

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. Туричин (Россия)
Чжан Янмин (Китай)
Д. фон Хофе (Германия)

УЧРЕДИТЕЛИ:

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

ИЗДАТЕЛЬ:

Международная ассоциация
«Сварка»

Адрес редакции:

03680, Украина, Киев-150,
ул. Боженко, 11
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАНУ
Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277
Факс: (38044) 200 5484, 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редакторы:

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

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788
от 09.01.2001

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

За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет

Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

<i>Гончаров И. А., Галинич В. И., Мищенко Д. Д., Шевченко М. А., Судацова В. С.</i> Прогнозирование термодинамических свойств расплавов системы $MgO-Al_2O_3-SiO_2-CaF_2$	3
<i>Покляцкий А. Г.</i> Стойкость швов тонколистовых алюминиевых сплавов против зарождения и распространения эксплуатационных трещин	7
<i>Костин В. А., Головкин В. В., Григоренко Г. М.</i> Методы оценки упрочнения металла сварных швов высокопрочных низколегированных сталей	12
<i>Кусков Ю. М., Новикова Д. П., Богайчук И. Л.</i> Роль неметаллических включений в возникновении трещин при дуговой наплавке	18
<i>Рябцев И. А., Бабинцев А. А., Рябцев И. И.</i> Влияние пластичного подслоя на термическую стойкость многослойного наплавленного металла	22
<i>Вилаге Б., Руппехт К., Похмурская А.</i> Особенности газотермического напыления покрытий порошковыми проволоками (Обзор)	26

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

<i>Шлепаков В. Н.</i> Современные электродные материалы и способы электродуговой сварки плавлением (Обзор)	31
<i>Нестеренков В. М., Кравчук Л. А.</i> Электронно-лучевая сварка измерительной камеры магнитопневматического газоанализатора	36
<i>Назаренко О. К., Матвейчук В. А.</i> Ограничение перенапряжений в высоковольтных цепях после разрядов в сварочной пушке	40
<i>Кныш В. В., Соловей С. А., Кузьменко А. З.</i> Влияние предварительного циклического нагружения на эффективность упрочнения сварных соединений высокочастотной проковкой	44
<i>Рымар С. В., Жерносеков А. М., Сидорец В. Н.</i> Влияние сварочных источников питания на трехфазную электрическую сеть	49

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Диссертация на соискание ученой степени	56
---	----

ХРОНИКА

Международная научно-методическая конференция «Современные проблемы сварки и родственных технологий, совершенствование подготовки кадров»	58
Первое заседание совета Китайско-украинского института сварки им. Е. О. Патона	59
В. И. Лакомскому — 85	60
В. И. Махненко — 80	61
А. В. Бабаеву — 75	62
Памяти В. А. Осадчука	63
ИНФОРМАЦИЯ	64

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

Editors:

E. N. Kazarova, T. V. Yushina
Electron galley:
I. R. Naumova,
I. V. Petushkov, 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>Goncharov I. A., Galinich V. I., Mishchenko D. D., Shevchenko M. A., Sudavtsova V. S.</i> Prediction of thermodynamic properties of melts of MgO–Al ₂ O ₃ –SiO ₂ –CaF ₂ system	3
<i>Poklyatskiy A. G.</i> Resistance of welds of thin-sheet aluminium alloys against initiation and propagation of in-service cracks.....	7
<i>Kostin V. A., Golovko V. V., Grigorenko G. M.</i> Methods for evaluation of strengthening of metal of welds of high-strength low-alloyed steels	12
<i>Kuskov Yu. M., Novikova D. P., Bogaychuk I. L.</i> Role of non-metallic inclusions in initiation of cracks in arc surfacing	18
<i>Ryabtsev I. A., Babinets A. A., Ryabtsev I. I.</i> Influence of plastic underlayer on heat resistance of multilayer deposited metal	22
<i>Wielage B., Rupprecht K., Pokhmurska H.</i> Peculiarities of thermal spraying of coatings using flux-cored wires (Review)	26

INDUSTRIAL

<i>Shlepakov V. N.</i> Advanced electrode materials and methods of electric arc fusion welding (Review)	31
<i>Nesterenkov V. M., Kravchuk L. A.</i> Electron beam welding of measuring chamber of magnetic-pneumatic gas analyzer	36
<i>Nazarenko O. K., Matveychuk V. A.</i> Limitation of excessive stresses in high-voltage circuits after discharges in welding gun	40
<i>Knysh V. V., Solovey S. A., Kuzmenko A. Z.</i> Influence of preliminary cyclic loading on efficiency of strengthening of welded joints using high-frequency pinning	44
<i>Rymar S. V., Zhernosekov A. M., Sidorets V. N.</i> Influence of welding power sources on three-phase electric mains	49

BRIEF INFORMATION

Thesis for scientific degree	56
------------------------------------	----

NEWS

International Scientific-Methodical Conference «Modern problems of welding and related technologies, improvement of personnel training»	58
The first meeting of Council of the E. O. Paton Chinese-Ukrainian Institute of welding.....	59
V. I. Lakomsky is 85	60
V. I. Makhnenko is 80	61
A. V. Babaev is 75	62
In memory of V. A. Osadchuk	63
INFORMATION	64



ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ РАСПЛАВОВ СИСТЕМЫ MgO–Al₂O₃–SiO₂–CaF₂

И. А. ГОНЧАРОВ, В. И. ГАЛИНИЧ, Д. Д. МИЩЕНКО, кандидаты техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
М. А. ШЕВЧЕНКО, канд. хим. наук, **В. С. СУДАВЦОВА**, д-р хим. наук
(Киевский нац. ун-т им. Тараса Шевченко)

Предложена расчетная методика прогнозирования термодинамических свойств простых шлаковых расплавов с учетом координат ликвидуса диаграмм состояния. Рассчитаны избыточные интегральные функции в более сложных системах. Показана возможность управления термодинамической активностью SiO₂ в шлаках и соответственно процессом восстановления кремния.

Ключевые слова: дуговая сварка, высокопрочные стали, плавные флюсы, шлаковые расплавы, термодинамические свойства, активность SiO₂

В последние годы происходит постепенное внедрение новых высокопрочных сталей. К сварным соединениям, выполненным из этих сталей, выдвигаются повышенные требования к уровню вязкости и прочности, для обеспечения которых необходимо иметь возможность управления содержанием кислорода и серы в металле шва, процессами микролегирования, формирования неметаллических включений и структуры в процессе кристаллизации и охлаждения сварного шва.

Для обеспечения требуемых сварочно-технологических свойств (для труб, например, необходимо обеспечивать бездефектное формирование швов при многодуговой сварке со скоростью более 100 м/ч) флюс должен содержать оксид кремния. Однако при сварке современных сталей его присутствие во флюсе приводит к восстановлению кремния в металле шва и образованию силикатных неметаллических включений, что является причиной ухудшения механических свойств металла шва. В частности, наши исследования направлены на поиск такой шлаковой системы и флюсовой композиции, когда обеспечивается сочетание оптимальных технологических и металлургических показателей.

Для прогнозирования металлургических и технологических характеристик сварочных материалов важно знать их термодинамические свойства. Экспериментальные исследования оксидных расплавов являются сложными из-за их агрессивности и тугоплавкости. Поэтому в последние годы широко используют расчетные методы прогнозирования термодинамических свойств таких расплавов с применением аналогичных данных для твердых соединений и фазовых равновесий [1–3]. В настоящей работе нами предлагается методика

прогнозирования термодинамических свойств расплавов по координатам ликвидуса диаграмм состояния в области равновесий твердый компонент — раствор, которые описываются следующими уравнениями:

$$(\mu_1^1)_{T_p} = (\mu_1^{So})_{T_p}, \quad (1)$$

$$\mu_1^1 + RT_p \ln a_1^1 = (\mu_1^{So})_{T_p}, \quad (2)$$

$$RT_p \ln \gamma_1^1 = (-\Delta G_{пл,1})_{T_p} - RT_p \ln x_1^1, \quad (3)$$

$$\Delta \bar{H}_1 - T \Delta \bar{S}_1^{изб} = -\Delta G_{пл,1} - RT \ln x_1^1, \quad (4)$$

где μ — химический потенциал компонента; T_p — температура, при которой рассматривается равновесие твердый компонент — раствор; $\Delta S^{изб}$ — избыточная энтропия смешения раствора.

Исследования термодинамических свойств проводили применительно к шлаковой системе MgO–Al₂O₃–SiO₂–CaF₂. Хотя для двойных оксидных и оксидно-фторидных расплавов MgO–Al₂O₃, MgO–SiO₂, MgO–CaF₂, Al₂O₃–SiO₂, Al₂O₃–CaF₂, SiO₂–CaF₂ области указанных равновесий невелики, нами использовались эти уравнения. Парциальные мольные энергии Гиббса компонентов в двойных граничных системах MgO–Al₂O₃, MgO–SiO₂, MgO–CaF₂, Al₂O₃–SiO₂, Al₂O₃–CaF₂, SiO₂–CaF₂ из диаграмм состояния в области равновесия чистый компонент — жидкий раствор рассчитывали по уравнению, полученному из формул (3), (4):

$$\Delta \bar{G}_i = \Delta S_{пл} (T_{лиq} - T_{пл}),$$

где $\Delta \bar{G}_i$ — парциальная мольная энергия Гиббса компонента; $\Delta S_{пл}$ — энтропия плавления чистого



компонента; $T_{пл}$ — температура плавления чистого компонента; $T_{лиқ}$ — температура ликвидуса.

Активности второго компонента находим с помощью интегрирования уравнения Гиббса–Дюгема

$$x_{Al}d\ln(a_{Al}) + x_Yd\ln(a_Y) = 0.$$

Для области равновесия твердое квазибинарное соединение ($Mg_2Al_2O_4$, Mg_2SiO_4 , $Al_6Si_2O_{13}$) — жидкий раствор использовали уравнение Хауффе–Вагнера:

$$\Delta\mu_1(T, x_2) = \Delta S_{пл} \left\{ -\frac{x_2}{x_2 - y_2} \Delta T - y_2 \int_{y_2}^{x_2} \frac{\Delta T}{(x_2 - y_2)^2} dx_2 \right\},$$

где $\Delta\mu_1(T, x_2)$ — изменение химического потенциала компонента 1 при температуре T и концентрации второго компонента в расплаве x_2 (стандартное состояние — компонент в квазибинарном соединении); $\Delta S_{пл}$ — энтропия плавления соединения; y_2 — мольная доля компонента 2 в квазибинарном соединении; $\Delta T = T_{пл} - T_{лиқ}$.

Для систем $MgO-SiO_2$, $MgO-CaF_2$, SiO_2-CaF_2 , на диаграмме состояния которых имеются области расслоения расплавов, использовали соотношение

$$a_i(x_1) = a_i(x_2),$$

где x_1, x_2 — мольные доли компонента i в растворах, которые находятся в равновесии друг с другом, а также $da_i/dx_i = 0$, $d^2a_i/dx_i^2 = 0$ для критической точки расслоения.

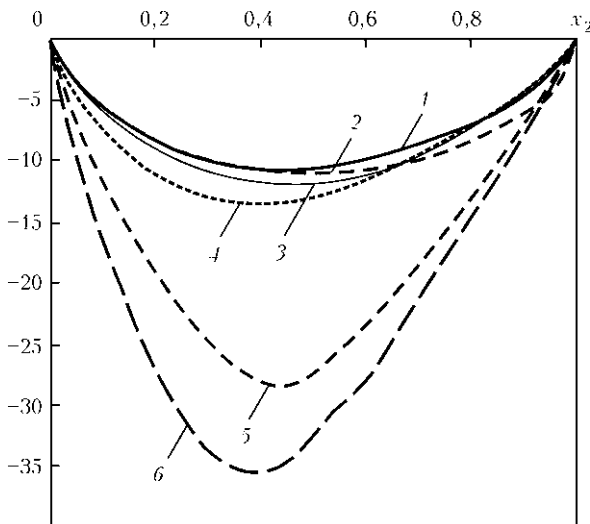


Рис. 1. Энергии Гиббса смешения расплавов двойных систем при 1800 К: 1 — SiO_2-CaF_2 ; 2 — $Al_2O_3-SiO_2$; 3 — $Al_2O_3-CaF_2$; 4 — $MgO-CaF_2$; 5 — $MgO-Al_2O_3$; 6 — $MgO-SiO_2$

Зная, что $\Delta\bar{G}_i^{изб} + RTx_i \ln x_i = \Delta\bar{G}_i = RT \ln a_i$,

можно найти $\Delta\bar{G}_i^{изб}$ для двойных граничных систем во всем концентрационном интервале, а из них — интегральные избыточные энергии Гиббса:

$$\Delta G^{изб} = \Delta\bar{G}_i^{изб} x_i.$$

Полученные интегральные энергии Гиббса смешения в пересчете на температуру 1800 К приведены на рис. 1.

Из рисунка видно, что, согласно нашим расчетам, значительные отрицательные значения (по абсолютной величине) энергий Гиббса смешения характерны для систем $MgO-Al_2O_3$ и $MgO-SiO_2$, что подтверждается образованием в этих системах устойчивых соединений. Для остальных систем отличие термодинамических свойств растворов от идеальных является достаточно небольшим. Сравнение прогнозируемых нами энергий Гиббса смешения расплавов двойных систем $Al_2O_3-SiO_2$ и $MgO-SiO_2$ с определенным методом масс-спектрометрии в работах [4, 5] показало, что они хорошо согласуются между собой.

Изучение термодинамических свойств трех- и четырехкомпонентных систем является еще более сложной проблемой, чем двойных, хотя они часто имеют широкое практическое применение. Поэтому в последние десятилетия развиваются методы, позволяющие рассчитать термодинамические свойства трехкомпонентных расплавов из аналогичных данных для двойных граничных подсистем (метод Бонье–Кабо, Тула, Ли, Колинет, Колера, Муджиану и др.) [6]. Анализ этих методов показал, что метод Колера, хотя и не всегда обеспечивает максимальную точность, но не требует дополнительных сведений о граничных подсистемах. Поэтому для расчета избыточных интегральных функций в расплавах трех- и четырехкомпонентных систем из граничных двойных нами использован этот метод

$$\Delta G^{изб} = \sum_A \sum_{B \neq A} (\Delta G^{изб} AB)_{x_A/x_B} (x_A + x_B)^2,$$

где A, B — все компоненты трех- или четырехкомпонентной системы.

Парциальные избыточные энергии Гиббса компонентов находятся из интегральных дифференцированием по формуле

$$\Delta\bar{G}_i^{изб} = \Delta G^{изб} - x_i \frac{d\Delta G^{изб}}{dx_i}.$$

Расчет осуществляли по специальной программе, выводящей изолинии избыточных энергий Гиббса или активностей компонентов на концентрационный треугольник тройной системы или се-

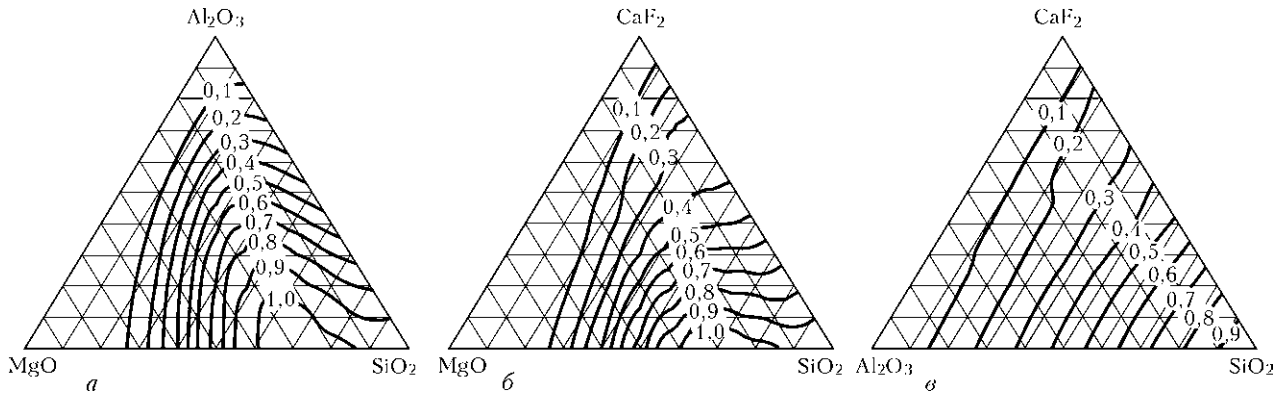


Рис. 2. Изаоактивности SiO_2 в расплавах $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ (а), $\text{MgO}-\text{CaF}_2-\text{SiO}_2$ (б), $\text{Al}_2\text{O}_3-\text{CaF}_2-\text{SiO}_2$ (в) при 1800 К

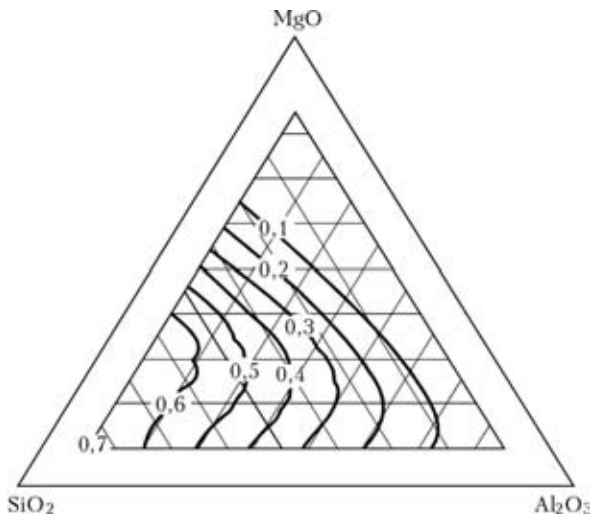


Рис. 3. Изаоактивности SiO_2 в расплаве $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2-\text{CaF}_2$ при 1800 К для $C_{\text{CaF}_2} = 0,25$

чение с постоянной концентрацией четвертого компонента для четверной системы.

Так, рассчитанные изаоактивности SiO_2 в трех из рассмотренных тройных систем приведены на рис. 2.

Для расплавов двойной системы $\text{MgO}-\text{SiO}_2$ характерно расслоение в области $0,6 < X_{\text{SiO}_2} < 0,99$.

В связи с этим рассчитанные в этой и близких к ней областях изаоактивности SiO_2 имеют сложный вид, а точность расчета невысока. Однако при уменьшении концентрации SiO_2 в этих расплавах преобладают отрицательные отклонения от закона Рауля.

На рис. 3 приведены изаоактивности SiO_2 для сечения $C_{(\text{CaF}_2)} = 0,25$ четверной системы $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2-\text{CaF}_2$. Рассчитанные нами данные сравнили с литературными [7]. Так, расчетные (линии) и экспериментальные (точки) активности SiO_2 в расплавах $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ при разных температурах работы [7] приведены на рис. 4.

Установлено, что эти данные в целом согласуются с рассчитанными нами. Так, подтверждаются предсказанные нами знакопеременные отклонения от идеальных растворов для системы

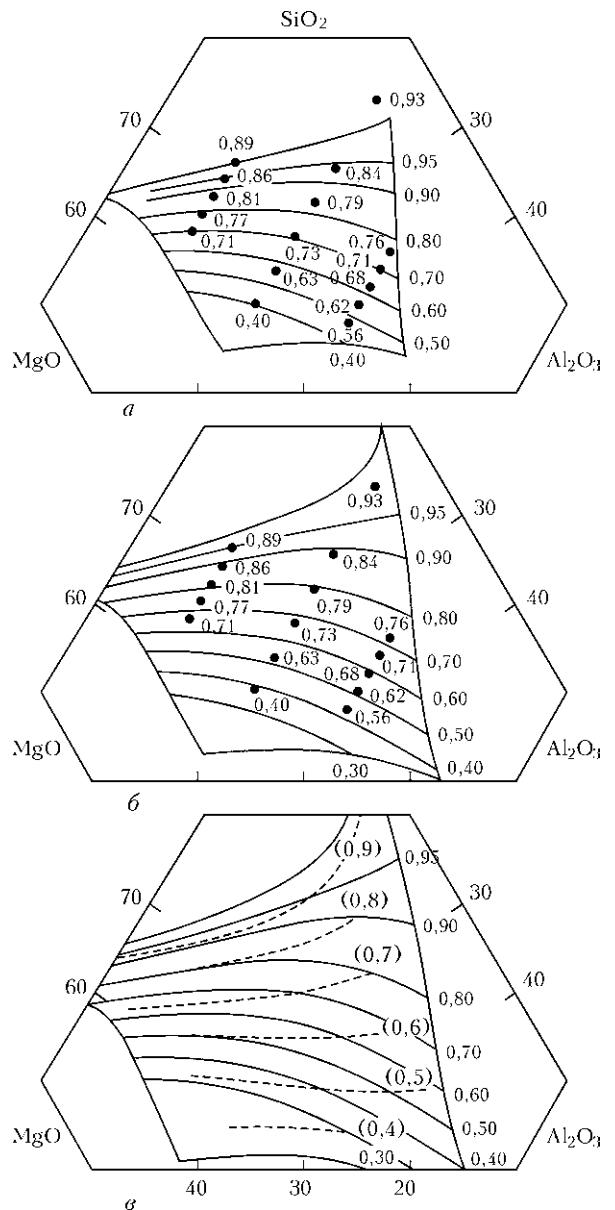


Рис. 4. Активности SiO_2 при разных температурах: а — 1500; б — 1550; в — 1600 °С

$\text{MgO}-\text{SiO}_2$, а также концентрационная зависимость активности SiO_2 в системе $\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$.



Из рис. 2, а, б и рис. 3 видно, что увеличение содержания оксида магния в расплавах $MgO-Al_2O_3-SiO_2$, $MgO-CaF_2-SiO_2$, $MgO-Al_2O_3-SiO_2-CaF_2$ приводит к снижению термодинамической активности SiO_2 в расплаве. Таким образом, появляется возможность подавить нежелательные с точки зрения металлургии сварки низколегированных высокопрочных сталей процессы восстановления кремния и образования силикатных неметаллических включений и при этом сохранить благоприятные с точки зрения обеспечения требуемых технологических свойств сварочных флюсов строение расплава и его физико-химические свойства.

Выводы

1. Предложена методика прогнозирования термодинамических свойств шлаковых расплавов по координатам ликвидуса диаграммы состояния в области равновесий твердый компонент — раствор.

2. Рассчитаны термодинамические свойства двойных оксидных и оксидно-фторидных расплавов $MgO-Al_2O_3$, $MgO-SiO_2$, $MgO-CaF_2$, $Al_2O_3-SiO_2$, $Al_2O_3-CaF_2$, SiO_2-CaF_2 . Установлены значительные отрицательные значения энергий Гиббса смешения для систем $MgO-Al_2O_3$ и $MgO-SiO_2$, что подтверждается образованием в этих системах устойчивых соединений. Для остальных систем отличие термодинамических свойств растворов от идеальных является достаточно небольшим.

3. С использованием метода Колера проведен расчет избыточных интегральных функций в рас-

The calculation procedure is proposed for prediction of thermodynamic properties of simple slag melts, allowing for liquidus coordinates of constitutional diagrams. Excess integral functions calculated for more complicated systems are given. The possibility of controlling the thermodynamic activity of SiO_2 in slags and, hence, the silicon reduction process is shown.

плавах трех- и четырехкомпонентных систем из граничных двойных. Разработана специальная программа, выводящая изолинии избыточных энергий Гиббса или активностей компонентов на концентрационный треугольник тройной системы или сечение с постоянной концентрацией четвертого компонента для четверной системы.

4. Установлено, что увеличение содержания оксида магния в расплавах $MgO-Al_2O_3-SiO_2$, $MgO-CaF_2-SiO_2$, $MgO-Al_2O_3-SiO_2-CaF_2$ приводит к снижению термодинамической активности SiO_2 в расплаве, что позволяет управлять процессами восстановления кремния и образования силикатных неметаллических включений.

1. *Fabrichnaya O.* Thermodynamic modelling of melting in the system $FeO-MgO-SiO_2-O_2$ at pressure of 1 bar // *Calphad*. — 2000. — **24**, № 6. — P. 113–131.
2. *Wang Ch., Zinkevich M., Aldinger F.* On the thermodynamic modelling of the Zr-O system // *Ibid.* — 2004. — **28**. — P. 281–292.
3. *Chen M., Hallstedt B., Gauckler L. J.* Thermodynamic modelling of the $ZrO_2-YO_{1.5}$ system // *Solid State Ionics*. — 2004. — **170**. — P. 255–274.
4. *Шорников С. И.* Термодинамические свойства расплавов системы $MgO-SiO_2$ // *Вестн. Отделения наук о Земле РАН*. — 2006. — № 1(22). — С. 1–3.
5. *Шорников С. И.* Термодинамические свойства расплавов системы $Al_2O_3-SiO_2$ // Там же. — 2004. — № 1. — С. 1–3.
6. *Muggianu Y. O., Gambino N. N., Bros J. P.* Enthalpy formation of liquid alloys bismuth-gallium-tin/at 223 °C // *J. Alloy. Comp.* — 2001. — **321**, № 1. — P. 183–200.
7. *Jung In-Ho, Decterov S. A., Peoun A. D.* Critical thermodynamic evaluation and optimization of the $MgO-Al_2O_3$, $CaO-MgO-Al_2O_3$ and $MgO-Al_2O_3-SiO_2$ systems // *J. of Phase Equilibria and Diffusion*. — 2004. — **25**, № 4. — P. 329–345.

Поступила в редакцию 24.06.2011

ТИТАН. Технологии. Оборудование. Производство. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2011. — 324 с. Мягкий переплет, 200×297 мм.

Сборник включает 70 статей, опубликованных в журналах «Современная электрометаллургия» и «Автоматическая сварка» за период 2005–2010 гг., по электрометаллургии и сварке титана и его сплавов. Авторами статей являются известные в Украине и за рубежом ученые и специалисты. Тематика статей посвящена созданию новых технологических процессов и оборудования для производства и сварки титана.

Сборник предназначен для широкого круга инженеров, технологов, конструкторов, занятых в машиностроении, энергетике, строительстве, судостроении, металлургии и других отраслях промышленного производства, связанных с обработкой и потреблением титана; полезен также преподавателям и студентам высших учебных заведений.

Заказы на книгу просьба направлять
в редакцию журнала «Автоматическая сварка»:
тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-54-84, E-mail: journal@paton.kiev.ua.





СТОЙКОСТЬ ШВОВ ТОНКОЛИСТОВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРОТИВ ЗАРОЖДЕНИЯ И РАСПРОСТРАНЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ТРЕЩИН

А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Определена стойкость швов против зарождения и распространения трещин при растяжении образцов с концентратором, полученных сваркой трением с перемешиванием и аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом пластичных низколегированных и высокопрочных сложнелегированных алюминиевых сплавов толщиной 1,8 мм. Показано, что швы, полученные при сварке без расплавления металла, имеют более высокую стойкость против зарождения и распространения эксплуатационных трещин.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, аргонодуговая сварка неплавящимся электродом, тонколистовые алюминиевые сплавы, эксплуатационные трещины

При изготовлении сварных конструкций различного назначения широко используют пластичные низколегированные и высокопрочные сложнелегированные алюминиевые сплавы. Для получения неразъемных соединений в большинстве случаев применяют различные способы сварки плавлением. При этом сварной шов образуется в результате расплавления определенного объема соединяемых материалов и присадочной проволоки в общей сварочной ванне и последующей их кристаллизации в защитном инертном газе. Полученные швы имеют литую дендритную крупнокристаллическую структуру, вследствие чего их механические свойства, как правило, уступают таковым основного материала [1, 2].

Избежать расплавления металла в зоне формирования шва и максимально сохранить в сварных узлах свойства исходных материалов удается использованием сварки в твердой фазе трением с перемешиванием [3, 4]. В результате нагрева алюминиевого сплава за счет трения в зоне сварки только до пластического состояния, интенсивного перемешивания, деформирования в ограниченном объеме и уплотнения его рабочими поверхностями инструмента в шве формируется мелкодисперсная структура, а основной материал в зоне термического влияния разупрочняется меньше, чем при сварке плавлением. Благодаря этому повышаются временное сопротивление таких соединений при одноосном растяжении образцов [5–7], усталостная прочность их при циклических нагрузках [8, 9] и стойкость против коррозии в агрессивных средах [10, 11], а также снижаются уровни остаточных напряжений и деформаций [12, 13]. Однако для оценки работоспособности сварных конструкций часто большое значение

имеет стойкость швов против зарождения и распространения трещин в процессе эксплуатации. Целью настоящей работы была оценка стойкости швов тонколистовых алюминиевых сплавов, выполненных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом (АДСНЭ) и сваркой трением с перемешиванием (СТП), против зарождения и распространения трещин.

Исследованы широко применяемые при изготовлении различных сварных конструкций пластичные низколегированные (АМцН и АМг2М) и высокопрочные сложнелегированные алюминиевые сплавы (АМг6М, 1201, 1420 и 1460). Листы толщиной 1,8 мм сваривали способом автоматической АДСНЭ со скоростью 20 м/ч на установке MW-450 («Fronius», Австрия) на токах 130...145 А с использованием в качестве присадок полосок из соответствующих сплавов (для сплава АМцН и АМг2М) или сварочных проволок СвАМг6, СвАМг63 (для сплавов АМг6М и 1420) и Св1201 (для сплавов 1201 и 1460). Способ СТП осуществляли на лабораторной установке, сконструированной в ИЭС им. Е. О. Патона.

Для получения стыковых соединений использовали специальный инструмент с коническим наконечником и буртом диаметром 12 мм. Скорость вращения инструмента составляла 1420 об/мин, а линейная скорость его перемещения вдоль стыка — 18...14 м/ч.

Характеристики сопротивления разрушению основного материала и швов сварных соединений определяли на образцах Кана [14] с острым ($R = 0,1$ мм) надрезом длиной 11 мм (рис. 1), обеспечивающим зарождение трещины при относительно низком энергетическом уровне с помощью универсальной испытательной машины РУ-5. Надрез располагали таким образом, чтобы его вершина совпадала с осью шва. При этом площадь поперечного сечения образцов составляла 44,75 мм². Для каждого образца временное сопротивление при внецентренном растяжении σ_n и удельную работу

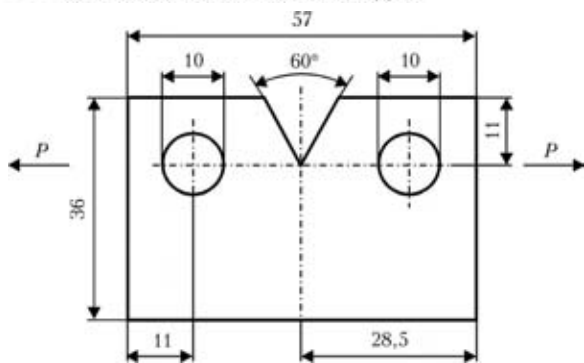


Рис. 1. Схема образца Кана для определения временного сопротивления металла и УРРТ в условиях изгиба и растяжения

распространения трещины (УРРТ) определяли с помощью полученных в ходе испытаний диаграмм нагрузка–деформация.

Результаты исследований показали, что наиболее высокой пластичностью отличается сплав АМцН. Даже наличие концентратора в виде острого ($R = 0,1$ мм) надреза не всегда приводит к зарождению трещины у его вершины, и образец при его растяжении может разрушаться за пределами критической зоны, в которой этот надрез расположен (рис. 2, а).

Если же трещина все-таки зарождается у вершины концентратора напряжений, то при растяжении образца процесс ее распространения происходит очень медленно (рис. 3, а). Значение временного сопротивления при растяжении таких образцов из основного материала сплава АМцН находится на уровне 261 МПа.

Испытания образцов сварных соединений, полученных АДСНЭ, показали, что образующаяся возле концентратора напряжений трещина распространяется по металлу шва (рис. 2, б). Зарождение и распространение трещин при растяжении таких образцов происходит намного быстрее, чем в основном материале (рис. 3). При этом значение временного сопротивления металла шва существенно ниже, чем у основного материала и находится на уровне 191 МПа.

В образцах, полученных в твердой фазе способом СТП, трещина, зародившаяся у вершины концентратора, смещается в зону термомеханического воздействия (рис. 2, в). При этом временное сопротивление металла в этой зоне примерно такое же, как и в металле швов, выполненных плавлением, и составляет 192 МПа, а диа-

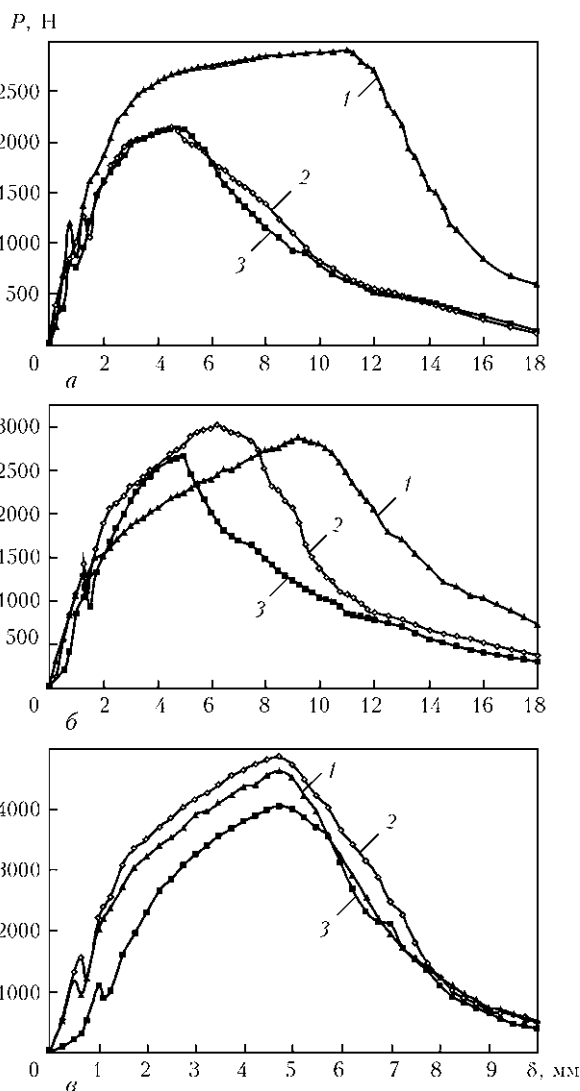


Рис. 3. Диаграмма нагрузка–деформация, полученная при испытании образцов основного материала (1) и сварных соединений сплавов АМцН (а), АМг2М (б) и АМг6М (в), выполненных способом СТП (2) и АДСНЭ (3)

грамма, отражающая характер зарождения и распространения трещины, очень похожа на полученную при испытании образцов, выполненных АДСНЭ (рис. 3, а).

Зарождение трещин в металле швов происходит легче, чем в основном материале, но стойкость швов против распространения зародившейся у вершины концентратора напряжений трещины выше по сравнению с основным материалом. Об этом свидетельствуют значения УРРТ, которые для образцов, выполненных СТП и АДСНЭ, сос-

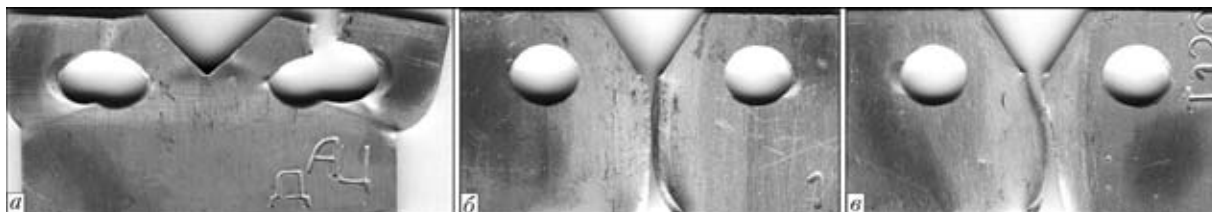


Рис. 2. Внешний вид разрушенных образцов основного материала (а) и сварных соединений сплава АМцН, полученных способом АДСНЭ (б) и СТП (в)



тавляют соответственно 7,0 и 6,9 Дж/см², а у основного материала — всего 4,5 Дж/см².

Низколегированный алюминиевый сплав АМг2М также имеет достаточно высокую пластичность, поэтому концентратор в виде острого надреза не вызывает мгновенного зарождения и распространения трещины (рис. 3, б). Значение временного сопротивления таких образцов находится на уровне 256 МПа.

В образцах, полученных способом АДСНЭ, трещина распространяется по металлу шва, а их временное сопротивление при растяжении составляет 214 МПа. При испытании образцов, полученных способом СТП, трещина переходит из центральной части шва в зону сопряжения его с основным материалом. Значение временного сопротивления таких швов находится на уровне 270 МПа.

Зарождение и распространение трещин при растяжении образцов легче происходит в швах, сваренных неплавящимся электродом. Так, УРРТ при их испытании достигает 4,9 Дж/см², что составляет 68 % значения этого показателя у образцов, полученных СТП, хотя основной материал сплава АМг2М имеет более высокую стойкость против зарождения и распространения трещины, чем металл швов.

Сплав АМг6М также характеризуется достаточно высоким уровнем пластичности. Процесс зарождения трещины у вершины концентратора напряжений происходит плавно, но распространяется она значительно быстрее, чем в низколегированных сплавах (рис. 3, в). Значение временного сопротивления образцов основного материала этого сплава находится на уровне 415 МПа.

В образцах, полученных способом АДСНЭ, распространение зародившейся у вершины острого надреза трещины происходит по металлу шва. Временное сопротивление металла такого шва ниже по сравнению с основным материалом и составляет 361 МПа. При растяжении образцов, выполненных способом СТП, трещина смещается в зону сопряжения шва с основным материалом, а значение их временного сопротивления находится на уровне 436 МПа.

Распространение трещины при растяжении в образцах, выполненных с применением СТП, происходит даже медленнее, чем в основном материале. Так, УРРТ в металле шва таких образцов находится на уровне 8,8 Дж/см², тогда как для сплава АМг6М этот показатель равен 5,7 Дж/см², в металле швов, полученных сваркой плавлением, — 4,7 Дж/см².

Фрактографический анализ поверхностей изломов образцов сварных соединений, полученных СТП, свидетельствует о вязком характере разрушения швов (рис. 4). В центральной части шва у вершины концентратора в виде острого надреза на поверхности излома отчетливо выделяются

Показатели сопротивления разрушению при растяжении образцов Кана из алюминиевых сплавов и их соединений, полученных способами СТП и АДСНЭ

Свариваемый сплав	Способ сварки	Присадочный материал	Временное сопротивление σ_p , МПа	УРРТ Дж/см ²
АМцН	—	—	261	4,5
	СТП	—	192	7,0
	АДСНЭ	АМцН	191	6,9
АМг2М	—	—	256	9,5
	СТП	—	270	7,2
	АДСНЭ	АМг2М	214	4,9
АМг6М	—	—	415	5,7
	СТП	—	436	8,8
	АДСНЭ	СвАМг6	361	4,7
1201	—	—	479	2,7
	СТП	—	449	3,8
	АДСНЭ	Св1201	335	3,7
1420	—	—	458	2,6
	СТП	—	385	4,3
	АДСНЭ	СвАМг63	421	5,3
1460	—	—	571	8,5
	СТП	—	410	4,5
	АДСНЭ	Св1201	366	2,7

мелкие ямки с тонкими гребнями. Мелкодисперсная структура швов обеспечивает большую суммарную протяженность границ зерен, что препятствует резкому повышению концентрации напряжений и сдерживает распространение магистральной трещины по металлу шва.

Растяжение таких образцов из сплава 1201 с концентратором напряжений в виде острого надреза приводит к быстрому зарождению и распространению трещины (рис. 5, а). Временное сопротивление основного материала (сплава 1201) составляет около 479 МПа.

В образцах сварных соединений сплава 1201, полученных АДСНЭ, зарождающаяся у вершины острого надреза трещина распространяется по металлу шва. Временное сопротивление металла швов составляет приблизительно 335 МПа. При испытании образцов, выполненных способом СТП, трещина смещается в зону сопряжения с основным материалом. Временное сопротивление металла в этой зоне достигает 449 МПа. Минимальное значение УРРТ в основном материале (2,7 Дж/см²) свидетельствует о том, что процесс распространения трещины в нем происходит легче, чем в металле швов, полученных как в твердой фазе, так и плавлением.

Высокопрочный алюминиево-литиевый сплав 1420 более хрупкий, чем сплав АМг6М, поэтому

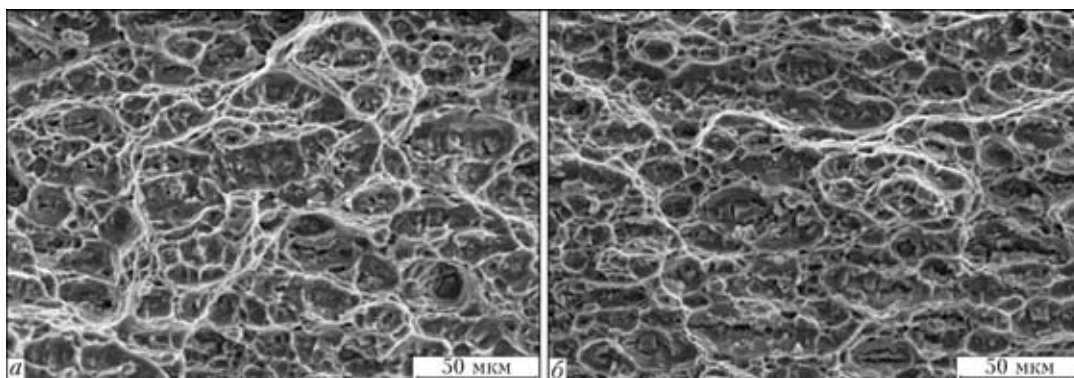


Рис. 4. Фрактограммы ($\times 500$) поверхностей разрушения шва (а) и зоны сопряжения его с основным материалом (б), полученные при испытании образцов сплава АМг6М, выполненных способом СТП

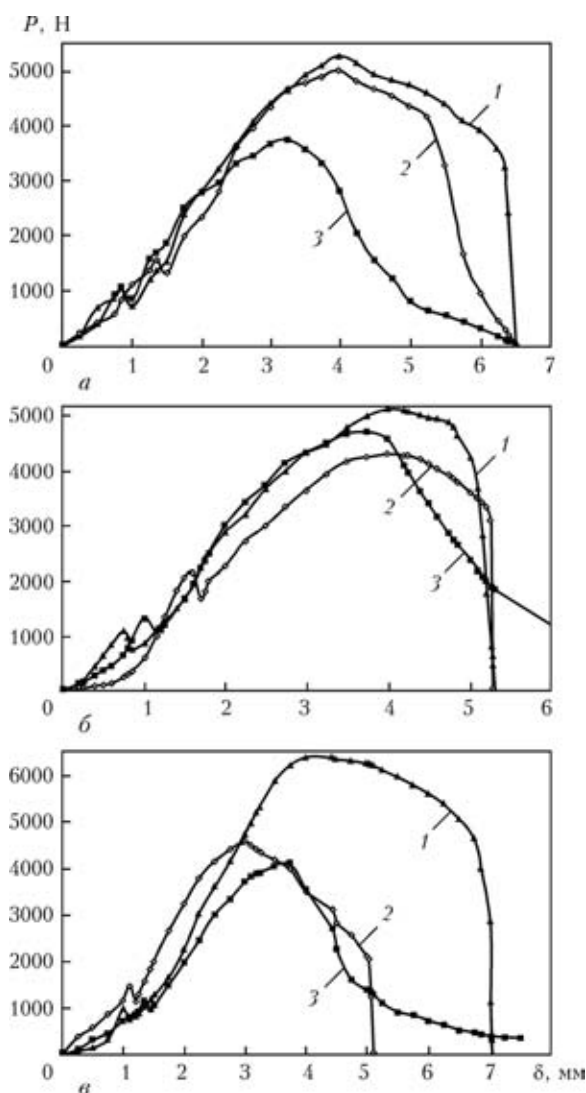


Рис. 5. Диаграмма нагрузка–деформация, полученная при испытании образцов основного материала (1) и сварных соединений сплавов 1201 (а) и 1420 (б) и 1460 (в), выполненных способом СТП (2) и АДСНЭ (3)

и зарождение трещины у вершины острого надреза происходит при растяжении образца основного материала значительно быстрее (рис. 5, б), а зародившаяся трещина распространяется практически мгновенно. Значение временного сопро-

тивления основного материала сплава 1420 находится на уровне 458 МПа.

Образовавшаяся у вершины острого надреза трещина в образцах, полученных сваркой плавлением, распространяется по металлу шва, а в образцах, выполненных СТП, смещается в зону сопряжения шва с основным материалом. Временное сопротивление таких образцов составляет 421 и 385 МПа. При этом характер зарождения и распространения трещин в металле швов, полученных в твердой фазе, приблизительно такой же, как и в основном материале (рис. 5, б).

Распространение трещины, образующейся у вершины острого надреза, наиболее легко происходит в основном материале, у которого минимальное значение УРРТ составляет 2,6 Дж/см². Для швов, полученных как в твердой фазе, так и плавлением, этот показатель существенно выше — соответственно 5,3 и 4,3 Дж/см².

Сплав 1460 также отличается невысокой пластичностью, вследствие чего зарождение трещины при растяжении образца основного материала происходит практически так же быстро, как и у сплава 1420, а распространение — несколько медленнее, примерно как у сплава 1201 (рис. 5, в). Значение временного сопротивления образцов основного металла сплава 1460 составляет около 571 МПа.

Распространение трещины в образцах, выполненных сваркой плавлением, происходит по металлу шва, а временное сопротивление металла таких швов составляет приблизительно 366 МПа. В образцах, полученных СТП, трещина смещается в зону сопряжения шва с основным материалом. При этом металл имеет более высокое значение временного сопротивления — 410 МПа.

Распространение трещины, образующейся у вершины надреза, легче происходит в металле шва, полученного АДСНЭ, для которого УРРТ составляет всего 2,7 Дж/см². Для металла шва, выполненного в твердой фазе, этот показатель намного выше (4,5 Дж/см²) и равняется 53 % уровня основного материала.

Фрактографический анализ поверхностей изломов швов, выполненных на сплаве 1460 СТП

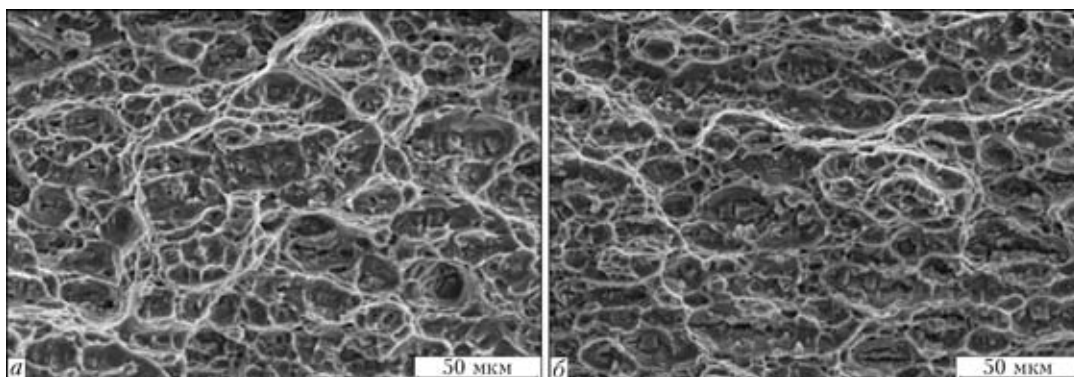


Рис. 6. Фрактограммы ($\times 500$) поверхностей разрушения шва (а) и зоны сопряжения его с основным материалом (б), полученные при испытании образцов сплава 1460, выполненных способом СТП

(рис. 6), показывает, что они имеют вид, типичный для пластических материалов, которым свойственно высокоэнергоемкое разрушение по вязкому механизму. Бороздчатый вид рельефа формируется в результате пластического смещения материала при растяжении образцов. В зоне сопряжения шва с основным материалом существенно увеличивается протяженность плоских участков рельефа, свидетельствующих о большей хрупкости материала с такой структурой. Поэтому трещина, инициированная острым надрезом в центральной части шва, в процессе растяжения образца смещается в зону сопряжения шва с основным материалом, где она распространяется при более низких уровнях концентрации напряжений и требует меньших энергетических затрат.

Таким образом, сопротивление разрушению швов алюминиевых сплавов АМг2М, АМг6М, 1201 и 1460, выполненных в твердой фазе СТП, имеют более высокие значения, чем у сваренных плавлением. Это свидетельствует об их более высокой стойкости против зарождения и распространения трещин. Швы, отличающиеся сверхвысокой пластичностью низколегированного сплава АМцН, выполненные как в твердой фазе, так и сваркой плавлением, имеют одинаковые значения временного сопротивления и УРРТ. При сварке плавлением сплава 1420 и применении присадочного материала обеспечиваются более высокие показатели сопротивления разрушению швов, чем при СТП.

1. Рабкин Д. М., Лозовская А. В., Склабинская И. Е. Металловедение сварки алюминия и его сплавов / Отв. ред. В. Н. Замков. — Киев: Наук. думка, 1992. — 160 с.
2. Машин В. С., Покляцкий А. Г., Федорчук В. Е. Механические свойства соединений алюминиевых сплавов при

сварке плавящимся и неплавящимся электродом // Автомат. сварка. — 2005. — № 9. — С. 43–49.

3. А. с. 195846 СССР, МПК 23 В к 35/02. Способ сварки металлов трением / Ю. В. Клименко. — Опубл. 04.05.67, Бюл. № 10.
4. Intern. Pat. Application PCT/GB 92/02203. Friction stir butt welding / W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham. — Publ. 1991.
5. Pietras A., Zadroga L. Rozwoj metody zdrzewania tarciowego z mieszaniem materialu zgrzeiny (FSW) i mozliwosci jej zastosowania // Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach. — 2003. — № 5. — S. 148–154.
6. Structure and mechanical properties of ADC 12 and A5083 dissimilar friction stir welded joints / F. Ye, T. Tsumura, T. Komazaki, K. Nakata // Trans. JWPJ. — 2006. — № 1. — P. 53–56.
7. Служебные характеристики соединений алюминиевых сплавов 1201 и АМг6, выполненных фрикционной сваркой / В. А. Половцев, М. М. Штрикман, Г. В. Шило и др. // Свароч. пр-во. — 2005. — № 2. — С. 8–14.
8. Kluken A., Ranes M. Aluminium bridge constructions — welding technology and fatigue properties // Svetsaren. — 1995. — № 3. — P. 13–15.
9. Ericsson M., Sandstrom R. Influence of melting speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG // Intern. J. of Fatigue. — 2003. — № 25. — P. 1379–1387.
10. Enomoto M. Friction stir welding: research and industrial applications // Welding Intern. — 2003. — № 5. — P. 341–345.
11. Фрикционная сварка листовых конструкций из алюминиевых сплавов 1201 и АМг6 / М. М. Штрикман, В. А. Половцев, Г. В. Шило и др. // Свароч. пр-во. — 2004. — № 4. — С. 41–47.
12. Lanciotti A., Vitali F. Characterization of friction welded joints in aluminium alloy 6082-T6 plates // Welding Intern. — 2003. — № 8. — P. 624–630.
13. Jata K. V., Sankaran K. K., Ruschau J. J. Friction stir welding effects on microstructure and fatigue of aluminum alloy 7050-T7451 // Metallurgical Transactions A. — 2000. — № 31. — P. 2181–2192.
14. Качанов Л. М. Основы механики разрушения. — М.: Наука, 1974. — 311 с.

Weld resistance to crack initiation and propagation at tension of samples with a stress raiser obtained by friction stir welding and nonconsumable electrode argon-arc welding of ductile low-alloyed and high-strength complex-alloyed aluminium alloys 1.8 mm thick was determined. It is shown that welds obtained in welding without metal melting, have a higher resistance to in-service crack initiation and propagation.

Поступила в редакцию 11.04.2011,
в окончательном варианте 06.05.2011



МЕТОДЫ ОЦЕНКИ УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ ШВОВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

В. А. КОСТИН, канд. техн. наук, **В. В. ГОЛОВКО**, д-р техн. наук, академик НАН Украины **Г. М. ГРИГОРЕНКО**
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проанализированы возможности использования механизмов упрочнения и структурного подхода для выбора методов оценки упрочнения металла швов высокопрочных низколегированных сталей. Показано, что на стойкость швов против хрупкого разрушения основное влияние оказывает упрочнение твердого раствора и зернограничное упрочнение.

Ключевые слова: дуговая сварка, низколегированные высокопрочные стали, металл шва, механизмы упрочнения, структура, прогнозирование механических свойств

В настоящее время низколегированные высокопрочные (НЛВП) стали являются одним из наиболее перспективных материалов при изготовлении сварных конструкций. Начиная с 1970-х годов исследованиям проблем металлургии и технологии сварки этих сталей уделяется большое внимание. Накопленный значительный материал по свойствам сварных конструкций из сталей этого класса позволяет прогнозировать пути и стоящие за ними технологии дальнейшего повышения всего комплекса механических свойств сварных швов НЛВП сталей. Анализ и обобщение данных различных исследователей позволили сформулировать ряд положений, направленных на получение надежных сварных соединений НЛВП сталей с высоким уровнем служебных свойств [1, 2]. В частности, считается, что для обеспечения оптимального сочетания показателей прочности, вязкости и пластичности металла швов, полученных на НЛВП с пределом текучести до 560 МПа, необходимо формировать швы с высоким содержанием структуры игольчатого феррита [3, 4]. Исследования, выполненные в последнее время [5, 6], показали, что повышенное содержание в структуре сварного шва игольчатого феррита еще не является гарантией получения металла с высокими показателями прочности и вязкости. На процесс хрупкого разрушения, с одной стороны, влияет легирование твердого раствора, а с другой — характеристики неметаллических включений.

При оценке влияния легирования на упрочнение твердого раствора многие авторы использовали три основных подхода: по химическому составу металла, механизмам упрочнения и содержанию микроструктурных составляющих.

В первом случае используют уравнения регрессии, построенные на результатах эксперимен-

тов определения механических свойств металла в зависимости от изменения в определенных пределах содержания в нем легирующих элементов. Такие зависимости справедливы только для той области составов, для которой они были установлены. Так, результаты исследования свариваемости НЛВП сталей с системой легирования С–Mn–Si [7], обобщенные в приведенных ниже уравнениях:

$$\sigma_b = 268 + 450[C + 0,33 Si + Mn(1,6 C - 0,145)], \quad (1)$$

$$a_I^{+20} = 144 - 387C + 330C^2, \quad (2)$$

не могут быть распространены на низколегированные стали с системой легирования С–Mn–Si–Mo–Ni–Ti.

Во втором случае на основе физических процессов, оказывающих влияние на упрочнение металла сварного шва, предлагается оценка, построенная на анализе механизмов упрочнения, в соответствии с которой необходимо учитывать механизм твердорастворного, дислокационного, дисперсионного и зернограничного упрочнения [8]. Например, предел текучести $\Delta\sigma_T^\Phi$ и температура перехода от вязкого к хрупкому типу разрушения $T_x^{\Phi\Pi}$ ферритно-перлитной стали может быть определена как

$$\sigma_T^{\Phi\Pi} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{тр}^\Phi + \Delta\sigma_d^\Phi + \Delta\sigma_{\Pi}^\Phi + \Delta\sigma_{Ду}^\Phi + \Delta\sigma_3^\Phi + \Delta\sigma_c^\Phi, \quad (3)$$

$$T_x^{\Phi\Pi} = T_0 + (0,4...0,6)\Delta\sigma_{тр}^\Phi + 0,4\Delta\sigma_d^\Phi + 0,3\Delta\sigma_{Ду}^\Phi - 0,7\Delta\sigma_3^\Phi, \quad (4)$$

где σ_0 , T_0 — исходная прочность и температура перехода монокристалла железа ($\sigma_0 = 2 \cdot 10^{-4} G \sim 30$ МПа); $\Delta\sigma_{тр}^\Phi$ — твердорастворное упрочнение за счет легирования феррита; $\Delta\sigma_d^\Phi$ — вклад дислокационного упрочнения за счет плотности дислокаций в феррите; $\Delta\sigma_{\Pi}^\Phi$ — перлитное упрочнение за счет формирования перлитных зерен; $\Delta\sigma_{Ду}^\Phi$ —



дисперсионное упрочнение за счет дисперсных включений карбидов и нитридов в феррите; $\Delta\sigma_3^{\Phi}$, $\Delta\sigma_c^{\Phi}$ — зернограницное упрочнение за счет изменения размера соответственно зерен и субзерен феррита.

Вклад различных механизмов упрочнения можно определить из следующей системы уравнений:

$$\Delta\sigma_{тр} = 4670[C] + 33[Mn] + 86[Si] + 82[Ti] + 30[Ni] + 11[Mo], \quad (5)$$

$$\Delta\sigma_d = \alpha G b r^{1/2}, \quad (6)$$

$$\Delta\sigma_3 = \frac{k_y}{\sqrt{d}}, \quad \Delta\sigma_c = \frac{k_y}{d}, \quad (7)$$

$$\Delta\sigma_{дв} = (9,8 \cdot 10^3 / \lambda) \ln 2\lambda, \quad (8)$$

$$\Delta\sigma_{\Pi} = 2,4\Pi, \quad (9)$$

где α , k_y — коэффициенты для стали, равные $\alpha = 0,5$ и $k_y = 0,63 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$; $G = 84000 \text{ МПа}$ (для стали); b — вектор Бюргера для стали, равный $2,5 \cdot 10^{-7} \text{ мм}$; d — средний размер ферритного зерна или субзерна, мкм; λ — расстояние между частицами, оказывающими упрочняющее влияние на твердый раствор; Π — доля перлита, %.

Развитие представлений о механизме влияния характеристик микроструктуры на упрочнение твердого раствора и механические свойства металла швов, позволило сформулировать еще один метод оценки показателей прочности и вязкости сварных швов, исходя из данных о количестве микроструктурных составляющих и их индивидуальных свойств [9]. ВПНЛ стали можно рассматривать как полифазную смесь, в состав которой входят феррит (Ф), перлит (П), бейнит (Б) и мартенсит (М), вторичные фазы в виде карбидов и карбонитридов микролегирующих элементов, неметаллические включения (оксиды, сульфиды). Если рассматривать сталь как природный композит перечисленных выше фаз, то ее прочностные свойства (σ_t , σ_b) можно представить суммой прочностных свойств каждой составляющей, умноженной на ее объемную долю в шве:

$$\sigma_t = \sigma_{\Phi} V_{\Phi} + \sigma_{\Pi} V_{\Pi} + \sigma_{\text{Б}} V_{\text{Б}} + \sigma_{\text{М}} V_{\text{М}} + \sum \sigma_{дв i} V_{дв i}, \quad (10)$$

где σ_{Φ} , σ_{Π} , $\sigma_{\text{Б}}$, $\sigma_{\text{М}}$ — парциальные вклады в упрочнение феррита, перлита, бейнита, мартенсита с учетом доли их объемного содержания V_{Φ} , V_{Π} , $V_{\text{Б}}$, $V_{\text{М}}$; $\sigma_{дв i}$, $V_{дв i}$ — прочность и доля компоненты вторичной фазы в металле шва.

Свойства каждой структурной компоненты, входящей в формулу (10), определяются химическим составом, морфологией и дисперсностью

структуры. Прочность ферритной составляющей σ_{Φ} представляется суммой трех слагаемых

$$\sigma_{\Phi} = \Delta\sigma_{тр}^{\Phi} + \Delta\sigma_d^{\Phi} + \Delta\sigma_3^{\Phi}, \quad (11)$$

которые определяются по формулам (5)–(7), а прочность перлита σ_{Π} — по выражению (9).

Влияние бейнитной составляющей структуры можно оценить с помощью линейной зависимости прочности в диапазоне от температуры начала бейнитного превращения B_s до температуры образования мартенсита M_s :

$$\sigma_{\text{Б}} = \frac{(\sigma_{\Phi} V_{\Phi} + \sigma_{\Pi} V_{\Pi})}{(V_{\Phi} + V_{\Pi})} + \left[\frac{1}{V_{\text{М}}} \sum \frac{(B_s - T_i)}{(B_s - M_s)} \frac{\sigma_{\text{М}} - (\sigma_{\Phi} V_{\Phi} + \sigma_{\Pi} V_{\Pi})}{(V_{\Phi} + V_{\Pi}) \Delta V_{\text{Б} i}} \right], \quad (12)$$

где T_i — температура бейнитного превращения в i -й момент времени; $\Delta V_{\text{Б} i}$ — приращение объема бейнита за i -й промежуток времени [10].

Основным фактором, определяющим прочностные свойства мартенсита, является содержание углерода в мартенсите. Оценить вклад мартенситной составляющей можно по формуле из работы [11]

$$\sigma_{\text{М}} = A_{\text{М}} + B_{\text{М}} \sqrt{C}, \quad (13)$$

где $A_{\text{М}}$, $B_{\text{М}}$ — эмпирические коэффициенты; C — содержание углерода в мартенсите (МАК-фаза).

По Мардеру и Краусу прочность мартенсита связана с размерами мартенситных пакетов d_{Π} соотношением типа Холла–Петча $\sigma_{\text{М}} = 449 + 60 d_{\Pi}^{-1/2}$, где $\sigma_{\text{М}}$ выражено в мегапаскалях, d_{Π} — в микрометрах.

Дисперсионное упрочнение $\sigma_{дв i}$ зависит от объемной доли и дисперсности вторичных фаз (карбидных, карбонитридных и неметаллических включений) и определяется по формуле (8).

Таким образом, зная химический состав металла шва, объемные доли первичных (феррита, перлита, бейнита и мартенсита) и вторичных фаз (карбидных, карбонитридных фаз и неметаллических включений), дисперсность и морфологию структуры, можно уверенно прогнозировать механические свойства металла сварного шва ВПНЛ сталей.

Для анализа возможностей использования механизмов упрочнения и структурного подхода к упрочнению металла швов изготовили сварные соединения из ВПНЛ стали. Химический состав основного металла, сварочной проволоки и сварных швов приведен в работе [12].

В ходе металлографических исследований определяли долю отдельных составляющих микроструктуры металла шва, элементный состав и рас-



Таблица 1. Количество микроструктурных составляющих (%) и средний размер ферритного зерна d_f металла швов, легированных марганцем

Обозначение шва	Игольчатый феррит	Полигональный феррит	Пластинчатый феррит с		Полиэдрический феррит	Боковой феррит Видманштетта	Размер ферритного зерна, мкм
			неупорядоченной II фазой	упорядоченной II фазой			
ГА13Г	49,5	2,0	17,0	5,0	26,5	0	360
ГА09Г	48,0	9,5	9,0	3,5	30,0	0	250
ГА19Г	61,5	13,5	3,0	0	22,0	0	150
ГА13Г2	55,0	7,5	17,5	2,5	15,5	1	300
ГА09Г2	64,5	8,0	0	0	25,0	2	250
ГА19Г2	85,0	4,0	0	0	8,0	3	170

Таблица 2. Количество микроструктурных составляющих (%) и средний размер ферритного зерна d_f металла швов, легированных титаном

Обозначение шва	Игольчатый феррит	Полигональный феррит	Пластинчатый феррит с		Полиэдрический феррит	Боковой феррит Видманштетта	Размер ферритного зерна, мкм
			неупорядоченной II фазой	упорядоченной II фазой			
ГА13Т	23,5	10,5	21,5	7,5	29	8	150
ГА09Т	10	20	—	20	50	—	120
ГА19Т	6	3,7	55	33	2,3	—	70
ГА13Т2	7	9	41	9	—	—	100
ГА09Т2	—	5,7	36,7	57,6	34	—	70
ГА19Т2	—	2	25,3	71,7	1	—	50

пределение по размерам неметаллических включений. Микроструктуру исследовали методами оптической и электронной металлографии с использованием светового микроскопа «Неофот-32» и растрового электронного микроскопа JSM-840 фирмы «JEOL», оборудованного платой захвата изображений MicroCapture с последующей регистрацией изображения на экране компьютера. Количественное определение микроструктурных составляющих проводили в соответствии с методикой МИС.

Результаты определения состава микроструктуры металла швов и среднего размера ферритного зерна, полученные при исследовании шлифованных образцов в 4%-м растворе азотной кислоты в этаноле, приведены в табл. 1 и 2.

Анализ данных о количестве, объемной доли, химическом составе и распределении по размерам неметаллических включений, полученных при металлографических исследованиях нетравленных шлифов, показал существование определенных отличий в морфологии различных по размерам включений. Мелкодисперсные включения размером до 1,0 мкм имеют ядро, состоящее из оксидов алюминия и титана, и внешнюю оторочку кубической формы с высоким содержанием нитридов титана (рис. 1, а)*. Более крупные включения состоят из оксидов сложного состава, на поверхности

которых расположены выделения сульфида марганца (рис. 1, б).

Упрочняющее воздействие включения на окружающую его матрицу определяется разницей в коэффициентах термического расширения включения и матрицы. Для дисперсионного упрочнения $\sigma_{ДУ}$ вторичными нитридными или карбонитридными фазами значительна, поэтому в матрице вокруг таких включений возникают усилия сжатия, тогда как для сульфидов эта величина существенно ниже, что способствует образованию разрывов на межфазной границе включения – матрица и практически полному отсутствию влияния включений на свойства металла шва [13].

В процессе анализа и обработки металлографических изображений подсчитывали долю неметаллических включений размером не более 1,0 мкм. С использованием полученных данных рассчитаны значения расстояний между включениями λ , приведенные в табл. 3.

С использованием результатов металлографических исследований (см. табл. 1 и 2) выполнили расчеты по формулам (5)–(8) для определения вклада отдельных составляющих в упрочнение твердого раствора металла швов. Влияние перлита

* Изображения, приведенные на рис. 1, а и б, получены канд. техн. наук В. Н. Ткачом на сканирующем электронном микроскопе SEM EVO-50.

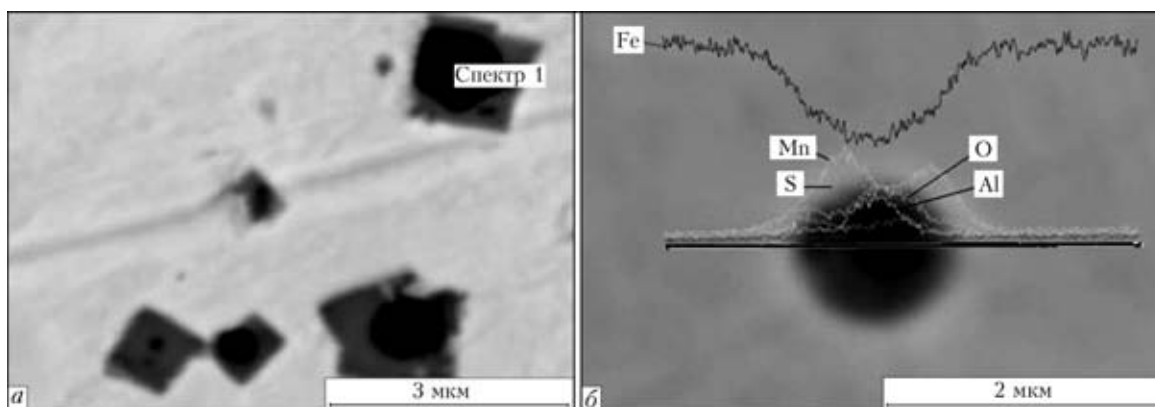


Рис. 1. Морфология неметаллических включений размером менее 1,0 (а) и более 1,5 (б) мкм

Таблица 3. Объемная доля неметаллических включений, распределение их по размерам и результаты расчета расстояния между частицами λ по формуле (8)

Обозначение шва	Объемная доля включений, %	Содержание (%) / количество (шт.) включений в размерном диапазоне, мкм					λ , мкм
		< 0,30	0,50...1,00	1,25...2,00	2,25...3,00	> 3,00	
ГА13Г	0,83	32/761	45/1050	18/422	3/74	2/43	3,21
ГА09Г	0,24	37/558	49/735	11/169	1,5/22	1/16	3,09
ГА19Г	0,09	31/274	62/547	6,5/57	0,1/1	0/0	2,69
ГА13Г2	0,79	35665	43/827	18/340	3/54	2/33	2,89
ГА09Г2	0,25	37/513	52/718	10/138	1/16	0,3/4	2,71
ГА19Г2	0,14	46/423	45/416	7/60	1/9	0,7/6	2,16
ГА13Т	0,40	25/243	51/490	17/159	5/45	3/26	3,96
ГА09Т	0,24	53/647	37/458	8/94	2/21	0,25/3	2,99
ГА19Т	0,12	33/233	52/360	11/79	3/21	0,6/4	1,89
ГА13Т2	0,65	53/408	33/258	10/75	3/21	1,5/12	1,89
ГА09Т2	0,35	56/315	35/197	2/10	1,5/8	1,5/8	1,80
ГА19Т2	0,23	62/386	30/189	6/36	2/11	0,16/1	1,61

на упрочнение не рассчитывали в связи с его отсутствием в структуре швов. Исходя из соображений, приведенных в работах [14, 15], вклад дислокационного упрочнения (около 150...180 МПа) принимали постоянным и не учитывали его изменение в процессе легирования марганцем и титаном.

Результаты испытания образцов металла швов в соответствии с ГОСТ 6996 приведены в табл. 4, а на рис. 2, 3 показаны результаты расчета вклада твердорастворного, дисперсионного и зернограничного механизмов в упрочнение металла исследуемых швов и его сопоставление с пределом текучести и прочности.

Анализ полученных результатов показывает, что наибольший вклад в упрочнение оказывают зернограничное и твердорастворное упрочнение. Сопоставление расчетных (рис. 3) и экспериментальных данных по пределу прочности и текучести металла швов (табл. 4) показывает их достаточно хорошее соответствие. Вместе с тем наблюдаемые отклонения расчетных от эксперимен-

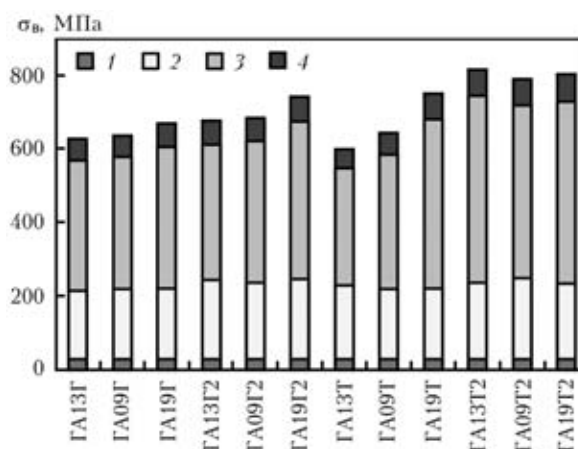


Рис. 2. Расчетный вклад различных механизмов упрочнения в прочность металла сварных швов, легированных марганцем и титаном: 1 — трение решетки; 2 — твердорастворное упрочнение; 3 — зернограничное; 4 — дисперсионное

тальных результатов (в швах, легированных большим количеством титана), обусловлены тем, что титан, являясь сильным карбидообразующим эле-

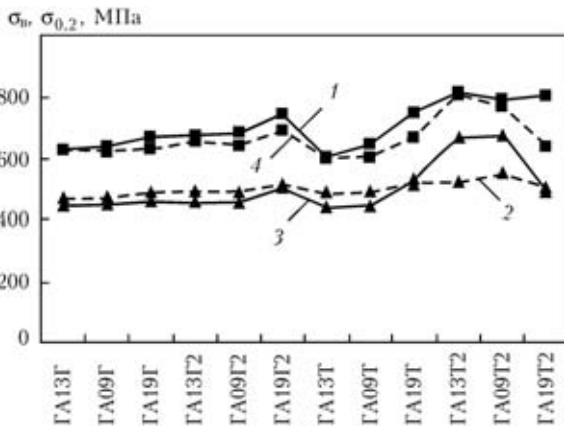


Рис. 3. Сопоставление расчетных значений (1, 2) предела прочности ($\sigma_{\text{в}}$) и текучести ($\sigma_{0,2}$) с их экспериментальными (3, 4) значениями, полученными для исследуемых швов

ментом, вступает во взаимодействие с углеродом и азотом, образуя мелкодисперсные карбиды и карбонитриды, которые так же, как и оксидные включения, оказывают упрочняющее воздействие на твердый раствор. К сожалению, для определения состава, размера, распределения и расстояния между карбидами (8) необходимо проведение дополнительных электронно-микроскопических исследований на просвет и рентгеноспектрального анализа.

Увеличение легирования металла швов марганцем вызывает снижение температурного интервала ферритных превращений [12] и способствует формированию ферритной структуры с размером зерен в пределах 170...360 мкм (см. табл. 1). Неметаллические включения в сварных швах в этом случае имеют преимущественные размеры до 1,0 мкм, а доля включений размером 0,5...1,0 мкм составляет от 30 до 45 % (см. табл. 3).

Снижение температуры начала $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения подавляет рост зернограничного феррита

и приводит к сокращению содержания его аллотриоморфной морфологии в металле швов. Формирование относительно больших зерен феррита в сочетании с высоким содержанием дисперсных (до 1,0 мкм) включений и пониженной температурой окончания бейнитного превращения способствуют внутризеренному зарождению бейнитного феррита и образованию до 85 % ферритной структуры с игольчатой морфологией (см. табл. 1). При этом следует отметить, что с понижением температурного интервала бейнитного превращения ширина игл феррита увеличивается от 80 до 160 мкм. В структуре более широких игл появляются двойниковые границы, что вызывает повышение твердости игольчатого феррита и снижение ударной вязкости металла швов, несмотря на повышенное содержание этой составляющей в структуре [12].

Легирование металла швов титаном не сказывается на температурах начала ферритного и бейнитного превращений, но повышает температуру окончания последнего [12], что приводит к существенному снижению размера ферритных зерен (см. табл. 2). Объемная доля неметаллических включений в металле швов сокращается, но возрастает содержание включений размером не более 0,30 мкм с высоким содержанием карбонитридной фазы (см. табл. 3). Повышение содержания мелкодисперсной карбидной фазы в металле швов, легированных титаном, привело к росту центров зарождения α -фазы, с одной стороны, и повышению роли дисперсионного упрочнения в формировании механических свойств металла швов, с другой. При повышении плотности распределения межзеренных границ они становятся более вероятными с энергетической точки зрения центрами роста ферритной структуры, а высокая засоренность границ неметаллическими включе-

Таблица 4. Механические свойства металла швов, легированных марганцем и титаном

Обозначение шва	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCV, Дж/см ² , при T, °C		
					20	0	-20
ГА13Г	446,4	626,2	21,0	59,9	47,3	31,9	20,8
ГА09Г	444,4	621,1	23,4	65,0	126,2	94,6	66,8
ГА19Г	458,8	627,9	22,3	67,9	144,1	107,7	94,2
ГА13Г2	453,8	652,8	21,2	57,5	58,0	41,4	29,9
ГА09Г2	455,2	638,9	23,4	64,0	98,4	78,0	60,1
ГА19Г2	501,0	686,7	21,8	64,8	103,9	69,4	53,5
ГА13Т	437,7	597,5	23,1	58,8	62,4	42,9	23,7
ГА09Т	443,4	603,5	23,5	67,7	64,3	40,8	19,0
ГА19Т	527,2	665,9	18,8	66,9	43,3	20,9	13,8
ГА13Т2	664,2	807,3	17,6	66,0	22,2	16,7	13,0
ГА09Т2	673,3	769,0	17,5	63,9	28,5	13,8	16,0
ГА19Т2	488,9	634,0	20,6	59,8	49,6	18,3	13,9



ниями размером свыше 1,50 мкм способствует тому, что эти превращения начинаются в области высоких температур, образуя в результате структуру типа феррита Видманштетта. Повышение в структуре металла швов серий, легированных титаном, содержания феррита с выделениями второй фазы в виде тонких пластин сопровождается увеличением микротвердости структуры и снижением стойкости против хрупкого разрушения [12].

Таким образом, на стойкость металла швов НЛВП сталей против хрупкого разрушения основное влияние оказывает упрочнение твердого раствора $\sigma_{тр}$ и зернограничное упрочнение $\Delta\sigma_z$. Если в образцах серии, легированных титаном, отрицательное влияние твердорастворного упрочнения компенсировалось за счет измельчения зеренной структуры с 200 до 100 мкм, то в образцах серии, легированных титаном, чрезмерно высокий вклад $\Delta\sigma_{тр}$ не удалось нейтрализовать даже за счет измельчения размера зерна до 50 мкм.

Повышение содержания мелкодисперсной карбидной фазы в металле швов, легированных титаном, привело к увеличению роли дисперсионного упрочнения в формировании механических свойств металла швов. По-видимому, такие карбиды способствуют образованию дисперсной структуры в области высокотемпературного распада аустенита. Однако в случае образования высокотемпературных морфологических форм бейнитного феррита сварные швы имеют низкий уровень вязкости. Для повышения вязкости металла швов необходимо добиваться образования в их структуре повышенного содержания низкотемпературных форм бейнитного феррита за счет увеличения легирования элементами, повышающими устойчивость аустенита.

Выводы

1. Применение метода оценки упрочнения, учитывающего механизмы упрочнения, адекватно предсказывает прочностные свойства металла швов НЛВП сталей.

2. При моделировании состава металла швов НЛВП сталей для обеспечения высоких показателей прочности, пластичности и вязкости сварных соединений необходимо стремиться к

повышению вклада $\Delta\sigma_{ду}$ и $\Delta\sigma_z$ при ограничении $\Delta\sigma_{тр}$. В структуре металла швов в этом случае будут образовываться морфологические формы бейнитного феррита, а наличие дисперсной карбидной фазы будет способствовать формированию мелкозеренной вторичной структуры.

1. Походня И. К. *Металлургия дуговой сварки конструкционных сталей и сварочные материалы* // Автомат. сварка. — 2008. — № 11. — С. 63–75.
2. Фуджита Ю., Наканиси Ю., Юрока И. *Технология сварки в современной промышленности Японии (Обзор)* // Там же. — С. 48–53.
3. Лякишев Н. П., Николаев А. В. *Металлургия стали: особенности производства в XX в., проблемы и прогноз дальнейшего развития* // Там же. — 2003. — № 10/11. — С. 32–39.
4. *Прогнозирование свойств металла шва повышенной прочности* / Д. Л. Олсон, Э. Метцбауэр, С. Лиу, И. Д. Парк // Там же. — С. 40–47.
5. Головки В. В. *Влияние распределения марганца между структурными составляющими на свойства металла низколегированных швов* // Там же. — 2007. — № 12. — С. 26–29.
6. Головки В. В., Грабин В. Ф. *Влияние легирования высокопрочного металла шва титаном на его структуру и свойства* // Там же. — 2008. — № 1. — С. 17–22.
7. *Оптимизация состава низколегированных свариваемых сталей* / И. И. Франтов, В. И. Столяров, А. В. Назаров, А. В. Терентьев // *Металловедение и терм. обработка металлов*. — 1987. — № 11. — С. 37–42.
8. Гольдштейн М. И. *Пути повышения прочности и хладостойкости конструкционных сталей* // Там же. — 1987. — № 11. — С. 6–11.
9. Young C. H., Bhadeshia H. K. D. H. *Strength of mixtures of bainite and martensite* // *Material Sci. and Technology*. — 1994. — 10, № 3. — P. 209–214.
10. Мазур В. Л., Ноговицин А. В. *Теория и технология тонколистовой прокатки (численный анализ и технические приложения)*. — Днепропетровск: РВА «Дніпро-VAL», 2010. — 500 с.
11. Liska S., Wozniak J. *Matematiský model pro analýz v technologických podmínek valcování oceli za tepla* // *Hutn. aktual.* — 1981. — 22, № 9. — S. 1–49.
12. *Влияние легирования марганцем и титаном на особенности распада аустенита в металле низколегированных швов* / В. В. Головки, В. А. Костин, В. Н. Жуков, И. А. Прибытько // *Вестн. ЧГТУ*. — 2010. — № 45. — С. 125–133.
13. Губенко С. И., Парусов В. В., Дервянченко И. В. *Неметаллические включения в стали*. — Донецк: Арт-Пресс, 2005. — 536 с.
14. Высоцкий В. М., Мотовилина Г. Д., Хлусова Е. И. *Теоретическая и экспериментальная оценка упрочнения и охрупчивания низколегированных ферритно-перлитных сталей* // *Вопр. материаловедения*. — 2004. — № 4. — С. 5–13.
15. *Основные структурные факторы упрочнения низкоуглеродистых низколегированных трубных сталей после контролируемой прокатки* / В. М. Счастливцев, И. Л. Яковлева, Н. А. Терещенко и др. // *Металловедение и терм. обработка металлов*. — 2009. — № 1. — С. 41–45.

Possibilities of application of strengthening mechanisms and structural approach to evaluation of strengthening of weld metal of high-strength low-alloyed steels were analyzed. It is shown that brittle fracture resistance of welds is mainly influenced by solid solution and grain-boundary strengthening.

Поступила в редакцию 11.03.2011



РОЛЬ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В ВОЗНИКНОВЕНИИ ТРЕЩИН ПРИ ДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ

Ю. М. КУСКОВ, д-р техн. наук, Д. П. НОВИКОВА, канд. техн. наук, И. Л. БОГАЙЧУК, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрено влияние неметаллических включений в основном металле на возникновение и распространение трещин в наплавленном металле. Показано, что, кроме неметаллических включений, распространению трещин в наплавленном металле способствуют упрочняющие фазы его структуры и полигонизационные границы. Однако последние не являются иницилирующими факторами возникновения трещин.

Ключевые слова: основной и наплавленный металлы, неметаллические включения, трещины, упрочняющие фазы, полигонизационные границы

Оптимальный состав износостойкого наплавленного металла выбирают экспериментально либо путем математического моделирования. Вторым вариантом предпочтителен, поскольку менее экономически затратный. Однако, как показывает практика, во многих случаях, особенно при наплавке высокоуглеродистых легированных сталей, на этапе проверки технологичности выбранного наплавочного материала расчетный «оптимальный» состав необходимо корректировать с целью исключения трещин в наплавленном металле. В ре-

зультате такого двойного метода оценки результатов исследования и появляется окончательный состав наплавленного металла. При этом технологическую часть исследований обычно ограничивают рассмотрением процессов, происходящих только в наплавленном металле. Более того, в настоящее время при определенных трудностях экономического порядка с приобретением металла используют стали, «имеющиеся в наличии», хотя и предусматривается проведение качественного химического анализа этого металла.

В данной работе рассматривается влияние качества основного металла на результат наплавки, в частности, появление трещин в наплавленном металле*.

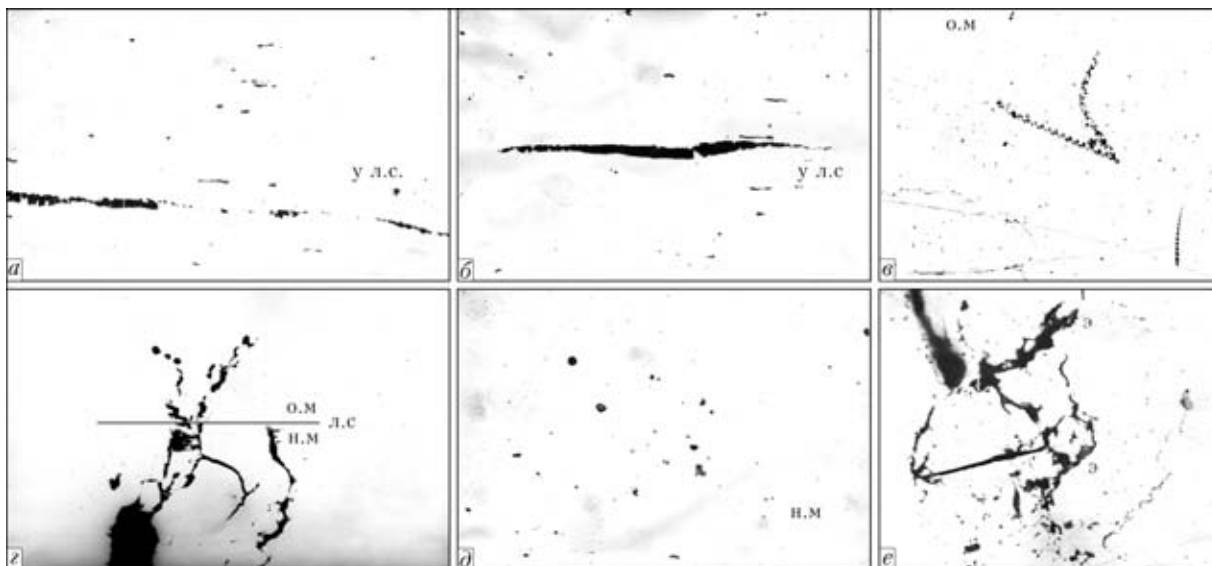


Рис. 1. НВ, дислокации и трещины в основном (о.м) и наплавленном (н.м) металлах: а — строчки глинозема, включения алюмосиликатов и оксисульфидов основного металла, $\times 400$; б — строчки железомарганцевых сульфидов, включения алюмосиликатов и оксисульфидов основного металла, $\times 400$; в — дислокационные строчки, расположенные около трещин в основном металле, $\times 200$; г — трещины, идущие от глобулярных включений основного металла, $\times 250$; д — глобулярные включения в наплавленном металле, $\times 400$; е — трещины, проходящие через эвтектику (э), $\times 25$

*В работе принимал участие канд. техн. наук И. И. Рябцев.

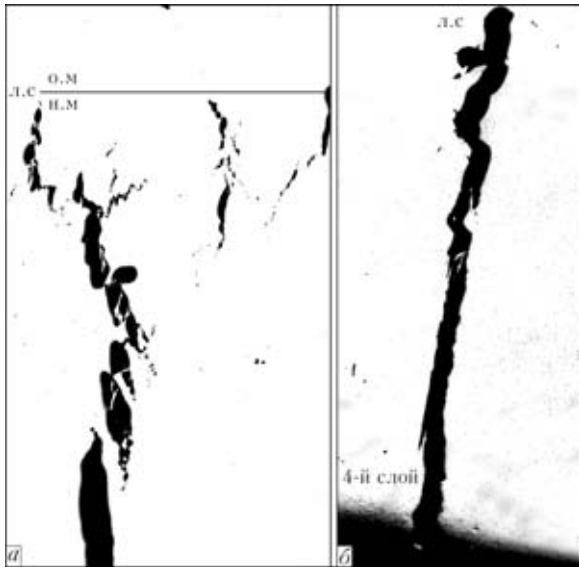


Рис. 2. Распространение зигзагообразной (а) и прямолинейной (б) трещин в четырех слоях наплавленного металла, $\times 25$

Для наплавки использовали образцы, вырезанные газовой резкой из «имеющегося в наличии» проката стали, по химическому составу соответствующего стали Ст3. В качестве наплавленного металла служили самозащитные порошковые проволоки, обеспечивающие получение высокоуглеродистого ($C = 1\%$) наплавленного металла. Наплавку выполняли в четыре слоя.

После наплавки в наплавленном металле были обнаружены трещины. В связи с малыми (по толщине) размерами трещин их визуально не обнаруживали после нанесения каждого слоя. Поэтому оценить место зарождения трещины сложно. Это можно установить лишь на металлографических шлифах.

Наплавленные образцы по обычной методике подготавливали в виде поперечных шлифов к металлографическому исследованию, которое проводили как на полированных, так и на поверхностях после электролитического травления в 20%-м водном растворе хромовой кислоты.

Исследование полированных поверхностей шлифов. В основном металле зафиксировано большое количество неметаллических включений

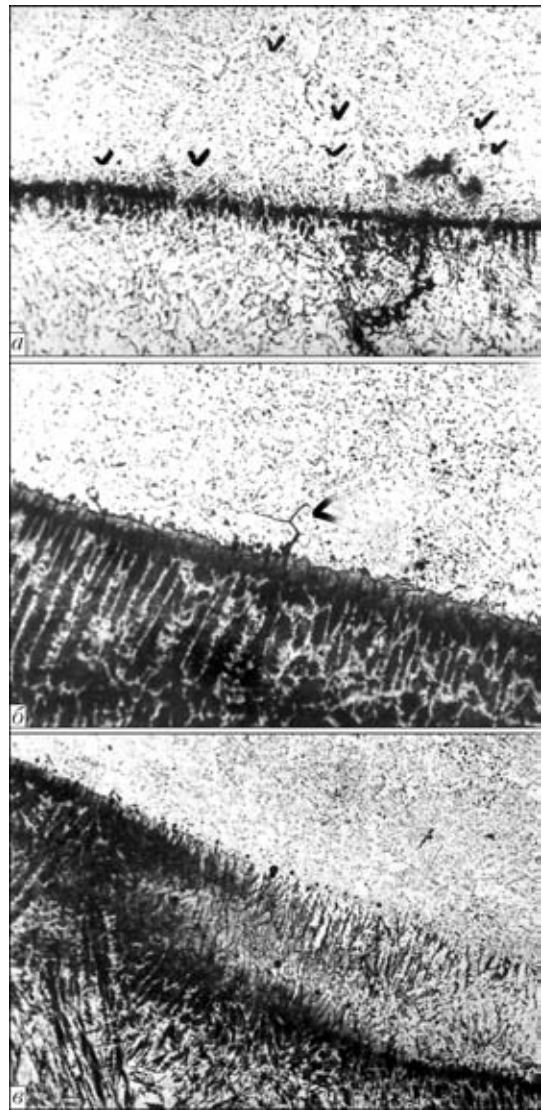


Рис. 3. Глобулярные НВ в основном и наплавленном металле, $\times 320$: а — глобулярные НВ основного металла, расположенные у линии сплавления; б — возникновение трещин у НВ основного металла; в — НВ, перешедшие («всплывшие») из 1-го наплавленного слоя во 2-й

(НВ), расположенных в виде строчек различной толщины и протяженности, либо отдельных включений разнообразных форм и размеров. Строчки темно-серого цвета, вытянутые в направлении прокатки, предположительно являются включениями

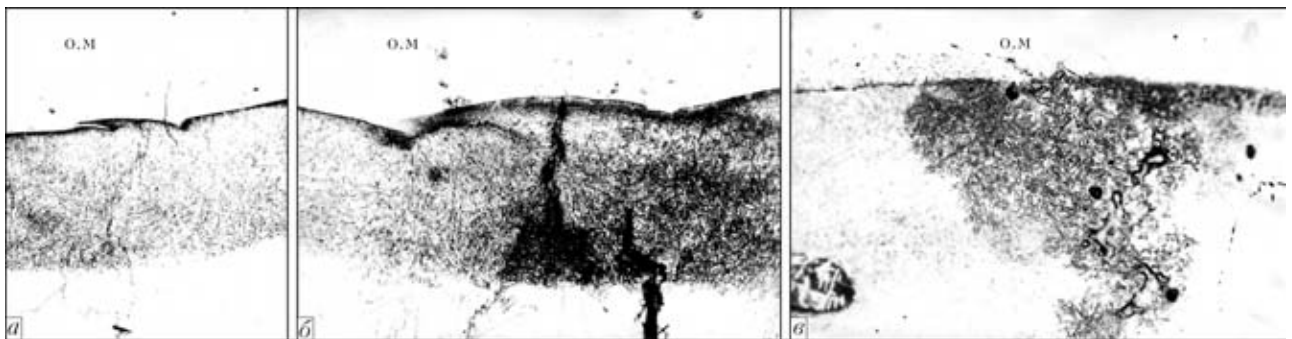


Рис. 4. Трещины в основном и наплавленном металлах, $\times 50$: а — трещина, идущая от основного металла в мартенситную составляющую структуры наплавленного металла; б — трещины в мартенситной составляющей 1-го и 2-го наплавленных слоев; в — трещины в эвтектической составляющей структуры 1-го и 2-го наплавленных слоев

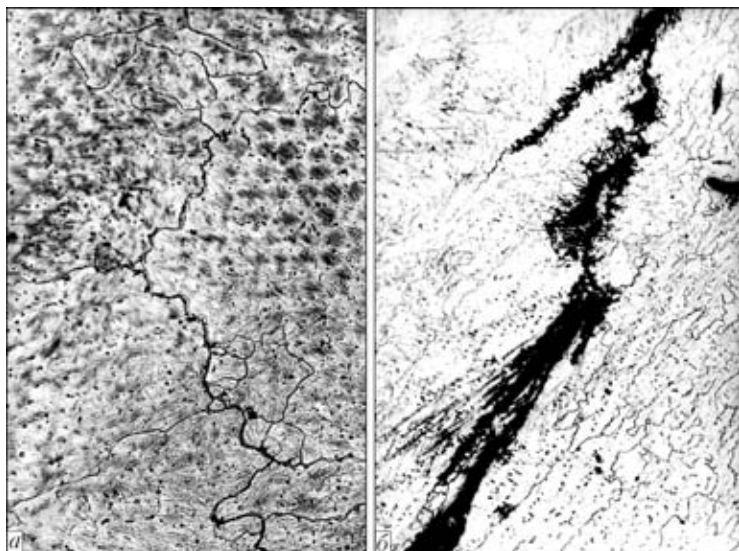


Рис. 5. Распространение трещины в мартенситной составляющей структуры по полигонизационным границам в 1-м слое наплавленного металла: *a* — $\times 200$; *b* — $\times 400$

ями глинозема Al_2O_3 (рис. 1, *a*). Хотя чаще всего они как относительно хрупкие составляющие разрушаются при прокатке на отдельные частицы. Аналогичное направление расположения имеют железомарганцевые сульфиды $FeS \cdot MnS$ светло-серого цвета (рис. 1, *b*).

Отдельными включениями представлены алюмосиликаты $3Al_2O_3 \cdot SiO_2$, $Al_2O_3 \cdot SiO_2 \cdot FeO$ и окисульфиды (рис. 1, *a*, *b*). Такое количество различных НВ создает зоны слабину в основном металле, которые являются местом потенциально

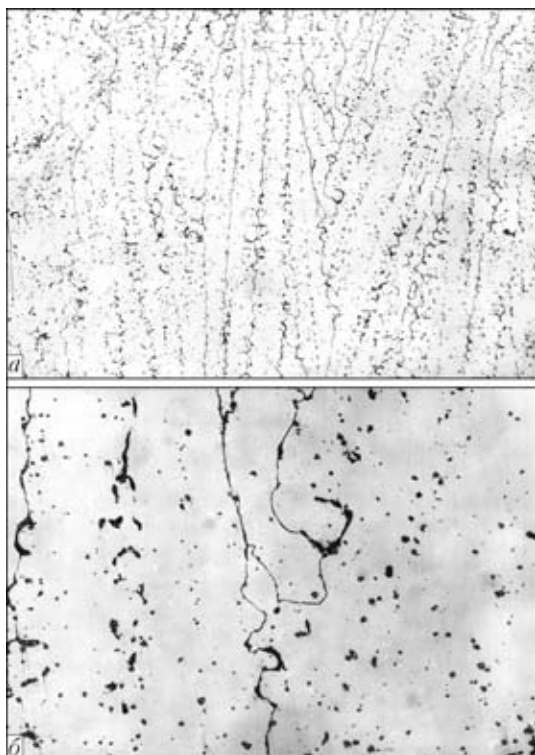


Рис. 6. Полигонизационные границы с эвтектической составляющей структуры литого металла: *a* — $\times 100$; *b* — $\times 400$

возможного зарождения в них трещин. Неоднородность металла и несовершенство его структуры проявляется и в том, что около некоторых трещин отмечены дислокационные строчки (рис. 1, *в*).

Несмотря на наибольшую опасность с точки зрения зарождения трещин НВ остроугольной формы типа глинозема, кремнезема и т. п. [1], реально трещина может возникнуть в той зоне, где сложилось самое напряженное состояние (рис. 1, *з*).

Причем даже при наличии в основном металле НВ больших размеров (в виде отдельных включений или крупных строчек) вследствие воздействия на них сварочной дуги происходит их дробление и сфероидизация. В дальнейшем эти округлые частицы поэтапно переходят из основного металла в наплавляемые слои (рис. 1, *д*). Обнаружено «всплывание» НВ

и их эстафетная передача в каждый последующий наплавляемый слой. Дальнейшее развитие трещин происходит по различным упрочняющим фазам структуры, в частности местам расположения эвтектики (рис. 1, *e*). В результате трещина может иметь развитую зигзагообразную (рис. 2, *a*) или прямолинейную форму (рис. 2, *б*).

Исследование поверхности шлифов после травления. Исследование микроструктуры после травления позволяет более детально оценить и уточнить последовательность этапов развития трещины: от момента ее возникновения до завершающей стадии. Зона сплавления основного и первого слоя наплавленного металла с расположением глобулярных НВ в основном металле показана на рис. 3, *a*. Место возникновения трещины у одного из НВ в основном металле наглядно подтверждается рис. 3, *б*. Переход НВ с 1-го слоя на границу 2-го, 3-го наплавленных слоев позволяет увидеть рис. 3, *в*.

Ранее сделанный вывод о распространении трещин в наплавленном металле по зонам расположения упрочняющих фаз — мартенсита, эвтектики — подтверждает рис. 4.

Однако удалось получить новую информацию. Установлено, что путями распространения трещин в наплавленном металле являются не только упрочняющие фазы, но и полигонизационные границы — проявление физической микroneоднородности наплавленного металла [2]. Распространение трещин в зоне расположения мартенсита и полигонизационных границ (идуших по границе полигонизации) показано на рис. 5. Для проверки правильности этого механизма появления и распространения трещин выплавлены небольшие слитки в медном кристаллизаторе диаметром 20 мм и длиной 50 мм. Это позволило исключить



вероятность влияния НВ, что характерно для основного металла.

Трещин в наплавленном металле не обнаружено. Нижняя часть слитка представляет собой мартенсит в аустенитной матрице и развитую сеть полигонизационных границ. Твердость мартенсита $HV_{0,5} = 5090$ МПа, микротвердость аустенита $HV_{0,5} = 2710...3030$ МПа. По границам полигонизации расположена эвтектика (рис. 6). Наличие упрочняющих фаз в виде мартенсита и эвтектики, а также полигонизационных границ не является причиной возникновения трещин в наплавленном металле.

Выводы

1. При наплавке сталей, особенно склонных к возникновению трещин, особое внимание следует обращать на качество основного металла с точки зрения его чистоты от НВ.

The effect of non-metallic inclusions in the base metal on initiation and propagation of cracks in the deposited metal is considered. It is shown that, in addition to the non-metallic inclusions, the propagation of cracks in the deposited metal is also facilitated by the hardening phases present in its structure and polygonisation boundaries. However, the latter themselves are not the factors that initiate the cracks.

2. НВ основном металле могут не только инициировать появление трещин, но и влиять на дальнейшее их распространение в наплавленном металле за счет эффекта «всплывания» из слоя в слой наплавленного металла.

3. Зародившиеся в основном металле трещины распространяются в наплавленном металле не только по НВ и упрочняющим фазам структуры, но и по полигонизационным границам.

4. Упрочняющие фазы структуры наплавленного металла и полигонизационные границы не всегда являются источником появления в нем трещин.

1. Куслицкий А. Б. Неметаллические включения и усталость стали. — Киев: Техніка, 1976. — 128 с.
2. Мовчан Б. А. Микроскопическая неоднородность в литых сплавах. — Киев: Гостехиздат УССР, 1962. — 340 с.

Поступила в редакцию 25.05.2011

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

29 мая–1 июня 2012 г.

Кацевели, Большая Ялта, Крым, Украина

Организаторы: Национальная академия наук Украины, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, Международная ассоциация «Сварка», Благотворительный фонд «Содружество сварщиков»

Тематика конференции

Математическое моделирование: кинетики деформационных процессов; транспорта водорода в сварных соединениях; оценки риска образования холодных (водородных) трещин; остаточных напряжений и деформаций при многопроходной сварке; деградации свойств сварных соединений; идентификации дефектов в сварных соединениях.

Информационные технологии в сварке, наплавке и нанесении покрытий: расчетно-информационные системы; Internet и информационные услуги в области сварки и родственных технологий.

Организационный комитет

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ ул. Боженко 11, г. Киев, 03680, Украина
Зельниченко Александр Тимофеевич,
тел.: (38044) 200-82-77; E-mail: journal@paton.kiev.ua
Романова Ирина Юрьевна,
тел.: (38044) 205-22-26
E-mail: romanova@paton.kiev.ua.



ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧНОГО ПОДСЛОЯ НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТОЙКОСТЬ МНОГОСЛОЙНОГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

И. А. РЯБЦЕВ, д-р техн. наук, А. А. БАБИНЕЦ, инж., И. И. РЯБЦЕВ, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследовано влияние наплавки пластичного подслоя на термическую стойкость наплавленного металла 25Х5ФМС. Установлено, что наплавка пластичного подслоя проволокой Св-08А примерно на 20 % повышает термическую стойкость образцов из стали 40Х, наплавленных порошковой проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС.

Ключевые слова: дуговая наплавка, наплавленный металл, многослойная наплавка, пластичный подслой, термическая стойкость

Термическая усталость является характерным видом повреждений инструментов для горячего деформирования металлов: прокатных валков, штампов горячей обработки давлением, ножей горячей резки и многих других, испытывающих воздействие циклических теплосмен [1, 2].

Трещины термической усталости возникают на поверхности таких инструментов после некоторого количества теплосмен. Процесс их образования зависит от свойств материала инструментов и ряда параметров, характеризующих условия эксплуатации. Еще до появления трещин в материале происходят необратимые структурные изменения, которые могут повлиять на его механические свойства, форму и размер деталей [3–10]. Характеристикой сопротивления материалов термической усталости обычно служит количество циклов нагрев–охлаждение до появления сети трещин разгара.

При контакте с заготовкой, температура которой достигает 1200 °С, поверхностные слои прокатного валка (штампа) нагреваются, а после прекращения контакта с ней резко охлаждаются. Соответственно в каждом цикле нагрев–охлаждение у этих слоев должны изменяться объем и напряженно-деформированное состояние (рис. 1).

В процессе нагрева поверхностные слои расширяются, но более холодные внутренние слои препятствуют этому, вследствие чего внешние слои упруго сжимаются. Если температурный градиент от поверхности внутрь детали достаточно велик, то значения напряжения сжатия могут достигать предела текучести. При быстром охлаждении этот же слой должен постепенно сжиматься, но из-за сопротивления теперь уже более нагретых внутренних слоев этот процесс происходит затрудненно или вообще не происходит, и поверхностный слой сначала упруго, а затем

пластично растягивается. При возврате к первоначальной температуре размер поверхностного слоя совпадает с его начальным размером, но при этом значения остаточных растягивающих напряжений в нем могут достигать предела текучести.

Глубина пластически деформированного слоя определяется условиями нагрева и охлаждения, а также физико-механическими свойствами материала этого слоя — коэффициентом термического расширения, модулем упругости, теплопроводностью. Структурные изменения материала в процессе теплосмен, в частности, упрочнение и разупрочнение на различных этапах циклического деформирования, могут вызывать изменение вида гистерезисной петли. Если при достижении максимальной температуры цикла дается выдержка до проведения очередного цикла охлаждения, то происходит релаксация термических напряжений, и, как следствие, гистерезисная петля также изменяется (рис. 1). Все это свидетельствует о том, что нет определенного значения напряжения, которое может характеризовать термическую усталость [4].

Повторяющиеся пластические деформации так же, как и при циклических условных нагрузках,

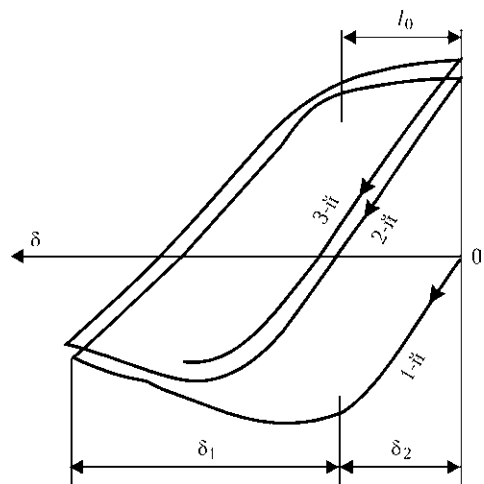


Рис. 1. Остаточная пластическая δ_1 и упругая δ_2 деформации, вызывающие термическую усталость [8]: 1–3-й — циклы нагрев–охлаждение; l_0 — удлинение

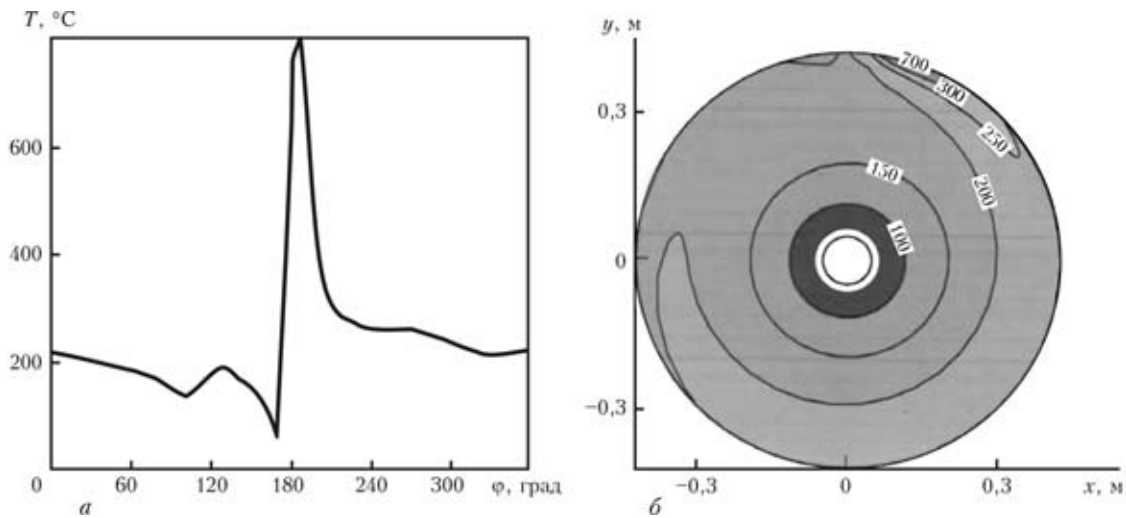


Рис. 2. Распределение температуры на поверхности вала (а) и расчетные изотермы температурного поля в сечении вала (б) в процессе прокатки

приводят к образованию трещин, и одновременно с их углублением и расширением на поверхности образуется сетка трещин разгара.

Целью настоящей работы было исследование влияния подслоя, геометрических размеров подслоя и износостойкого слоя на термическую стойкость наплавленных деталей.

Исследования проводили применительно к стальным валам горячей прокатки. Как указывалось выше, на термическую усталость инструментов для горячего деформирования металла оказывает влияние максимальная температура нагрева в зоне контакта этого инструмента с нагретой заготовкой и распределение температуры в его поверхностных слоях.

На первом этапе расчетно-экспериментальным путем определили характер распределения температуры по сечению вала в процессе прокатки [11]. Известно [1, 2], что во время контакта с деформируемой заготовкой поверхностные слои прокатного вала нагреваются до максимальной температуры 700...800 °С (рис. 2, а), затем в процессе вращения вала интенсивно охлаждаются, их температура резко снижается до 200 °С. Температура в центре вала составляет 20 °С (рис. 2, б).

Из этих данных следует, что в процессе эксплуатации прокатного вала термический цикл имеет пилообразный характер и выдержки при максимальной температуре нет. В связи с этим при расчете термической усталости можно не учитывать ползучесть, существенно снижающую сопротивление термической усталости [3]. При этом толщина слоя, который прогревается до 700 °С, составляет 4...6 мм, а температура нижележащих слоев, резко снижается до 300...400 °С (общая толщина слоев нагретых свыше 300 °С, составляет 6...8 мм) и далее до 200 °С.

Таким образом, у рабочего слоя прокатного вала, который подвергается воздействию термических циклических нагрузок, толщина будет составлять 6...8 мм. Для материалов слоев, нагретых ниже 200 °С, более важной характеристикой будет усталостная прочность при циклических эксплуатационных силовых нагрузках. Существенную роль в данном случае должен выполнять пластичный подслой, поскольку усталостная прочность основного металла прокатного вала (как правило, это средне- и высокоуглеродистые низколегированные стали) невысока.

В соответствии с этими расчетами были выбраны геометрические размеры подслоя и основного слоя у образцов для исследования термической стойкости металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС, которая широко используется при наплавке прокатных валков, штампов и других подобных деталей.

На заготовки из стали 40Х производили наплавку по следующим вариантам: наплавку порошковой проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС без подслоя (2 и 4 слоя, общая толщина наплавленного металла после шлифовки соответственно 4 и 8 мм); наплавку пластичного подслоя проволокой Св-08 (2 слоя) и износостойких слоев порошковой проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС (2 и 4 слоя, общая толщина износостойкого наплавленного металла пос-

Таблица 1. Характеристика наплавленных слоев опытных образцов

Номер образца	Тип легирования наплавки	Количество наплавленных слоев	Толщина износостойкого слоя после шлифовки, мм	Твердость наплавленного металла HRC
1.1	25Х5ФМС (без подслоя)	2	3...4	45...47
1.2		4	7...8	46...47
1.3	Подслоя Св-08+25Х5ФМС	2+2	3...4	43...45
1.4		2+4	7...8	44...46



Таблица 2. Результаты послойного химического анализа и твердость наплавленного металла типа 25X5ФМС

Номер слоя	Массовая доля легирующих элементов, %						HRC
	C	Si	Mn	Cr	V	Mo	
1	0,22	0,69	0,53	4,5	0,25	0,87	46...48
2	0,24	0,74	0,56	5,4	0,37	0,95	48...50
3	0,26	0,79	0,64	5,5	0,40	1,01	49...51
4	0,26	0,76	0,64	5,4	0,40	0,99	49...51
25X5ФМС (ТУУ 05416923.024-97)	0,22...0,33	0,70...1,20	0,4...1,0	4,7...5,9	0,3...0,6	0,9...1,5	45...53

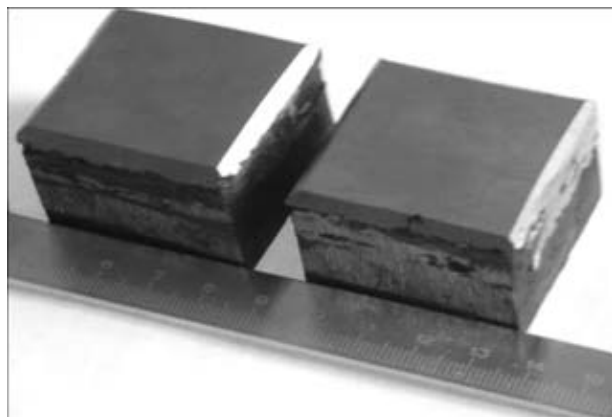


Рис. 3. Внешний вид наплавленных образцов

ле шлифовки составляла соответственно 4 и 8 мм) (табл. 1).

Наплавку выполняли с перекрытиями валиков примерно на 50 % проволокой диаметром 2,8 мм на следующем режиме: сварочный ток $I_{св} = 350...400$ А; напряжение на дуге $U_d = 28...30$ В; скорость наплавки $v_n = 16$ м/ч. После наплавки образцы медленно охлаждали под слоем флюса.

Подслойный химический анализ наплавленного металла приведен в табл. 2, там же дан стандартный состав металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-Нп-25X5ФМС. Как видно из таблицы, уже во втором слое обеспечивается получение наплавленного металла, соответствующего по химическому составу ТУУ 05416923.024-97.

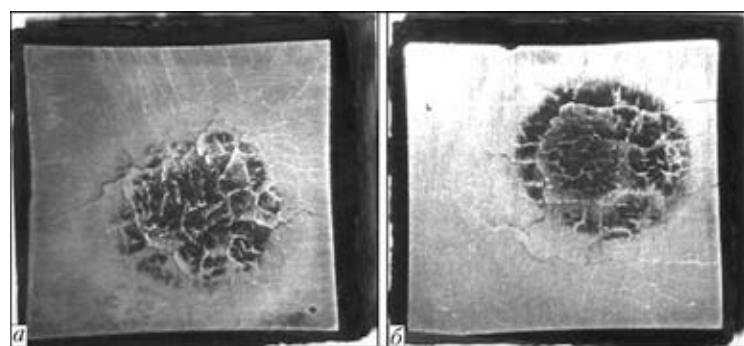


Рис. 4. Внешний вид образцов после испытаний на термостойкость, наплавленных порошковой проволокой ПП-Нп-25X5ФМС без подслоя (а) и с подслоем Св-08 (б)

Таблица 3. Термическая стойкость образцов наплавленного металла

Номер образца	Количество циклов нагрев-охлаждение		
	до появления первых трещин	до развития трещин	до появления сетки трещин
1.1	69	114	175
1.2	66	104	170
1.3	72	123	186
1.4	86	130	200

Затем из наплавленных заготовок вырезали образцы размером 40×40×30 мм для испытаний на термическую стойкость. Наплавленную поверхность образцов размером в плане 40×40 мм перед испытаниями подвергали шлифовке (рис. 3). Изготавливали и испытывали по три-четыре образца каждого варианта наплавки.

Термическую стойкость изучали на блочно-модульной установке, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона для испытаний различных свойств наплавленного металла [12].

Условия испытаний были следующими: нагрев шлифованной наплавленной поверхности образца осуществляли газовым резаком до 800 °С (пятно нагрева 15 мм, нагреваемая поверхность образца размером в плане 40×40 мм), охлаждение нагретой поверхность струей воды до 60 °С. Циклы нагрев-охлаждение повторяли до появления видимой невооруженным глазом сетки трещин разгара. Термостойкость оценивали исходя из количества циклов нагрев-охлаждение до появления первых трещин и достижения определенной степени растрескивания — образования сетки трещин разгара.

Результаты испытаний (средние по 3-4 образцам каждого типа) приведены в табл. 3, а внешний вид образцов после испытаний — на рис. 4.

Полученные результаты показали, что наплавка подслоя позволяет получить термическую стойкость наплавленного металла 25X5ФМС, особенно на стадии появления сетки трещин разгара.



Выводы

1. Расчетно-экспериментальным путем установлено, что толщина рабочего слоя прокатного валька черновой клети, который в зоне контакта с деформируемой заготовкой периодически нагревается до 200...700 °С, составляет 6...8 мм. Для материалов слоев, нагретых ниже 200 °С, важной характеристикой является усталостная прочность при циклических эксплуатационных силовых нагрузках. Исходя из этого, для наплавки подслоя в вальках горячей прокатки рекомендуется использовать низкоуглеродистые низколегированные стали, отличающиеся высокой пластичностью и усталостной прочностью.

2. Экспериментально установлено, что наплавка пластичного подслоя проволокой Св-08А примерно на 20 % повышает термическую стойкость образцов из стали 40Х, наплавленных порошковой проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС.

1. Фрумин И. И. Автоматическая электродуговая наплавка. — Харьков: Metallurgizdat, 1961. — 421 с.
2. Тылкин М. А. Повышение долговечности деталей металлургического оборудования. — М.: Металлургия, 1971. — 608 с.
3. Дульнев Р. А., Котов П. И. Термическая усталость металлов. — М.: Машиностроение, 1980. — 200 с.

4. Баландин Ю. Ф. Термическая усталость металлов в судовом энергомашиностроении. — Л.: Судостроение, 1967. — 272 с.
5. Давиденков Н. Н., Лихачев В. А. Необратимое формоизменение металла при циклическом тепловом воздействии. — М.: Машгиз, 1962. — 223 с.
6. Тылкин М. А., Яловой Н. И., Полухин П. Т. Температура и напряжения в деталях металлургического оборудования. — М.: Высш. шк., 1970. — 427 с.
7. Термопрочность деталей машин / И. А. Биргер, Б. Ф. Шорр, И. В. Демьянушко и др. — М.: Машиностроение, 1975. — 455 с.
8. Артингер И. Инструментальные стали и их термическая обработка / Пер. с венг. — М.: Металлургия, 1982. — 312 с.
9. Довнар С. А. Термомеханика упрочнения и разрушения штампов объемной штамповки. — М.: Машиностроение, 1975. — 255 с.
10. Троценко В. Т., Шемеган Ю. М., Синявский Л. П. Исследование закономерностей разрушения сплавов при термоусталости и при совместном действии циклических механических и термических напряжений // Материалы Всесоюз. симп. по малоцикловой усталости при повышенных температурах. — Челябинск, 1974. — Вып. 2. — С. 137–156.
11. Рябцев И. А. Восстановление и упрочнение методами наплавки деталей, эксплуатирующихся в условиях изнашивания и различных видов циклических нагрузок: Дис. ... д-ра техн. наук. — Киев, 2010. — 268 с.
12. Рябцев И. И., Черняк Я. П., Осин В. В. Блочная установка для испытаний наплавленного металла // Сварщик. — 2004. — № 1. — С. 18–20.

The effect of deposition of a ductile sublayer on heat resistance of deposited metal 25Kh5FMS was investigated. It was established that the ductile sublayer deposited with wire Sv-08A provides an approximately 20 % increase in heat resistance of 40X steel samples deposited with flux-cored wire PP-Np-25Kh5FMS.

Поступила в редакцию 26.04.2011

СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2011. — 216 с. Мягкий переплет, 200×290 мм.

Сборник включает 42 статьи, опубликованные в журнале «Автоматическая сварка» за период 2006–2010 гг., по проблемам разработки, изготовления и применения сварочных материалов, включая покрытые электроды, порошковые проволоки и ленты, сварочные флюсы, а также материалы для наплавки. Представлены обзоры состояния рынка сварочных материалов в Украине, России и Китае.

Сборник предназначен для научных сотрудников, инженеров, технологов и аспирантов, занимающихся сварочными технологиями и их применением.

Заказы на книгу просьба направлять в редакцию журнала «Автоматическая сварка»:
 тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-54-84,
 E-mail: journal@paton.kiev.ua.





ОСОБЕННОСТИ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЙ ПОРОШКОВЫМИ ПРОВОЛОКАМИ (Обзор)

Б. ВИЛАГЕ, К. РУППРЕХТ, инженеры, **А. ПОХМУРСКАЯ**, д-р техн. наук
(Ин-т материаловедения, Хемницкий техн. ун-т, Германия)

Рассмотрены методы изготовления и применения порошковых электродных проволок для газопламенного и электродугового напыления покрытий разного назначения. Отмечены возможности применения перспективных порошковых проволок диаметром 2,0 и 2,8 мм для электродугового нанесения покрытий. Показано, что посредством высокоскоростной фотосъемки можно получить важную информацию о характере протекания процесса напыления, который определяет качество покрытий.

Ключевые слова: газотермическое напыление, покрытия, порошковые проволоки, конструкции проволок, методы нанесения покрытий

Технология газотермического напыления нашла широкое промышленное применение, в частности, для нанесения износостойких и коррозионностойких покрытий. Согласно данным компании «Linde AG» [1] одним из наиболее распространенных расходных материалов для газотермического напыления является проволока, ежегодно ее используется более 50 тыс. т. Это позволило не только значительно расширить диапазон применения проволок для электродугового, плазменного и газопламенного термического напыления в сравнении со сплошными проволоками, но и изменять в нужном направлении свойства получаемых покрытий. В связи с этим объем производства порошковых проволок и их ассортимент ежегодно увеличивается.

Конструкция и материалы порошковых проволок. Порошковая проволока состоит из оболочки, изготавливаемой из металлической ленты

(стальной, никелевой, кобальтовой и т. д.), и сердечника, представляющего собой порошок одного или смеси порошков легирующих компонентов и упрочняющих частиц (ферросплавов, чистых металлов, карбидов, боридов и т. п.). Существует несколько конструкций порошковых проволок. На практике наиболее часто применяют порошковую проволоку трех типов: со стыком внахлестку, с плотным стыком и трубчатую.

Основные группы порошковых проволок, применяемых для напыления восстановительных, коррозионностойких и износостойких покрытий, приведены в таблице. В настоящее время на рынке доступны порошковые проволоки на основе железа, никеля, кобальта и алюминия. Главной областью применения покрытий из порошковых проволок является защита от разных видов износа, при этом в основном используют покрытия из высоколегированных сплавов или покрытия, содержащие твердые частицы, а также псевдосплавы.

Другой важной областью применения покрытий из порошковых проволок является защита от

Примеры применения порошковых проволок для газотермического напыления покрытий

Основа	Тип легирования	Свойства покрытий и примеры применения
Железо	FeCrNiMoSiC	Аустенитные сплавы для защиты от износа и коррозии
	FeCrAlSi	Защита от газовой коррозии при повышенных температурах, хорошая обрабатываемость резанием
	Fe + WSC/WC	Защита от абразивного износа
Никель	NiCr NiAl	Использование в качестве подслоя для обеспечения адгезии к основному металлу
	NiCrB NiCrBSi	Низкий коэффициент трения. Защита от износа при термических нагрузках, гидро-, газоабразивная защита, химическая стойкость
	Ni + WSC/WC	Повышенная стойкость к износу
Кобальт	CoCrWFeCSiMn	Защита от абразивного износа, граничного трения, кавитации и коррозии
	CoCrMoFeNiSiMnC	Покрытия с повышенной износостойкостью, термо- и коррозионной стойкостью
Другие	Al + Al ₂ O ₃	Противоскользкие покрытия
	Cu + BN	Покрытия с эффектом сухой смазки



коррозии, в том числе и защита от газовой коррозии при повышенных температурах, для чего в основном используют сплавы на основе никеля.

Функциональные покрытия, например, для улучшения фрикционных свойств поверхностей трения, получают распылением порошковых проволок, в шихту которых входят твердые смазки, например нитрид бора. В последнее время для защиты от износа и коррозии поверхностей деталей, изготовленных из магниевых сплавов, разработаны алюмокерамические покрытия, напыляемые из трубчатых порошковых проволок, шихта которых состоит из твердых частиц керамики. Последние могут также применяться как противоскользкие покрытия.

Химический и фазовый состав шихты порошковых проволок может широко варьироваться, что открывает значительные возможности для разработки новых систем покрытий и, таким образом, для дальнейшего расширения области их практического применения [2].

Методы нанесения покрытий из порошковых проволок. Газопламенное напыление. Для нанесения покрытий из порошковых проволок применяют горелки, предназначенные для напыления сплошными проволоками (рис. 1).

Процесс плавления порошковых проволок несколько отличается от плавления проволок сплошного сечения. С уменьшением толщины оболочки порошковой проволоки, равно как и с уменьшением плотности ее заполнения, заостренный вид оплавленного конца проволоки переходит в более короткий закругленный или срезанный (рис. 2, а, з).

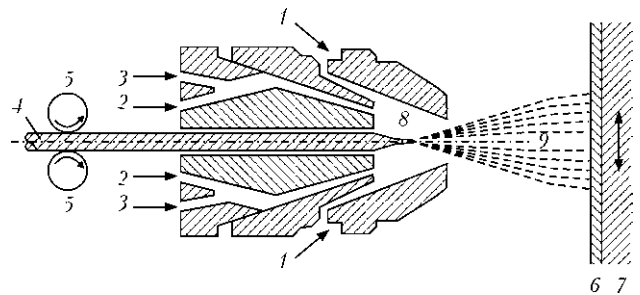


Рис. 1. Схема газопламенной горелки согласно норме DIN EN 657 [3]: 1 — сжатый воздух; 2 — горючий газ; 3 — кислород; 4 — проволока или пруток; 5 — протяжный механизм; 6 — напыляемое покрытие; 7 — подложка; 8 — оплавляемый конец проволоки; 9 — поток расплавленных частиц

Для обжимающего потока газа, который формируется в этой зоне, характерна повышенная турбулентность по сравнению с потоком, формирующимся при оплавлении проволоки сплошного сечения (рис. 2, б, д). Это приводит к расширению струи расплавленных частиц и, как следствие, к повышенной неоднородности микроструктуры напыленного покрытия (рис. 2, в, е). В микроструктуре покрытия, нанесенного сверхзвуковым газопламенным (HVOF) методом с использованием порошковой проволоки, соответствующей по химическому составу аустенитной нержавеющей стали AISI 316L (рис. 2, в), видны включения больших частиц материала оболочки (светлые области в покрытии), которые не успели полностью сплавиться с материалом шихты в дуге в процессе распыления. Такое увеличение неоднородности структуры покрытий может негативно сказываться на их эксплуатационных характеристиках [4].

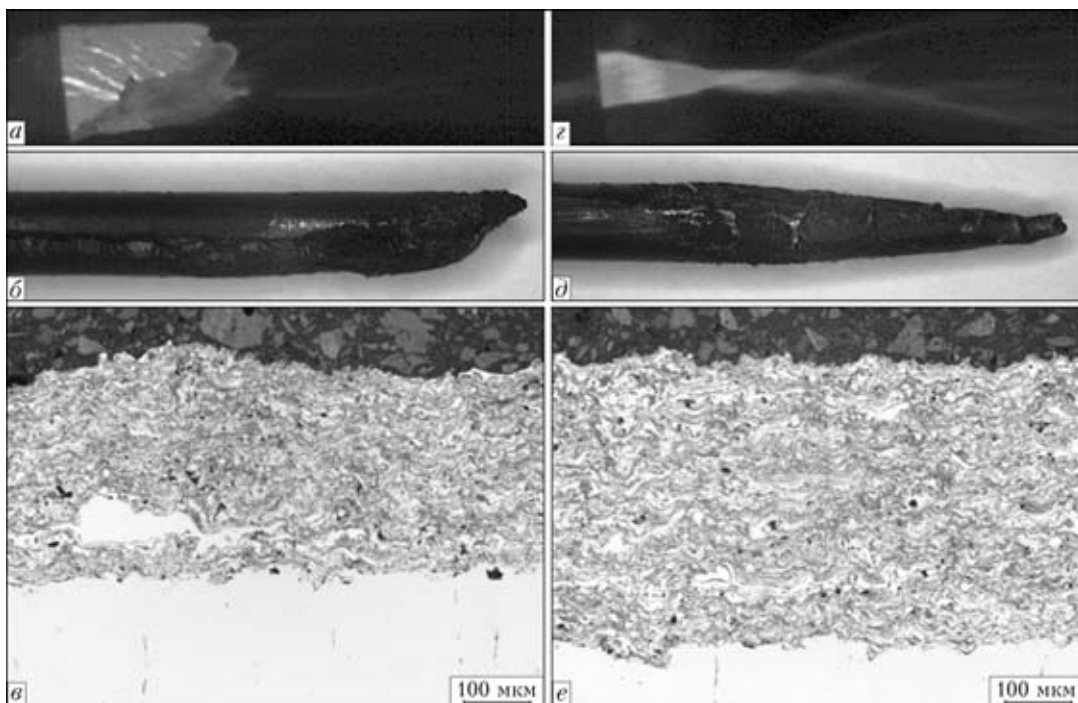


Рис. 2. Фрагменты высокоскоростной съемки процесса напыления (HVOF) порошковой проволокой AISI 316L (а) и проволокой сплошного сечения (з), вид оплавленных концов проволок (б, д) и микроструктуры покрытий (в, е)

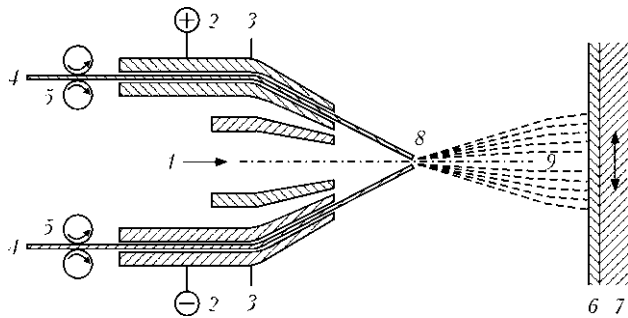


Рис. 3. Схема электродугового напыления порошковыми проволоками пистолетом согласно DIN EN 657 [3]: 1 — сжатый воздух; 2 — питание; 3 — контактные трубки; 4 — проволоки; 5 — протяжный механизм; 6 — напыляемое покрытие; 7 — подложка; 8 — оплавляемые концы проволок; 9 — поток расплавленных частиц

Анализ особенностей процесса напыления и соответствующей микроструктуры покрытий, напыленных методом высокоскоростного газопламенного напыления порошковых проволок состава AISI 316L различной конструкции (со стыком внахлестку, с плотным стыком и бесшовной трубчатой), а также сплошной проволоки, приведен в работе [4].

Электродуговое напыление. Для нанесения покрытий из порошковых проволок методом электродугового напыления (электродуговой металлизации) используют пистолеты, применяющиеся для распыления проволок сплошного сечения. На рис. 3 представлена схема электродугового напыления.

Метод электродугового напыления применим для напыления электропроводных материалов и соответственно может быть использован для нанесения покрытий из порошковых проволок в металлической оболочке. Существенным преимуществом

напыления порошковых проволок по сравнению с проволоками сплошного сечения является возможность введения в состав порошковой смеси компонентов, стабилизирующих горение электрической дуги, что позволяет улучшить качество напыляемого покрытия.

При напылении металла типа аустенитной нержавеющей стали AISI 316L как в виде сплошной, так и порошковой проволоки с соответствующей оптимизацией параметров процесса электродугового напыления, возможно нанесение покрытий хорошего качества с очень низкой пористостью (рис. 4).

Оптимизация электродугового напыления порошковых проволок большого диаметра. В настоящее время на рынке имеется широкий спектр порошковых проволок для напыления покрытий различного назначения. При этом почти все проволоки для газотермического нанесения износостойких покрытий выпускают диаметром 1,6 мм (например, продукция фирм «TAFА», «Castolin», «Prahair», «Sultze Metco» и др). Сравнительно невысокий коэффициент заполнения проволоки такого диаметра шихтой ограничивает возможности введения в покрытие большей концентрации легирующих элементов и упрочняющих частиц. Поэтому для расширения возможностей создания новых композиционных составов порошковых проволок, а также с целью повышения производительности процесса электродугового напыления представляет интерес изучение особенностей распыления порошковых проволок большого диаметра.

В работе изучено влияние рабочего тока, дистанции напыления и других параметров на процесс структурообразования покрытия и окисление расплавленных частиц в процессе напыления. Ис-

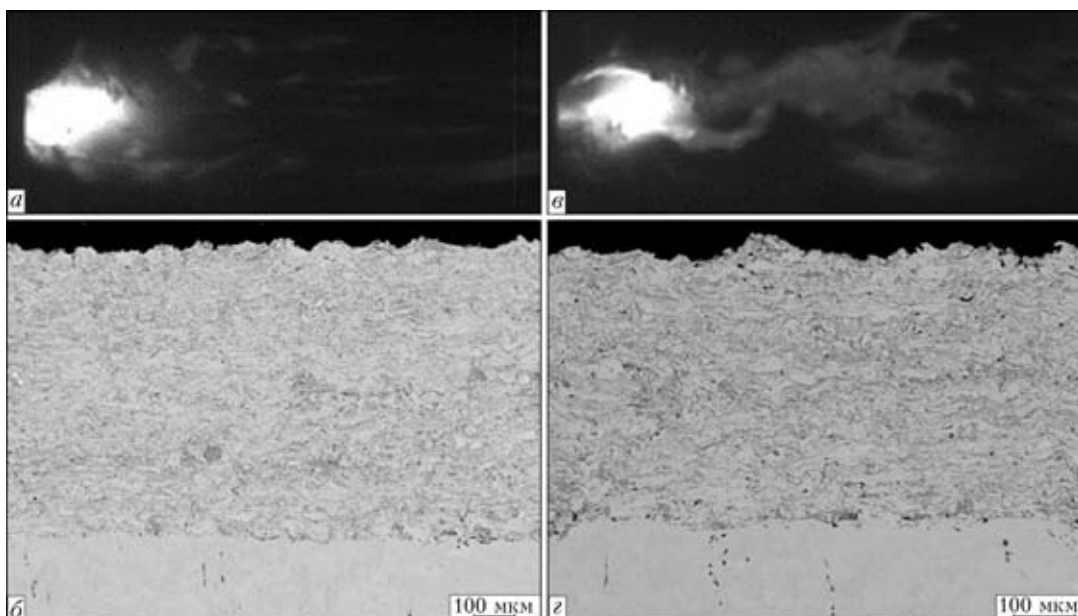


Рис. 4. Фрагмент высокоскоростной съемки процесса электродугового напыления порошковой AISI 316L (а) и проволокой сплошного сечения (в) и микроструктуры покрытия (б, з)

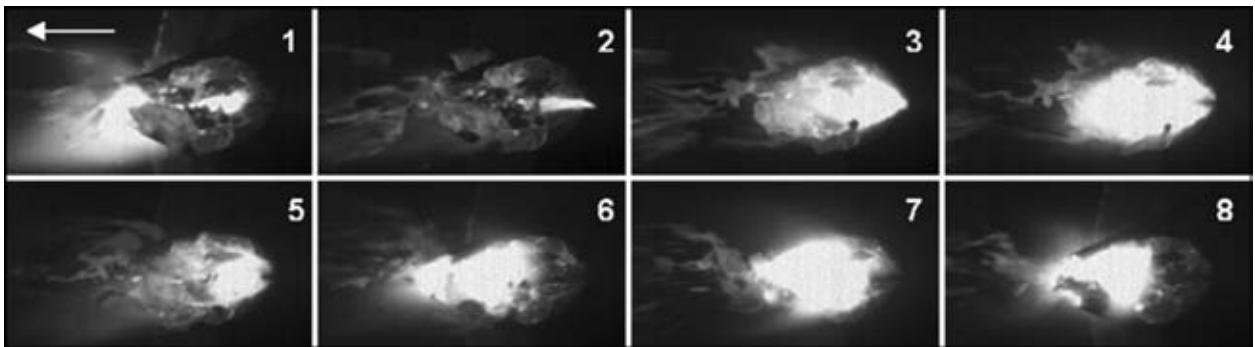


Рис. 5. Последовательность снимков высокоскоростной цифровой фотосъемки процесса электродугового напыления порошковой проволоки диаметром 2,8 мм (стрелка — направление напыления)

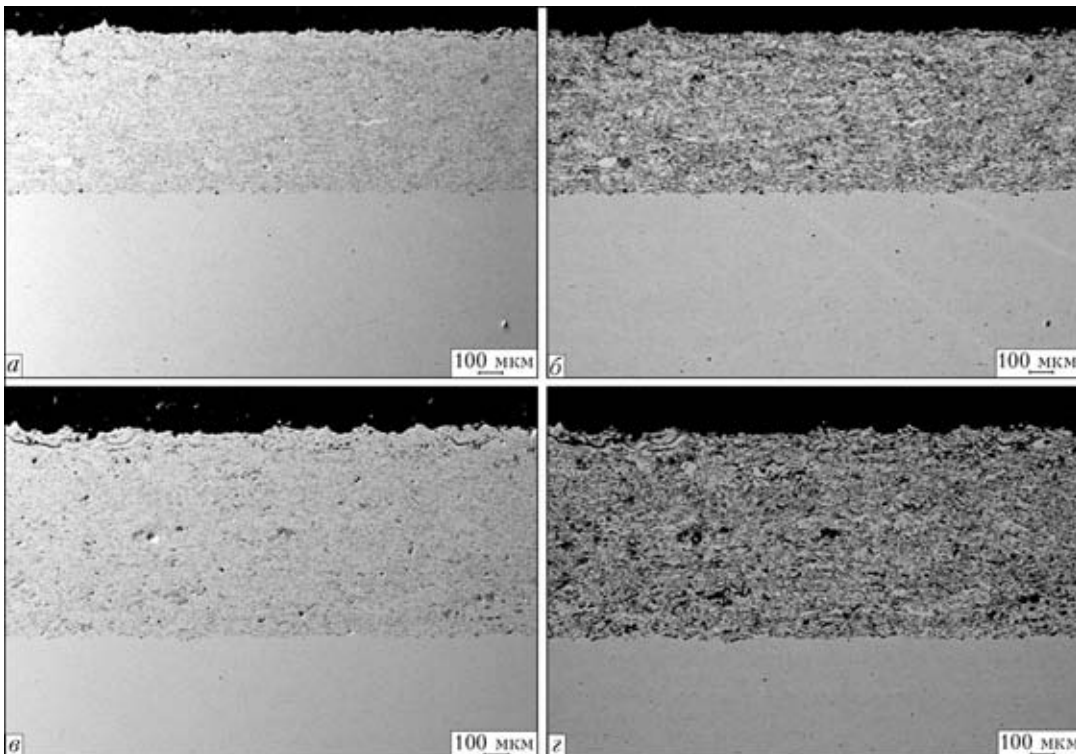


Рис. 6. Микроструктуры покрытий, полученных электродуговым напылением порошковых проволок диаметром 2,0 (а, б) и 2,8 мм (в, г), полученные с помощью электронной микроскопии во вторичных (а, в) и обратно-рассеянных электронах (б, г). Параметры напыления: дистанция напыления 120 мм; сила тока 150 А

пользовали порошковые проволоки диаметром 2,0 и 2,8 мм на основе железа для электродугового напыления, обеспечивающие следующий химический состав, мас. %: 6...7 Cr; <1 Mo; <1 V; 1% Al для диаметра проволоки 2,0 и 1...2 Al (2,8 мм); <1 (1...2) Si; 1(1...2) Mn. Порошковые проволоки диаметром 2,0 и 2,8 мм имели близкий химический состав, однако в проволоке большего диаметра содержалась небольшая добавка флюса.

Для электродугового напыления использован пистолет фирмы «OSU» с распылительной головкой LD/U2. В процессе напыления изменяли значение сварочного тока и дистанцию напыления при сохранении остальных параметров. Параметры электродугового напыления покрытий из порошковых проволок диаметром 2,0 и 2,8 мм следующие: сварочный ток 100...150 А; напряжение

25 В; давление распыляющего газа 35 МПа; дистанция напыления 80, 100, 120 мм. Поверхность стальной подложки перед напылением подвергали дробеструйной обработке [5]. При напылении обоих типов проволоки получили плотные покрытия с хорошей адгезией к подложке. Детальный анализ плавления проволок в процессе распыления в электрической дуге проводили с помощью высокоскоростной цифровой камеры. Показано, что процесс распыления порошковых проволок большего диаметра имеет стабильный характер. При этом на концах проволоки наблюдалось равномерное конвекционное перемешивание расплавленного материала с незначительными флуктуациями в потоке частиц. Благодаря высокой разрешающей способности фотосъемки (10000 кадр./с) установлено, что в процессе напыления

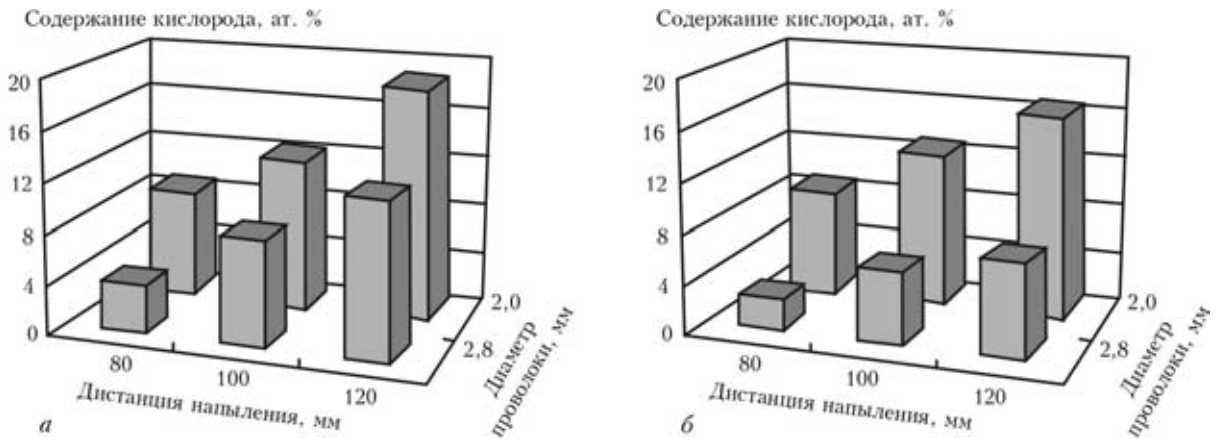


Рис. 7. Влияние силы тока (*a* — 100, *б* — 150 А) и дистанции напыления на содержание кислорода в покрытиях, полученных электродуговым напылением покрытий из порошковых проволок разного диаметра

толстых порошковых проволок наблюдается значительное переменное смещение точки основания дуги, что обеспечивает равномерный нагрев проволоки (рис. 5).

При распылении проволоки меньшего диаметра наблюдается тенденция к значительному изменению длины электрической дуги, особенно в моменты после отрыва крупных частиц металла, что увеличивает нестабильность процесса напыления.

При этом расстояние между концами порошковых проволок меньшего диаметра при напылении изменяется более заметно, чем при распылении порошковых проволок большего диаметра. Проволоки меньшего сечения привносят меньшее возмущение в потоке распыления частиц, что положительно влияет на дивергенцию распыляемого потока.

В результате проведенных исследований установлено, что использование порошковых проволок большего диаметра в электродуговом напылении не обязательно влечет за собой ухудшение качества покрытия. Более того, при распылении порошковой проволоки большего диаметра получена более однородная микроструктура покрытия. Характерной особенностью распыления порошковой проволоки большего диаметра является то, что расплав шихты и оболочки находится достаточно продолжительное время в объеме, ограниченном внешними краями проволоки, что способствует более полному расплаву материала и гомогенизации этого расплава, что в итоге приводит к снижению пористости покрытий (рис. 6).

Анализ химического состава напыленных покрытий, проведенный с помощью энергодиспер-

сионной рентгеновской спектроскопии, позволяет получить отчетливую зависимость склонности покрытий к окислению, которая выражается содержанием кислорода в покрытиях, полученных из порошковых проволок обоих диаметров, от параметров напыления (рис. 7).

Увеличение дистанции напыления приводит к более интенсивному окислению покрытий, поскольку время пребывания расплавленных частиц в распыляемом потоке увеличивается. В то же время влияние повышения силы тока на процесс окисления заметно только для проволоки большего диаметра, содержащей флюс.

В заключение можно отметить, что электродуговым напылением порошковых проволок на основе железа большего диаметра могут быть получены качественные бездефектные покрытия с гомогенной микроструктурой и низкой пористостью. С использованием высокоскоростной цифровой фотосъемки изучены особенности формирования расплава в процессе напыления и установлены закономерности структурообразования покрытий.

1. *Thermisches Spritzen* — Potenziale, Entwicklungen, Maerkte / B. Wielage, K. Bobzin, C. Rupprecht, M. Bruhl // *Thermal Spray Bulletin* 1. — DVS Verlag. — 2008. — S. 30–36.
2. *Lugscheider F.-W. Bach. Handbuch der thermischen Spritztechnik, Technologien-Werkstoffe-Fertigung, Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 139* // Ibid. — 2002.
3. *DIN EN 657. Thermisches Spritzen* — Begriffe, Einteilung.
4. *Einsatzmoeglichkeiten des HVOF-Drahtspritzens, Tagungsband 7* / B. Wielage, K. Landes, C. Rupprecht, S. Zimmermann // *HVOF Kolloquium*. — 2006. — S. 81–88.
5. *DIN EN 13507. Thermisches Spritzen* — Vorbehandlung von Oberflaechen metallischer Werkstuecke und Bauteile fuer das thermische Spritzen.

Methods of manufacturing and application of flux-cored electrode wires for flame and electric arc spraying of various-purpose coatings are considered. Possibilities of application of promising flux-cored wires of 2.0 to 2.8 mm diameter for electric-arc deposition of coatings are considered. It is shown that high-speed filming can provide important information on the nature of running of the spraying process which determines the coating quality.

Поступила в редакцию 14.06.2011

СОВРЕМЕННЫЕ ЭЛЕКТРОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И СПОСОБЫ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СВАРКИ ПЛАВЛЕНИЕМ (ОБЗОР)*

В. Н. ШЛЕПАКОВ, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проанализированы современное состояние и существующие проблемы в области разработки материалов для сварки углеродистых и низколегированных сталей: покрытых электродов, проволок сплошного сечения и порошковых проволок. Рассмотрены перспективные технологии их применения, а также организационные и экономические аспекты производства и применения электродных материалов.

Ключевые слова: электродуговая сварка, углеродистые и низколегированные стали, покрытые электроды, проволоки сплошного сечения, порошковые проволоки

Сварочное производство как часть мировой экономики, связанной с изготовлением металлических конструкций, испытывает в последние годы существенное влияние спадов и подъемов в финансовой и деловой активности. Предприятия и организации, сферой деятельности которых являются изготовление и применение электродных материалов для дуговой сварки плавлением, стремятся оперативно адаптироваться к динамично изменяющимся потребностям рынка.

Производителям сварочных материалов для планирования и обеспечения устойчивого функционирования предприятий важно опираться на статистические данные и прогнозы в отношении тенденций изменения потребностей рынка как в целом, так и по конкретно производимым материалам с оценкой конкурентоспособности в каждой области их применения.

Основную группу электродных материалов массового и специализированного назначения для сварки и наплавки составляют штучные покрытые электроды, проволоки сплошного сечения и порошковые проволоки. Механизированные и автоматизированные процессы сварки проволоками предусматривают использование дополнительных присадочных и защитных материалов (флюс, газ), за исключением порошковых проволок. Общей тенденцией в изменении структуры производства и применения электродных материалов, особенно в развитых в экономическом отношении странах Юго-Восточной Азии (Япония, Южная Корея, КНР), Америки (США, Канада, Бразилия) и Европы (Великобритания, Германия, Франция, Италия, Голландия и др.), является устойчивый рост

использования материалов для механизированной и автоматизированной (включая роботизированную) сварки. В последние годы в число развивающихся конкурентоспособных способов сварки плавлением вошли такие технологические процессы, как лазерная сварка и ряд гибридных и комбинированных процессов, что стало возможным благодаря бурному развитию микроэлектроники, а также применению современных систем автоматического управления.

Покрытые электроды. Штучные электроды с покрытием являются наиболее широко применяющимся электродным материалом, универсальным с точки зрения организации процесса сварки в заводских и монтажных условиях. Обустройство сварочного поста требует небольших капитальных вложений в оборудование, а расходы на электроды относительно невелики.

К недостаткам, присущим процессу сварки штучными электродами, относятся невысокая производительность плавления, обусловленная низкой плотностью тока, потери части материала на огарки, а также зависимость качества сварки от квалификации сварщика. В то же время возможности регулирования сварочных свойств путем изменения состава покрытия велики, что позволяет сохранять высокую конкурентоспособность этого материала при механизированных способах сварки.

Уровень технологии изготовления и поставки заказчиком электродов на ведущих предприятиях стран СНГ существенно вырос и приблизился к мировому по основным показателям. Решены вопросы качества нанесения покрытия, стартового участка, маркировки, расфасовки и упаковки. Номенклатура электродов остается относительно узкой. Отчасти это связано с объективными причинами состояния рынка потребления. Тем не менее, недостаточный выпуск электродов для сварки высокопрочных, нержавеющей и жаропрочных сталей, никелевых, алюминиевых и медных сплавов, чугуна и наплавки оставляет часть

*По материалам сообщения, представленного на VI Международной конференции по сварочным материалам стран СНГ «Сварочные материалы. Разработка. Технология. Производство. Качество. Конкурентоспособность» (Краснодар, 2011). — Краснодар, 2011. — С. 193–199.



потенциального рынка свободным для закупок по импорту.

При разработке электродов недостаточно используются современные методы анализа и исследований, в частности компьютерное моделирование с применением базы данных о материалах, изучение сенсорики процесса сварки со статистической обработкой, достижения в области материаловедения, например опыт ряда зарубежных фирм по нанесению на покрытие индикаторных меток, указывающих степень влажности или температуру прокалки, что важно для электродов с основным покрытием.

Классификация покрытых электродов сближается с международными стандартами (ISO 2560A, EN 757, EN 1600 и др.) по основным требованиям и признакам, облегчающим выбор нужного типа и марки электродов потребителями. Тенденции мирового рынка свидетельствуют о необходимости увеличения объема информационного сопровождения.

Кроме показателей механических свойств, химического состава, содержания водорода и данных по параметрам режимов для различных положений сварки, необходимо приводить сведения о рентгеновской плотности, сопротивляемости образованию трещин, проплавлению основного металла, разбрызгиванию, отделимости шлака, характеристикам сварочного аэрозоля и т. п. Более подробная информация в рекламных материалах и сопроводительной документации вызывает доверие потребителей и снижает вероятность предъявления претензий, связанных с недостаточной информированностью.

Большую роль в стабильности производства покрытых электродов, как и других электродных материалов, играют формы организации экономических связей с потребителями. Актуально стимулирование потребителей к применению современных источников питания с обратной связью, позволяющих сварщику с держателя электрода дистанционно подстраивать параметры сварки.

Проволоки сплошного сечения. В ведущих в экономическом отношении странах мира проволоки сплошного сечения для электродуговой сварки составляют более половины всего производства сварочных материалов. Области применения по способу защиты зоны плавления разделяются на сварку в защитных газах и сварку под флюсом, по степени автоматизации — на механизированную (полуавтоматическую), автоматическую и роботизированную. При разделении по классам свариваемого металла проволоки используют преимущественно для сварки углеродистых и низколегированных, нержавеющей сталей, а также алюминиевых и титановых сплавов. Для достижения требуемых служебных свойств сварных соединений возможно регулирование по-

казателей за счет состава не только проволоки, но и защитного материала (моногазы или смеси, агломерированные или плавленые флюсы).

Плотность тока при сварке проволоками сплошного сечения существенно выше, чем штучными электродами, что позволяет регулировать характеристики плавления в широких пределах, реализовать синергетические и комбинированные управляемые процессы для сварки различных металлов и объектов применения. В частности, управление переходом электродного металла в шов может обеспечить устойчивые характеристики при переносе с короткими замыканиями, капельном без замыканий, осевом струйном, пульсирующем струйном или модульно-регулируемом по поверхностному натяжению капли металла.

На основе использования современных физических и математических моделей, а также компьютерного моделирования процесса дуговой сварки плавлением созданы современные системы источников питания полупроводникового и инверторного типов с программно управляемыми характеристиками электрических параметров, связанных прямым и обратным адаптивным управлением с механизмом подачи проволоки в зону плавления. Это позволило не только обеспечить надежность выполнения алгоритма сварки, но и существенно снизить энергозатраты, устранить влияние субъективного фактора. Рациональное, программно управляемое тепловложение в металл позволило достичь повышения значений свойств сварных соединений.

Классификация сварочных проволок сплошного сечения представлена в группе международных стандартов на проволоки, защитный газ, флюс и их сочетания (EN 440, EN 439, EN 760, EN 12072 и др.). Здесь базовые показатели свойств соответствуют методологии ISO (минимальное значение предела текучести и фиксированная температура испытаний с гарантированным значением ударной вязкости).

Существует расхождение с рядом национальных стандартов по градации и номенклатуре проволок, газов и флюсов, что может создавать трудности с реализацией, в частности при поставке продукции на экспорт.

Что касается форм намотки и упаковки (требования европейского стандарта EN 759), то в этой части только передовые предприятия обеспечивают соблюдение требований международных стандартов.

В последние годы большое внимание уделяется состоянию проволоки при поставке (допуски, точность изготовления, намотки, состояние и качество поверхности). По качеству омеднения или покрытия неомедненной проволоки имеются новые решения, позволяющие не только улучшить показатели применяемости при механизирован-

ной и автоматической сварке, но и существенно уменьшить валовые выделения сварочного аэрозоля.

Порошковые проволоки. Для применения порошковых проволок в большинстве случаев требуется такое же оборудование, как и для проволок сплошного сечения. Однако в первом случае имеются определенные преимущества в технологичности, производительности и металлургической приспособляемости для сварки сталей широкой номенклатуры.

В 1974 г. в британский стандарт впервые ввели порошковую проволоку с металлическим сердечником (массовая доля неметаллических материалов не более 4 %). Сварочные порошковые проволоки классифицированы европейскими стандартами (EN 758, EN 12073) и стандартами ISO (ISO 17632, ISO 18276, ISO 17633), введенными в действие в 2004–2005 гг. Не все национальные стандарты адаптированы к нововведениям, поэтому зачастую проволоки порошковые с металлическим сердечником классифицируют по стандартам на проволоку сплошного сечения.

В производстве и применении порошковых проволок лидерство в последние годы сохраняют страны Юго-Восточной Азии (Япония, Южная Корея, КНР), где производство порошковых проволок превышает выпуск штучных электродов и приближается по объему к проволокам сплошного сечения. В США, Франции, Великобритании, Германии объемы применения порошковых проволок сравнивались с объемами ручной дуговой сварки покрытыми электродами за счет развития собственных производств, так и допуска на свои рынки производителей из Юго-Восточной Азии (Японии, Южной Кореи).

Страны СНГ существенно отстают в этой области, что способствовало приходу на эту часть рынка продукции японских, южнокорейских и ряда европейских производителей. К сожалению, подобная ситуация складывается и в сфере закупки оборудования для механизированной и автоматизированной сварки.

В структуре применения порошковых проволок основную долю составляют проволоки для сварки в защитных газах (порошковые проволоки с рутиловым, основным и металлическим сердечниками). Особую группу составляют самозащитные проволоки, позволяющие вести процесс сварки без дополнительной защиты газом или флюсом, а потому наиболее приемлемые для сварочно-монтажных работ.

После бурного роста потребления порошковых проволок (особенно газозащитных) в 1970–1980-е годы зафиксирован временный спад, вызванный объективными причинами (большой диаметр, повышенное выделение дыма, недостаточный уровень показателей свойств). К 2000 г. вновь воз-

росло потребление порошковых проволок благодаря существенному повышению качества изготовления, параметров свойств и применяемости для сварки сталей различных классов в отраслях промышленности и строительства.

Что касается порошковых проволок для сварки под флюсом, то их область применения ограничена сваркой сталей высокой прочности, где они конкурируют с проволоками сплошного сечения.

Большинство типов порошковой проволоки, в сравнении с проволоками сплошного сечения, обеспечивают лучшие технологические свойства (форму шва и провар соединения) и производительность сварки.

Среди монтажных способов автоматической сварки с применением порошковой проволоки следует выделить электрогазовую (сварку стыковых соединений с принудительным формированием шва), которая по производительности и качеству превосходит конкурирующие способы.

По способу изготовления порошковые проволоки подразделяются на вальцованные (изготовленные путем формовки холоднокатаной ленты заданного размера в круглый профиль, заполняемый порошковой смесью на промежуточной стадии формовки) и так называемые бесшовные, полученные путем заполнения агломерированным флюсом длинномерной трубной заготовки на специальных вибростендах.

В последние годы освоено заполнение трубной заготовки из ленты (штрипса) непосредственно перед сваркой продольного шва, выполняемой лазером или токами высокой частоты. Последующий процесс изготовления включает доформовку прокаткой и волочение по схеме, подобной при изготовлении проволоки сплошного сечения с применением промежуточных отжигов. Такая технология позволяет достигать низкого содержания водорода в проволоке и наносить любые виды покрытия на поверхность.

Для реализации данной технологии требуются значительные капиталовложения в оборудование и эксплуатационные расходы. В связи с этим стоимость продукции повышается в среднем вдвое, по сравнению с проволокой вальцованной.

Современные порошковые проволоки поставляются в готовом для применения виде (по стандарту EN 759) и пригодны для сварки с использованием серийного оборудования.

Перспективные технологии применения электродных материалов. Среди интенсивно развивающихся новых технологий сварки синергетические системы имеют отношение ко всем электродным материалам. Задачи, способные решать такие системы, включают мониторинг, сенсорный контроль, моделирование и программирование электрических процессов, определяющих характер горения дуги, переноса электродного ме-



талла, что позволяет оптимизировать процесс по сварочно-технологическим характеристикам, рационально использовать энергию и повысить качество сварных соединений.

Для сварочных штучных электродов это выражается в улучшении оперативных характеристик, существенном снижении влияния квалификации сварщика, уменьшении разбрызгивания и уровня выделения сварочного аэрозоля. У механизированных и автоматизированных процессов сварки проволоками сплошного сечения и порошковыми возможностями значительно шире благодаря совместному управлению скоростью подачи проволоки и электрическими параметрами дуги. При двух- и многодуговом процессах сварки появляется возможность комбинирования характеристик плавления и переноса металла, что позволяет регулировать скорость сварки и путем комбинирования проволок достигать лучших свойств сварного соединения. Такие процессы реализуются при использовании автоматической и роботизированной сварки.

Из гибридных процессов наиболее эффективно развивается направление, в котором сочетаются процессы сварки лазерным лучом и порошковой проволокой или проволокой сплошного сечения в защитных газах. Объединение высоких значений проплавляющей способности лазерного луча и производительности плавления присадочного материала в одной сварочной ванне позволяет проектировать форму и размеры сварного шва, наиболее приемлемые для сварного соединения. При этом высокая ионизирующая способность лазерной плазмы повышает стабильность дугового разряда и энерговыделение на плавление электродной проволоки.

По эффективности и адаптивности такой способ превосходит известную сварку в узкий щелевой зазор. К его недостаткам относятся повышенные требования к точности сборки соединения и существенные затраты на оборудование. Успешно реализован процесс сварки тандем в защитных газах (две проволоки в одну ванну), в котором взаимное магнитное влияние дуг электрически развязано благодаря использованию двух синхронизированных источников импульсного питания дуги. Современные миниатюрные электромеханические приводы позволяют значительно облегчать аппаратуру для монтажной сварки и даже размещать механизм подачи проволоки в сварочной горелке, что вполне приемлемо при использовании проволок малого диаметра.

Организационные и экономические аспекты производства и применения электродных материалов. Изготовление электродных материалов состоит из цепочки технологических процессов, включающих (укрупненно) подготовку сырья, изготовление заготовки продукции или

компонентов заготовки, производство товарной продукции, ее обработку и упаковку, сопровождаемых процедурами входного контроля (инспекции) — технологического и выходного (заключительного), входящих в систему управления качеством продукции.

Многие предприятия стран СНГ включают в состав производственных процессов операции, не свойственные базовой технологии изготовления товарной продукции. К их числу относят дробление и помол компонентов, варку стекла из глыбы, обработку и первичное волочение проволоки из катанки, продольный роспуск рулонов ленты на полосы и т. п., перенося ответственность за риск потерь, затраты на охрану труда и экологию на основное производство.

Современные производства в развитых странах работают по принципу специализации с использованием полностью подготовленных по требованиям изготовителя электродных, сырьевых и вспомогательных материалов, а также комплектующих, получаемых на основе календарных и долгосрочных договоров с предприятиями-поставщиками. В мировой практике поставщики охотно идут на заключение таких договоров непосредственно или через дочерние предприятия (если необходимо доведение сырья до требуемых кондиций). Мнение о том, что при обработке на месте уменьшаются затраты, давно опровергнуто международной практикой.

Проектирование построения экономических отношений эффективно на основе фьючерсов с четким отслеживанием тенденций мирового рынка. Развитие и совершенствование управления деятельностью предприятий с современной системой использования информационных технологий должны заменить устаревшую систему заказ-поставка.

Японские экономисты, связанные с рынком товаров и услуг сварочного производства, считают приоритетным перевод экономических отношений на новый уровень посредством создания устойчивых триад производитель-дилер-потребитель, позволяющих устанавливать справедливую цену и распределение доходов. Это следует учитывать, особенно в условиях перехода прав собственности и управления заводами сварочных материалов на территории стран СНГ к ведущим зарубежным фирмам и существенного обострения конкуренции по всей номенклатуре производимой продукции.

Определенную тревогу вызывают низкий уровень технического оснащения сварочного производства и засилие устаревших технологий. В этом плане изготовителям сварочных материалов для всех способов дуговой сварки целесообразно ориентироваться на использование новейших достижений в технике и технологии, отслеживая си-

туацию и стимулируя потребителей также к переходу на современный уровень оснащенности.

В решении возникающих проблем не следует полагаться только на собственный опыт, обращение к печатным техническим и рекламным изданиям. Квалифицированную помощь можно получить у специалистов ведущих научно-исследовательских и конструкторско-технологических

институтов, особенно по таким вопросам, как обоснованный выбор решения, анализ причин возникновения проблем и поиск пути их устранения, повышение квалификации персонала, оценка перспективности инноваций и т. п. В мире бурно развивающихся информационных технологий следует использовать все имеющиеся возможности.

State-of-the-art and existing problems in the field of development of materials for welding carbon and low-alloy steels are analyzed, namely: coated electrodes, solid and flux-cored wires. Challenging technologies of their application, and also organizing and economic aspects of production and application of electrode materials are considered.

Поступила в редакцию 05.08.2011

ТЕСНОСВАРКА 2011 — 6-я СПЕЦИАЛИЗИРОВАННАЯ ВЫСТАВКА ОБОРУДОВАНИЯ И ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ СВАРКИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ РЕЗКИ

07–09.12.2011г.

Казань, Россия

Организатор: ОАО «Казанская ярмарка»

При поддержке: Министерства промышленности и торговли РФ, Ассоциации предприятий и предпринимателей РФ, Мэрии города Казани

В программе выставки

Научно-практическая конференция, круглые столы, презентации компаний, демонстрация действующих образцов оборудования. Встречи с представителями предприятий, установление новых деловых связей, обмен опытом по актуальным вопросам, заключение соглашений и договоров.

Экспозиция выставки

- Оборудование и технологии для сварки и термической резки металлов
- Оборудование для обработки поверхности
- Сварочные материалы, принадлежности, комплектующие изделия
- Оборудование и технологии для пайки
- Автоматизация сварочных производственных и технологических процессов, программное обеспечение
- Научное и информационное обеспечение
- Реновация сварочного оборудования
- Техническая диагностика
- Электронно-лучевая, лазерная, плазменная сварка и резка
- Оборудование и технологии для обработки поверхностей
- Оборудование для орбитальной сварки и обработки труб
- Спецодежда и средства индивидуальной защиты
- Контроль качества сварных соединений, основных и сварочных материалов
- Охрана труда и экологическая безопасность в сварочном производстве



ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА ИЗМЕРИТЕЛЬНОЙ КАМЕРЫ МАГНИТОПНЕВМАТИЧЕСКОГО ГАЗОАНАЛИЗАТОРА

В. М. НЕСТЕРЕНКОВ, д-р техн. наук, **Л. А. КРАВЧУК**, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрен выбор энергетических и временных параметров электронного пучка при электронно-лучевой сварке плоской измерительной камеры магнитопневматического газоанализатора из коррозионностойкой нержавеющей стали 12Х18Н10Т. Приведены схема сварки в общем вакууме, сварочно-сборочное устройство и режимы, обеспечивающие формирование нахлесточных и кольцевых швов с допустимыми искажениями геометрических размеров газового канала и герметичности.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, нержавеющая сталь, нахлесточное соединение 0,2+1,0 мм, погонная энергия сварки, сборочно-сварочное приспособление, схема сварки, герметичность, деформации

В 1970 г. фирма «SIEMENS» (ФРГ) начала серийно выпускать магнитопневматический газоанализатор типа ОХУМАТ [1], в состав которого входит плоская измерительная камера из коррозионностойкой нержавеющей стали. Она состоит из основания с пазами в виде листа толщиной $S = 1,0$ мм размером 164×52 мм, верхней и нижней пластин из фольги толщиной $S = 0,2$ мм, двух штенгелей и двух ниппелей (рис. 1). Конструктивные особенности камеры заключаются в том, что штенгели и ниппели приваривают к верхней пластине кольцевыми швами, а верхнюю и нижнюю пластины — к основанию линейными нахлесточными швами. При разработке технологии электронно-лучевой сварки измерительной камеры отечественного газоанализатора, применяемого для атомных электростанций, необходимо учитывать, что искажение геометрических размеров газового канала в виде волнистостей, провисания и выпучивания верхней и нижней пластин допускается не более 0,1 мм, а спад давления на уровне $0,59 \cdot 10^3$ Па за 30 мин не допускается совсем.

Сварку применительно к измерительной камере производят для герметизации внутреннего объема и установки ниппелей и штенгелей. Как показано на рис. 1, продольные и поперечные линейные швы выполнены с отступом от края пазов примерно на 1 мм. Швы проходят по всей длине изделия и пересекаются, благодаря чему увеличивается жесткость конструкции и исключаются закругления. Поскольку ширина швов на прототипе составила 0,23...0,25 мм, можно предположить, что в данном случае применили электронно-лучевую или лазерную сварку.

По условиям работы измерительная камера газоанализатора должна быть немагнитной, коррозионностойкой и вакуумно-плотной.

Этим требованиям может соответствовать аустенитная хромоникелевая тонколистовая сталь 12Х18Н10Т (ГОСТ 5632–72). Однако ее пониженная теплопроводность и высокий коэффициент линейного расширения обуславливают усиленное коробление свариваемых конструкций и узлов. Для обеспечения минимальных послесварочных деформаций и стойкости против образования кристаллизационных трещин, а следовательно, уменьшения перегрева металла околошовной зоны, необходимо выбирать режим с наименьшей погонной энергией [2].

Как показано в работе [3], при электронно-лучевой сварке непрерывным электронным пуч-

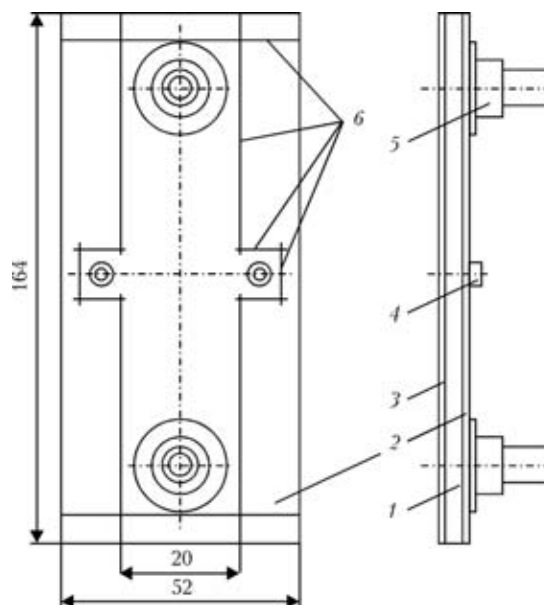


Рис. 1. Схема измерительной камеры магнитопневматического газоанализатора типа ОХУМАТ: 1 — основание; 2 — верхняя пластина; 3 — нижняя пластина; 4 — ниппель; 5 — штенгель; 6 — нахлесточные сварные швы

ком листов из ковара и стали 12X18H10T толщиной 0,3 мм погонная энергия $q/v = \eta_{\text{и}} U_{\text{уск}} I_{\text{п}} / v_{\text{св}}$ [Дж/м] (где $\eta_{\text{и}}$ — КПД электронного нагрева, для стали 12X18H10T он равен 0,8; $U_{\text{уск}}$ — ускоряющее напряжение, кВ; $I_{\text{п}}$ — ток электронного пучка, мА; $v_{\text{св}}$ — скорость сварки, м/с) в диапазоне ускоряющего напряжения 20...70 кВ сохраняется постоянной. Исследование характера зависимостей $q/v = f(v_{\text{св}})$ и $B = f(v_{\text{св}})$ показало, что при $U_{\text{уск}} = 60$ кВ минимальная погонная энергия достигается при скорости сварки $v_{\text{св}} = 40$ мм/с, а ширина шва $B = 0,25$ мм. Для нахлесточного соединения тонкая пластина-основание 0,2 + 1,0 мм из стали 12X18H10T значение электронного пучка на изделие, обеспечивающее глубину проплавления $h_{\text{пр}} = 0,3$ мм, составило $I_{\text{п}} = 2,1$ мА. Погонная энергия сварки на режиме $U_{\text{уск}} = 60$ кВ, $I_{\text{п}} = 2,1$ мА, $v_{\text{св}} = 40$ мм/с равнялась $q/v = 2,52$ кДж/м.

Отработку режимов электронно-лучевой сварки нахлесточных соединений тонкая пластина-основание 0,2 + 1,0 мм из стали 12X18H10T производили на лабораторной установке ОБ-1803 с модернизированной электронно-лучевой колонной ПЛ-102*. Электронная пушка триодного типа с прямонакальным термокатодом из вольфрамовой проволоки марки ВР-20 диаметром 0,27 мм совместно с электромагнитными юстировочной системой и фокусирующей линзой обеспечивают формирование на поверхности свариваемого изделия пятна нагрева диаметром 0,05...0,30 мм и электронного пучка с током $I_{\text{п}} = 0...15$ мА [4]. Расположенная под фокусирующей линзой отклоняющая система при подключении к системе управления СУ-241 [5] обеспечивает отклонение и перемещение электронного пучка по кольцевому стыку неподвижного изделия (ниппель или штенгель) с заданной скоростью. Вакуумная камера с двухкоординатным рабочим столом позволяет выполнять загрузку и сварку в нижнем положении одновременно четырех измерительных камер в сборочно-сварочном приспособлении при разрежении $1,33 \cdot 10^{-2}$ Па. Рабочее расстояние составляет $l_{\text{раб}} = 105$ мм.

Контроль фокусировки электронного пучка на поверхности нахлесточного соединения тонкая пластина-основание из нержавеющей стали 12X18H10T производили визуально по яркости свечения круговой развертки диаметром 5 мм и током пучка $I_{\text{п}} = 2$ мА на медной массивной пластине, расположенной на одном уровне со свариваемым изделием, а также с помощью оптической системы наблюдения колонны электронно-оптической ПЛ-102, обеспечивающей получение четкого изображения зоны сварки с 5...50-кратным

увеличением. Сварку нахлесточного соединения 0,2 + 1,0 мм выполняли на острой фокусировке, которая при рабочем расстоянии $l_{\text{раб}} = 105$ мм соответствовала току катушки фокусирующей линзы $I_{\text{ф}} = 765$ мА. Кольцевые швы по отбортовке ниппелей и штенгелей производили с недофокусировкой электронного пучка на $\Delta I_{\text{ф}} = -20$ мА ($I_{\text{ф}} = 745$ мА).

Для обеспечения надежного теплового контакта по всей длине стыка нахлесточного соединения 0,2 + 1,0 мм и получения бездефектных швов по аналогии с патентом [6] разработано сборочно-сварочное приспособление для сварки (электронно-лучевая или лазерная), состоящее из двух жестких металлических планок прямоугольной формы для плотного зажатия между ними измерительной камеры (имеющей два ниппеля и два штенгеля), в одной из которых со стороны воздействия сварочного луча выполнены сквозные пазы (рис. 2, а).

Отличительной особенностью сборочно-сварочного приспособления является то, что на нем дополнительно установлены с зазором защитные экраны со сквозными пазами из медной пластины, совпадающими по форме и соосными со сквозными пазами в указанной планке (рис. 2, б). Таким способом исключается возможное попадание сварочного электронного пучка на верхнюю прижимную планку и ее послесварочная деформация.

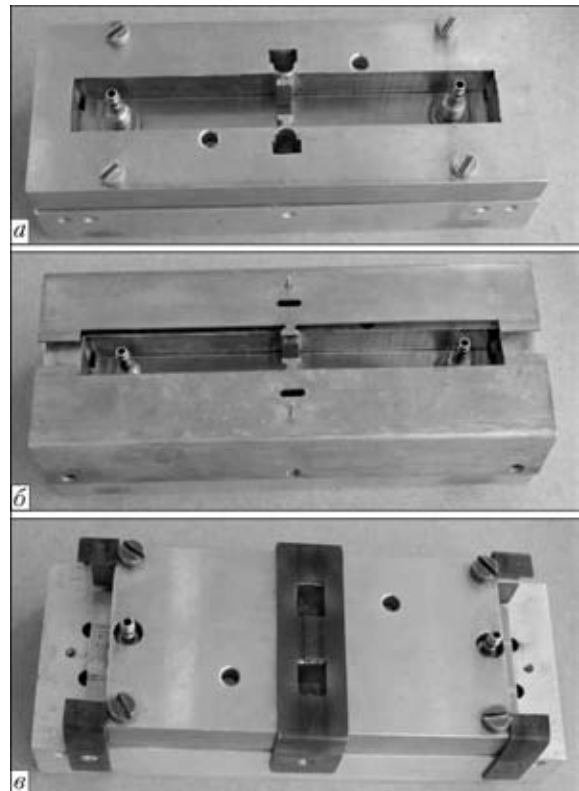


Рис. 2. Сборочно-сварочное приспособление для электронно-лучевой сварки измерительной камеры ($\times 1,67$): а — сборка без защитных экранов; б — сборка с защитными экранами для выполнения нахлесточных швов соответственно вдоль длинной и короткой (в) сторон

* В работе принимал участие инженер-техник I категории С. А. Щёлок.

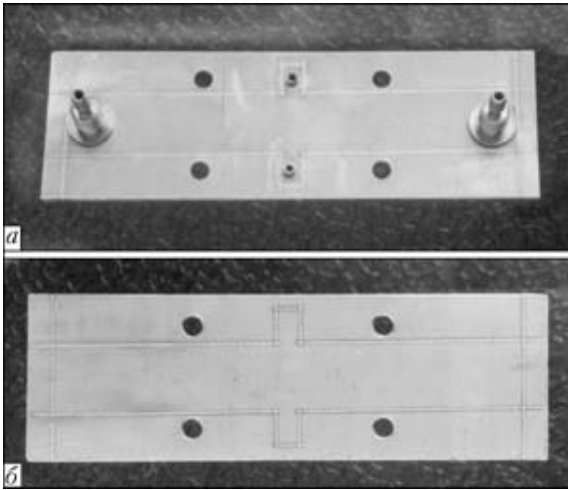


Рис. 3. Измерительная камера газоанализатора с линейными нахлесточными швами ($\times 1$, уменьш. в 2 раза): *a* — вид со стороны ниппелей и штенгелей; *б* — вид со стороны нижней пластины

При разработке технологического процесса электронно-лучевой сварки измерительных камер магнитопневматического газоанализатора, включая сборочно-сварочное приспособление, принципиально важной оказалась последовательность выполнения сварных швов. Во избежание провисания и выпучивания тонкой пластины из нержавеющей стали 12X18Н10Т толщиной $S = 0,2$ мм в области газового канала более 0,1 мм, оптимальной принята следующая последовательность:

1) установка ниппеля и штенгеля в отверстия на тонкой пластине толщиной $S = 0,2$ мм. Высота и толщина отбортовки составила соответственно 0,50 и 0,25 мм;

2) развальцовка отбортовки на ниппелях и штенгелях, контроль зазора между отбортовкой и тонкой пластиной, которая должна быть не более 0,05 мм;

3) сборка верхней тонкой пластины с развальцованными двумя ниппелями и двумя штенгелями в комплекте с основанием и без нижней тонкой пластины в сварочно-сборочном устройстве (рис. 3);

4) загрузка в вакуумную камеру электронно-лучевой установки четырех комплектов измерительных камер (ниппели и штенгели направлены вверх) и выполнение четырех линейных нахлесточных швов вдоль длинной стороны (рис. 2, *a, б*);

5) разгерметизирование вакуумной камеры и сборка сварочно-сборочного устройства с защитными экранами из медных пластин (рис. 2, *в*);

6) загрузка в вакуумную камеру четырех комплектов измерительных камер (ниппели и штенгели направлены вверх) и выполнение четырех линейных нахлесточных швов вдоль короткой стороны. Визуальный контроль пересечения восьми линейных швов (рис. 3, *a*);

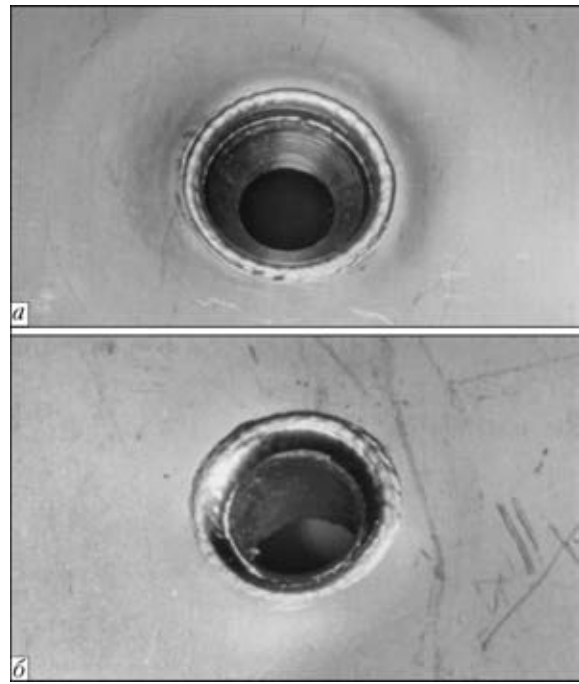


Рис. 4. Внешний вид кольцевых швов при сварке отбортовка – тонкая пластина ($\times 4$) на штенгеле (*a*) и ниппеле (*б*)

7) разгерметизирование вакуумной камеры и изменение положения измерительных камер в сварочно-сборочном устройстве без нижней тонкой пластины (ниппели и штенгели направлены вниз), когда кольцевые стыки — развальцованная отбортовка — тонкая пластина направлены в сторону сварочного электронного пучка;

8) загрузка в вакуумную камеру четырех комплектов измерительных камер и выполнение электронно-лучевой сварки кольцевых стыков на ниппелях и штенгелях с применением системы управления СУ-241. Режим сварки: $U_{\text{уск}} = 60$ кВ, $I_{\text{п}} = 1,8$ мА, $v_{\text{св}} = 15$ мм/с (рис. 4);

9) разгерметизирование вакуумной камеры и выполнение визуального контроля по формированию линейных и кольцевых швов на отсутствие дефектов в виде несплавлений и прожогов;

10) промежуточный контроль сваренных измерительных камер без нижней тонкой пластины на герметичность методом избыточного давления. Спад давления в измерительной камере на уровне $0,59 \cdot 10^3$ Па, определяемый по манометру (модель 11202, ГОСТ 6521–72), не должен иметь место на протяжении 30 мин;

11) сборка четырех комплектов измерительных камер в сварочно-сборочном устройстве с нижней тонкой пластиной толщиной $S = 0,2$ мм из нержавеющей стали 12X18Н10Т (ниппели и штенгели направлены вниз), загрузка в вакуумную камеру и выполнение последовательно вначале четырех нахлесточных швов вдоль длинной стороны, а затем четырех линейных нахлесточных швов вдоль короткой стороны (см. п. 4–6). Визуальный

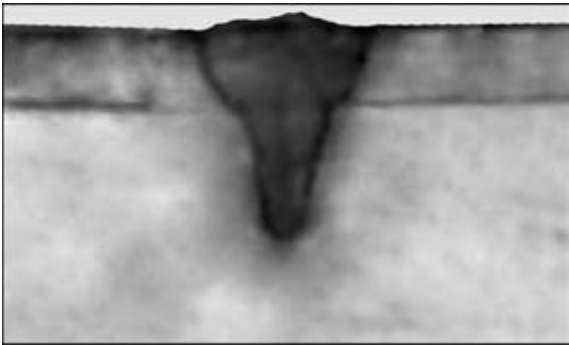


Рис. 5. Поперечный макрошлиф ($\times 60$) нахлесточного соединения $0,2 + 1,0$ мм из нержавеющей стали 12X18H10T

контроль пересечения восьми линейных швов на отсутствие дефектов (рис. 3, б);

12) разгерметизирование вакуумной камеры и выполнение окончательного контроля полностью сваренных измерительных камер на герметичность методом избыточного давления.

Приведенные выше режимы электронно-лучевой сварки в общем вакууме измерительной камеры магнитопневматического газоанализатора, последовательность выполнения сборок и сварных швов, промежуточный и окончательный контроль формирования сварных соединений на отсутствие дефектов и герметичность позволили получить при массовом производстве 100%-й выход годной продукции. Как показано на рис. 5, ширина лицевого валика нахлесточного шва составила $B \cong 0,24$ мм при глубине проплавления около 0,5 мм.

Установлено также, что значения остаточных деформаций конструкции измерительной камеры находятся в прямой зависимости от погонной энергии сварки, которая в свою очередь определяется режимом сварки и зависит от сечения шва.

The paper considers selection of power and time parameters of the electron beam for electron beam welding of a flat measuring chamber of the magnetic-pneumatic gas analyser made from corrosion-resistant stainless steel 12Kh18N10T. The flow diagram of welding in general vacuum is presented. A welding-assembly device is described, and parameters providing formation of overlap and circumferential welds with permissible distortions of geometric sizes of the gas channel and vacuum-tightness are given.

Измерение послесварочной деформации осуществляли методом сравнения с эталонным образцом. Провисание и выпучивание тонкой пластины из фольги толщиной $S = 0,2$ мм в области газового канала не превысили 0,1 мм.

Выводы

1. Электронно-лучевая технология и оборудование применительно к прецизионной сварке измерительной камеры магнитопневматического газоанализатора из нержавеющей стали 12X18H10T удовлетворяет всем требованиям по герметичности и геометрическим размерам газового канала.

2. Минимальная погонная энергия электронного пучка и минимальная ширина шва достигаются при скорости $v_{св} \geq 40$ мм/с.

3. Приведенные режимы электронно-лучевой сварки нахлесточных и кольцевых соединений, последовательность выполнения сборок и сварных швов, поэтапный контроль качества сварки и герметичности позволили получить 100%-й выход годной продукции.

1. www.sea.siemens.com/us/Products/Process-Analytics/Products.
2. *Свойства соединений стали 08X18H10T, выполненных лазерной сваркой* / А. Н. Грезев, В. Л. Лукьяненко, А. М. Забелин и др. // Автомат. сварка. — 1989. — № 12. — С. 63–64.
3. *Кравчук Л. А., Слуцкий М. Г.* Импульсная электронно-лучевая сварка встык листов сплава 29НК толщиной до 1 мм // Там же. — 1979. — № 1. — С. 41–44.
4. *Кравчук Л. А., Небесный С. В., Пикуля Л. Г.* Электронно-оптическая колонна для прецизионной ЭЛС // Там же. — 1986. — № 12. — С. 54–57.
5. *Сварочное оборудование: Каталог-справочник.* — Киев: Наук. думка, 1991. — Ч.10. — 151 с.
6. *Pat. 4847467 USA, MKI B23K 26/00.* Laser welding clamp / John S. Ausillo, Mt. Clemens. — Publ. 11.07.89.

Поступила в редакцию 25.03.2011



ОГРАНИЧЕНИЕ ПЕРЕНАПРЯЖЕНИЙ В ВЫСОКОВОЛЬТНЫХ ЦЕПЯХ ПОСЛЕ РАЗРЯДОВ В СВАРОЧНОЙ ПУШКЕ

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

С использованием компьютерного моделирования рассмотрено возникновение перенапряжений в выходных цепях высоковольтного источника питания, кабеле и сварочной пушке после разряда в ней. Рекомендуются оптимальные параметры элементов цепи ограничения перенапряжений для мощных источников питания.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, электронная пушка, источник ускоряющего напряжения, ограничительный резистор, собственная индуктивность, шунтирующий диод, высоковольтный кабель, разряд в пушке, моделирование переходных процессов

Развитие в сварочной пушке аномальных нестационарных процессов, к которым относятся электрические разряды из-за нарушения вакуумной изоляции, может привести не только к нарушению формирования шва, но и вызвать повреждение ряда узлов энергетического блока — высоковольтных изолятора сварочной пушки и кабеля (рис. 1), а также ограничительного резистора. Поскольку указанные узлы выдерживают без разрушения испытательное напряжение, вдвое превышающее рабочее, то можно предполагать существование перенапряжений, по крайней мере, вдвое превышающих рабочее.

В сварочной пушке перенапряжения после разряда были выявлены еще в начале применения электронно-лучевой сварки, но проведение приборных измерений быстро протекающих процессов под высоким потенциалом относительно земли крайне затруднено [1–4]. Это частично объясняет отсутствие публикаций по проблеме предотвращения перенапряжений после разряда в сварочной пушке. Экспериментально удается фиксировать лишь токовые перегрузки источников ускоряющего напряжения.

Использование проходной электронной лампы в качестве линейного элемента предотвращает значительные броски тока в источнике питания после разряда в сварочной пушке. Однако зафиксировано, что, например, в аппаратуре с ускоряющим напряжением 60 кВ после разряда в пушке напряжение на проходной лампе может возрасти до 130 кВ, что может вызвать практически одновременно разряд в проходной лампе. Для этого аварийного случая источник ускоряющего напряжения должен быть снабжен, кроме

максимальной, дополнительной системой защиты. Часто для этого используют ограничительные резисторы, включенные последовательно с нагрузкой. Значение сопротивления резистора ограничивается мощностью, рассеиваемой на нем, и смягчением нагрузочной характеристики источника. Поэтому, например в работе [2], предлагается последовательно с выходом высоковольтного источника питания в качестве инструмента его динамической защиты использовать высоковольтный дроссель, шунтированный обратным диодом или просто резистором. При этом перенапряжения

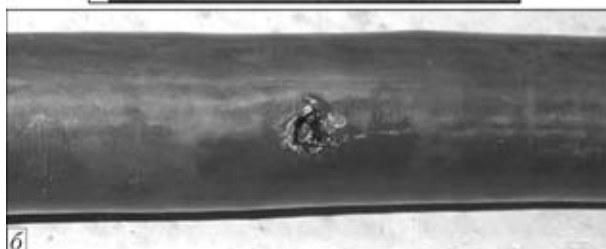


Рис. 1. Высоковольтный изолятор из высокоглиноземистой керамики (а) и высоковольтный кабель (б), выдержавшие испытательное напряжение 120 кВ, но разрушенные в процессе эксплуатации стандартного энергоблока ЭЛА-60 (номинальное напряжение 60 кВ)

в системе источник–высоковольтный кабель–изолятор не рассматривались.

Конструктивно ограничительные резисторы могут быть объемными и проволочными. Последние отличаются заметной собственной индуктивностью, которая уменьшает скорость нарастания тока источника во время разряда, но вызывает колебательный процесс в высоковольтном кабеле и самом резисторе. Ранее оптимальное соотношение сопротивления и собственной индуктивности также не обсуждалось. Поэтому данная работа посвящена моделированию нестационарных и аварийных ситуаций в системе источник ускоряющего напряжения–высоковольтный кабель–сварочная пушка для выбора оптимальных параметров защиты от перенапряжений.

Объект и методика исследования. Для стандартного энергоблока ЭЛА-60 (рис. 2) при моделировании переходных процессов [5] после разряда в сварочной пушке можно сделать несколько упрощающих допущений. Из схемы для моделирования (рис. 3) исключены сама пушка X1 и высоковольтный кабель, который представлен электрическим звеном с сосредоточенными емкостью, индуктивностью и сопротивлением. Некоторая погрешность такого представления влияет только на высокочастотные составляющие переходного процесса. Поскольку установлено, что ток нагрузки не влияет на характеристики возникающих при разряде в пушке переходных процессов, он задан произвольно (300 мА). Источник ускоряющего напряжения представлен источником напряжения V1 с диодом D1 (конденсаторы C3 и C4 учитывают все емкости относительно земли, приведенные к отрицательной и положительной клеммам источника). Последовательно с источником ускоряющего напряжения V1 в его плюсовой цепи включен резистор R4 = 60 кОм, симулирующий проходную электронную лампу X2 в режиме протекания тока 300 мА. Разряды в сварочной пушке и в лампе симулируются соответственно ключами S1 и S2, которые управляются источниками импульсного напряжения V2 и V3. Сопротивление контактов имитатора пробоя S1 в разомкнутом состоянии составляет 200 кОм, что соответствует протеканию стационарного тока 300 мА, сопротивление замкнутого контакта S1 при имитации разряда — 0,01 Ом, а сопротивление контактов ключа S2 в разомкнутом состоянии — 100 МОм, в замкнутом — 0,01 Ом. Длительность короткого замыкания задается заданно большим временем (5 мкс), что соответствует двум стадиям разряда — пробоем и искре [6]. В качестве защиты используют ограничитель-

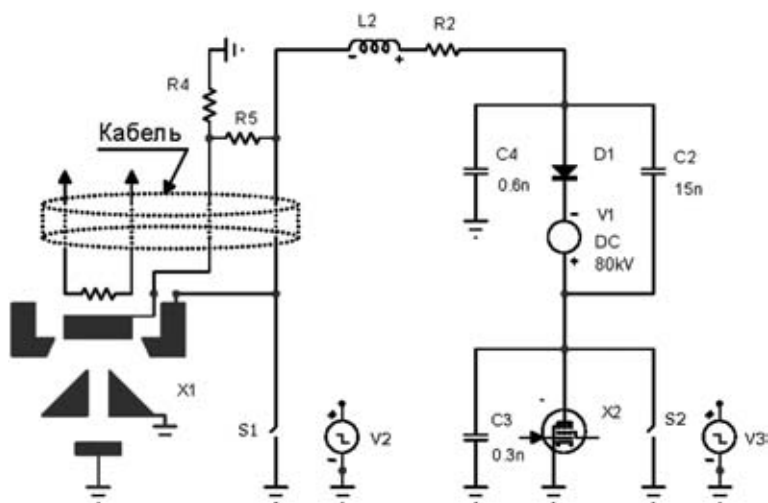


Рис. 2. Упрощенная блок-схема стандартного энергоблока ЭЛА-60 с элементами для моделирования переходных процессов (здесь и на рис. 3 пояснения даны в тексте)

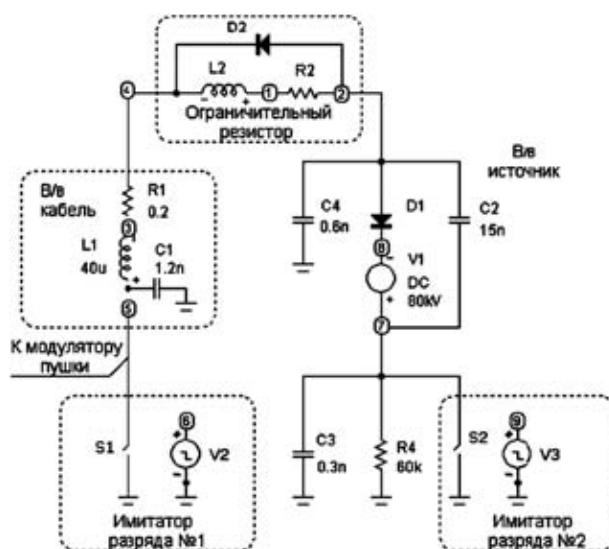


Рис. 3. Схема для моделирования переходных процессов

ный резистор R2 с собственной индуктивностью L2. Высоковольтный кабель имеет длину 10 м.

Результаты и их обсуждение. Временные диаграммы переходных процессов представлены на рис. 4, где даны следующие обозначения: $v(C1)$ — потенциал в узле подсоединения кабеля к модулятору пушки; $v(4,2)$ — падение напряжения на ограничительном резисторе; $I(7,8)$ — ток источника ускоряющего напряжения; $v(V2)$, $v(V3)$ — задание времени существования разряда.

Как следует из временной диаграммы, приведенной на рис. 4, а, во время разряда только в пушке потенциал модулятора падает до нуля, а после прекращения разряда номинальное значение ускоряющего напряжения восстанавливается аperiodически без опасных перенапряжений. Амплитуда колебаний напряжения на ограничивающем резисторе изменяется в диапазоне $\pm U_{\text{уск}}$, а амплитуда тока, протекающего через источник питания, не превышает 12 А. Такое развитие со-



бытий вполне приемлемо и не является аварийной ситуацией.

Однако последовательный разряд в пушке и проходной лампе (рис. 4, б) уже создает аварийную ситуацию: потенциал модулятора достигает -150 кВ, амплитуда колебаний напряжения на ограничивающем резисторе — ± 240 кВ, ток источника питания за время существования разряда успевает вырасти до 125 А.

Поэтому во избежание данной аварийной ситуации необходимо увеличить сопротивление ограничительного резистора до значения, приемлемого в отношении смягчения нагрузочной характеристики источника питания, рассеяния выделяемого в масляном баке тепла и потерь полезной мощности. Естественно, для каждого конкретного

источника это значение может изменяться. Например, для источников с током нагрузки около 1 А оптимальным сопротивлением является $1000 \dots 1200$ Ом. Как следует из полученных временных диаграмм переходных процессов при одновременных разрядах в сварочной пушке и проходной лампе при использовании $R_{\text{огр}} = 1200$ Ом, имеющего собственную индуктивность $L = 6$ мГн (рис. 4, в), после прекращения разряда перенапряжение в точке соединения кабеля с модулятором пушки снизилось до -75 кВ, а амплитуда тока, протекающего через источник питания, не превышала 30 А. Однако колебания потенциала в цепи ограничительного резистора остаются достаточно значительными (от 90 до -120 кВ).

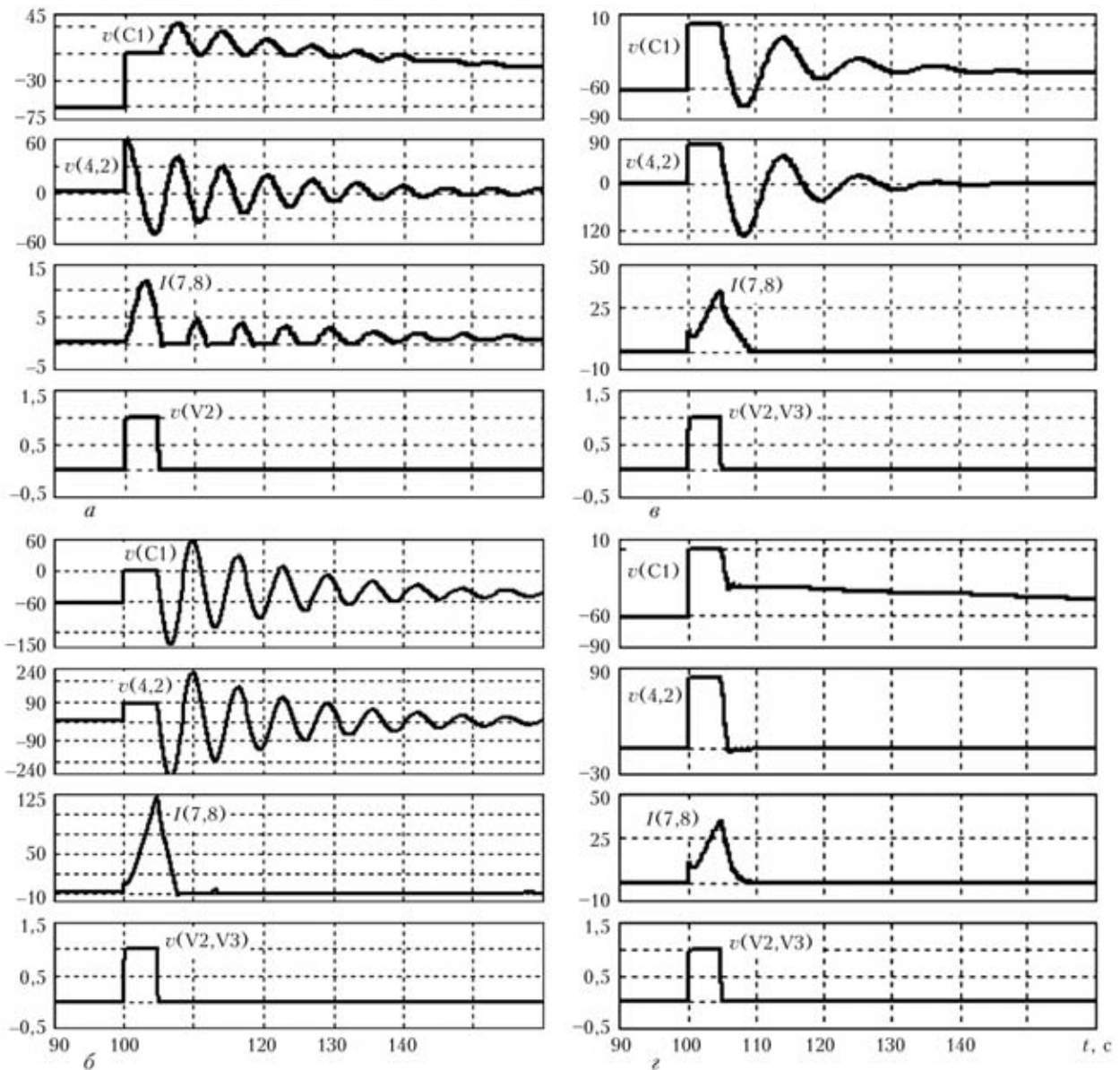


Рис. 4. Временные диаграммы переходных процессов: а — разряд только в пушке, $R_{\text{огр}} = 200$ Ом, $L = 2$ мГн; б — последовательный разряд в пушке и проходной лампе, $R_{\text{огр}} = 200$ Ом, $L = 2$ мГн; в — последовательный разряд в пушке и проходной лампе, $R_{\text{огр}} = 1200$ Ом, $L = 6$ мГн; з — последовательный разряд в пушке и проходной лампе, $R_{\text{огр}} = 1200$ Ом, $L = 6$ мГн, включен шунтирующий диод

Следующий шаг в борьбе с перенапряжениями — шунтирование ограничительного резистора диодом (фактически — цепочкой последовательно соединенных диодов, выдерживающих падение напряжения до $1,5U_{\text{уск}}$), как и следовало ожидать, приводит к полному подавлению колебательного процесса. Благодаря этому отсутствует перенапряжение в кабеле, падение напряжения на ограничительном резисторе составляет только 80 кВ (рис. 4, з).

Хотя численные значения, полученные при моделировании переходных процессов, не могут быть полностью достоверными, тем не менее общие закономерности влияния параметров защиты на характер этих переходных процессов представляются убедительными. Подтверждением эффективности повышения сопротивления ограничительного резистора и шунтирования его цепочкой обратных диодов является то, что после применения этих рекомендаций пробой главной изоляции высоковольтных кабелей, разрушения ограничительного резистора и высоковольтных изоляторов сварочных пушек в нашей практике не происходили.

Аналогичная защита также обеспечивает безаварийную работу мощных энергоблоков инверторного типа с высокочастотным преобразованием частоты питающей сети, в которых проходная лампа не используется. В энергоблоках меньшей мощности значение ограничительного резистора может быть соответственно увеличено, что еще больше повышает эффективность системы защиты от перенапряжений и снижает ток источника при разряде в пушке.

Выводы

1. Система ограничения перенапряжений и проходная лампа стандартного энергоблока ЭЛА-60 обеспечивают безопасный уровень перенапряжений в системе источник питания—кабель—пушка после разряда в сварочной пушке.

2. Последовательный разряд в пушке и в проходной лампе уже создает аварийную ситуацию

— потенциал модулятора в 2,5 раза, а ограничительного резистора в 4 раза превышает уровень ускоряющего напряжения, что может привести к повреждению изолятора, кабеля и ограничивающего резистора.

3. Максимально приемлемое увеличение сопротивления ограничивающего резистора в 6 раз (от 200 до 1200 Ом) не предотвращает колебательный процесс при последовательном разряде в пушке и лампе, но амплитуда колебаний в кабеле превышает ускоряющее напряжение только на 20 %. Однако амплитуда максимального перенапряжения на ограничительном резисторе вдвое превышает ускоряющее напряжение.

4. Шунтирование ограничительного резистора цепочкой обратных диодов исключает возбуждение колебательного процесса при последовательном разряде в пушке и лампе. Благодаря этому полностью отсутствует перенапряжение в кабеле, падение напряжения на ограничительном резисторе превышает ускоряющее напряжение только на 50 %.

5. Полученные результаты приемлемы для использования как в источниках без частотного преобразования, так и в инверторных источниках.

1. Назаренко О. К., Ланбин В. С. Исследование высоковольтных цепей управления током сварочного электронного пучка // Автомат. сварка. — 2007. — № 5. — С. 26–30.
2. Шидловская Н. А., Мартынов В. В. Согласование высоковольтного источника питания с электронно-лучевой установкой // Техн. электродинамика. — 2010. — № 1. — С. 73–79.
3. Волновые процессы в технологических установках с электронно-лучевым нагревом / Л. Г. Ткачев, Н. Г. Батов, А. Ф. Лебедев, В. Ф. Шинкарев // Электротехника. — 1995. — № 9. — С. 39–41.
4. Щербаков А. В., Беневольский Е. С. Коммутационные процессы в источниках питания сварочных электронных пушек при возникновении высоковольтных пробоев // Свароч. пр-во. — 2010. — № 10. — С. 18–23.
5. Амелина М. А., Амелин С. А. Программа схемотехнического моделирования Micro-Cap8. — М.: Горячая линия — Телеком, 2007. — 466 с.
6. Месяц Г. А. Импульсная энергетика и электроника. — М.: Наука, 2004. — 706 с.

Formation of overvoltage in output circuits of a high-voltage power supply, cable and welding gun after a discharge taking place in it was studied by using computer modelling. Recommendations are given on optimal parameters of elements of the overvoltage limitation circuit for the high-voltage power supplies.

Поступила в редакцию 19.06.2011



ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ УПРОЧНЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ ПРОКОВКОЙ

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

Приведены результаты исследований эффективности применения высокочастотной механической проковки для повышения остаточной долговечности тавровых сварных соединений низколегированных сталей с накопленными усталостными повреждениями. Показано, что в зависимости от длительности наработки и уровня приложенных напряжений в процессе эксплуатации эффективность упрочнения этой технологией сварных соединений может изменяться в широком диапазоне.

Ключевые слова: сварные соединения, усталость, усталостные повреждения, высокочастотная механическая проковка, циклическая долговечность, эффективность упрочнения

Сопротивление усталости сварных соединений значительно повышается путем применения различных послесварочных обработок, известных как методы поверхностного пластического деформирования металла. Систематические исследования, проводимые в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, позволяют сделать вывод о том, что высокочастотная механическая проковка (ВМП) обеспечивает наиболее высокие физико-механические показатели упрочненного слоя металла и на современном этапе развития ресурсосберегающих технологий является наиболее эффективным способом упрочнения сварных конструкций, работающих в условиях переменного нагружения. Эффективность применения данного способа обработки сварных соединений на стадии изготовления конструкций достаточно хорошо изучена, результаты исследований широко представлены в литературе. Ряд работ посвящен исследованию эффективности упрочнения сварных соединений эксплуатируемых металлоконструкций, т. е. при наработке соединениями заданной доли поврежденности [1–5]. Экспериментально установлено, что после обработки ВМП сварных соединений с накопленными усталостными повреждениями (вплоть до момента образования поверхностной усталостной трещины) уровни прикладываемых максимальных напряжений цикла в блоке нагружения, которые значительно ниже предела выносливости упрочненного сварного соединения, повреждающего эффекта не оказывают. В то же время полученные в этих работах данные по повышению циклической долговечности сварных соединений с нара-

боткой существенно различаются между собой, что свидетельствует о необходимости проведения дальнейших исследований в этом направлении.

Так, в работе [1] о влиянии предварительного циклического нагружения на эффективность упрочнения технологией ВМП обработку проводили после наработки сварными трубчатыми узлами 25...60 % долговечности в исходном состоянии. Долговечность узлов авторы работы предлагают определять линейным суммированием усталостных повреждений до и после упрочнения:

$$\sum \frac{n_i}{N_i} + \sum \frac{n_j}{N_j} \geq a,$$

где n_p , N_i — соответственно количество циклов наработки и число до разрушения при напряжении σ_i сварного соединения в исходном состоянии после сварки; n_j , N_j — соответственно количество циклов наработки и число до разрушения при напряжении σ_j сварного соединения в упрочненном технологией ВМП сразу после сварки состоянии; a — предельная накопленная усталостная поврежденность.

На основании экспериментальных данных авторами предлагается использовать в качестве предельного значения суммы относительных долговечностей единицу, т. е. эффективность повышения долговечности сварных соединений с накопленными усталостными повреждениями технологией ВМП снижается с увеличением количества циклов наработки до упрочнения, а максимальное повышение долговечности достигается при упрочнении сразу после сварки.

В работе [2] исследована эффективность применения технологии ВМП к тавровым сварным соединениям стали Ст3 после наработки ими 50 % долговечности в исходном состоянии при нагрузках $0,7...0,9\sigma_r$. Полученные кривые усталости демонстрируют повышение долговечности таких

образцов более чем в 2 раза по сравнению с образцами, упрочненными технологией ВМП в исходном состоянии. Такое повышение долговечности у образцов, предварительно испытанных в исходном состоянии до наработки 50 % их долговечности, авторы объясняют тем, что высокие уровни прикладываемых напряжений приводят к образованию в зонах концентраторов пластических деформаций, а следовательно, к наведению остаточных напряжений сжатия. Последующая обработка ВМП дополнительно увеличивает остаточные напряжения сжатия в зонах концентраторов. Если использовать приведенную выше формулу применительно к результатам, полученным в данной работе, то предельная суммарная поврежденность a находилась бы в диапазоне 2,5...3,1.

В работе [5] обработку технологией ВМП сварных трубчатых узлов из стали 20 проводили как в исходном состоянии, так и после предварительного статического нагружения при высоких уровнях напряжений. Из приведенных кривых усталости следует, что упрочнение после предварительного статического нагружения более эффективно (долговечность увеличивается примерно в 4 раза) по сравнению с упрочнением сварных соединений в исходном после сварки состоянии. Такое повышение авторы данной работы, как и авторы работы [2], объясняют более высоким уровнем наведенных остаточных напряжений сжатия в зоне обработки.

Основываясь на результатах работ [1, 2], при прогнозировании эффективности упрочнения технологией ВМП сварных соединений с предварительной наработкой на основе линейного суммирования усталостных повреждений, по-видимому, необходимо учитывать уровни приложенных переменных напряжений до и после обработки.

Цель настоящей работы — установить влияние предварительного циклического нагружения на эффективность упрочнения тавровых сварных соединений высокочастотной проковкой.

Экспериментальные исследования проводили на образцах тавровых соединений низколегированных сталей 09Г2С ($\sigma_T = 370$ МПа, $\sigma_B = 540$ МПа) и 10ХСНД ($\sigma_T = 450$ МПа, $\sigma_B = 570$ МПа). Заготовки под образцы из этих сталей вырезали из листового проката так, чтобы длинная сторона была ориентирована вдоль проката. Поперечные ребра приваривали угловыми швами с двух сторон ручной электродуговой сваркой электродами марки УОНИ-13/55 (рис. 1). Толщина экспериментального образца обусловлена широкой применимостью в сварных конструкциях проката толщиной 12 мм, а ширину его рабочей части выбирали исходя из мощности испытательного оборудования. При упрочнении соединений технологией ВМП поверхностному

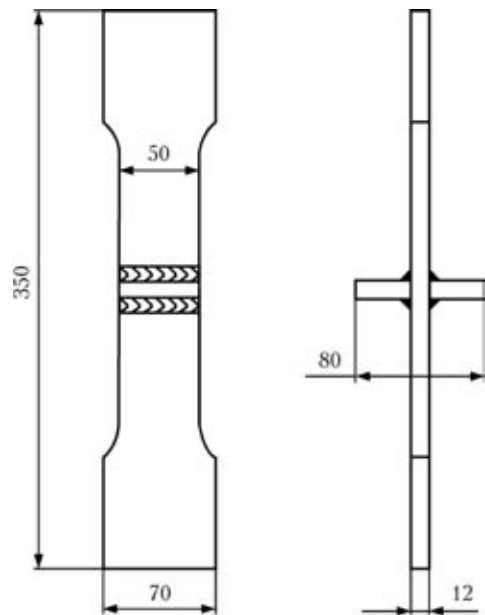


Рис. 1. Схема экспериментального образца таврового соединения стали 09Г2С

пластическому деформированию подвергали узкую зону перехода металла шва к основному металлу. Испытания на усталость образцов проводили на машине УРС 20 при одноосном переменном растяжении с асимметрией цикла $R_\sigma = 0$. Все образцы испытывали до полного разрушения или наработки ими $2 \cdot 10^6$ циклов переменных напряжений. Расчет долей поврежденности сварных соединений сталей 09Г2С и 10ХСНД в исходном и упрочненном состоянии осуществляли по кривым усталости, полученным ранее и приведенным в работах [6, 7].

Двенадцать сварных образцов из стали 09Г2С испытывали в неупрочненном состоянии при максимальных напряжениях цикла 180 и 260 МПа до наработки 50 % долговечности от полного разрушения. После этого все образцы упрочняли технологией ВМП и испытания на усталость продолжали при более высоких уровнях максимальных напряжений цикла.

Первоначально приложенные к сварным образцам максимальные напряжения, равные 180 МПа, повышали до уровней 260, 278 и 296 МПа (по два образца на каждом уровне напряжений). В шести образцах, которые испытывали в исходном состоянии при заданных начальных максимальных напряжениях цикла 260 МПа, после обработки ВМП приложенные напряжения повышали до уровней 275, 290 и 305 МПа (по два образца на каждом уровне напряжений). Выбор уровней максимальных напряжений цикла до и после упрочнения осуществляли так, чтобы охватывался весь диапазон прикладываемых нагрузок, характерных для области многоциклового усталости упрочненных и неупрочненных тавровых сварных соединений.



Шесть образцов из стали 10ХСНД в неупрочненном состоянии испытывали при регулярном нагружении с максимальными напряжениями цикла 280, 290 и 300 МПа (по два образца на каждом уровне напряжений) до наработки 50 % поврежденности. После упрочнения технологией ВМП сварных образцов из стали 10ХСНД при продолжении испытаний на усталость прикладываемые нагрузки оставались неизменными.

Результаты испытаний на усталость сварных образцов сталей 09Г2С и 10ХСНД приведены в таблице.

Предельные значения суммы относительных долговечностей, полученные на шести образцах тавровых сварных соединений стали 09Г2С, упрочненных технологией ВМП после наработки 50 % долговечности при максимальных напряжениях 180 МПа, находятся в диапазоне 0,77...1,21. При этом один образец не разрушился после наработки $2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений в упрочненном состоянии (его суммарная поврежденность составила более 1,80). Предельные значения суммарной поврежденности, полученные на шести образцах из стали 09Г2С, упрочненных технологией ВМП после наработки 50 % долговеч-

ности при максимальных напряжениях 260 МПа, находятся в диапазоне 1,51...2,13. Испытания одного из шести образцов были остановлены после наработки $2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений в упрочненном состоянии (суммарная поврежденность более 2,37). Суммарная поврежденность тавровых сварных соединений стали 10ХСНД, испытанных при неизменном регулярном нагружении до и после упрочнения, находится в диапазоне 2,37...2,87. Три образца из стали 10ХСНД не разрушились после наработки $2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений в упрочненном состоянии.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что в условиях регулярного нагружения предельные значения суммы относительных долговечностей тавровых сварных соединений низколегированных сталей, упрочненных технологией ВМП при накоплении 50% поврежденности в неупрочненном состоянии, зависят от уровней приложенных переменных напряжений к сварным соединениям до их упрочнения. Это связано с тем, что высокие уровни прикладываемых напряжений к сварным соединениям до упрочнения могут приводить к частичной или полной релаксации остаточных сварочных напряжений растяжения по

Результаты испытаний на усталость образцов тавровых сварных соединений сталей 09Г2С и 10ХСНД, упрочненных технологией ВМП после наработки 50 % долговечности в исходном состоянии

Номер образца	Исходное состояние			Упрочненное состояние			$\sum \frac{n_i}{N_i}, \%$
	$\sigma_{1max}, \text{МПа}$	$n_1, \text{тыс. циклов}$	$n_1/N_1, \%$	$\sigma_{2max}, \text{МПа}$	$n_2, \text{тыс. циклов}$	$n_2/N_2, \%$	
Сталь 09Г2С							
1	180	500,0	50,0	260	798,8	51,6	101,6
2	180	500,0		260	>2000,0*	>130,0	>180,0
3	180	500,0		278	707,0	70,7	120,7
4	180	500,0		278	357,5	35,8	85,8
5	180	500,0		296	174,7	27,2	77,2
6	180	500,0		296	185,3	28,9	78,9
7	260	64,0		275	>2000,0*	>186,5	>236,5
8	260	64,0		275	1315,6	122,7	172,7
9	260	64,0		290	751,1	101,1	151,1
10	260	64,0		290	1011,0	136,1	186,1
11	260	64,0		305	839,5	163,2	213,2
12	260	64,0		305	580,8	112,9	162,9
Сталь 10ХСНД							
1	280	79,7	50,0	280	>2000,0*	>172,8	>222,8
2	280	79,7		280	>2000,0*	>172,8	>222,8
3	290	67,8		290	1820,3	215,5	265,5
4	290	67,8		290	>2000,0*	>236,9	286,9
5	300	57,7		300	1153,5**	187,3	237,3
6	300	57,7		300	1314,8	213,4	263,4

* — образец не разрушился; ** — разрушение по основному металлу.

всему сечению образца, а в некоторых случаях — вызывать наведение остаточных напряжений сжатия в зонах концентраторов напряжений. Для приближенного определения максимальных напряжений цикла σ_{\max} , при которых достигается полная релаксация остаточных напряжений растяжения, можно исходить из неравенства $\sigma_{\max} > \sigma_r / \alpha_\sigma$, где α_σ — коэффициент концентрации напряжений. Как видно из таблицы, такая релаксация остаточных сварочных напряжений перед выполнением ВМП сварных соединений с накопленными 50 % повреждениями повышает их остаточную долговечность примерно в 1,1...2,4 раза по сравнению с долговечностью соединений, упрочненных в исходном состоянии.

Обобщая полученные результаты испытаний на усталость и результаты работ [1, 5, 6], можно предположить, что длительность наработки при высоких уровнях приложенного внешнего нагружения до упрочнения также оказывает существенное влияние на эффективность упрочнения ВМП. Дополнительно были испытаны шесть образцов таврового сварного соединения из стали 09Г2С по следующей методике. Сварные соединения испытывали в неупрочненном состоянии при максимальных напряжениях цикла 260 МПа до наработки 10, 30 и 70 % долговечности от полного разрушения, по два образца для каждого уровня наработки, а затем упрочняли технологией ВМП. После упрочнения образцов испытания на усталость продолжали при уровне максимальных напряжений цикла 305 МПа.

Разрушение первого образца с предварительной наработкой 10 % долговечности произошло после 1871300 циклов перемен напряжений по основному металлу, т. е. долговечность сварного соединения повысилась более чем в 3,5 раза по сравнению с упрочнением в исходном после сварки состоянии. Второй образец разрушился (рис. 2) по зоне перехода металла шва на непередающее нагрузку ребро жесткости после 1614600 циклов перемен напряжений. Как видно из рис. 2, инициирование усталостной трещины и последующее разрушение сварного образца произошло из-за неполного проплавления одного из приваренных угловыми швами ребер жесткости.

После предварительной наработки третьим и четвертым образцами 30 % долговечности до упрочнения при заданных максимальных напряжениях цикла 260 МПа их разрушение произошло при 1168500 и 1407200 циклов перемен напряжений, т. е. долговечность соединений повысилась в 2...3 раза по сравнению с упрочнением в исходном после сварки состоянии.

Предварительная наработка 70 % долговечности при заданных максимальных напряжениях цикла не привела к заметному повышению долговечности. Разрушение пятого и шестого образца произошло при наработке соответственно 452900 и 628400 циклов перемен напряжений в упрочненном состоянии, т. е. остаточная долговечность соединений с такой наработкой после упрочнения ВМП остается на уровне долговечности соединений, упрочненных в исходном после сварки состоянии.

Полученные экспериментальные данные свидетельствуют о том, что в условиях регулярного нагружения эффективность упрочнения технологией ВМП сварных соединений с накопленными усталостными повреждениями повышается с увеличением уровня приложенных переменных напряжений до упрочнения и с уменьшением длительности наработки в исходном состоянии. Последнее может быть объяснено следующим. Высокие уровни приложенных напряжений приводят к релаксации остаточных сварочных напряжений в зонах концентраторов уже после первых циклов нагружения без существенного накопления усталостных повреждений. Последующие циклы нагружения (увеличение длительности наработки) приводят лишь к интенсивному накоплению усталостных повреждений. Поэтому для повышения эффективности ВМП целесообразно стремиться к уменьшению длительности воздействия высоких уровней нагружения до упрочнения. Следовательно, максимальных характеристик сопротивления усталости сварных соединений можно достичь при упрочнении ВМП после предварительной статической перегрузки. Подтверждением этого служат данные работы [5], где установлено, что после предварительного статического нагружения, вызывающего в зонах концентраторов напряжения, близкие к пределу текучести, долговечность упрочненных ВМП сварных трубчатых уз-

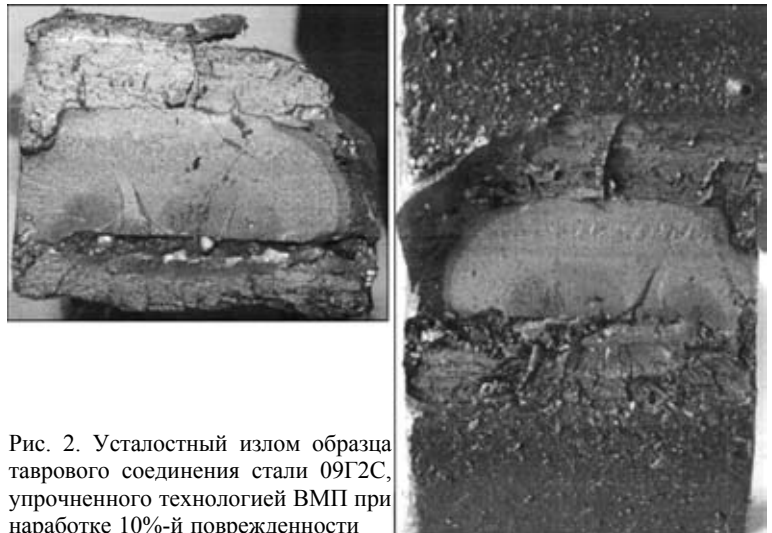


Рис. 2. Усталостный излом образца таврового соединения стали 09Г2С, упрочненного технологией ВМП при наработке 10%-й поврежденности



лов из стали 20 увеличивается в 4 раза по сравнению с упрочнением в состоянии после сварки.

Таким образом, в зависимости от длительности наработки и уровня релаксации остаточных сварочных напряжений в зоне концентратора в процессе эксплуатации эффективность упрочнения технологией ВМП сварных соединений может изменяться в широком диапазоне (предельные значения суммы относительных долговечностей $a = 0,77...4,0$). Для приближенной оценки эффективности упрочнения технологией ВМП сварных соединений, которые в процессе эксплуатации до упрочнения не подвергались высоким уровням нагружения, в качестве предельного значения суммы относительных долговечностей можно принимать единицу.

Выводы

1. Установлено, что в условиях регулярного нагружения эффективность упрочнения технологией ВМП сварных соединений с накопленными усталостными повреждениями зависит от уровня и длительности воздействия приложенного нагружения.

2. Показано, что остаточная долговечность высоконагруженных тавровых сварных соединений низколегированных сталей после упрочнения ВМП при 70 % накопленной поврежденности не уступает долговечности соединений, упрочнен-

ных в состоянии после сварки. Уменьшение длительности наработки таких соединений с 70 до 10 % их долговечности повышает эффективность упрочнения соединений до 3,5 раза по сравнению с упрочнением в исходном состоянии.

1. Гарф Э.Ф., Литвиненко А.Е., Смирнов А.Х. Оценка долговечности трубчатых узлов, подвергнутых ультразвуковой ударной обработке // Автомат. сварка. — 2001. — № 2. — С. 13–16.
2. Кныш В.В., Кузьменко А.З., Войтенко О.В. Повышение сопротивления усталости сварных соединений высокочастотной механической проковкой // Там же. — 2006. — № 1. — С. 43–47.
3. Кныш В.В., Кузьменко А.З., Соловей С.А. Повышение циклической долговечности сварных тавровых соединений с поверхностными трещинами // Там же. — 2009. — № 1. — С. 38–43.
4. Кныш В.В., Кузьменко А.З., Соловей С.А. Повышение циклической долговечности сварных соединений с накопленными усталостными повреждениями высокочастотной проковкой // Там же. — 2010. — № 10. — С. 41–44.
5. Xiaohui Z., Dongpo W., Lixing H. Analysis of the S–N curves of welded joints enhanced by ultrasonic peening treatment // Materials & Design. — 2011. — 32, № 1. — P. 88–96.
6. 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 // Автомат. сварка. — 2008. — № 10. — С. 12–18.
7. Сопротивление коррозионной усталости сварных соединений, упрочненных высокочастотной механической проковкой / В.В. Кныш, И.И. Вальтерис, А.З. Кузьменко, С.А. Соловей // Там же. — 2008. — № 4. — С. 5–8.

The paper gives the results of studying the effectiveness of application of high-frequency mechanical peening to improve the residual fatigue life of tee welded joints on low-alloyed steels with accumulated fatigue damage. It is shown that the effectiveness of strengthening welded joints by this technology can vary in a broad range depending on the operation duration and level of applied stresses during operation.

Поступила в редакцию 21.06.2011

СТЫКОВАЯ СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ.

— Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2011. — 132 с. Мягкий переплет, 200×290 мм.

Сборник включает 24 статьи, опубликованные в журнале «Автоматическая сварка» за период 2005–2010 гг., по проблемам контактной стыковой сварки оплавлением и другим способам сварки давлением. Разделы сборника посвящены разработке технологии и оборудования для контактной сварки рельсов, стальных труб, арматуры и проката из высокопрочного алюминия. Рассматриваются также технологии прессовой сварки магнитоуправляемой дугой и сварки трением. Авторами статей являются известные в Украине и за рубежом ученые и специалисты в области сварки давлением.

Сборник предназначен для научных сотрудников, инженеров, технологов, конструкторов и аспирантов, занимающихся проблемами сварки давлением сталей, алюминиевых и титановых сплавов, интерметаллидов и других материалов.

Заказы на книгу просьба направлять
в редакцию журнала «Автоматическая сварка»:
тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-54-84, E-mail: journal@paton.kiev.ua.



ВЛИЯНИЕ СВАРОЧНЫХ ИСТОЧНИКОВ ПИТАНИЯ НА ТРЕХФАЗНУЮ ЭЛЕКТРИЧЕСКУЮ СЕТЬ

С. В. РЫМАР, д-р техн. наук, А. М. ЖЕРНОСЕКОВ, канд. техн. наук, В. Н. СИДОРЦ, д-р техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследован гармонический состав трехфазной электрической сети при работе сварочных источников питания. Показано, что сварочные источники питания генерируют в сеть высшие гармоники тока, ухудшая качество электроэнергии. Рекомендовано применение фильтров высших гармоник для уменьшения влияния сварочных источников питания на электрическую сеть.

Ключевые слова: дуговая сварка, источники питания, трехфазная электрическая сеть, качество электроэнергии, высшие гармоники, фильтры

На рубеже 1980–1990-х годов развитые страны мира столкнулись с проблемой нарастающего ухудшения качества электроэнергии электрических сетей, заключающегося в искажении синусоидальной формы напряжения и тока сети, что сказалось на повышении потерь и понижении надежности эксплуатации электрооборудования. К этому привело постоянное увеличение потребления электроэнергии оборудованием с нелинейными нагрузками, такими как выпрямители, инверторы, частотно-управляемые электроприводы, компьютеры, офисная техника и другое оборудование. Нелинейные нагрузки генерируют в электрическую сеть высшие гармоники тока, которые увеличивают потери в сетевых проводах, оборудовании и нагрузках, а также ухудшают электромагнитную совместимость [1–4], т. е. могут приводить к выходу из строя электрического и электронного оборудования, перегреву роторов и ускоренному износу подшипников электродвигателей и генераторов, выходу из строя систем управления электроприводов и взрывам в них электролитических конденсаторов, ненадежной работе микропроцессорной и вычислительной техники, ложным срабатываниям систем защиты по отключению электрооборудования, подгоранию нулевых проводов, быстрому старению изоляции, коррозии элементов заземлений, перегоранию электроосветительных приборов и т. п.

Трехфазные выпрямители с конденсаторами и различные типы инверторов генерируют мощные нечетные гармоники тока, в частности 5- и 7-ю, достигающие 70...80 % амплитуды основной гармоники [1]. Это доводит значение коэффициента нелинейных искажений (гармоник) тока THD_I (Total Harmonic Current Distortion) до 80...90 % [2–4], а в ряде случаев и значительно выше. В

стандартах IEEE (The Institute of Electrical and Electronics Engineers, Inc.) [5] приемлемыми уровнями THD_I считаются: $THD_I \leq 5\%$ для $k_{jk} \leq 20$, $THD_I \leq 8\%$ для $20 < k_{jk} \leq 50$, для сетей напряжением от 0,12 до 69 кВ в зависимости отпускной мощности сети и тока короткого замыкания, где k_{jk} — коэффициент кратности тока короткого замыкания, равный отношению тока короткого замыкания к номинальному току. Приемлемыми значениями коэффициента нелинейных искажений напряжения THD_U (Total Harmonic Voltage Distortion) считаются значения до 3 % для индивидуальных нелинейных нагрузок, а для совокупных нагрузок сети допустимое значение равно 5 % [5]. Отечественные нормативные документы [6] допускают значение $THD_U = 8\%$, при котором уже существенно ухудшается качество сети.

Бороться с этим нежелательным явлением можно несколькими способами, например, повышением мощности электрических сетей, за счет ввода в эксплуатацию новых электростанций и энергоблоков или с помощью фильтров высших гармоник тока. Применение фильтров представляется более экономичным и перспективным.

В Северной Америке с 1992 г. действует IEEE Standard 519-1992 [5], обязывающий потребителей электроэнергии принимать меры к подавлению высших гармоник тока. В странах Евросоюза в течение последних лет также внедрены международные стандарты EN 61000-2-2, -3-2, -6-3, -6-4, в которых регламентированы предельные уровни генерации высших гармоник тока для различного электрооборудования. В Украине и странах СНГ ведутся работы по принятию подобных стандартов.

Оборудование для различных технологий сварки и родственных процессов, где массово применяется электрическая дуга, является нелинейной нагрузкой. Сварочные выпрямители и инверторы, тиристорные источники питания электропечей и электролизеров и другое сварочное оборудование также являются мощными генератора-



ми высших гармоник тока. Однако традиционно сложилось так, что в сварочном производстве мало обращают внимание на эти проблемы, хотя при изготовлении ответственных сварных конструкций выдвигались требования работы только одного источника питания, чтобы исключить взаимное влияние источников питания друг на друга.

В связи с этим можно сделать вывод об актуальности проблемы высших гармоник для сварочного производства, особенно, когда рассматривается вопрос о продвижении отечественных сварочных технологий в развитые страны, что подтверждается опытом китайских специалистов [7].

Целью данной статьи является оценка влияния на трехфазную электрическую сеть сварочных источников питания, работающих в штатном технологическом режиме, а также выработка рекомендаций по уменьшению генерируемых ими высших гармоник тока.

Для этого был протестирован ряд сварочных источников питания. В настоящей статье приведены и проанализированы данные по четырем типичным для сварочных и родственных процессов источникам питания:

— трехфазный сварочный выпрямитель ВДУ-305 с тиристорным регулированием, который серийно выпускается промышленностью и предназначен для ручной дуговой сварки штучными покрытыми электродами и для дуговой сварки плавлением электродом в среде защитных газов выпрямленным током до 300 А;

— трехфазный тиристорный импульсный источник питания И-169, разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона и предназначенный для импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом в среде защитных газов;

— универсальный трехфазный транзисторный инверторный источник питания Trans Puls Synergic TPS 5000, промышленно выпускаемый австрийской фирмой «Fronius» и предназначенный для ручной, автоматической и механизированной, а также импульсно-дуговой сварки в среде защитных газов;

— однофазная установка электрошлакового переплава (УЭШП) металлов под флюсом [8], построенная на базе установки Р-951, разработанная в ИЭС им. Е. О. Патона и предназначенная для переплава меди, никеля, титана, вольфрама и высоколегированной стали.

В качестве основного измерительного прибора использовали анализатор качества электрической сети (одной фазы) Chauvin Arnoux С.А. 8230 (Франция). Это универсальный прибор, который позволяет получать не только временные зависимости тока и напряжения с их характерными значениями (максимальное и минимальное значение, полная, активная и реактивная мощность и т. п.), но и спектры гармоник до максимального

номера гармоники $h_{\max} = 50$. Анализатор имеет функцию записи и связь с компьютером для дальнейшей математической обработки данных.

Полученные экспериментальные данные используют при составлении технического задания в случае проектирования фильтров высших гармоник, поскольку с помощью фильтров могут быть подавлены высшие гармоники тока и уменьшено влияние сварочных источников питания на электрическую сеть. Кроме экспериментальных данных, при выработке рекомендаций по уменьшению уровня высших гармоник использовали и расчетные данные. Среди них были следующие.

Коэффициенты нелинейных искажений тока THD_I и напряжения THD_U [4]:

$$THD_I = \sqrt{\sum_{h=2}^{h_{\max}} I_{h\%}^2}; \quad THD_U = \sqrt{\sum_{h=2}^{h_{\max}} U_{h\%}^2},$$

где h — номер гармоники; $I_{h\%}$, $U_{h\%}$ — значения тока и напряжения в процентах от действующего значения тока и напряжения 1-й основной гармоники, принятой за 100 %: $I_{h\%} = I_h/I_1$, $U_{h\%} = U_h/U_1$.

Еще одним важным параметром, определяющим во сколько раз увеличатся добавочные потери в электрическом оборудовании и проводниках электрических сетей по сравнению с тем, если бы в оборудовании и сетях протекала только 1-я основная гармоника тока, является K -фактор, определяемый по формуле

$$K = \frac{\sum_{h=1}^{h_{\max}} (hI_{h\%})^2}{\sum_{h=1}^{h_{\max}} I_{h\%}^2}.$$

Добавочные потери вызываются вихревыми токами, протекающими в токоведущих частях и проводниках оборудования и электрических сетей. Сами вихревые токи обусловлены магнитными потоками рассеяния, проходящими через токоведущие части и проводники [9].

Полученные экспериментальные и расчетные данные сведены в таблицу, где приведены следующие обозначения: I , U — действующие значения тока и напряжения; $k_{m,I}$, $k_{m,U}$ — коэффициенты амплитуды тока и напряжения, равные отношению амплитудных значений к действующим значениям $k_{m,I} = I_m/I$, $k_{m,U} = U_m/U$; S , P , Q — соответственно полная, активная и реактивная мощность; k_p — коэффициент мощности, равный отношению активной мощности к полной ($k_p = P/S$); $\cos \varphi$ — коэффициент сдвига фаз между

Основные параметры сети при работе источников питания сварочной дуги

Параметр	ВДУ-305	И-169	TPS 5000	УЭШП
I_{m+} , А	27,9	27,5	47,4	149,9
U_{m+} , В	559,0	532,7	557,8	—
I_{m-} , А	-29,1	-28,1	-32,9	-148,3
U_{m-} , В	-559,3	-532,8	-560,2	—
I_s , А	17,6	15,9	11,2	78,1
U_s , В	386,6	374,7	396,5	—
S , В·А	6425,4	6175,8	4417,8	—
P , Вт	5043,1	3917,4	1824,1	—
Q , В·А	3981,5	4774,3	4023,6	—
k_p	0,785	0,634	0,413	—
$\cos \varphi$	0,797	0,680	0,741	—
$\operatorname{tg} \varphi$	0,746	1,074	0,877	—
THD_I	16,966	40,709	142,321	27,385
THD_U	2,672	1,039	1,245	—
K	2,348	5,849	43,455	2,452

током и напряжением — косинус угла φ ; $\operatorname{tg} \varphi$ — тангенс угла φ .

Рассмотрим работу с трехфазной сетью переменного тока частотой 50 Гц сварочного выпрямителя ВДУ-305 с соединением обмоток силового трансформатора — D/Y. Сварку нержавеющей стали 12X18H10T проводили штучным электродом ОЗЛ-8 диаметром 3 мм при сварочном токе 90 А.

Зависимости относительных значений тока в линии i_* (в линейном проводе сети) и линейного напряжения u_* в питающей сети (между двумя фазами) от времени t при работе сварочного выпрямителя приведены на рис. 1, а. Значения i_* и u_* отнесены к своим наибольшим амплитудным значениям: $i_* = i/|I_m|$ и $u_* = u/|U_m|$, где $I_m = -29,1$ А, $U_m = -559,3$ В и отражены в таблице, где приведены наибольшие «+» и наименьшие «-» амплитудные значения напряжения и тока за период I_{m+} , I_{m-} , U_{m+} , U_{m-} , полученные в опыте. Как видно из рис. 1, а, форма кривой тока значительно отличается от синусоидальной. На кривой напряжения наблюдаются лишь незначительные изломы. Эти качественные результаты подтверждаются количественными, т. е. диаграммой гармонических составляющих тока $I_{h\%}$ и напряжения $U_{h\%}$ (рис. 1, б). На рис. 1, б значения номеров гармоник ограничены 27-й для улучшения наглядности диаграммы. Из диаграммы видно, что в питающей сети при работе сварочного выпрямителя выражены 3-я гармоника тока, составляющая 3 % от 1-й, 5-я — 15,2 %, 7-я и 9-я — 1,6 %, 11-я — 3,3 %, 13-я — 1,0 %, 17-я — 1,3 %, остальные нечетные гармоники тока не превосходят 1 %.

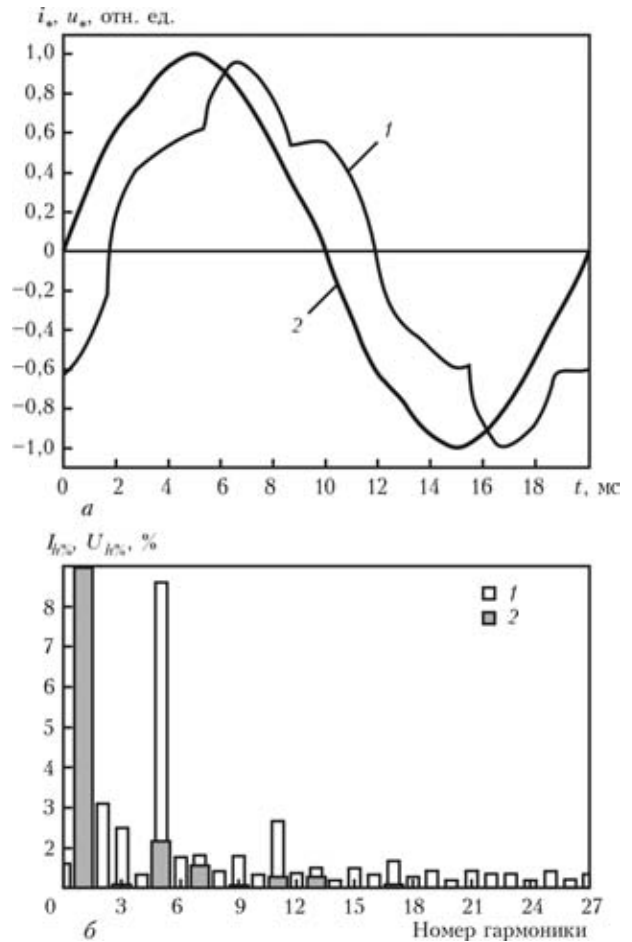


Рис. 1. Зависимости относительных значений тока (1) и напряжения (2) от времени в питающей сети трехфазного сварочного выпрямителя ВДУ-305 (а) и гармонический состав тока в линии (1) и линейного напряжения сети (2) (б)

Нечетные номера гармоник напряжения, превосходящие 1 % от 1-й гармоники, имеют значения: 5-я — 2,3 %, 7-я — 1,1 %. Также выражена постоянная составляющая тока — 1,2 % и четные гармоники тока: 2-я — 4,2 %, 6-я — 1,5 %. Постоянная составляющая и четные гармоники напряжения незначительны.

Коэффициенты нелинейных искажений тока и напряжения следующие: $THD_I = 16,9$ %, $THD_U = 2,7$ %, K -фактор равен 2,3. Таким образом, добавочные потери в сетях и оборудовании при работе рассматриваемого сварочного выпрямителя при данном виде его нагрузки увеличиваются более чем в 2 раза.

В таблице для ВДУ-305 приведены основные расчетные и опытные значения параметров сварочного выпрямителя при рассматриваемом виде нагрузки. При изменении режима сварки эти значения могут изменяться, при этом коэффициент THD_I может колебаться в диапазоне 16...25 %, а коэффициент THD_U — в диапазоне 2,5...3,5 %.

Согласно стандарту [5] приемлемые значения коэффициента THD_I лежат в пределах 5...8 %. Исследуемый выпрямитель превышает эти зна-

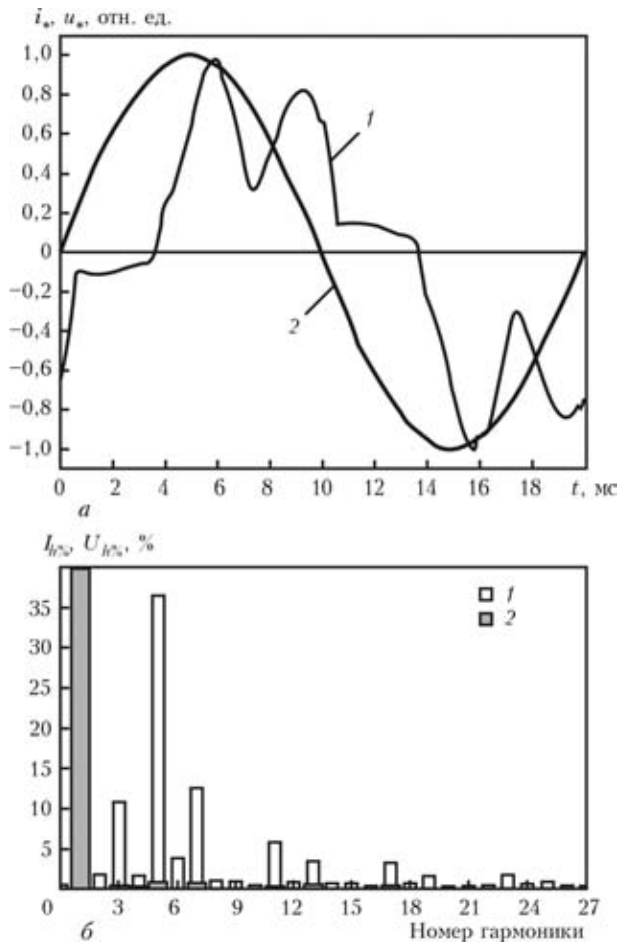


Рис. 2. Зависимости относительных значений тока (1) и напряжения (2) от времени в питающей сети опытного образца трехфазного тиристорного импульсного источника питания И-169 (а) и гармонический состав тока в линии (1) и линейного напряжения сети (2) (б)

чения более чем в 2 раза. Значение THD_U не превышено, но выпрямитель уже может оказывать влияние на работу другого оборудования.

Подобные характеристики имеют промышленные трехфазные сварочные выпрямители ВДУ-504-У3 и ВДУ-506-У3.

Рассмотрим влияние на трехфазную сеть опытного образца трехфазного источника питания И-169, с соединением обмоток силового трансформатора источника — Y/Y. Сварку проводили проволокой Св-08Г2С диаметром 1 мм в аргоне и углекислом газе 82 % Ar + 18 % CO₂, при сварочном токе 200 А, частота следования импульсов 200 Гц, длительность импульса 3 мс.

Зависимости от времени относительных значений тока в линии и линейного напряжения в питающей сети при работе источника питания приведены на рис. 2, а ($I_m = -28,1$ А, $U_m = -532,8$ В). Хотя кривая тока значительно отличается от синусоиды, кривая напряжения почти не искажена.

Из диаграммы гармонических составляющих действующего значения тока и напряжения (рис. 2, б) видно, что в питающей сети при работе опытного образца источника питания выражены

3-я гармоника тока, составляющая 10,7 % от 1-й гармоники, 5-я — 36,3 %, 7-я — 12,4 %, 11-я — 5,7 %, 13-я — 3,4 %, 17-я — 3,1 %, 19-я — 1,4 %, 23-я — 1,6 %, остальные нечетные гармоники тока не превышают 1 %. Гармоники напряжения, превосходящие 1 % от 1-й гармоники, выражены незначительно. Четные гармоники тока: 2-я — 1,7 %, 4-я — 1,4 %.

Коэффициенты нелинейных искажений тока и напряжения для 1-й гармоники тока и напряжения: $THD_I = 40,7$ %, $THD_U = 1,0$ %, К-фактор равен 5,8.

Сварочный источник питания имеет значение THD_p , превышающее допустимое значение [5] в 5 раз, уровень THD_U в этом источнике питания очень низкий, но добавочные потери в сетях и оборудовании при работе источника питания, при данном виде его нагрузки увеличиваются почти в 6 раз.

В таблице для И-169 приведены основные параметры работы источника питания при рассматриваемом виде нагрузки. При изменении режима сварки эти значения изменяются и коэффициент THD_I может повышаться до 49 %.

Зависимости от времени относительных значений тока в линии и линейного напряжения в трехфазной питающей сети при работе транзисторного инверторного источника питания TPS 5000 показаны на рис. 3, а. Наибольшие амплитудные значения токов и напряжений: $I_m = 47,4$ А, $U_m = -560,2$ В.

На рис. 3, б показан гармонический состав тока в линии и линейного напряжения на входе сварочного источника питания при сварке в смеси 82 % Ar + 18 % CO₂ проволокой диаметром 1,2 мм, сварочный ток 150 А. Кривая тока представляет собой два ярко выраженных импульса на фоне почти нулевых значений на остальном протяжении полупериода. Кривая напряжения хотя и похожа на синусоиду, но имеет почти горизонтальный срез в области экстремумов.

В питающей сети источника выражены практически все нечетные гармоники тока, в частности 3-я гармоника тока, составляющая 42,6 % от 1-й гармоники, 5-я — 83,3 %, 7-я — 79,7 %, 9-я — 23,7 %, 11-я — 42,7 %, 13-я — 37,1 %, 15-я — 3,5 %, 17-я — 14,1 %, 19-я — 7,0 %, 21-я — 4,9 %. Гармоники напряжения выражены незначительно. Также выражена постоянная составляющая тока — 10,8 % и практически все четные гармоники тока: 2-я — 16,9 %, 4-я — 12,1 %, 6-я — 14,3 %, 8-я — 13,1 %.

Коэффициенты нелинейных искажений тока и напряжения для 1-й гармоники тока и напряжения: $THD_I = 142,3$ %, $THD_U = 1,2$ %, К-фактор равен 43,5.

Исследуемый источник питания превышает значения, установленные стандартом [5], коэффи-

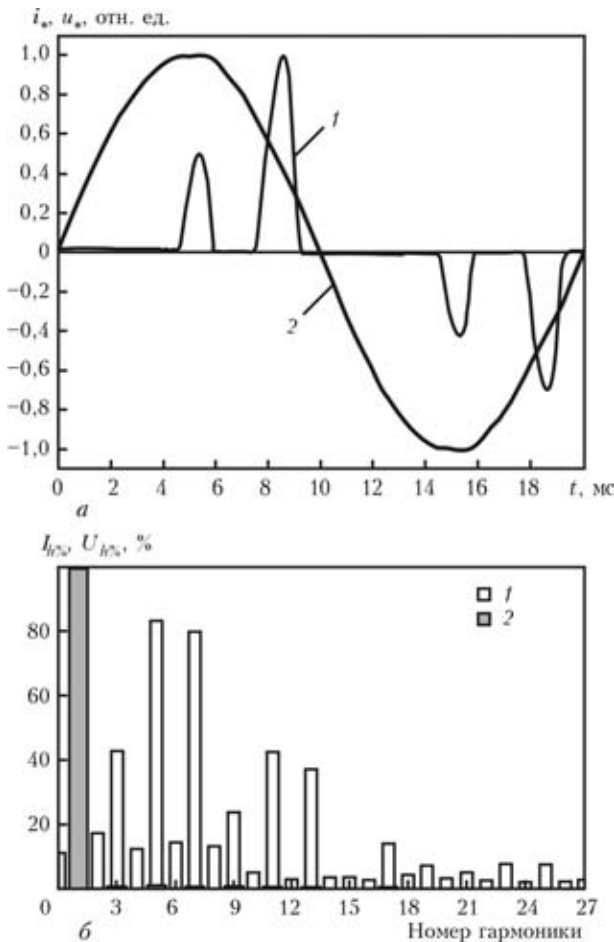


Рис. 3. Зависимости относительных значений тока (1) и напряжения (2) от времени в питающей сети универсального трехфазного транзисторного инверторного источника питания Trans Puls Synergic TPS 5000 фирмы «Fronius» (а) и гармонический состав тока в линии (1) и линейного напряжения сети (2) (б)

коэффициента THD_I в 17,7 раза, о чем свидетельствует форма кривой тока. При этом в сеть генерируется чрезвычайно широкий спектр гармонических составляющих тока. Значения коэффициента THD_U в этом источнике больше, чем у предыдущего источника питания, но вполне допустимы.

Добавочные потери в сетях и оборудовании при работе источника питания при данном виде нагрузки увеличиваются более чем в 43 раза.

В таблице для TPS 5000 приведены основные параметры работы источника питания при рассматриваемом виде нагрузки. При изменении режима сварки эти значения изменятся, при этом коэффициент THD_I лежит в диапазоне 120,5...168,7 %, а коэффициент THD_U — в диапазоне — 1,7..1,8 %.

Крайне высоким уровнем высших гармоник отличаются и другие сварочные инверторные источники питания [10].

Покажем влияние на сеть работы однофазной установки электрошлакового переплава УЭШП [8], построенной на базе установки Р-951, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона. Мощная ус-

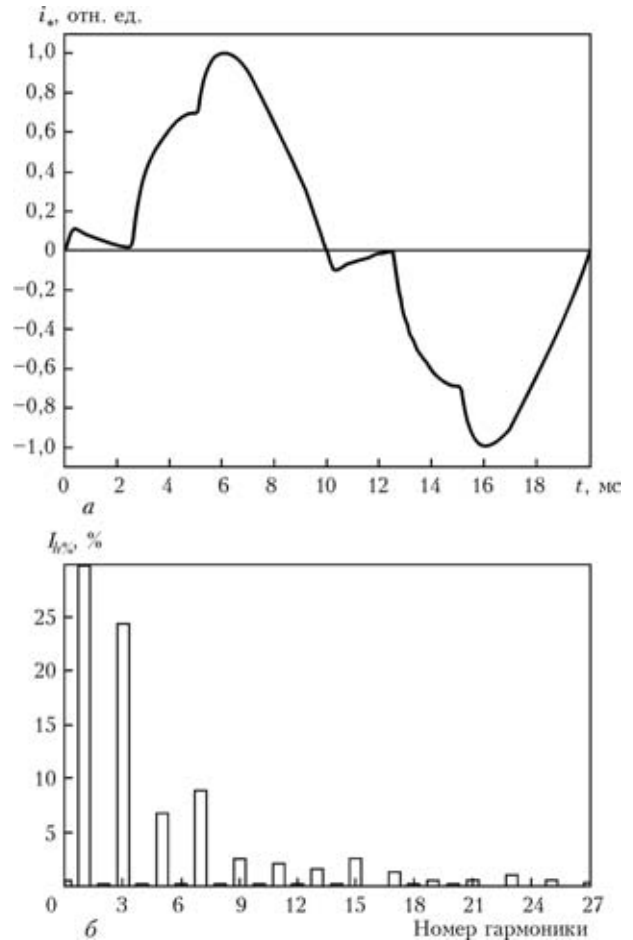


Рис. 4. Зависимость относительных значений тока от времени в питающей сети УЭШП (а) и гармонический состав тока в линии (б)

тановка, содержащая два параллельно включенных однофазных трансформатора ТШП 10000 (ток на вторичной стороне одного трансформатора 10 кА, вторичное напряжение изменяется в диапазоне от 42 до 76 В, номинальная мощность трансформатора 700 кВ·А, максимальная мощность 760 кВ·А, первичное напряжение 380 В), блок тиристорного регулирования тока и сглаживающий реактор, подключается к двум фазам трехфазной сети. Зависимости относительных мгновенных значений тока в одном из параллельных проводников сети, питающей установку, от времени показаны на рис. 4, а. Наибольшее амплитудное значение тока: $I_m = 149,9$ А. Гармонический состав тока в линии на входе в установку при электрошлаковом переплаве металла показан на рис. 4, б. Напряжение на клеммах установки не измерялось из-за сложности к их доступу.

В питающей сети выражены 3-я гармоника тока, составляющая 24,5 % от 1-й гармоники, 5-я — 6,7 %, 7-я — 8,9 %, 9-я — 2,6 %, 11-я — 2,1 %, 13-я — 1,6 %, 15-я — 2,6 %, 17-я — 1,3 %, 23-я — 1,1 %, остальные нечетные гармоники тока не превосходят 1 %. Четные номера гармоник



тока практически отсутствуют. Коэффициент нелинейных искажений тока для 1-й гармоники тока: $THD_I = 27,4$ %, K -фактор равен 2,4.

В установке превышены значения коэффициента THD_p , установленные стандартом [5], более чем в 3 раза. При этом в сеть генерируются значительные гармонические составляющие тока. Добавочные потери в сетях и оборудовании при работе установки увеличиваются более чем в 2 раза.

В таблице для УЭШП приведены основные параметры работы установки при рассматриваемом виде нагрузки. При изменении режима плавки эти значения могут изменяться, при этом коэффициент THD_I может колебаться в диапазоне 25...33 %.

За счет того, что установка подключается к двум фазам сети, трехфазная сеть нагружается неравномерно и рекомендуется ее последующее симметрирование.

Таким образом для улучшения качества электроэнергии и снижения уровня генерируемых сварочным оборудованием высших гармоник тока и напряжения целесообразно, а в ряде случаев необходимо применение фильтров высших гармоник тока. При этом сварочные источники питания, помимо обеспечения ими необходимых технологических показателей, будут иметь хорошую электромагнитную совместимость, снижать добавочные потери в проводах сети и подключенном к сети оборудовании.

Отметим, что положительным свойством большинства трехфазных сварочных источников питания в отличие от однофазных источников является то, что они незначительно загружают высшими гармониками тока нулевой провод сети, что связано с практически равномерно распределенной нагрузкой по трем фазам, а в случае соединения первичных обмоток силового трансформатора в треугольник, гармоники токов кратные трем уменьшаются.

Снижение уровня высших гармоник тока, генерируемых сварочным оборудованием, может осуществляться так называемыми активными и пассивными фильтрами. Активные фильтры, которые содержат много элементов как силовой, так и микроэлектроники, дороги, сложны и не всегда надежны в эксплуатации. Поэтому первоочередное внимание нами уделялось пассивным фильтрам, к которым относятся:

— трехфазные резонансные индуктивно-емкостные фильтры высших гармоник тока [11], подключаемые непосредственно на входе сварочного оборудования;

— фазосдвигающие трансформаторные и автотрансформаторные фильтры высших гармоник тока [1, 4, 12], которые к тому же симметрируют сеть. Они подключаются на входе предприятия

или здания, имеющими равномерно распределенные по фазам нелинейные нагрузки, прототипом которых явились устройства симметрирования трехфазных сетей [12, 13].

Фильтры сводят к минимуму генерацию в сеть реактивной мощности, которая отрицательно влияет на работу сетей, и имеют повышенную надежность при работе в «некачественных» сетях, обеспечивая снижение коэффициента THD_I до 4...8 %, даже в сетях с большим содержанием высших гармоник тока.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона и Институте электродинамики НАН Украины накоплен большой опыт по разработке фильтров высших гармоник тока в питающих электрических сетях. Созданы методики расчета параметров сетей, необходимых при расчете параметров фильтров высших гармоник тока и методики расчета самих фильтров и их электромагнитных элементов.

Выводы

1. Значение коэффициента нелинейных искажений тока, определяющего уровень генерации в сеть внешних гармоник тока, при работе исследованных трехфазных источников питания лежит в диапазоне 16,0...168,7 %, что значительно превосходит нормы, установленные IEEE Standard 519-1992, и свидетельствует об их плохой электромагнитной совместимости.

2. Коэффициент, учитывающий увеличение добавочных потерь от вихревых токов в оборудовании и сетях, K -фактор был равен 2,35...43,0 %, что не дает возможность отнести трехфазные сварочные источники питания к категории энергосберегающих.

3. Применение фильтров высших гармоник тока совместно с трехфазными сварочными источниками питания целесообразно, а в ряде случаев необходимо, так как их использование улучшает качество трехфазных питающих сетей при работе сварочных источников питания, снижая коэффициент нелинейных искажений тока до приемлемых значений 4...8 %.

1. *Пентегов И. В., Волков И. В., Левин М.* Устройства подавления высших гармоник тока // Технічна електродинаміка: Тем. випуск. Проблеми сучасної електротехніки. — К.: ІЕД НАНУ, 2002. — Ч. 1. — С. 13–22.
2. *Dugan R. C., McGranaghan M. F., Beaty H. W.* Electrical power systems quality. — N.Y.: McGraw-Hill, 1996. — 260 p.
3. *Waggoner R. M.* Practical guide to quality power for sensitive electronic equipment. — Kansas: ES&M Books, 1997. — 144 p.
4. *Paice D. A.* Power electronic converter harmonics. Multipulse methods for clean power. — N.Y.: IEEE Press, 1995. — 202 p.
5. *IEEE Standard 519-1992: IEEE Recommended practices and requirements for harmonic control in electrical power systems: — IEEE Standards Board, 1992. — 93 p.*

6. *ДСТУ ІЕС 61000-3-2:2004*. Електромагнітна сумісність. Ч. 3-2: Норми. Норми на емісію гармонік струму (для сили вхідного струму обладнання не більше 16 А на фазу). — К.: Держспоживстандарт України, 2007. — 18 с.
7. *Zhao Wei-Song, Zhao Wei-Shu*. Study on electromagnetic compatibility design for inverter welding machine // *Dian Han Ji = Electric Welding Machine*. — 2009. — 39, № 12. — Р. 47–50.
8. *Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением* / Под ред. акад. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1974. — 768 с.
9. *Бессонов Л. А.* Теоретические основы электротехники. — М.: Высш. шк., 1964. — 750 с.
10. *Zhang Xiao-Pin, Cao Tai-Qiang*. Study on the harmonics and EMI of switching power supply for welding power source // *Dian Han Ji = Electric Welding Machine*. — 2009. — 39, № 12. — Р. 59–62.
11. *Улучшение качества электроэнергии в сетях промышленных предприятий посредством фильтров высших гармоник тока* / И. В. Волков, М. Н. Курильчук, И. В. Пентегов, С. В. Рымар // *Вісн. Приазов. держ. техн. ун-ту: Зб. наук. праць, Енергетика*. — Маріуполь: ПДТУ, 2005. — Ч. 2, Вип. № 15. — С. 15–19.
12. *Шидловский А. К., Кузнецов В. Г.* Повышение качества энергии в электрических сетях. — Киев: Наук. думка, 1985. — 268 с.
13. *Шидловский А. К., Новский В. А., Каплычный Н. Н.* Стабилизация параметров электрической энергии в распределительных сетях. — Киев: Наук. думка, 1989. — 312 с.

Harmonic composition of three-phase electric mains at operation of welding power sources was studied. It is shown that welding heat sources generate higher current harmonics into the mains that impairs the quality of power. Application of higher harmonic filters is recommended to reduce the impact of welding power sources on the mains.

Поступила в редакцию 30.06.2011

ТЕХНИЧЕСКИЙ СЕМИНАР ООО «ФРОНИУС УКРАИНА»

22 сентября 2011 г. в Технологическом центре ООО «Фрониус Украина» прошел технический семинар на тему «*TransSteel: Технология сварки в машиностроении*». Представители более 20 машиностроительных предприятий со всей Украины приняли в нем участие. Среди них главные сварщики и ведущие специалисты сварочных производств. На протяжении всего дня сотрудники торгового отдела и службы технической поддержки ООО «Фрониус Украина» знакомили участников семинара со сварочным оборудованием серии *TransSteel*.

Популярная линейка сварочных источников питания *TransSteel* является новым поколением инверторного цифрового оборудования и предназначена для профессиональной сварки сталей. Специально разработанная для данных источников встроенная технология *Steel Transfer Technology* характеризуется наличием трех основных режимов сварки *Steel*, *Steel Root* и *Steel Dynamic* и позволяет решать задачи любой степени сложности, будь-то многопроходная сварка, различные пространственные положения, наличие больших зазоров и т. д. Кроме того, в линейке *TransSteel* особо следует выделить источники питания специального применения — *TransSteel Yard* и *TransSteel Rob* для использования в особых тяжелых условиях работы и для автоматизированной/роботизированной сварки соответственно.

Впервые в рамках семинара была представлена новая компактная версия сварочного полуавтомата *TransSteel 3500 Compact* со встроенным механизмом подачи проволоки.

После проведения теоретической части презентаций участникам семинара также были продемонстрированы практические особенности выполнения сварочных соединений с помощью оборудования *TransSteel*. Использование специально отобранных образцов позволило смоделировать процесс сварки наиболее типичных сварных соединений и наглядно продемонстрировать технические особенности и преимущества оборудования от «Fronius».

Участники выразили благодарность организаторам семинара за полезную и насыщенную программу, возможность получения ответов на самые разнообразные технические вопросы.





ДИССЕРТАЦИЯ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ



Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
С. В. Максимова (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины) защитила 29 сентября 2011 г. докторскую диссертацию на тему «Физико-механические основы и технология вакуумной пайки жаропрочных

сплавов на основе Ni, Ti, Cu».

Диссертация посвящена изучению особенностей формирования структуры и свойств паяных соединений, созданию научно обоснованных металлургических и технологических мер с целью получения паяных соединений, обеспечивающих высокие механические свойства и длительную прочность паяных соединений жаропрочных дисперсионно-твердеющих никелевых сплавов, перспективных материалов нового поколения на основе алюминидов титана и дисперсно-упрочненных медных материалов.

Изучена структура и интервалы плавления опытных титановых сплавов на основе систем Ti–Zr–Fe и Ti–Zr–Mn, построены поверхности ликвидуса. Определены эвтектические впадины тройных систем, на которых существуют сплавы с приемлемым для пайки алюминидов титана температурным интервалом плавления. Уточнен характер фазовых равновесий в системе Ti–Zr–Mn и построен метастабильный политепмический разрез $Ti_{60}Mn_{40}-Zr_{67,5}Mn_{32,5}$. Установлено, что легирование титана цирконием и марганцем позволяет получать композиции сплавов с относительно низкими температурами солидуса в пределах 1040...1090 °С. Показано влияние скорости охлаждения на структуру и размер составляющих фаз сплавов. Применение способа сверхбыстрой закалки обеспечило получение лент системы Ti–Zr–Fe(Al) с гомогенным распределением химических элементов. На базе результатов рентгенографических исследований установлено, что быстрозакаленная лента состава Ti–27Zr–22Fe–11Al имеет рентгеноаморфную структуру, состава Ti–19Zr–20Fe — аморфно-кристаллическую с образованием твердого раствора β -TiZr и фазы $Fe(TiZr)_3$.

Экспериментально установлено, что причиной низких механических свойств при пайке алюминидов титана Ti–45Al–2Nb–2Mn+0,8 об. % TiB_2 промышленным припоем на базе системы Ti–Cu–Zr–Ni служит образование в паяных швах зональной химической неоднородности с кристаллизацией в центральной части шва эвтектики, являющейся источником зарождения дефектов в виде трещин. Определено, что применение для ваку-

умной пайки алюминидов титана припоев систем Ti–Zr–Fe и Ti–Zr–Mn и оптимальных режимов позволяет избежать формирования эвтектической составляющей и получать паяные швы с двухфазной структурой (TiAl и Ti_3Al), характерной для основного материала, которая обеспечивает кратковременную прочность 651...693 МПа при комнатной и повышенной температуре 700 °С 284...316 МПа, близкую к прочности основного материала. Испытания на длительную прочность показали, что паяные соединения алюминидов титана не разрушаются не только при заданном напряжении 140 МПа и температуре 700 °С в течение соответственно 483 и 500 ч, но при повышенном — 200 МПа. Установлено, что разработанный термический цикл пайки титанового интерметаллидного сплава Ti–47Al–2Nb–2Cr (48-2-2) обеспечивает формирование lamellarной структуры в основном материале и позволяет исключить дополнительную операцию предварительной термообработки основного материала. Исследована кинетика насыщения металла паяного шва алюминием и предложен двухстадийный механизм формирования паяных швов. Показана также перспективность использования разработанных припоев для ремонта изделий, изготовленных из интерметаллидных сплавов на основе алюминидов титана, что способствует расширению области использования перспективных интерметаллидных сплавов нового поколения.

Установлено, что легирование сплава системы Pd–Ni–Cr германием (до 1 %) приводит к формированию однофазной структуры твердого раствора на основе палладия не только припоя, но и паяных швов жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава. При проведении термической обработки паяных соединений повышается микротвердость основного металла и металла паяного шва соответственно до 4210...4500 и 4200 МПа. Использование однофазного припоя со структурой твердого раствора обеспечивает повышение длительной прочности паяных соединений более чем в 2 раза по сравнению с промышленным припоем при напряжении 785 МПа и температуре испытаний 550 °С.

Установлено, что при пайке дисперсно-упрочненной меди применение адгезионно-активного припоя Ti–Cu обеспечивает формирование однородных паяных швов с кристаллизацией фаз на основе соединений CuTi и $CuTi_2$, выделяющихся в виде дискретных частиц в медной матрице, что более благоприятно по сравнению со сплошной полосой с точки зрения оценки механических свойств паяных соединений. Прочность паяного



шва в основном определяется свойствами матрицы, упрочненной дисперсными выделениями, и близка к прочности паяемого материала. Предварительная термическая обработка паяемого материала перед пайкой способствует повышению прочности на растяжение паяных соединений до 397 МПа (на 8...13 %), что составляет 81...92 % прочности основного металла.

Предложены и реализованы металлургические меры к созданию припойных материалов для пайки жаропрочных дисперсионно-твердеющих никелевых сплавов, а также материалов нового поколения на основе алюминидов титана. Определены пути управления структурообразованием паяных соединений, обусловленные химическим составом, структурой паяемого материала и условиями эксплуатации.

На базе разработанных припойных материалов созданы основы технологии вакуумной высокотемпературной пайки металлоконструкций ответственного назначения. Создана техническая документация на изготовление разработанного припоя для пайки жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава IN 718. Выполнена опытно-промышленная проверка разработки применительно к практической задаче изготовления узла закрытого центробежного колеса компрессора газотурбинного двигателя из жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава. По результатам испытаний сделан вывод, что разработанный припой можно рекомендовать для использования при пайке жаропрочных сплавов на основе никеля (например, ЧС 88, Inconel 738 и др.), предназначенных для эксплуатации в условиях высоких температур и повышенных нагрузок.

ВНИМАНИЮ СПЕЦИАЛИСТОВ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА!

Приазовским государственным техническим университетом в течение 16 лет разрабатываются и внедряются новые технологии ремонта промышленного оборудования с помощью композитных материалов, которые во многих случаях позволяют резко сократить затраты и сроки выполнения ремонтных работ, выполнять ремонт оборудования непосредственно на месте эксплуатации, а также восстанавливать оборудование, не подлежащее ремонту по старым технологиям. Новые технологии ремонта многократно испытаны и применяются на многих предприятиях Украины.

*Накопленный опыт университет презентует в рамках недельного семинара, запланированного на **7–11 ноября 2011 г.**, во время которого будет проведено обучение представителей предприятий новым технологиям ремонта. Кроме практических навыков и теоретических знаний, представителям предприятий будут переданы базовые технологии типовых ремонтов оборудования: восстановление гнезд подшипников, дефектного литья, изношенных корпусов, насосов, корпусных деталей с трещинами и т. д.*

Участие в семинаре позволит предприятию в критических ремонтных ситуациях выбрать и реализовать эффективный метод восстановления работоспособности узлов и машин.

Руководитель семинара — заведующий кафедрой механического оборудования заводов черной металлургии, д-р техн. наук, профессор А. А. Ищенко.

Контакты: ПГТУ, ул. Университетская, 7, г. Мариуполь, 87500
тел./факс (0629) 34 52 94; E-mail: nauka@pstu.edu

МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-МЕТОДИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «СОВРЕМЕННЫЕ ПРОБЛЕМЫ СВАРКИ И РОДСТВЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ, СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ПОДГОТОВКИ КАДРОВ»

6–8 сентября 2011 г. в Приазовском государственном техническом университете (ПГТУ) проходила III Международная научно-методическая конференция «Современные проблемы сварки и родственных технологий, совершенствование подготовки кадров», посвященная 65-летию кафедры оборудования и технологии сварочного производства (ОиТСП) и 40-летию сварочного факультета ПГТУ. Конференция организована ПГТУ, Обществом сварщиков Украины, ПАО «Азовмаш», Украинским информационным центром «Наука, Техника, Технологии».

К началу работы конференции выпущены тезисы докладов, содержащие материалы по четырем направлениям: «Повышение качества и эффективности процессов сварки и родственных технологий», «Проблемы разработки и совершенствования технологий восстановления, упрочнения и нанесения покрытий», «Современные проблемы материаловедения в машиностроении», «Проблемы совершенствования подготовки кадров в условиях многоуровневой системы высшего образования».

Открыл конференцию ректор ПГТУ В.С. Волошин, который отметил значительные достижения в науке, полученные сотрудниками кафедры и сварочного факультета за указанный период, рассказал о задачах в области совершенствования подготовки кадров высшей квалификации.

На пленарном заседании были заслушаны доклады заведующего кафедрой ОиТСП д-ра техн. наук, проф. В. А. Роянова, декана сварочного факультета д-ра техн. наук, проф. С. В. Гулакова, заведующего кафедрой металлургии и технологии сварочного производства, д-ра техн. наук, проф. В. В. Чигарева, которые проинформировали о достижениях

кафедр и сварочного факультета. Интерес вызвали доклады д-ра техн. наук, проф. кафедры ОиТСП А. Д. Размышляева об особенностях дуговой наплавки проволокой под флюсом с воздействием управляющих магнитных полей, д-ра техн. наук, проф., заведующего кафедрой материаловедения ПГТУ Л. С. Малинова «Стали и чугуны различных структурных классов», на основе которых созданы эффективные наплавочные материалы, О. С. Лунева «Сварочное оборудование предприятия «Фрониус-Украина».

Отмечаемые на конференции юбилейные даты кафедр ОиТСП и сварочного факультета ПГТУ совпали с 70-летним юбилеем заведующего кафедрой ОиТСП проф. В. А. Роянова. Поздравление юбиляру от Президента академии наук Украины, директора ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины академика Б. Е. Патона зачитал главный конструктор института д-р техн. наук В. А. Лебедев.

С поздравлениями в адрес юбиляра выступили доктора технических наук, профессора, заведующие кафедрами ОиТСП: Н. А. Макаренко (ДГМА, г. Краматорск), М. Н. Брыков (ЗНТУ, г. Запорожье). Затем д-р техн. наук В. А. Лебедев представил интересный и содержательный доклад (совместно с д-ром техн. наук С. Ю. Максимовым) «Снижение энергозатрат и управление качеством шва при сварке в защитных газах с применением управляемой импульсной подачи электродной проволоки».

На конференции было представлено более 90 докладов известных ученых из США, России, Молдовы, Иордании, ИЭС им. Е. О. Патона, Запорожского национального технического университета, Донбасской государственной машиностроительной академии, Национального транспортного университета (г. Киев), Херсонского филиала Национального университета кораблестроения им. адмирала Макарова, Азовского морского института, а также других учебных заведений и предприятий Мариуполя и Украины, сотрудников сварочного факультета и студентов ПГТУ.

Все сообщения вызвали значительный интерес участников конференции, послужили активному обмену опытом при проведении научных исследований и активизации внедрения разработок на предприятиях Украины и стран СНГ, развитию и совершенствованию методики проведения исследований.





Сообщения, посвященные подготовке специалистов для сварочного производства, будут способствовать дальнейшему развитию учебного процесса на сварочных кафедрах.

Многие вопросы решались в рабочем порядке. Устанавливались деловые контакты между учеными и работниками производства, которые делились проблемами сварки, наплавки, напыления деталей и конструкций, подготовки специалистов-сварщиков. Участники конференции отметили высокий уровень организации и проведения работы конференции.

На заключительном пленарном заседании конференции администрация университета и сварочного факультета, а также сотрудники кафедры ОиТСП поблагодарили гостей за участие в юбилейной кон-

ференции, высказали надежду на дальнейшее сотрудничество.

На конференции были приняты решения, которые послужат дальнейшему развитию сварочной науки и техники, повышению качества подготовки специалистов в вузах Украины и СНГ. В этих решениях высказано пожелание организовать конкурсы для молодых ученых на лучшую научно-исследовательскую работу (с премированием за счет спонсоров, предложение С. Ю. Максимова) и рекомендовано через каждые пять лет проводить в ПГТУ такие международные конференции.

А. Д. Размышляев, д-р техн. наук

УДК 621.791:061.2/4

ПЕРВОЕ ЗАСЕДАНИЯ СОВЕТА КИТАЙСКО-УКРАИНСКОГО ИНСТИТУТА СВАРКИ им. Е. О. ПАТОНА

9 сентября 2011 г. в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины (Киев) проведено первое заседание совета Китайско-украинского института сварки им. Е. О. Патона (КУИС). На нем с китайской стороны участвовали представители Департамента науки и техники провинции Гуандун, Правительства г. Гуанчжоу и Гуандунского генерального научно-исследовательского института промышленных технологий (ГГНИИ).

В процессе заседания совета КУИС рассмотрены следующие вопросы и приняты такие решения:

от имени рабочих групп по подготовке проектов и организационной структуры КУИС заслушаны и одобрены отчеты руководителей рабочей группы с украинской стороны доктора технических наук В. Н. Коржика, а с китайской — доктора технических наук Ян Юнцянь (Yang Yongqiang);

утверждены Положение и устав совета КУИС им. Е. О. Патона;

почетными председателями совета КУИС избраны Цао Цзяньлинь, заместитель министра Министерства науки и техники КНР и Б. Е. Патон, Президент НАН Украины, директор Института электросварки им. Е. О. Патона;

избран совет КУИС (от китайской стороны: Гонг Гопин (Gong Guoping) — доктор технических наук, заместитель директора Департамента науки и техники Правительства провинции Гуандун; Цю Сяньян (Qiu Xianyang) — профессор, директор ГГНИИ; Чжан Десунь (Zhan Decun) — доктор технических наук, заместитель директора Департамента науки и информации Правительства г. Гуанчжоу; Лю Мин (Liu Min) — профессор, заместитель директора ГГНИИ; Ден Вейдун (Deng Weidong) — профессор, начальник отдела технологии управления ГГНИИ; от украинской стороны (ИЭС им. Е. О. Патона):

Л. М. Лобанов, академик НАН Украины, заместитель директора по науке; И. В. Кривцун, член-корреспондент НАН Украины, заместитель директора по науке; Б. В. Юрлов, кандидат технических наук, заместитель директора по маркетингу и экономике; Г. С. Маринский, доктор технических наук, начальник отдела сварочных и родственных технологий в медицине и экологии; С. В. Анохин, доктор технических наук, начальник отдела физико-металлургических проблем сварки титановых сплавов и диффузионной сварки металлических материалов.

Председателем совета КУИС избран И. В. Кривцун, заместителем председателя совета КУИС — Гонг Гопин (Gong Guoping).

Избран секретариат совета КУИС (секретарь совета Цэн Лу (Zeng Lu) — начальник отдела научно-технического сотрудничества Департамента на-



Подписание Положения о Китайско-украинском институте сварки им. Е. О. Патона. Слева направо: Чжан Десунь (Zhan Decun) — зам. директора Департамента науки и информации Правительства г. Гуанчжоу; Гонг Гопин (Gong Guoping) — зам. директора Департамента науки и техники Правительства провинции Гуандун; академик Б. Е. Патон — Президент НАН Украины, директор Института электросварки им. Е. О. Патона; Цю Сяньян (Qiu Xianyang) — директор ГГНИИ

уки и техники провинции Гуандун; заместители секретаря совета Zhu Dongyan — начальник отдела коммуникации и сотрудничества Департамента науки и информации Правительства г. Гуанчжоу и Д. В. Коваленко — научный сотрудник Института электросварки им. Е. О. Патона.

Утверждена дирекция КУИС (директор КУИС от китайской стороны — доктор технических наук Ян Юнцян (Yang Yongqiang), от украинской стороны — доктор технических наук, руководитель отдела электротермических процессов обработки материалов Института электросварки им. Е. О. Патона В. Н. Коржик).

Одобрены результаты работы рабочей группы по подготовке и принято решение о финансировании первой группы проектов (развитие передовых технологий сварки в производстве корпусных элементов энергетического оборудования; перспективные

плазменные технологии и их применение; развитие современных технологий и оборудования для стыковой контактной сварки оплавлением и их применение в промышленности; разработка составов порошковых проволок и технологии их производства для сварки высокопрочных сталей в среде защитного газа).

Рассмотрены и одобрены предложения по тематике второй группы проектов, начало реализации которых планируется с 2012 г. В частности, поддержаны проекты по сварке живых тканей, разработке передовых лазерных технологий и оборудования, созданию новых технологий и материалов для повышения технических характеристик LED-модулей, а также другие проекты.

В. Н. Коржик, д-р техн. наук

В. И. ЛАКОМСКОМУ — 85



В октябре исполнилось 85 лет Виктору Иосифовичу Лакомскому — известному ученому в области специальной электротехнологии и сварки, члену-корреспонденту Национальной академии наук Украины, доктору технических наук, профессору, лауреату Государственной премии Украи-

ны, заслуженному деятелю науки и техники.

В. И. Лакомский родился 11 октября 1926 г. в Краматорске Донецкой области. В 1945 г. окончил металлургический техникум в Новокузнецке Кемеровской области, а в 1950 г. — Запорожский машиностроительный институт.

После окончания аспирантуры при Киевском политехническом институте в 1954 г. он защитил кандидатскую диссертацию и пришел в Институт машиноведения и сельхозмеханики, где работал в должности ученого секретаря.

С 1957 г. по настоящее время В. И. Лакомский трудится в Институте электросварки им. Е. О. Патона. В 1969 г. Виктор Иосифович защитил докторскую диссертацию, в 1971 г. утвержден в ученом звании профессора. В период с 1975 по 1979 гг. был заместителем директора по научной работе института «УкрНИИспецсталь». В 1998 г. ему присвоено звание «Заслуженный деятель науки и техники». Глубокие и обстоятельные научные исследования В.И.Лакомского в различных областях техники (металлургии, сварки, материаловедения и т. д.) снискали ему заслуженное признание и высокий научный авторитет. Он является автором оригинальных тонких методик исследования равно-

весия системы газ-жидкий металл при различных способах нагрева в широком диапазоне температур: от точки плавления до точки кипения металлов.

В. И. Лакомский впервые экспериментально обнаружил и теоретически обосновал существование явления плазменно-химического поглощения газов металлами, а также доказал возможность легирования металла азотом в широком диапазоне концентраций непосредственно из газовой фазы.

Благодаря этим работам создано и с успехом развивается целое научное направление — исследование закономерностей высокотемпературного взаимодействия газов, находящихся в обычном колебательном и возбужденном дугой и плазмой состоянии, с жидкими металлами. Именно такой научный подход к решению реальных технических задач позволил в короткий срок разработать теоретические основы, технологию и оборудование, а также внедрить в промышленность один из способов специальной электротехнологии — плазменно-дуговой переплав металлов и сплавов. Эта работа, проводившаяся под руководством академика Б. Е. Патона, была отмечена в 1980 г. Государственной премией Украины.

Разработка принципиально новых самоспекающихся термохимических катодов и на их основе электродуговых источников тепла (дуготронов) способствовала созданию уникальной технологии дуговой сварки открытой дугой черных и цветных металлов с углеродными материалами. Эта технология успешно используется при изготовлении многоамперных контактных узлов электротехнологических и электротермических агрегатов как в Украине, так и за рубежом.



Нынешний этап научной деятельности В. И. Лакомского связан с изучением физических свойств и технологических аспектов производства термоантрацита, что позволяет изменить конструкцию электрокальцинаторов и технологию производства термоантрацита.

В. И. Лакомский является организатором ряда научных подразделений института. В 1958 г. он создал лабораторию газов в металлах, в 1968 г. — отдел плазменной металлургии, в 1979 г. — Запорожский отдел Института электросварки, а в 1995 г. — Научно-инженерный центр плазменной технологии.

Виктор Иосифович проводит большую работу в воспитании научных кадров. Под его руководством подготовлено 11 кандидатов наук. Он принимает активное участие в научной жизни, выступает с докладами и лекциями, является членом редколлегии журнала «Современная электрометаллургия».

В. И. Лакомский опубликовал свыше 500 научных трудов, среди которых более 300 статей, 8 монографий и примерно 200 авторских свидетельств и патентов, полученных в различных странах мира.

В. И. Лакомский полон творческих сил и энергии, направленных на поиск новых оригинальных решений задач, стоящих перед специальной металлургией и сваркой.

В. И. МАХНЕНКО — 80



В октябре академику НАН Украины Владимиру Ивановичу Махненко исполнилось 80 лет. После окончания Одесского института инженеров морского флота в 1955 г. он начал трудовую деятельность на судоремонтном заводе в Архангельске. Поступив в аспирантуру и успешно защитив кандидатскую диссертацию, В. И. Махненко в

1964 г. пришел в Институт электросварки им. Е. О. Патона. Здесь в 1973 г. он защитил докторскую диссертацию, в 1978 г. был избран членом-корреспондентом, в 1990 г. — академиком НАН Украины. Жизненный путь В. И. Махненко связан со сварочной наукой. Это годы плодотворных фундаментальных исследований, когда в полной мере проявились его неиссякаемое трудолюбие, целеустремленность, чувство нового, научная интуиция. С 1975 г. Владимир Иванович возглавляет в институте отдел математических методов исследования физико-химических процессов сварки и спецэлектрометаллургии. В. И. Махненко вместе с учениками создана хорошо известная в стране и за рубежом школа по математическому моделированию тепловых, диффузионных, деформационных, электромагнитных и других физических явлений в сварке и родственных технологиях.

Широкую известность получили исследования В. И. Махненко по кинетике многоосных сварочных напряжений и деформаций при сварке пластин, оболочек, стержневых систем, по расчету взаимодействия сварочных напряжений и деформаций с внешними эксплуатационными нагрузками элементов сварных конструкций.

Под руководством В. И. Махненко разработан пакет программ, позволяющий прогнозировать комплекс физических параметров при сварке новых конструк-

ционных материалов, которые определяют качество сварного соединения: размеры и форму зоны проплавления, химический состав и структуру зоны проплавления, термические циклы, микроструктуру и свойства ЗТВ, кинетику напряжений, пластических деформаций и перемещений в процессе сварочного нагрева, риск возникновения горячих и холодных трещин, распределение остаточных напряжений и их влияние на предельную нагрузку при статических или переменных нагружениях. На основе этих теоретических работ совместно с различными отраслевыми НИИ и промышленными предприятиями разработаны оптимальные варианты конструктивных и технологических решений для ряда новых сварных конструкций.

В последние годы В. И. Махненко активно работает над актуальной проблемой оценки ресурса и продления работоспособности сварных конструкций и сооружений, в том числе объектов энергетики Украины и магистральных трубопроводов. Итогом плодотворных разработок в этом направлении является монография «Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций», опубликованная в 2006 г., а также Государственная премия Украины по науке и технике за 2008 г.

В. И. Махненко является автором более 360 печатных работ, в том числе 12 монографий. Многие его работы опубликованы в США, Англии и ФРГ. Владимир Иванович щедро делится своими знаниями с молодежью и постоянно уделяет внимание подготовке научных кадров. С момента образования в 1988 г. кафедры физической металлургии и материаловедения Московского физико-технического института профессор В. И. Махненко читает студентам курс лекций «Прочность сварных конструкций и соединений». Под его руководством подготовлены 2 доктора и 20 кандидатов технических наук.

Плодотворную научную работу В. И. Махненко успешно совмещает с научно-организационной и общественной деятельностью, являясь руководителем секции Научно-координационного совета по вопросам ресурса и безопасной эксплуатации конструкций, сооружений и машин НАН Украины, членом двух специализированных советов, членом редколлегии журнала «Автоматическая сварка». Под его руководством в последние годы организован и проведен ряд международных конференций по моделированию сварочных процессов.

В. И. Махненко награжден орденом Дружбы народов и медалями. Международное признание заслуг

В. И. Махненко в сварочной науке нашло отражение в избрании его членом Американского общества сварщиков (ASM) и членом Международной федерации количественных неразрушающих методов определения (QNDE). За значительный вклад в развитие отечественной науки и техники в направлении создания современных сварных конструкций и обеспечения ресурса их эксплуатации В. И. Махненко в 2004 г. присвоено почетное звание «Заслуженный деятель науки и техники Украины».

А. В. БАБАЕВУ — 75



В октябре старшему научному сотруднику Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, кандидату технических наук Александру Васильевичу Бабаеву исполнилось 75 лет.

А. В. Бабаев родился 25 октября в Запорожье. После окончания в 1959 г. Днепропетровского инженерно-строительного института свой трудовой путь начал в тресте «Криворожстрой» мастером и начальником технического отдела завода «Стройдеталь», принимая участие в строительстве проволочного стана, мартеновского цеха и доменной печи.

В Институт электросварки им. Е. О. Патона А. В. Бабаев пришел в 1961 г. сформировавшимся специалистом хорошо знающим производство. Работая в отделе прочности сварных конструкций, А. В. Бабаев под руководством известных ученых В. В. Шеверницкого и В. И. Труфякова стал специалистом в области усталости сварных соединений и конструкций. Его исследования по оценке влияния технологических дефектов сварки с учетом остаточных сварочных напряжений на сопротивление усталости сварных соединений получили признание специалистов в нашей стране и за рубежом. Результаты этих исследований неоднократно публиковались в документах Международного института сварки, совместно с академиком С. В. Серенсенем докладывались на конгрессах МИС. Обобщение этих исследований позволило разработать методики расчета на усталость сварных соединений с технологическими дефектами, определить для

них значения предельно допустимых переменных напряжений.

Исследования, проведенные А. В. Бабаевым, по оценке сопротивления усталости сталей для сварных конструкций, а также служебных свойств малоуглеродистых и низколегированных сталей термоупрочненных с прокатного нагрева, были использованы при разработке нормативных документов по расчету конструкций и в «Рекомендациях по применению строительных и машиностроительных сварных конструкций термически упрочненного листового и фасонного проката низкоуглеродистой стали марки В Ст3». Научные исследования А. В. Бабаева всегда отличаются глубиной и завершенностью, выходом на важные для практики результаты. Им опубликовано около 50 печатных работ в отечественных и иностранных изданиях.

Важным направлением в работе А. В. Бабаева является научно-организационная деятельность, которой он уделяет значительное внимание в последние годы. Он является ученым секретарем Научного совета по новым материалам при комитете по естественным наукам Международной ассоциации академии наук, а также ученым секретарем Межгосударственного научного совета по сварке и родственным технологиям. При его активном участии были проведены крупные международные научные конференции «Сварные конструкции», «Сварка и родственные технологии — в XXI век», «Сварка и родственные технологии — в третье тысячелетие» и др.

Высокая принципиальность и ответственность за порученное дело, порядочность и интеллигентность, открытость и чуткое отношение к коллегам снискали уважение к Александру Васильевичу всех, кто с ним работает.

Сердечно поздравляем юбиляров, желаем им здоровья, счастья и больших творческих успехов.



ПАМЯТИ В. А. ОСАДЧУКА



Ушел из жизни заведующий кафедрой, профессор (1980), доктор физико-математических наук (1982), заслуженный деятель науки и техники Украины (2007) Василий Антонович Осадчук.

В 1962 г. В. А. Осадчук закончил механико-математический факультет Львовского государственного университета им. И. Франко.

После учебы в университете В. А. Осадчук работал в Львовском физико-механическом институте, где прошел путь от младшего научного сотрудника до старшего. После защиты докторской диссертации (1982 г.) В. А. Осадчук возглавил созданный им отдел математических проблем механики неоднородных тел в Институте прикладных проблем механики и математики АН УССР.

Им были созданы математические основы общей моментной теории оболочечных конструкций с произвольно ориентированными трещинами, построена математическая модель определения остаточных технологических напряжений в элементах конструкций, разработан расчетно-экспериментальный метод определения остаточных напряжений в металлических сварных соединениях, а также в стеклооболочках и стекловолокно. Разработан и введен на предприятиях оборонной промышленности метод эквивалентных по разрушению ускоренных (форсированных) испытаний приборов, которые используются, в частности, в системах запоминания и управление полетами — для прогнозирования их прочности и надежности.

В 1998 г. В. А. Осадчук стал заведующим кафедрой сварочного производства, диагностики и восстановления металлоконструкций Национального университета «Львовская политехника». Основал научную школу «Диагностика дефектности и напряженного состояния сварных соединений конструкций и сооружений продолжительной эксплуатации», возглавлял научное направление «Диагностика напряженного состояния и оценка прочности оболочечных элементов конструкций с дефектами в зоне сварных швов».

Под руководством В. А. Осадчука на базе кафедры были созданы региональные учебно-научные центры «ВАТ Каховский завод электросварочного оборудования» и «ВАТ Симферопольский моторный завод», а также межотраслевая научно-исследовательская лаборатория диагностики напряженного состояния трубопроводов.

Под руководством В. А. Осадчука защищено 18 кандидатских и 3 докторские диссертации. Он является автором свыше 230 научных работ, в том числе четырех монографий.

За многолетнюю добросовестную работу, плодотворную научно-педагогическую деятельность, личный вклад в подготовку высококвалифицированных специалистов и в развитие науки был награжден Почетной грамотой Президиума НАН Украины и Почетной грамотой Министерства образования и науки Украины.

Выражаем искреннее сочувствие его семье, многочисленным друзьям и коллегам. Светлая память о Василии Антоновиче всегда будет жить в наших сердцах.

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.	78 дол. США	156 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).



РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки (190×190 мм)
- Вторая, третья и четвертая страницы обложки (200×290 мм)
- Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм)
- Вклейка А4 (200×290 мм)
- Разворот А3 (400×290 мм)
- 0,5 А4 (185×130 мм)
- 0,25 А4 (90×130 мм)

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

Подписано к печати 27.09.2011. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 7,7. Усл.-отт. 8,2. Уч.-изд. л. 8,8 + 4 цв. вклейки.

Печать ООО «Фирма «Эссе».

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