосовместимости нового класса магниевых сплавов (Mg–Y–Sc–Re) от состава сплавов, режимов их деформации и термообработки. На базе проведенных исследований и сверхчистых легирующих компонентов разработано шесть новых магниевых сплавов, пригодных для материалов сосудистых стентов и шовных материалов для эндохирургии. Разработана лабораторная технология производства капиллярных высокоточных труб, длинномерной моно- и биметаллической проволоки из нескольких металлических материалов. Разработано более десяти типов устройств кардиологического и онкологического назначения и технология производства их опытных партий.

В докладе канд. техн. наук Б. В. Формаковского (ЦНИИ КМ «ПРОМЕТЕЙ», Санкт-Петербург, РФ) были рассмотрены наноструктурированные материалы для медицины на основе функционально-градиентных покрытий. Институт обладает достаточным приборно-методическим обеспечением для исследования физико-химических свойств наноструктур: сканирующий нанотвердомер SuperNanoScan, рентгеновский дифрактометр Bruker, лазерный анализатор частиц Malvern и др. Это позволяет проводить успешные исследования в области создания наноматериалов и разработки нанотехнологий. В институте для нанесения бактерицидных антикоррозионных защитных покрытий на инструменты для общей и полевой хирургии применяют магнетронное и ионно-плазменное напыление. Разработаны также наноструктурированные покрытия из тантала для хирургических операций на сосудах головного мозга без трепанации черепа.

Д-р хим. наук З. Р. Ульберг (Ин-т биокolloидной химии НАН Украины, Киев, Украина) представила на сессии доклад «Научные основы применения биокolloидных систем в нанофармакологии». По мнению докладчика, основные механизмы, определяющие взаимодействие биологических клеток с наночастицами металлов, следующие: пассивная локализация за счет электростатических, координационных и других типов связей; метаболизм – зависящая аккумуляция, присущая только активно метаболизирующим клеткам, с помощью коллоидно-

химических методов в институте получен ряд биобезопасных наночастиц металлов: серебра, золота, железа, меди, висмута, а также наночастицы железа с аскорбиновой кислотой. Биобезопасность всех наночастиц проверена на животных.

Доклад д-ра физ.-мат. наук В. М. Надутова (Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Киев, Украина) был посвящен новым металлическим материалам для потребностей медицины. Среди них приобрели распространение титановые сплавы, полученные по гидридной технологии; магнитомягкий аморфный нанокристаллический сплав; биомеханосовместимый  $\beta$ (Zr–Ti)-сплав и полуфабрикаты для медицинского применения (импланты); магнитные порошковые наноматериалы для медицинских целей и функциональные материалы на основе нанодисперсного гидроксоапатита кальция.

Чл.-кор. РАН С. С. Иванчев (филиал Ин-та катализа им. Г. К. Борескова Сибирского отделения РАН, Санкт-Петербург, РФ) посвятил свой доклад полимерным гидрогелям и лечебным системам на их основе. Полимерные гидрогели — это гидрофильные макромолекулярные системы, способные удерживать значительное количество воды с сохранением при этом свойств, присущих твердым телам (форма, механические модули, характеризующие свойства материала при деформации растяжения и сдвига). Для этих систем характерен широкий диапазон областей применения — сорбенты, мембраны различного типа — газоразделительные, ионообменные, структурообразующие системы носители лекарственных веществ, заменители биологических тканей, материалы для офтальмологических мягких контактных линз, мембран для топливных элементов.

В заключение работы сессии выступил академик Б. Е. Патон. Он поблагодарил докладчиков и участников сессии за плодотворную работу.

Участники сессии имели возможность в ходе дискуссий обменяться мнениями о прочитанных докладах и состоянии работ в области разработки новых материалов в своих странах, оценить работу Научного совета по новым материалам, высказать пожелания по ее улучшению. Проводимые ежегодно сессии Научного совета по новым материалам МААН позволяют сохранять и развивать творческие связи между учеными различных стран, способствуют интенсификации информационного обмена между ними.

Следующая сессия Научного совета по новым материалам МААН запланирована на май 2013 г. в ИЭС им. Е. О. Патона.

И. А. Рябцев, д-р техн. наук

## ШЕСТАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И РОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССАХ»

С 29 мая по 1 июня 2012 г. в пос. Кацивели, Большая Ялта (Украина) на базе Дома творчества ученых «Кацивели» НАНУ была проведена Шестая международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» (MMITWRP-2012). Ее организаторами выступили Национальная академия наук Украины, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ и Международная ассоциация «Сварка». В работе приняло участие более 50 ученых и специалистов из Украины, России, Германии, Польши и Франции. Конференция была организована в виде пленарных и стендовых сессий, ее рабочими языками были русский и английский, кроме того, был обеспечен синхронный перевод докладов.

Во время работы пленарной сессии было заслушано 25 докладов. Открыл конференцию обзорный доклад академика НАНУ В. И. Махненко «*Перспективы развития математического моделирования и информационных технологий в сварке и родственных процессах*» (ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, г. Киев, Украина). В докладе была отмечена тенденция к более широкому использованию коммерческих компьютерных программ при моделировании характерных физических процессов при сварке и родственных процессах. Тем не менее для отдельных актуальных задач разрабатывается соответствующее проблемно-ориентированное программное обеспечение. Чаще всего это связано либо с проблемой продления срока работы ответственных сварных конструкций (например, радиационного распухания материала внутренних корпусных устройств ядерных реакторов и т. п.), либо с большой аварийностью соответствующих конструкций (например, коррозионные повреждения стыков трубопроводов). Естественно, что при этом прогнозные оценки требуют специфических подходов, связанных с механикой деформирования, механикой разрушения и учетом условий эксплуатации. Что касается традиционных тем математического моделирования и информационных технологий, то они обычно дифференцируются по следующим основным направлениям:

- модели деформирования сварного шва;
- напряжения и деформации при сварке;
- вопросы прочности сварных соединений.

Отметим некоторые из докладов, которые дают представление о спектре обсуждаемых вопросов:

*Математические модели вязкого разрушения сварных соединений на основе механизма порообразования* (В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Розынка, Н. И. Пивторак, ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, г. Киев, Украина). Модели вязкого разрушения с учетом образования пор при пластическом течении на металлических включениях либо в матрице из микротрещин, не распространяющихся по механизму скола, предусматривают соответствующие алгоритмы роста пор за счет пластических деформаций и соответствующие перераспределения напряженно-деформированного состояния. В настоящее время интерес к этим моделям обусловлен ростом объемов прогнозных и экспертных оценок для сварных конструкций на основе расчетных оценок предельного состояния. В целом ряде случаев, учитывая тенденцию использования в сварных конструкциях высокопрочных и достаточно пластичных материалов, предельное состояние наступает в условиях вязкого деформирования при жестком напряженном состоянии, способствующих развитию порообразования. В результате разрушение происходит при относительно невысоких пластических деформациях, что резко снижает деформационную способность соответствующих сварных узлов перед разрушением;

*Взаимодействие дефектов несплошности материала в сварных конструкциях* (В. И. Махненко, А. С. Миленин, ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, г. Киев, Украина). При технической диагностике сварных конструкций вопросу взаимодействия выявленных дефектов уделяется достаточное внимание. Разработаны соответствующие алгоритмы для оценки такого взаимодействия, согласно которым это взаимодействие незначительное (при достаточном удалении дефектов друг от друга) либо приводит к снижению несущей способности при соответствующем объединенном действии групповых дефектов. Между тем возможен вариант групповых дефектов, когда их взаимодействие приводит к увеличению несущей способности соответствующего объекта (сварного узла, соединения и пр.);

*Исследование процессов испарения бинарных сплавов в условиях дуговой сварки* (И. Л. Семенов, И. В. Кривцун, А. Т. Зельниченко, ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, г. Киев, Украина). В работе предложена комплексная аналитическая модель испарения бинарного сплава с поверхности расплавленно-



го анода, позволяющая определять состав, газодинамические характеристики плазмы вблизи поверхности металла и характеристики анодного слоя в широком диапазоне температуры поверхности, температуры электронов, состава сплава и плотности тока на аноде. Данная модель включает модели испарения в диффузионном и конвективном режимах, а также модель анодных процессов. Кроме того, сформулирована новая модель Кнудсеновского слоя для бинарной смеси паров, которая содержит корректные с точки зрения кинетической теории выражения балансов массы, импульса и энергии. На основе предложенной комплексной модели проведен численный анализ процессов испарения Al–Mg и Fe–Mn бинарных сплавов в широком диапазоне значений температуры поверхности, температуры электронов и массового содержания примесей (марганца, магния). Определены важные с технологической точки зрения характеристики испарительных процессов: температура кипения бинарного сплава, тепловой и массовые потоки компонент с поверхности расплава, полное газодинамическое давление на эту поверхность, тепловой поток в анод и анодное падение потенциала;

*Эффекты конвективного переноса энергии, импульса и массы в процессах сварки* (В. Ф. Демченко, И. В. Кривцун, И. В. Крикент, ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, г. Киев, Украина). В докладе рассмотрены проблемы и задачи конвективного переноса энергии, импульса и массы, возникающие при математическом описании физических процессов в плазме столба сварочной дуги, сварочной ванне и капле электродного металла. Проанализированы различные объемные и поверхностные силовые факторы, обуславливающие движение расплавленного металла и дуговой плазмы. Особое внимание уделено математическому описанию процесса испарения металла с поверхности расплава и оценивается влияние испарительных процессов на гидро(газо)динамическую обстановку и тепловое состояние столба дуги, сварочной ванны и капли электродного металла. Проведен сравнительный анализ воздействия различных силовых факторов (капиллярная сила, сила вязкого трения плазменного потока о поверхность расплава, подъемная сила Архимеда, электромагнитная сила) на формирование сварного шва в зависимости от условий теплового и электромагнитного взаимодействия плазмы столба сварочной дуги с металлическим анодом (сварочной ванной, каплей электродного металла). Обсуждены перспективные способы активации процессов конвективного переноса энергии и массы в сварочной ванне, обеспечивающие повышенную проплавливающую способность дуговых и комбинированных способов сварки;

*О причинах взрыва капли электродного металла при дуговой сварке Al–Mg проволокой* (И. Кривцун<sup>1</sup>, В. Демченко<sup>1</sup>, И. Семенов<sup>1</sup>, А. Лесной<sup>1</sup>,

М. Бородочев<sup>1</sup>, У. Райзген<sup>2</sup>, О. Мокров<sup>2</sup>, А. Заби-ров<sup>2</sup>, <sup>1</sup>ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, г. Киев, Украина, <sup>2</sup>Институт сварки и соединения, г. Аахен, Германия). Доклад посвящен исследованию причин взрыва капли электродного металла из Al–Mg сплава при сварке МИГ методами математического моделирования. Рассмотрена модель конвективного испарения бинарного сплава при нагреве поверхности расплава выше температуры кипения. Численными расчетами установлено, что в Al–Mg сплаве происходит избирательное испарение магния. Приведены расчетные данные о температуре кипения сплава Al–Mg в зависимости от содержания магния, данные о плотности массового потока магния и плотности теплового потока на испарение сплава в зависимости от температуры и содержания магния на поверхности испаряющегося расплава. Эти данные использованы в математической модели, описывающей процессы тепломассопереноса в капле электродного металла при прохождении импульса сварочного тока. Показано, что в процессе испарения магния его концентрация на поверхности капли снижается, в результате чего уменьшаются потери тепла на испарение, и поверхность капли перегревается до температуры, близкой к температуре кипения алюминия. В результате этого расплав в объеме капли становится перегретым выше температуры кипения, соответствующей данной концентрации магния в сплаве, что приводит к образованию и росту паровых пузырьков разрывающих каплю;

*Расчет распределенных характеристик электрического и магнитного полей в системе электродная проволока–сварочная дуга* (А. П. Семенов, И. В. Кривцун, В. Ф. Демченко, ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, г. Киев, Украина). Электромагнитные процессы, протекающие в системе сварочная проволока–капля–анодный слой–столб дуги при сварке плавящимся электродом, оказывают существенное влияние на нагрев, плавление и перенос электродного металла. В частности, размер капель и частота их отрыва во многом определяются величиной и распределением электромагнитной силы, возникающей в объеме капли в результате взаимодействия сварочного тока с собственным магнитным полем. Особенность математического описания задачи электропереноса в указанной системе состоит в том, что на границе между плазмой дуги и металлом капли (т. е. в анодной области) существует обратный скачок потенциала, значение которого нелинейно зависит от плотности тока, температуры поверхности капли (анода) и температуры электронов в прианодной плазме. В этом докладе рассмотрена вариационная постановка задачи переноса заряда в системе сварочная проволока–капля–анодный слой–столб дуги и предложена методика ее численного решения на основе МКЭ. При этом используется способ триангуляции расчетной области, содержащей внутреннюю границу произволь-

ной формы между каплей и плазмой сварочной дуги. Проанализированы результаты численных расчетов распределенных характеристик электромагнитного поля (электрического потенциала, плотности тока, объемной плотности электромагнитной силы, магнитного давления, анодного падения напряжения) в зависимости от технологических параметров и способа привязки дуги к капле на различных этапах ее формирования;

*Численное моделирование движения и нагрева частиц, формирующихся при диспергировании проволоки в условиях плазменно-дугового напыления* (М. Ю. Харламов<sup>1</sup>, И. В. Кривцун<sup>2</sup>, В. Н. Коржик<sup>2</sup>, <sup>1</sup>Восточноукраинский национальный университет им. В. Даля, г. Луганск, Украина, <sup>2</sup>ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, г. Киев, Украина). В докладе сформулирована математическая модель, описывающая процессы теплового и динамического воздействия плазменной струи на частицы, которые формируются при распылении проволоки, в условиях плазменно-дугового напыления покрытий. Предполагалось, что частицы срываются с торца распыляемой проволоки-анода в расплавленном состоянии, а эволюция теплового состояния и динамика движения частиц определяются условиями их взаимодействия с высокоскоростным высокотемпературным потоком плазмы. При этом температурное поле частицы описывалось с помощью нестационарного уравнения теплопроводности с учетом конвективно-кондуктивного и радиационного теплообмена плазменного потока с ее поверхностью, а также потерь тепла, связанных с уносом потоком пара энергии испарения атомов материала частицы. Траектория и скорость движения частицы находились путем решения уравнений движения частицы в потоке плазмы под действием силы аэродинамического сопротивления. Проведенные численные исследования показали, что значения числа Вебера для сферических частиц — капель распыляемого материала в процессе их движения в плазменном потоке превышают критические, что свидетельствует о возможности разрушения капель под действием газодинамических сил. Поэтому модель взаимодействия частиц с плазменной струей была дополнена условиями аэродинамического дробления жидких капель в газовом потоке, что позволило при расчетах получать значения размеров, скорости и температуры частиц на дистанции напыления, близкие к экспериментальным данным;

*Аналитическое моделирование динамической характеристики парогазового канала для различных пространственных распределений интенсивности луча лазера при лазерной сварке с глубоким проплавлением* (J. Volpp, M. Gatzert, F. Vollertsen, BIAS — Институт лучевых технологий, г. Бремен, Германия). В докладе показано, что характерный парогазовый канал формируется при лазерной сварке с глубоким проплавлением, когда интенсивность



лазерного луча превышает определенный предел, зависящий от материала. Образовавшаяся парогазовая система, состоящая из парогазового канала и окружающей расплавленной ванны, является высокودинамичной. Причиной неустойчивости парогазового канала, которая может привести к его разрушению в процессе сварки, в основном, является динамичность в сварочной ванне и в парогазовом канале. Это может привести к появлению нежелательных включений и пор, которые снижают качество сварного соединения. Для лучшего понимания сложной системы представлена упрощенная аналитическая модель парогазового канала, обеспечивающая описание геометрии парогазового канала. С ее помощью также рассчитано влияние различных пространственных распределений интенсивности лазерного луча на динамику парогазового канала и появляющуюся в результате тенденцию к образованию пор;

*Прогресс в численном моделировании зоны плавления при сварке разнородных металлических материалов* (I. Tomashchuk, P. Sallamand, J.-M. Jouvard, Laboratoire Interdisciplinaire Carnot de Bourgogne, UMR 6303 CNRS-UniversiteB de Bourgogne, Le Creusot, Франция). Численное моделирование процессов тепло- и массопереноса, протекающих в зоне плавления при сварке разнородных материалов, проводили с помощью одной из коммерческих компьютерных программ. Рассматривали три основных варианта металлических систем: полностью совместимые материалы, формирующие идеальную бинарную систему (например, Cu–Ni); материалы, формирующие интерметаллиды в процессе кристаллизации зоны плавления (например Fe–Ti); несовместимые материалы (например, нержавеющая сталь–титан).

Во время проведения сессии стендовых докладов «маститые» и молодые ученые в максимально открытой форме обсуждали различные вопросы математического моделирования процессов, протекающих при сварке, а также методологические аспек-

ты проведения вычислительного эксперимента, от инженерной постановки, физической и математических моделей до алгоритмизации задачи и разработки программного обеспечения.

Тезисы докладов вместе с программой работы конференции были опубликованы к началу ее проведения. Сборник трудов конференции будет издан к концу 2012 г. Все сборники трудов международных конференций «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» в электронном виде можно заказать в редакции журнала «Автоматическая сварка».

Программный и организационный комитеты конференции выражают признательность и благодарность академикам НАНУ И. К. Походне, В. И.

Махненко и И. В. Кривцу за постоянное внимание к конференции и поддержку молодых ученых, которые подготовили около половины всех докладов, представленных на конференции.

Конференция проходила в творческой и дружеской атмосфере и завершилась поездкой участников конференции на вершину Ай-Петри с заездом на водопад Учан-Су и прогулкой по набережной в Ялте.

Следующая, Седьмая международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», будет проведена в пос. Кацивели, Большая Ялта в последней декаде сентября 2014 г.

А. Т. Зельниченко, канд. физ.-мат. наук,  
И. Ю. Романова, канд. техн. наук

## К 100-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ Б. Е. ЧЕРТОКА



Исполнилось 100 лет со дня рождения выдающегося ученого-конструктора в области ракетно-космической техники, одного из ближайших соратников С. П. Королева, Героя Социалистического Труда, лауреата Ленинской и Государственной премии СССР, академика Российской академии наук Бориса Евсеевича Чертока.

Свой замечательный трудовой путь Б. Е. Черток начал в 1930 г. на Московском авиационном заводе, где прошел от электромонтера по промышленному оборудованию до начальника конструкторской бригады по самолетному оборудованию и вооружению.

После окончания в 1940 г. Московского энергетического института до 1945 г. Б. Е. Черток работал в ОКБ Главного конструктора В. Ф. Болховитина начальником отдела электро- и спецоборудования, автоматики и управления.

Во время Великой Отечественной войны Б. Е. Черток разрабатывал автоматику управления вооружением самолетов. Им была создана система управления и электрического зажигания ЖРД ракетного самолета «БИ-1». В апреле 1945 г. в составе специальной комиссии Б. Е. Черток был командирован в Германию, где до января 1947 г. руководил работой группы советских специалистов по изучению ракетной техники. В составе группы был и С. П. Королев. С этого времени Борис Евсеевич тесно сотрудничал с С. П. Королевым. С 1950 г. он работал в ОКБ-1, главным конструктором которого был С. П. Королев, сначала заместителем, а потом начальником отдела систем управления.

С 1957 по 1963 гг. Б. Е. Черток работал заместителем главного конструктора ОКБ-1. В 1963 г. он был назначен заместителем начальника предприятия по научной работе. С 1966 г. — заместитель главного конструктора — руководитель комплекса Центрального конструкторского бюро экспериментального машиностроения (ЦКБМ). В 1974 г. Б. Е. Черток стал заместителем генерального конструктора НПО «Энергия» по системам управления. В этой должности он проработал до 1993 г., а с 1993 г. до конца жизни (2011 г.) являлся главным научным консультантом генерального конструктора РКК «Энергия» им. С. П. Королева.

Вся научно-инженерная деятельность Б. Е. Чертока связана с разработкой и созданием систем управления ракетными и космическими аппаратами. Он возглавлял разработку систем управления пилотируемых космических кораблей серии «Восток», многих автоматических межпланетных станций и спутников. Научно-исследовательская и конструкторская деятельность Б. Е. Чертока явилась фундаментом для создания целого направления в космонавтике — науки о системах управления и навигации пилотируемых космических кораблей.

Им создана школа, которая до настоящего времени определяет научные направления и уровень техники в этой области.

Б. Е. Черток — автор более 200 научных трудов. В 1994–1999 гг. им подготовлена уникальная историческая серия (4 монографии «Ракеты и люди»).

В 1961 г. за создание образцов ракетной техники и обеспечение успешного полета Ю. А. Гагарина он был удостоен звания Героя Социалистического Труда. Б. Е. Черток — кавалер многих орденов и медалей СССР и России. Он награжден золотыми медалями им. Б. Н. Петрова и им. С. П. Королева. Б. Е. Черток удостоен Ленинской премии за участие в создании первых искусственных спутников Земли (1957) и Государственной премии СССР за

участие и осуществление проекта «Союз–Аполлон» (1976 г.) Выдающиеся заслуги Б. Е. Чертока высоко оценены научной общественностью. Он был избран действительным и почетным членом международных и российских научных организаций (Международной академии астронавтики, Российской академии космонавтики, Международной академии информатизации).

Наряду с огромной научной деятельностью он вел преподавательскую работу: более 30-ти лет

преподавал в МВТУ им. Н. Э. Баумана, а с 1978 г. до конца своих дней — в МФТИ, где читал курс «Управление большими космическими системами».

Все, кто знал Б. Е. Чертока и тесно сотрудничал с ним, его ученики и последователи бережно сохраняют в памяти образ этого исключительно трудолюбивого, эрудированного и талантливого ученого и инженера.

Редколлегия журнала «Автоматическая сварка»

## М. Л. ЖАДКЕВИЧУ — 75



12 июля исполнилось 75 лет известному специалисту в области материаловедения, технологии металлов и специальной электрометаллургии, бывшему заместителю директора Института электросварки им. Е. О. Патона, члену-корреспонденту НАН Украины, доктору технических наук Михаилу Львовичу Жадкевичу.

Проблемами технологии металлов он начал заниматься в 1955 г. на Куйбышевском металлургическом заводе, куда был направлен после окончания техникума, где прошел путь от прессовщика до начальника крупнейшего в стране прессового цеха. Затем закончил Всесоюзный заочный политехнический институт и стал одним из ведущих специалистов в области материаловедения и обработки металлов давлением. Под руководством М. Л. Жадкевича было налажено производство заготовок и узлов из высокопрочных алюминиевых и других сплавов для машино-, судо-, авиа-, ракетостроения.

В 1977 г. М. Л. Жадкевича перевели на работу в Киевский зональный НИИ типового и экспериментального проектирования жилых и общественных зданий, где он возглавил отделение экспериментальных алюминиевых сооружений, разработал технологии изготовления ряда алюминиевых изделий. Под его руководством освоены технологии по прессованию и изготовлению типовых и уникальных конструкций и пущены заводы строительных алюминиевых конструкций в Броварах, Воронеже, Хабаровске и Кишиневе.

В 1984 г. М. Л. Жадкевич перешел на работу в ИЭС им. Е. О. Патона, с 1985 г. в должности директора Опытного завода специальной электрометаллургии. В непростых условиях перестройки экономики страны он сумел обеспечить успешную работу завода по созданию нового поколения оборудо-

вания и технологий электрошлакового литья заготовок для тяжелого и энергетического машиностроения, электронно-лучевой сварки крупногабаритных узлов ракет из сверхпрочных алюминиевых сплавов, упрочняющего и ремонтного напыления лопаток газотурбоагрегатов и других деталей и узлов энергетики, судостроения и оборонной промышленности, решая организационные и научные проблемы.

С 1993 по 2008 гг. М. Л. Жадкевич работал заместителем директора ИЭС им. Е. О. Патона по научной работе и заведующим отделом новых физико-технических способов сварки и специальной электрометаллургии. Им впервые разработаны новые многокомпонентные сплавы на основе кобальта и никеля для упрочняющих и ремонтных технологий; научные основы моделирования сложных процессов электрометаллургии, получения нанокристаллических и других материалов с высокими эксплуатационными качествами.

Теоретические и экспериментальные исследования М. Л. Жадкевича представляют интерес для специалистов, работающих над проблемами развития сварки и родственных технологий. Он подготовил 4 доктора наук и 3 кандидата наук, руководил научным направлением.

Михаил Львович — автор более 420 научных работ, в том числе восьми монографий. Оборудование, материалы и технологии, созданные под руководством М. Л. Жадкевича, широко внедрены в производство ответственных аэрокосмических конструкций, энергетического оборудования, изделия оборонной промышленности, приборостроение и др. Они защищены несколькими десятками патентов и авторских свидетельств, отмечены многими медалями ВДНХ и грамотами.

Вклад М. Л. Жадкевича отмечен орденом Трудового Красного Знамени, медалями, почетным званием «Заслуженный деятель науки и техники», Государственной премией Украины в области науки и техники.



## Е. Ф. ПЕРЕПЛЕТЧИКОВУ — 70



20 июля исполняется 70 лет кандидату технических наук, известному специалисту в области наплавки износостойких и жаропрочных сталей и сплавов, лауреату премии Ленинского комсомола в области науки и техники, старшему научному сотруднику отдела физико-металлургических процессов наплавки износостойких и жаропрочных сталей Института электросварки им. Е. О. Патона Евгению Федоровичу Переплетчикову.

Е. Ф. Переплетчиков поступил на работу в Институт электросварки им. Е. О. Патона в 1966 г. после окончания сварочного факультета Киевского политехнического института (ныне НТТУ — «КПИ») по специальности «Оборудование и технология сварочного производства». За годы работы в институте он прошел путь от инженера до кандидату технических наук, старшего научного сотрудника одного из ведущих отделов института.

Основные направления научной деятельности юбиляра — исследования физико-металлургических процессов при различных способах наплавки, разработка наплавочного оборудования, наплавочных материалов и технологий наплавки деталей различных машин и механизмов. Существенный вклад внес Е. Ф. Переплетчиков в технологию плазменно-порошковой наплавки. Им выполнены комплексные исследования физико-химических, физико-механических и технологических свойств металлических порошков, полученных распылением жидкого металла водой и инертными газами, разработаны требования к порошкам, применяемым для плазменной наплавки. Полученные результаты позволили создать ряд оригинальных составов наплавочных порошков, которые широко используются в нашей стране и за рубежом. Он участвовал в работах по стандартизации первых в нашей стране порошков для нанесения покрытий, им разработан ГОСТ 21448 на порошки сплавов для наплавки.

Е. Ф. Переплетчиков выполнил исследования и разработал хромоникелевые наплавочные сплавы, легированные бором и кремнием. Было изучено влияние легирующих элементов на твердость наплавленного металла, исследована горячая твердость сплавов, определены их триботехнические характеристики и стойкость против образования трещин. Проведено исследование коррозионной стойкости хромоникелевых сплавов в различных агрессивных средах, изучен механизм их окисления в воде и водяном паре, выявлены структурные составляющие этих сплавов, оказывающих решающее влияние на их коррозионную стойкость в различных средах. Выполненные исследования позволили разработать математическую модель, с помощью которой можно с высокой точностью прогнозировать свойства наплавленного металла системы никель-хром-кремний-бор-железо.

Е. Ф. Переплетчиков внес заметный вклад в исследования кобальтовых стеллитов. Им изучены пути повышения стойкости этих сплавов против образования трещин, исследовано влияние бора и никеля на свойства этих сплавов, разработан оригинальный наплавочный сплав на основе кобальта, разработана технология производства порошков из этого сплава, освоен его промышленный выпуск.

С непосредственным участием Евгения Федоровича разработано оборудование для плазменной наплавки, оснащенное оригинальными конструкциями основных узлов. Внедрение технологии плазменно-порошковой наплавки на ряде предприятий Украины и России позволило повысить качество наплавленного металла, увеличить в 2-3 раза производительность наплавки и улучшить условия труда. О высоком уровне разработок юбиляра свидетельствует закупка технологии плазменно-порошковой наплавки предприятиями Болгарии, Германии, России, Чехии. Ряд разработок Е. Ф. Переплетчикова отмечен дипломами и медалями ВДНХ СССР, благодарностями Президиума НАН Украины и Киевского мэра. Им опубликовано более 100 научных работ, в том числе 2 монографии, получено 26 авторских свидетельств и 2 патента США.

*Сердечно поздравляем юбиляров, желаем им крепкого здоровья, счастья и благополучия!*

## ПОДПИСКА — 2012 на журнал «Автоматическая сварка»

| Украина      |          | Россия       |           | 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 агентств «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 А3 (400×290 мм) 500\$
- 0,5 А4 (185×130 мм) 170\$

**Технические требования к рекламным материалам**

- Размер журнала после обрезки 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

**Все файлы в формате IBM PC**

- Corell Draw, версия до 10.0
- Adobe Photoshop, версия до 7.0
- QuarkXPress, версия до 7.0
- Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

**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 половину стоимости рекламной площади
- Публикуется только профильная реклама (сварка и родственные технологии)
- Ответственность за содержание рекламных материалов несет рекламодатель

### Контакты:

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

Подписано к печати 13.06.2012. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 8,75. Усл.-отт. 9,04. Уч.-изд. л. 9,64 + 6 цв. вклеек.

Печать ООО «Фирма «Эссе».

03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.