



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 перечень
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

НОВОСТИ 3

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Харламов М. Ю., Кривцун И. В., Коржик В. Н., Петров С. В.
Нагрев и плавление проволоки-анода при плазменно-дуговом
напылении 5

Кузьменко В. Г. К вопросу о процессе электродуговой сварки
под флюсом 12

Лабур Т. М. Прочность и особенности разрушения сварных
соединений высокопрочных алюминиевых сплавов при низкой
температуре 18

Кныш В. В., Соловей С. А., Богайчук И. Л. Оптимизация
процесса упрочнения сварных соединений стали 09Г2С
высокочастотной механической проковкой 26

Назаренко О. К., Матвейчук В. А., Галушка В. В.
Моделирование влияния высоковольтных кабелей на
пульсации тока в сварочных пушках с автоматическим
смещением 32

Кучук-Яценко В. С. Особенности контактной сварки меди с
алюминиевыми сплавами при использовании наноструктурной
фольги системы Al-Cu 36

Люшинский А. В. Использование нанодисперсных порошков
металлов при диффузионной сварке разнородных материалов 39

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

*Енгиндениз Е., Каплан Е., Ганиоглу Е., Юксель Ф., Байезид Н.,
Розерт Р.* Опыт изготовления толстостенных конструкций для
уникальных сооружений 43

*Размышляев А. Д., Миронова М. В., Кузьменко К. Г., Выдмыш
П. А.* Производительность расплавления электродной
проволоки при дуговой наплавке под флюсом с воздействием
поперечного магнитного поля 48

Бартенев И. А. Технологические особенности наплавки высоко-
легированных сплавов 52

Шленский П. С., Добрушин Л. Д., Фадеенко Ю. И., Венцев С. Д.
Камеры для сварки металлов взрывом (Обзор) 57

*К 130-летию изобретения первого способа дуговой
электросварки* 62

ХРОНИКА

Международный научно-практический семинар в Киеве 64

Гарфу Э. Ф. — 70 66

Лысаку В. И. — 60 67

Памяти В. Ф. Мусияченко 68

ИНФОРМАЦИЯ 70

Avtomaticheskaya Svarka

№ 5 (697)

May 2011

Published since 1948

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief

B. E. PATON

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

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

N. P. Alyoshin (Russia)
D. von Hofe (Germany)
Guan Qiao (China)
U. Diltthey (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. Yushkina
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

NEWS 3

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Kharlamov M. Yu., Krivtsun I. V., Korzhik V. N., Petrov S. V. Heat-
ing and fusion of wire-anode in plasma-arc spraying 5
Kuzmenko V. G. Towards the problem of electric submerged arc
welding process 12
Labur T. M. Strength and specifics of fracture of welded joints of
high-strength aluminium alloys at low temperature 18
Knysh V. V., Solovey S. A., Bogajchuk I. L. Optimization of proc-
ess of strengthening of welded structures of steel 09G2S using
the high-frequency mechanical peening 26
Nazarenko O. K., Matvejchuk V. A., Galushka V. V. Modeling of ef-
fect of high- voltage cables on current pulsating in welding guns
with an automatic displacement 32
Kuchuk-Yatsenko V. S. Peculiarities of resistance welding of cop-
per with aluminium alloys using nanostructured foil of Al-Cu sys-
tem 36
Lyushinsky A. V. Application of nanodispersed powders of metals
in diffusion bonding of dissimilar materials 39

INDUSTRIAL

*Engindeniz E., Kaplan E., Ganioglu E., Yueksel F., Bayezid N.,
Rosert R.* Experience in manufacture of thick-walled structures for
unique constructions 43
*Razmyshlyayev A. D., Mironova M. V., Kuzmenko K. G., Vydmysh
P. A.* Efficiency of electrode wire melting in submerged arc surfac-
ing with effect of transverse magnetic field 48
Bartenev I. A. Technological features of high-alloy alloys
surfacing 52
Shlensky P. S., Dobrushin L. D., Fadeenko Yu. I., Ventsev S. D.
Chambers for explosion welding of metals (Review) 57
*Towards the 130th anniversary of invention of the first method of
arc electric welding* 62

NEWS

International scientific-practical seminar in Kiev 64
Garf E. F. is 70 66
Lysak V. I. is 60 67
In memory of Musiyachenko V. F. 68
INFORMATION 70

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

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ СВАРКА КРУПНОГАБАРИТНЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ С МЕТАЛЛАМИ

Оборудование и технология сварки разработаны Запорожским центром плазменных технологий ИЭС им. Е. О. Патона с целью замены прижимных многоамперных контактов на сварные в таких электрометаллургических агрегатах, как электролизеры производства алюминия, магния, печи графитации, синтеза карбида кремния и др. Причина замены прижимных контактов — увеличивающееся во время эксплуатации в десятки и сотни раз переходное электросопротивление на границе «металл–углеродный материал», в то время как сварные контакты изменяют свое переходное сопротивление на один-два порядка меньше.

Такая замена обеспечивает значительную экономию электроэнергии (до 18 %), а также позволяет создавать новые рациональные конструкции энерго- и ресурсосберегающих электролизеров и печей Ачесона на основе сварных электроконтактных сборок.



Дуготрон



Макрошлиф ЭКП

Сварные соединения типа «металл–углеродный материал» выполняют с помощью бессплового генератора плазмы — дуготрона, работающего на оксидном катоде нового типа, поэтому процесс производят на открытом воздухе без применения защитных газов или флюсов. Электропитание дуготрона осуществляют от сварочных источников постоянного тока с крутопадающей внешней вольт-амперной характеристикой.

Основным конструкторским элементом любой сварной электроконтактной сборки является электроконтактная пробка (ЭКП), каждая из которых способна нести токовую нагрузку от 300 до 600 А. С помощью отдельных ЭКП создают контактные сборки на 10...225 кА. Контакты между ЭКП, токоведущими частями и шинами осуществляют с помощью различного типа ввариваемых и привариваемых компенсаторов (металлических проводников), обеспечивая тем самым безотказную работу сварных соединений при повышенных температурах и знакопеременных нагрузках термических циклов агрегатов.

НОВАЯ ИНТЕРАКТИВНАЯ ЛАБОРАТОРИЯ ЭЛЕКТРОСВАРКИ

НИЦ СКАЭ ИЭС им. Е. О. Патона завершил разработку нового тренажера сварщика на реальном процессе. Дуговой тренажер сварщика (ДТС-06) предназначен для оперативной оценки уровня профессиональной квалификации специалистов по электродуговой сварке. Интерактивная лаборатория электросварки позволяет ускорить процесс обучения технологиям сварки (и соответственно снизить затраты), повысить качество подготовки специалистов за счет применения современных интерактивных технологий при отработке практических навыков процесса сварки. Тренажер сварщика является уникальной отечественной разработкой специалистов ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.

Обучаемый имеет возможность провести под руководством инструктора предварительные пробы и процесс сварки для ознакомления с тренажером. Затем может быть произведена тестовая сварка для оценки профессионального уровня сварщика. Для расчета оценки каждого вида сварочного процесса используются различные методики расчетов. Обучение и тестирование сварщиков производится для реальных процессов сварки MMA, MIG/MAG, TIG.

Лаборатория включает в свой состав: настольный персональный компьютер; настольный блок технологического интерфейса со специализированным держателем электрода; сварочный стол; сварочный источник питания.

Основные функции, выполняемые тренажером:

- ввод задания на выбранный процесс сварки (с пульта или из ранее сохраненного файла задания);
- измерение, обработка, расчет и отображение в реальном времени следующих параметров процессов сварки и вспомогательных сигналов: ток сварки; напряжение сварки; длина дуги; скорость сварки; погонная энергия; угол наклона электрода горизонтальный (поворот вдоль оси руки); угол наклона электрода вер-



тикальный (поворот кисти руки вверх-вниз); сечение наплавки; масса наплавленного металла; расход газа; положение электрода на образце; сигнал подачи присадочной проволоки; расчет оценки качества проведенной сварки (возможно проведение нескольких проходов сварки в рамках одной оценки);

- просмотр после оценки графиков записанных сварочных процессов;
- сохранение в виде файлов операционной системы заданий на оценку различных видов сварочных процессов для быстрой настройки тренажера на конкретный процесс;
- сохранение в виде файлов операционной системы результатов данных оценки для возможного последующего анализа.

Тренажер может использоваться в учебных учреждениях, специализирующихся на подготовке сварщиков дуговой сварки, крупных сварочных предприятиях для аттестации или переаттестации персонала сварщиков или в специализированной организации, занимающейся надзором, подготовкой или переподготовкой специалистов в области дуговой сварки.

ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ МИКРОПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ БИОКЕРМЕТНОГО ПОКРЫТИЯ НА ЭНДОПРОТЕЗЫ

ИЭС им. Е. О. Патона разработаны технология и оборудование для микроплазменного напыления двухслойного биокерметного (титан-гидроксиапатит (ГА)) покрытия для эндопротезов. При этом достигнута возможность нанесения способом микроплазменного напыления покрытия из титана с регулируемой пористостью (размер пор 50...150 мкм) путем применения проволоочного микроплазменного напыления.

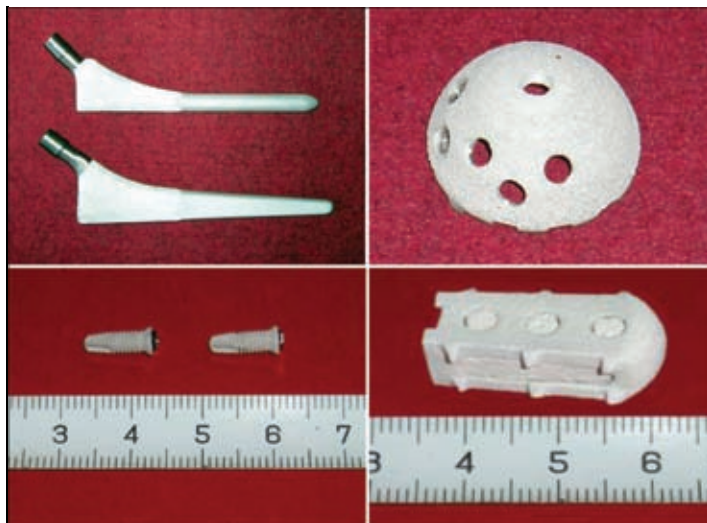
Для напыления двухслойного биокерметного покрытия применяется установка для микроплазменного напыления МПН-004 с потребляемой мощностью до 2,5 кВт, включающая источник питания с блоком водяного охлаждения, газовый блок, плазматрон, а также взаимозаменяемые механизмы для подачи проволоки и порошкового дозатор МПД-004.

Микроплазменное напыление отличается от существующих плазменных методов использованием плазменной струи малой мощности (1...2 кВт), позволяющей при напылении гидроксиапатита сократить диаметр пятна напыления до 3...8 мм, что обеспечивает существенное (в 2...3 раза) снижение затрат порошка при напылении на имплантаты малых размеров по сравнению с обычным плазменным напылением. Кроме того, технология микроплазменного напыления позволяет формировать слой ГА с высокой степенью кристалличности (88...98 %), которой можно управлять путем изменения режима напыления. Напыление Ti-слоя с управляемой пористостью осуществляется путем микроплазменного распыления Ti-проволоки.

Сочетание пористого Ti-покрытия с внешним слоем ГА обеспечивает прочность его сцепления с поверхностью эндопротезов 24...25 МПа и последующее активное вращение костной ткани в покрытие.

Разработанное биокерметное покрытие (Ti-ГА) и технология его микроплазменного напыления рекомендованы для нанесения на эндопротезы тазобедренного сустава, а также на другие виды эндопротезов, в том числе дентальные, межпозвонковые кейджи и т. п.

Технология микроплазменного напыления может быть также использована для нанесения покрытий из металлов, оксидов, карбидов на изделия малых размеров, для формирования локальных покрытий в виде пятен и полос с поперечными размерами 3...8 мм, а также локального ремонта поврежденных мест поверхности.





НАГРЕВ И ПЛАВЛЕНИЕ ПРОВОЛОКИ-АНОДА ПРИ ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОМ НАПЫЛЕНИИ

М. Ю. ХАРЛАМОВ, канд. техн. наук (Восточноукр. нац. ун-т им. В. Даля, г. Луганск),
чл.-кор. НАН Украины **И. В. КРИВЦУН**, **В. Н. КОРЖИК**, **С. В. ПЕТРОВ**, доктора техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Предложена математическая модель, описывающая тепловое состояние сплошной металлической проволоки-анода при плазменно-дуговом напылении покрытий. Численно исследован вклад различных источников тепла в энергетический баланс распыляемой проволоки. Проанализировано влияние режимов напыления на распределение температуры в проволоке, плавление и испарение ее материала.

Ключевые слова: плазменно-дуговое напыление, покрытия, металлическая проволока-анод, тепловое состояние, энергетический баланс, режимы напыления, плавления и испарения

При плазменно-дуговом напылении покрытий нагрев проволоочного материала, его плавление и образование мелкодисперсных напыляемых частиц происходит как в результате энергии, выделяющейся в анодном пятне дуги, замыкаемой на проволоке, и соответствующего протекания через нее электрического тока, так и за счет энергии, вводимой в проволоку при поперечном обтекании ее потоком дуговой плазмы [1]. В результате эффективность процесса плавления проволоки существенно возрастает по сравнению, например, с традиционным способом электродуговой металлизации [1]. По указанным причинам производительность и стабильность процесса плазменно-дугового напыления во многом будут определяться условиями теплообмена между проволокой-анодом и воздействующими на нее источниками тепла. Знание основных закономерностей нагрева и плавления электродной проволоки при плазменно-дуговом напылении покрытий позволит создать эффективные системы управления данным технологическим процессом, которые дадут возможность не только управлять производительностью процесса, но и регулировать длительность пребывания металла в жидком состоянии, размер формируемых капель и т. д. Поэтому большое значение для дальнейшего совершенствования процесса плазменно-дугового проволоочного напыления, повышения его производительности и качества получаемых покрытий имеет разработка математических моделей, описывающих процессы, которые протекают при нагреве и плавлении проволоки-анода, а также математическое моделирование указанных процессов.

В настоящее время достаточно хорошо изучено тепловое состояние электродной проволоки,

нагреваемой протекающим через нее электрическим током и теплом, вводимым электрической дугой. В частности, получены аналитические выражения для определения температурных полей в плавящемся электроде при сварке [2], исследованы температурные поля в электродной проволоке с покрытием [3], подробно проанализированы процессы тепло-, массо- и электропереноса в системе плавящийся электрод–дуга–сварочная ванна [4, 5] и др. В то же время особенности дополнительного теплового воздействия поперечного потока плазмы на плавящуюся токоведущую проволоку (наряду с нагревом электрической дугой и омическим нагревом) исследованы недостаточно.

Целью данной работы является разработка математической модели, описывающей тепловое взаимодействие анодной области электрической дуги, потока плазмы и электрического тока с проволокой-анодом в условиях плазменно-дугового проволоочного напыления.

Рассмотрим температурное поле предельного состояния, устанавливающееся в проволоке-анод, которая подается с постоянной скоростью. Переходные тепловые процессы, связанные с изменением или флуктуацией параметров режима напыления, такие как ток плазменной дуги или скорость подачи проволоки, также могут представлять определенный интерес, однако при устойчивой работе плазматрона и устройства подачи проволоки в последней устанавливается некоторое квазистационарное температурное поле, описание которого позволит выявить основные закономерности нагрева и плавления проволоки при исследуемом процессе напыления.

Схема процесса плазменно-дугового напыления, использованная нами при построении математической модели нагрева токоведущей проволоки, показана на рис. 1. Сплошная проволока круглого сечения радиусом R_w подается под срез



сопла плазматрона со скоростью v_w . Считаем, что формируемая плазматроном электрическая дуга замыкается на правом конце проволоки, являющийся анодом дуги, причем тепловой поток, вводимый в проволоку через анодное пятно, равномерно распределен по ее сечению $z = L_w$. Кроме того, вся проволока нагревается протекающим через нее током дуги I . Предполагается, что проволока расположена поперечно обтекающему ее плазменному потоку на расстоянии Z_w от среза сопла плазматрона, а выходное сечение мундштука устройства подачи проволоки находится на расстоянии L_p от оси плазматрона. Полагается также, что скорость плавления проволоки равна скорости ее подачи, а расплавленный металл, пересекающий сечение $z = L_w$, отрывается и уносится плазменным потоком.

В условиях плазменно-дугового напыления тепловое состояние проволоки-анода определяется совокупностью следующих физических процессов: конвективно-кондуктивным теплообменом плазменного потока и окружающего газа с боковой поверхностью проволоки; обменом энергией теплового излучения между плазмой и поверхностью проволоки; действием электрической дуги, вводящей тепло через анодное пятно; объемным джоулевым нагревом проволоки протекающим электрическим током; потерями тепла с расплавленным металлом, уносимым плазменным потоком; охлаждением поверхности проволоки за счет уноса потоком пара энергии испарения атомов ее материала.

Полагая, что температурное поле в проволоке характеризуется осевой симметрией, задача его нахождения сводится к решению квазистационарного уравнения теплопроводности, записанного в цилиндрической системе координат:

$$\gamma_w C_w v_w \frac{\partial T_w}{\partial z} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(\chi_w r \frac{\partial T_w}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\chi_w \frac{\partial T_w}{\partial z} \right) + j^2 \rho_w, \quad (1)$$

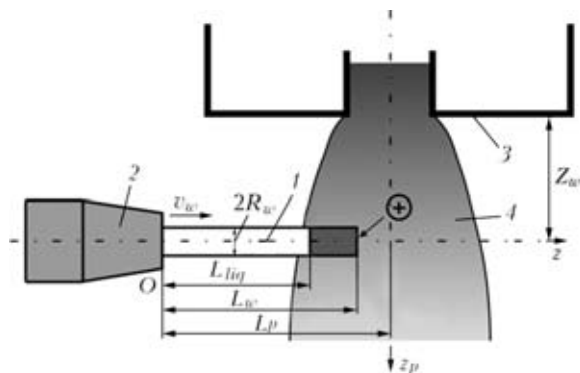


Рис. 1. Расчетная схема процесса нагрева проволоки при плазменно-дуговом напылении: 1 — проволока-анод; 2 — мундштук; 3 — сопло плазматрона; 4 — поток плазмы

где $T_w(r, z)$ — пространственное распределение температуры в проволоке; $\gamma_w(T)$, $C_w(T)$, $\chi_w(T)$, $\rho_w(T)$ — соответственно плотность, эффективная удельная теплоемкость, коэффициент теплопроводности и удельное электрическое сопротивление материала проволоки; j — плотность электрического тока.

Рассмотрим постановку граничных условий для уравнения (1). С учетом оговоренных выше механизмов теплообмена граничное условие на поверхности проволоки (при $r = R_w$) может быть представлено следующим образом:

$$\left(-\chi_w \frac{\partial T_w}{\partial r} \right) \Big|_{r=R_w} = Q_c + Q_r - Q_v, \quad (2)$$

где Q_c — плотность потока энергии за счет конвективно-кондуктивного теплообмена проволоки с плазмой и газом окружающей среды; Q_r — плотность потока энергии теплового излучения плазмы, поглощаемой поверхностью проволоки; Q_v — плотность потока энергии испарения, уносимой с поверхности проволоки.

На оси проволоки ставились условия симметрии

$$\frac{\partial T_w}{\partial r} = 0. \quad (3)$$

Полагая, что из мундштука проволока выходит с температурой T_0 , граничное условие при $z = 0$ запишется следующим образом:

$$T_w(r, 0) = T_0. \quad (4)$$

При определении граничного условия на расплавленном конце проволоки необходимо учитывать тепло, выделяемое в области анодной привязки дуги, а также потери тепла, связанные с испарением материала проволоки и отрывом расплава плазменной струей. В результате граничное условие при $z = L_w$ определится, как

$$\left(-\chi_w \frac{\partial T_w}{\partial z} \right) \Big|_{z=L_w} = Q_a - Q_v - Q_t, \quad (5)$$

где Q_a — удельный тепловой поток от дуги в анод; Q_t — потери тепла, связанные с отрывом и уносом расплавленного материала проволоки.

Рассмотрим более подробно указанные выше составляющие теплообмена. Расчетный участок проволоки находится как в области действия высокотемпературного ядра плазменного потока, нагревающего проволоку, так и относительно холодных периферийных участков течения, через которые тепло от проволоки отводится. Полагая, что пространственные распределения температуры $T_p = T_p(z)$ и скорости $u_p = u_p(z)$ плазмы по длине проволоки известны (например, вычислены



на основе модели [6]), конвективно-кондуктивный тепловой поток при данных условиях можно определить согласно ньютоновой модели теплообмена [7]:

$$Q_c = \alpha(T_p - T_{ws}), \quad (6)$$

где α — коэффициент теплоотдачи; $T_{ws}(z) = T_w(R_w, z)$ — температура поверхности проволоки.

Коэффициент теплоотдачи α связан с числом Нуссельта Nu , характеризующим конвективный теплообмен, следующим образом:

$$\alpha = Nu\chi_p/(2R_w), \quad (7)$$

где $\chi_p(T)$ — коэффициент теплопроводности плазмы.

Число Нуссельта при поперечном обтекании цилиндра потоком аргонной плазмы согласно [8] определяется выражением

$$Nu = 0,5Re^{0,5}Pr^{0,4}(\gamma_p\eta_p/\gamma_{pw}\eta_{pw})^{0,2}, \quad (8)$$

$$Re = \frac{2R_w\gamma_p u_p}{\eta_p}, \quad Pr = \frac{C_p\eta_p}{\chi_p},$$

где Re , Pr — числа Рейнольдса и Прандтля соответственно; $\gamma_p(T)$, $\eta_p(T)$, $C_p(T)$ — плотность, динамическая вязкость и удельная теплоемкость плазмы при постоянном давлении, вычисленные при температуре невозмущенного потока; $\gamma_{pw} = \gamma_p(T_{ws})$, $\eta_{pw} = \eta_p(T_{ws})$ — плотность и вязкость плазмы при температуре поверхности проволоки.

Плотность теплового потока за счет радиационного теплообмена может быть вычислена с помощью известного соотношения [7]

$$Q_r = \beta\sigma_0(T_p^4 - T_{ws}^4), \quad (9)$$

где β — коэффициент черноты материала проволоки; σ_0 — постоянная Стефана—Больцмана.

Тепловой поток за счет испарения материала с поверхности проволоки может быть рассчитан с помощью выражения

$$Q_v = \varepsilon n u, \quad (10)$$

где ε — скрытая теплота испарения в расчете на один атом; n , u — концентрация и скорость атомов металлического пара вблизи испаряющейся поверхности, вычисляемые по методике из работ [9].

Удельный тепловой поток в анод Q_a определяется рядом технологических параметров, таких как ток дуги, состав электродной проволоки, род плазмообразующего газа и др., и составляет в рассматриваемых условиях порядка $(0,8...1,5) \cdot 10^9$ Вт/м² [10].

Потери тепла Q_t можно определить исходя из сделанного предположения о том, что скорость дви-

жения фронта плавления и соответственно отрыва расплавленного материала проволоки, равна скорости подачи материала проволоки v_w . Тогда

$$Q_t = C_w\gamma_w v_w T_w(r, L). \quad (11)$$

В результате пространственное распределение температуры в расходуемой проволоке-аноде при плазменно-дуговом напылении может быть определено путем решения уравнения (1) с граничными условиями (2)–(5) и замыкающими соотношениями (6)–(11).

Математическая формулировка поставленной задачи может быть представлена и в более простой форме. Так, хотя температура по поперечному сечению проволоки распределена неравномерно, данный перепад незначительный. Связано это с большой теплопроводностью материала распыляемой проволоки, а также с достаточно малым ее диаметром (порядка 1...2 мм). Тогда, интегрируя уравнение (1) по радиусу, получаем следующее одномерное уравнение теплопроводности:

$$\gamma_w C_w v_w \frac{\partial \bar{T}_w}{\partial z} = \frac{\partial}{\partial z} \left(\chi_w \frac{\partial \bar{T}_w}{\partial z} \right) + W, \quad (12)$$

где $\bar{T}_w(z)$ — усредненная по сечению температура проволоки; W — мощность тепловых источников.

Левое и правое граничные условия для уравнения (12) сохраняют вид (4) и (5) с тем отличием, что в указанных соотношениях вместо температуры проволоки $T_w(r, z)$ фигурирует усредненная по ее сечению температура $\bar{T}_w(z)$. Тепловые потоки через боковую поверхность проволоки, фигурирующие в условии (2), после интегрирования уравнения (1) преобразуются к объемным источникам тепла. Мощность этих источников определяется формулой

$$W = [I^2 \rho_w / (\pi R_w^2) + 2\pi R_w (Q_c + Q_r - Q_v)] / \pi R_w^2. \quad (13)$$

На этом описание модели нагрева и плавления проволоки при плазменно-дуговом проволоочном напылении можно считать завершенным.

Рассмотрим теперь методику решения поставленной задачи. Ввиду того, что коэффициенты уравнения (12), граничное условие (5) и замыкающие соотношения (6)–(11) нелинейны, получить аналитическое решение данного уравнения весьма затруднительно. Поэтому рассматриваемая задача решалась численно методом конечных разностей [11, 12]. Уравнение (12) аппроксимировалось по трехточечной схеме, для аппроксимации конвективного члена использовали несимметричные разности против скорости движения проволоки. Для улучшения сходимости решения применяли метод

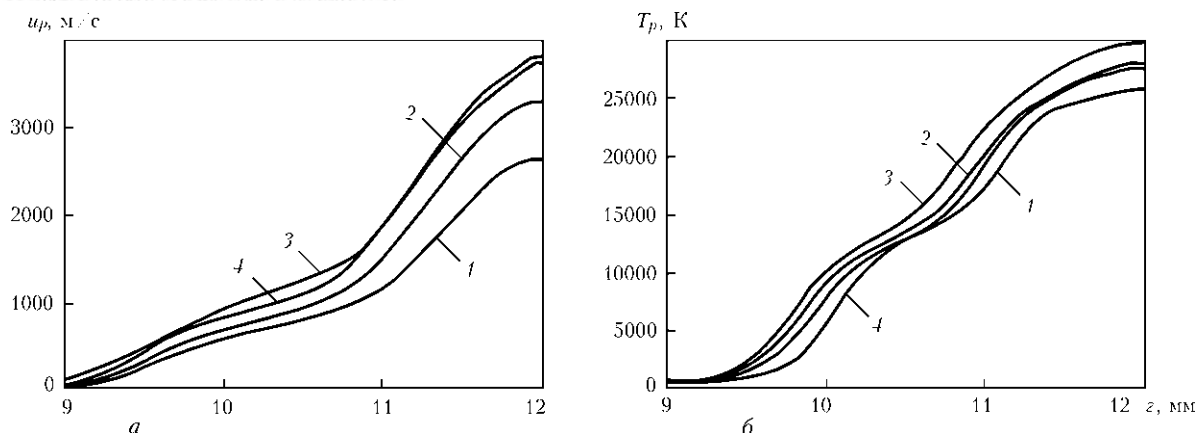


Рис. 2. Распределение скорости (а) и температуры (б) плазмы вдоль распыляемой проволоки-анода (расплавленный конец проволоки располагается на оси плазменной струи): 1 — $I = 160$; 2, 4 — 200; 3 — 240 А, расход аргона $1 \text{ м}^3/\text{ч}$; 4 — расход аргона $1,5 \text{ м}^3/\text{ч}$

нижней релаксации [12]. При расчетах не осуществлялось явное выделение границы фаз в проволоке, а использовали метод сквозного счета [11]. В связи с этим вместо удельной теплоемкости материала проволоки $C_w(T)$ использовали эффективную теплоемкость $\bar{C}_w(T)$, учитывающую скрытую теплоту плавления:

$$\bar{C}_w(T) = C_w(T) + W_w^m \delta(T - T_w^m), \quad (14)$$

где T_w^m — температура плавления; W_w^m — скрытая теплота плавления материала проволоки; $\delta(x)$ — дельта-функция.

Для оценки теплового состояния проволоки при напылении необходимо знать распределения тепловых и газодинамических характеристик потока дуговой плазмы в области нахождения проволоки. Эти характеристики рассчитаны с помощью созданного ранее программного обеспечения [6], предназначенного для количественной оценки параметров турбулентного течения дуговой плаз-

мы в условиях плазменно-дугового напыления. При проведении расчетов полагалось, что проволока-анод расположена на расстоянии $Z_w = 6,3 \text{ мм}$ от среза сопла плазматрона. Распределения тепловых и газодинамических характеристик плазмы в данном сечении при различных режимах работы плазматрона приведены на рис. 2.

Численные исследования проводили для стальной проволоки, теплофизические параметры которой были взяты из работы [4]. Параметры проволоки и режимы напыления варьировали в следующих пределах: диаметр проволоки $1,4 \dots 1,6 \text{ мм}$, скорость подачи $6 \dots 15 \text{ м/мин}$, ток дуги $160 \dots 240 \text{ А}$, расход плазмообразующего газа (аргона) $1 \dots 1,5 \text{ м}^3/\text{ч}$. Расстояние от торца проволоки до оси плазменной струи изменялось в пределах $0 \dots 1 \text{ мм}$, вылет (расстояние от мундштука до расплавленного конца проволоки) принимали равным 12 мм .

Рассмотрим результаты моделирования. Достаточно важным при анализе теплового состояния проволоки в процессе напыления является оценка различных составляющих ее теплообмена с дуговой плазмой. В рамках рассматриваемой задачи взаимодействие проволоки с внешними тепловыми источниками осуществляется через боковую поверхность проволоки и расплав на ее торце.

Нагрев боковой поверхности проволоки обеспечивается двумя составляющими — конвективным и радиационным теплообменом с обтекающей проволоку плазменной струей (рис. 3). Вклад этих составляющих в энергетический баланс поверхности распыляемой проволоки приблизительно одинаков, причем вблизи ее расплавленного конца интенсивность указанных тепловых источников существенно возрастает, что связано с высокими значениями температуры (до 30000 К) и скорости (до 3800 м/с) плазмы в приосевой зоне струи. В результате в области $11 < z < 11,9 \text{ мм}$ температура проволоки может превышать температуру кипения ее материала (3133 К). При этом происходит интенсивное испарение материала

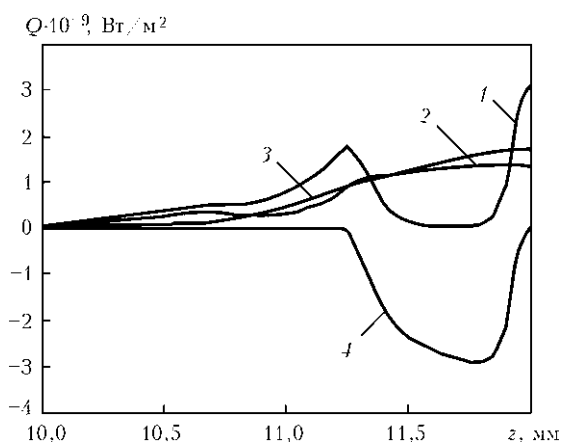


Рис. 3. Распределение по длине проволоки составляющих теплового потока к ее поверхности ($I = 200 \text{ А}$; расход аргона $1 \text{ м}^3/\text{ч}$; $2R_w = 1,4 \text{ мм}$; $v_w = 9 \text{ м/с}$, расплавленный конец проволоки расположен на оси плазменной струи): 1 — суммарный тепловой поток; 2 — Q_c ; 3 — Q_r ; 4 — Q_v

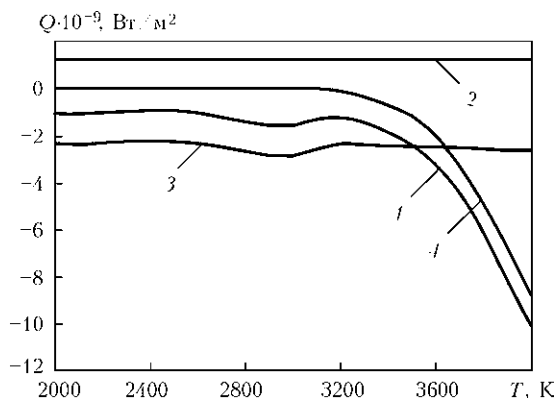


Рис. 4. Суммарный тепловой поток (I), вводимый через сечение $z = L_w$, и его отдельные составляющие (2 — Q_a ; 3 — Q_p ; 4 — Q_v) в зависимости от температуры расплава в указанном сечении

проволоки, приводящее к ее охлаждению (рис. 3, кривая 4). В свою очередь это ведет к падению суммарного теплового потока через боковую поверхность проволоки (рис. 3, кривая 1). В отдаленных от оси струи участках проволоки происходит обратная ситуация — температура проволоки оказывается незначительной, поскольку она охлаждается обтекающим ее холодным газом.

Отдельно следует рассмотреть тепловой баланс участка поверхности проволоки вблизи сечения $z = L_w$ (см. рис. 3), а также непосредственно в этом сечении (рис. 4). Из рис. 3 видно, что на этом участке ($11,7 < z < 12$ мм) роль испарительного охлаждения существенно снижается и соответственно результирующий тепловой поток в проволоку возрастает. Ввиду прямой зависимости значений потерь тепла, связанных с испарением материала проволоки, от температуры, такая ситуация обусловлена резким снижением температуры поверхности проволоки в данной области (рис. 5–8), что связано с достаточно интенсивным отводом тепла через сечение $z = L_w$. Причем с увеличением температуры тепловые потери здесь также возрастают (рис. 4). При небольших значениях температуры в указанном сечении потери тепла обусловлены преимущественно отрывом расплавленного материала проволоки поперечным плазменным потоком. При более высоких температурах ключевую роль в тепловом балансе рассматриваемого сечения играет испарительное охлаждение.

Влияние еще одного теплового источника — энергии, выделяемой при протекании через проволоку электрического тока, оказывается малозначительным. В частности, вблизи расплавленного конца проволоки вклад джоулева нагрева составляет менее 1 % совокупного действия всех источников (13), нагревающих проволоку. Таким образом, при плазменно-дуговом напылении нагрев и плавление проволоки обеспечивается прежде всего воздействием высокотемпературной высокоскоростной плазменной струи.

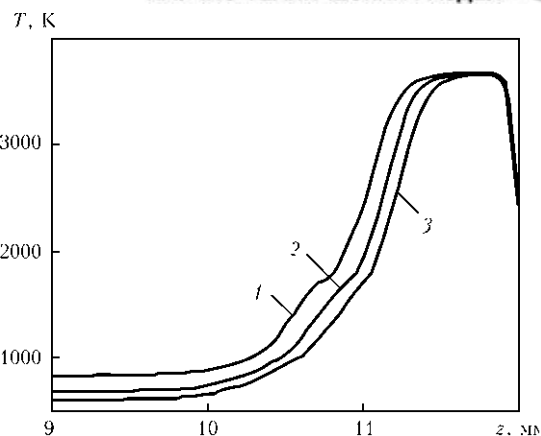


Рис. 5. Распределение температуры по длине проволоки в зависимости от ее диаметра: 1 — 1,2; 2 — 1,4; 3 — 1,6 мм

На рис. 5–8 представлены температурные поля в проволоке, полученные при варьировании технологических параметров режима напыления. Влияние диаметра проволоки на температурное поле предельного состояния показано на рис. 5. Как следует из приведенных на этом рисунке расчетных данных, в случае нагрева проволоки с большим диаметром длина участка, нагретого выше определенной температуры, уменьшается. Подобная ситуация наблюдается и при увеличении скорости подачи проволоки. Уменьшение длины высокотемпературной области вблизи расплавленного конца проволоки (рис. 6) в данном случае является следствием того, что скорость подачи проволоки в дугу превышает скорость распространения тепла в проволоке за счет механизма теплопроводности. К тому же при увеличении скорости подачи потери тепла с каплями расплавленного материала возрастают. В результате при скорости подачи 15 м/мин размер расплавленной области составляет 0,8 мм, а при скорости подачи 5 м/мин — 1,35 мм.

Описанные выше результаты были получены при условии, что расплавленный конец проволоки располагается на оси плазменной струи ($L_w = L_p$). Рассмотрим, как на тепловое состояние проволоки

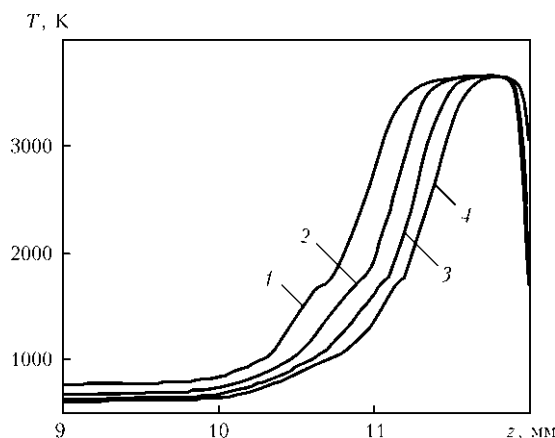


Рис. 6. Распределение температуры в проволоке при различных скоростях ее подачи: 1 — 5; 2 — 9; 3 — 12; 4 — 15 м/мин

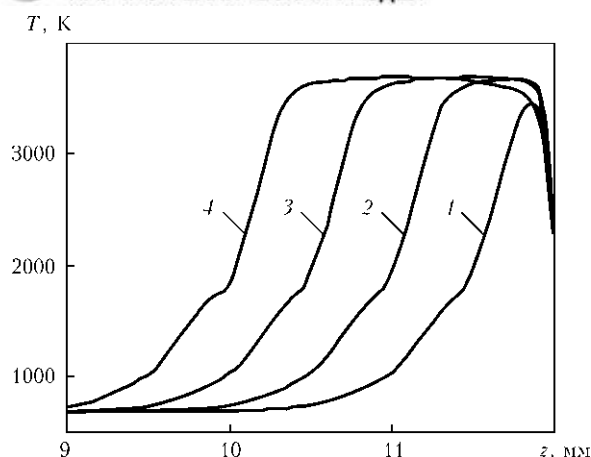


Рис. 7. Распределение температуры по длине проволоки в зависимости от смещения ее расплавленного конца относительно оси плазменной струи: 1 — $L_w - L_p = -0,5$; 2 — 0; 3 — 0,5; 4 — 1 мм

влияет смещение ее конца относительно оси плазменной струи. Как следует из рис. 7, положение расплавленного конца проволоки в значительной степени сказывается на размере областей нагрева и плавления. Так, при подаче проволоки за ось плазменной струи площадь боковой поверхности, находящейся под воздействием ядра струи, увеличивается. Учитывая, что нагрев проволоки обеспечивается преимущественно за счет действия конвективно-кондуктивного и лучистого теплообмена, количество теплоты, накапливаемой в проволоке, возрастает. В результате, например, при $L_w - L_p = 0,5$ мм (рис. 7, кривая 3) длина расплавленной области составляет 1,55 мм. В случае, когда расплавленный конец проволоки не доходит до оси струи, находясь тем самым на периферии плазменного потока, доля конвективно-кондуктивного и радиационного нагрева проволоки существенно уменьшается. Так, при $L_w - L_p = -0,5$ мм длина расплавленной области составляет 0,55 мм (рис. 7, кривая 1). Полученные результаты свидетельствуют о том, что рассматриваемый процесс плазменно-дугового напыления характеризуется возможностями саморегулирования, а именно, при поддерживаемых стабильными параметрах режима напыления устанавливаются определенное положение расплавленного конца проволоки относительно оси плазматрона и длина удерживаемого на ее торце расплава. Возможные флуктуации параметров режима в процессе напыления приводят к соответствующему изменению указанных характеристик. Однако при этом поступающего тепла будет либо недостаточно для ее нагрева и плавления и в результате она придет в свое оптимальное положение, либо, в случае выхода проволоки за ось струи, интенсивность нагрева проволоки существенно увеличится и размер области расплавленного металла возрастает до тех пор, пока сможет удерживаться на торце проволоки. Отрыв расплава плазменной струей

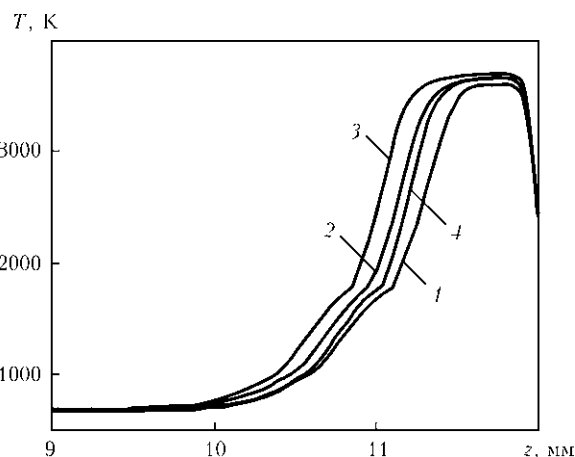


Рис. 8. Распределение температуры по длине проволоки при различных режимах работы плазматрона: 1 — $I = 160$; 2, 4 — 200; 3 — 240 А, расход аргона $1 \text{ м}^3/\text{ч}$; 4 — расход аргона $1,5 \text{ м}^3/\text{ч}$

уменьшает длину проволоки, в результате ее конец также придет в оптимальное положение по отношению к оси струи.

Наконец, на рис. 8 показано влияние режима работы плазматрона на нагрев и плавление расплавленной проволоки. При больших значениях тока дуги скорость и температура плазмы оказываются выше соответственно возрастает роль конвективно-кондуктивного и радиационного теплообмена в энергетическом балансе проволоки и длина ее расплавленного участка. Увеличение расхода газа прежде всего ведет к повышению скорости плазмы. В этом случае длина расплавленного участка несколько уменьшается.

Выводы

1. Разработанная математическая модель может быть использована для прогнозирования температурного поля и объема расплавленного металла токоведущей проволоки при плазменно-дуговом напылении.

2. Путем математического моделирования установлено, что нагрев и плавление проволоки-анода при плазменно-дуговом напылении обусловлены прежде всего воздействием обтекающего проволоку высокотемпературного плазменного потока.

3. Предложенная модель позволила установить зависимости пространственного распределения температуры и объема расплавленного металла проволоки от таких параметров режима напыления, как ток дуги, расход плазмообразующего газа и скорость подачи проволоки.

4. Для построения полной самосогласованной модели процесса плазменно-дугового напыления необходима разработка модели течения расплава на торце проволоки и формирования капель электродного металла, которая совместно с моделями плазменного потока и нагрева проволоки позволит прогнозировать размер, начальную температуру и скорость ввода в плазменную струю



образуемых в результате плавления проволоки дисперсных частиц.

1. Кудинов В. В., Бобров Г. В. Нанесение покрытий напылением. Теория, технология и оборудование. — М.: Металлургия, 1992. — 432 с.
2. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1951. — 286 с.
3. An improved model of cored wire injection in steel melts / S. Sanyal, S. Chandra, S. Kumar et al. // ISIJ Intern. (The Iron and Steel Institute of Japan). — 2004. — 44, № 7. — P. 1157–1166.
4. Hu J., Tsai H.L. Heat and mass transfer in gas metal arc welding. Pt I: The arc // Intern. J. of Heat and Mass Transfer. — 2007. — 50. — P. 833–846.
5. Hu J., Tsai H. L. Heat and mass transfer in gas metal arc welding. Pt II: The metal // Ibid. — 2007. — 50. — P. 808–820.
6. Математическая модель дуговой плазмы, генерируемой плазматроном с проволокой-анодом / М. Ю. Харла-

The mathematical model describing the thermal state of a solid metal wire used as anode in plasma arc spraying of coatings is suggested. Contribution of different heat sources in the energy balance of the spraying wire is numerically investigated. The effect of spraying parameters on the distribution of temperature in the wire, melting and evaporation of its material is analysed.

- мов, И. В. Кривцун, В. Н. Коржик и др. // Автомат. сварка. — 2007. — № 12. — С. 14–20.
7. Юдаев Б. Н. Техническая термодинамика. Теплопередача: Учеб. для неэнерг. спец. вузов. — М.: Высш. шк., 1988. — 479 с.
8. Физика и техника низкотемпературной плазмы / С. В. Дресвин, А. В. Донской, В. М. Гольдфарб, В. С. Клубниккин / Под общ. ред. С. В. Дресвина. — М.: Атомиздат, 1972. — 352 с.
9. Knight Ch. J. Theoretical modeling of rapid surface vaporization with back pressure // AIAA J. — 1979. — 17, № 5. — P. 519–523.
10. Nemchinsky V. A. Plasma parameters near a small anode in a high-pressure arc (gas metal arc welding) // J. Phys. D: Appl. Phys. — 1994. — 27. — P. 2515–2521.
11. Самарский А. А., Вабищевич П. Н. Вычислительная теплопередача. — М.: Едиториал УРСС, 2003. — 784 с.
12. Андерсон Д., Таннехилл Дж., Плетчер Р. Вычислительная гидромеханика и теплообмен. — М.: Мир, 1990. — Т. 1. — 384 с.

Поступила в редакцию 04.03.2011

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «СОСТОЯНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ СБОРОЧНО-СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА»

23–24 июня 2011

г. Нижний Тагил

На головном предприятии ОАО «Научно-производственная корпорация «Уралвагонзавод» состоится международная научно-техническая конференция «Состояние и перспективы развития сборочно-сварочного производства», посвященная 75-летию сварочного производства Общества и 50-летию отдела главного сварщика.

Основными целями конференциями являются: обмен научно-практическим опытом в области сварки, термической резки, наплавки и пайки; обсуждение приоритетных направлений инновационного развития сварочных процессов и производства; установление профессиональных, деловых и партнерских отношений между предприятиями, организациями, институтами.

Тематика конференции:

- оборудование, материалы, технологии;
- применение газов и газовых смесей для сварки, резки, наплавки;
- автоматизация и роботизация сварочных процессов;
- применяемые технологии в заготовительном производстве (термическая резка);
- методы и приборы контроля качества;
- аттестация персонала, оборудования, материалов, технологий;
- обеспечение безопасных и комфортных условий для персонала;
- экономическое обоснование проектных и технологических решений;
- информационные технологии в сварке;
- инновационная деятельность;
- нанотехнологии в области сварки.

Участие в конференции примут крупнейшие предприятия и институты России, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины и ведущие зарубежные фирмы в области сварочных технологий и оборудования.

Столь масштабное в сварочной отрасли мероприятие не случайно проводится на Уралвагонзаводе — предприятие богато традициями, инновационными разработками и высоким научно-техническим потенциалом. Здесь в 30-е годы прошлого века был изобретен первый в мире полуавтомат сварки наклонным электродом. А в годы Великой Отечественной войны именно на УВЗ выдающийся советский ученый Евгений Оскарович Патон, эвакуированный в Нижний Тагил, разработал технологию автоматизированной сварки броневых корпусов, которая позволила в разы увеличить выпуск легендарных танков Т-34 и приблизить Великую Победу.

Подробную информацию по оформлению заявки и доклада можно узнать на www.svarkainfo.ru.

Заявку на участие в конференции и доклад в электронном виде передавать

по Email: ogs@uvz.ru или по факсу +7(3435) 344-266.

Для дополнительной информации по конференции обращаться по телефонам +7(3435) 344-266, 344-467, 344-176.



К ВОПРОСУ О ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СВАРКИ ПОД ФЛЮСОМ*

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

Изложены результаты исследования характера плавления флюса при электродуговой сварке под флюсом с образованием шлакового пузыря. Установлено, что флюс плавится без образования шлакового пузыря газоплазменными потоками дуги в конвективном режиме теплообмена. Эти выводы подтверждены визуальными наблюдениями за горением электрической дуги под флюсом при использовании специальной методики. Кроме того, в последуговой зоне образуется протяженный шлейф жидкого шлака, который отделен от металла шва клиновидным слоем твердого шлака. Процесс образования шлаковой корки обусловлен высокими теплоизолирующими свойствами сварочных флюсов.

Ключевые слова: электродуговая сварка под флюсом, шлаковый пузырь, теплофизика, теплопроводность флюсов, гидродинамика, визуальное наблюдение за горением дуги, схема процесса

Некоторые положения настоящей работы изложены в статьях, опубликованных в плане дискуссии в журналах «Автоматическая сварка» [1, 2] и «Сварочное производство» [3, 4].

Представление о процессе электродуговой сварки (рис. 1) сложилось в середине XX в. [5, 6] исходя из данных о просвечивании зоны горения дуги рентгеновскими лучами, на основе которых авторы пришли к выводу, что дуга функционирует в окружении шлакового пузыря, образующегося из плавящегося флюса.

К методике проведения исследований можно предъявить ряд замечаний: отсутствие предварительной идентификации различий между жидким шлаком и твердым флюсом в преддуговой зоне, фрагментарность снятого материала вследствие краткости экспозиции съемок (0,02 с), сложность выделения тонкой шлаковой оболочки на фоне зерен флюса и другие факторы, ставящие под сомнение очевидность упомянутых выводов.

Особенностью столба электрической дуги является его способность выталкивать из своего пространства твердую и жидкую составляющие, при этом в объеме зерен флюса образуется полость. Возможно, она и была зафиксирована на полученных рентгеновских снимках. Вопрос состоит в том, успевает ли в процессе сварки в объеме флюса перед дугой возникать жидкая шлаковая прослойка, образующая вокруг дуги замкнутую оболочку? Этот вопрос существенно важен для оценки механизма защиты металла сварочной ван-

ны от влияния составляющих окружающей воздушной атмосферы.

Аналогичные исследования выполнялись и другими авторами [7–9]. Так, в работе [7] рентгеновское изображение выводили на электронно-оптическую трубку, что позволяло наблюдать процесс горения дуги в динамике, изучать перенос электродного металла как при сварке ручным электродом, порошковой проволокой, так и при сварке под флюсом. Тем не менее, на основании полученных результатов исследований не возможно однозначно определить наличие шлаковой оболочки при сварке под флюсом, особенно в преддуговой зоне. С целью установления истинного положения вещей нами проведены исследования, включающие как теоретические расчеты, так и специальные эксперименты.

Шлаковый пузырь в случае его реального существования можно рассматривать как некоторое динамически устойчивое образование, изолирующее зону горения дуги от окружающего воздуха,

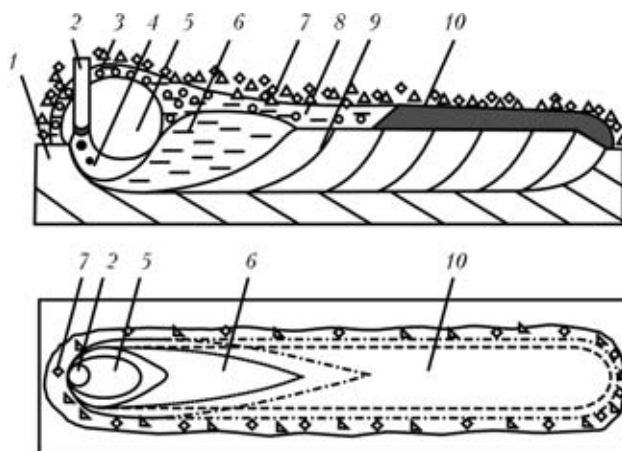


Рис. 1. Схема процесса электродуговой сварки под флюсом согласно существующим представлениям: 1 — основной металл; 2 — электродная проволока; 3 — шлаковый пузырь; 4 — зона горения дуги; 5 — кратер; 6 — сварочная ванна; 7 — флюс; 8 — жидкий шлак; 9 — шов; 10 — шлаковая корка

* Статья публикуется по рекомендации технологического семинара, проведенного в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.



а также выполняющее функцию поставщика жидкого шлака, который расходуется на укрытие сварочной ванны. Шлаковый пузырь должен иметь способность возобновляться и в процессе сварки обеспечивать передачу достаточного тепла от дуги к твердому флюсу за пределами шлаковой оболочки. С помощью известного выражения [10, 11] определили время передачи тепла через переносную стенку шлаковой оболочки, которое необходимо для доведения до температуры плавления некоторого объема твердого флюса:

$$\tau = \frac{Q\delta}{\lambda(t_{ct2} - t_{ct1})F},$$

где Q — тепло, которое следует затратить на нагрев до температуры плавления определенного объема флюса; δ — толщина оболочки шлакового пузыря; λ — коэффициент теплопроводности шлака; $t_{ct2} - t_{ct1}$ — разность температуры на поверхностях соответственно внутри и снаружи оболочки; F — площадь поверхности оболочки.

Такие теплофизические свойства шлаков, как удельная теплоемкость, плотность и теплопроводность, принятые нами для расчетов, позаимствованы из литературных источников [12–24]. Значения толщины стенки шлакового пузыря и температуры на ее внутренней поверхности были заданы, а температура на наружной поверхности пузыря принята равной температуре плавления флюса (1200 °С). Для внутренней поверхности стенки шлакового пузыря принята температура, примерно равная температуре кипения шлака (3000 °С).

Как показали расчеты, значения скорости восстановления оболочки шлакового пузыря перед движущейся дугой (скорости смещения изотермы плавления флюса) (рис. 2) на 3–4 порядка ниже реальной скорости сварки, что ставит под сомнения вероятность образования жидкой шлаковой стенки перед дугой в соответствующем сварочном процессе.

Существование шлакового пузыря при сварке под флюсом возможно при наличии достаточно тонкого равновесия между давлением газов в его объеме, с одной стороны, и межфазным (поверхностным) натяжением шлака и массы флюса, с другой, а также при отсутствии значительных возмущающих факторов в зоне образования шлакового пузыря. Рассмотрим насколько возможно это в реальном сварочном процессе.

При сварке дуга оказывает на кромку плавящейся пластины и жидкий металл сварочной ванны сильное давление, что вызвано ее мощными газоплазменными потоками, скорость которых по разным данным составляет от 75 до 2200 м/с [25–34]. В результате отражения от плавящейся кромки свариваемого металла эти потоки изменяют

свое направление в сторону, противоположную движению дуги, при этом вытесняется значительная доля жидкого металла сварочной ванны и образуется кратер. Еще более интенсивно газоплазменные потоки вытесняют жидкий шлак, поскольку его плотность значительно меньше, чем у металла. Подтверждением этому служат полученные нами ранее методом индикации [1, 3] данные о характере смещения металла и шлака после сварки. Именно в первый момент контакта с дугой металл и шлак приобретают максимальную скорость. Наличие мощного возмущения металла и шлака, возникающего в результате воздействия дуги, препятствует образованию шлакового пузыря при рассматриваемом способе сварки в связи со смещением с большой скоростью его опорной зоны, что подтверждается данными исследований распределения жидкого шлака вдоль сварочной ванны, полученными путем выброса ее содержимого в специальный коллектор с равномерно расположенными секциями [1, 3]. На рис. 3 показано распределение шлака вдоль сварочной ванны при использовании трех стандартных флюсов марок АН-60, АН-26С и АН-15М, полученное с помощью описанной выше методики. Как следует из результатов эксперимента, сварочный шлак распределяется вдоль зоны сварки неравномерно.

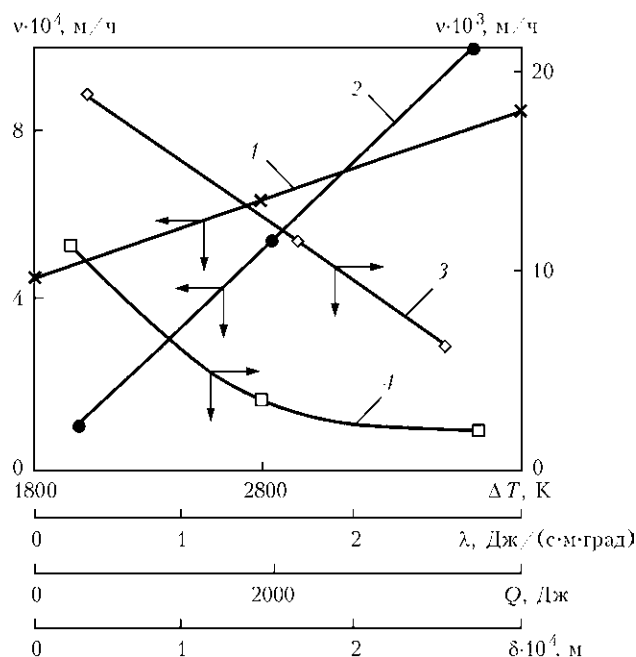


Рис. 2. Изменение скорости восстановления оболочки шлакового пузыря v в преддуговой зоне при электродуговой сварке под флюсом в зависимости от теплофизических характеристик: 1 — градиент температур $\Delta T(t_{ct2} - t_{ct1})$ (толщина оболочки $\delta = 2$ мм; теплосодержание шлака объемом $1 \times 1 \times 2$ мм $Q = 1177$ Дж; $\lambda = 1,5$ Дж/(с·м·град)); 2 — коэффициент теплопроводности шлака λ ($\delta = 2$ мм; $Q = 1177$ Дж указанного объема; $\Delta T = 2300$ К); 3 — теплосодержание шлака Q указанного объема ($\delta = 2$ мм; $\lambda = 2$ Дж/(с·м·град)); $\Delta T = 2300$ К); 4 — толщина оболочки шлакового пузыря δ ($Q = 1177$ Дж шлака указанного объема; $\Delta T = 2300$ К; $\lambda = 1,5$ Дж/(с·м·град))

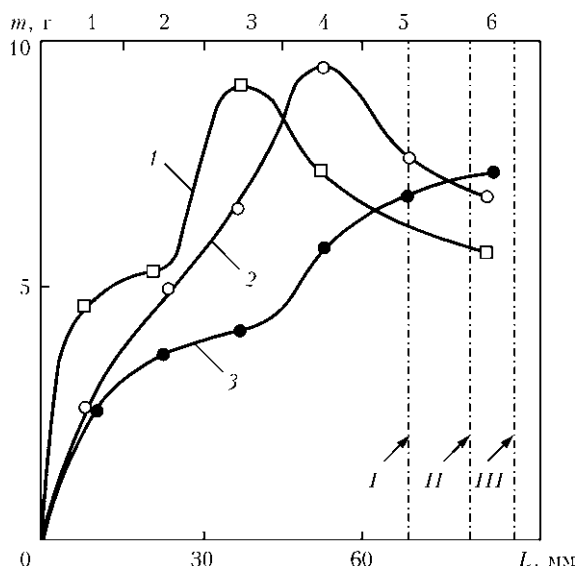


Рис. 3. Распределение массы m шлака по длине L сварочной ванны при электродугуговой сварке с использованием флюсов марок АН-60 (1), АН-26С (2) и АН-15М (3), установленное путем опрокидывания ее содержимого в коллектор с карманами 1–6, равномерно размещенными вдоль сварочной ванны, и последующего взвешивания шлака (стрелки — границы сварочной ванны при применении указанных марок флюсов в последовательности, соответствующей обозначенному ряду I–III)

Значительная его часть оттесняется дугой в хвостовую часть сварочной ванны, а в ее головной части имеет место явно выраженная тенденция к снижению массы жидкого шлака по направлению к кромке плавящегося металла. Для получения более ясной картины аналогичные эксперименты проводили с целью контроля присутствия жидкого шлака на передней кромке сварочной ванны, при этом использовали пониженное напряжение дуги (21 В), что позволило ограничить объем плавящегося флюса, маскирующего результаты эксперимента. На рис. 4 хорошо видно, что на кромке перед плавящимся металлом сварочной ванны жидкий шлак отсутствует (обоз-

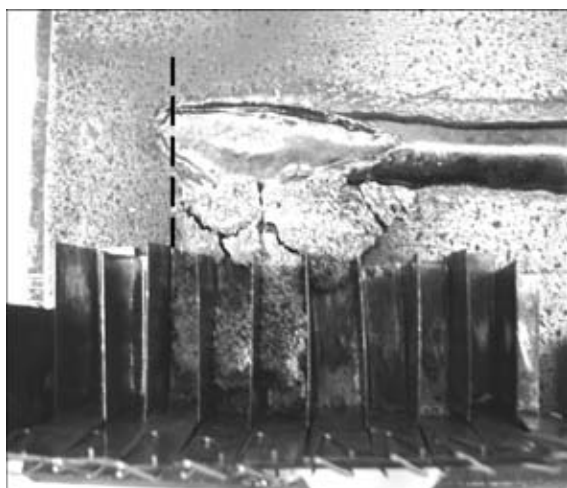


Рис. 4. Распределение расплавленного шлака вдоль сварочной ванны при электродугуговой сварке после удаления нерасплавившегося флюса и шлаковой корки (фаза эксперимента)

начено штриховой линией), его нет и на некотором участке головной части сварочной ванны, где горит дуга. Это подтверждают кривые, построенные по данным взвешивания содержимого каждого из карманов коллектора (рис. 5, а). Таким образом, исследования распределения шлака вдоль сварочной ванны не показали его присутствия на передней кромке сварочной ванны, что по сути исключает возможность существования шлакового пузыря при электродугуговой сварке под флюсом.

С целью выявления наличия шлакового пузыря при электродугуговой сварке под флюсом нами проведен еще один эксперимент. Для этого выполнены отдельные наплавки, в которых осуществляли постепенное с 25 мм (полное укрытие дуги), а затем миллиметр за миллиметром снижение уровня засыпки флюса. Все этапы эксперимента фиксировались с помощью видеокамеры. Предполагалось, что на каком-то уровне засыпки флюса можно будет увидеть пульсирующий купол шлакового пузыря. Однако несмотря на монотонное снижение толщины слоя флюса на отснятом видеоматериале не удалось зафиксировать этот момент. Наблюдали только обнажение дуги без образования шлакового пузыря, и наоборот, — проседание засыпки флюса в зоне горения дуги, вызванное образованием в металле кратера, уменьшением объема флюса при плавлении и выбро-

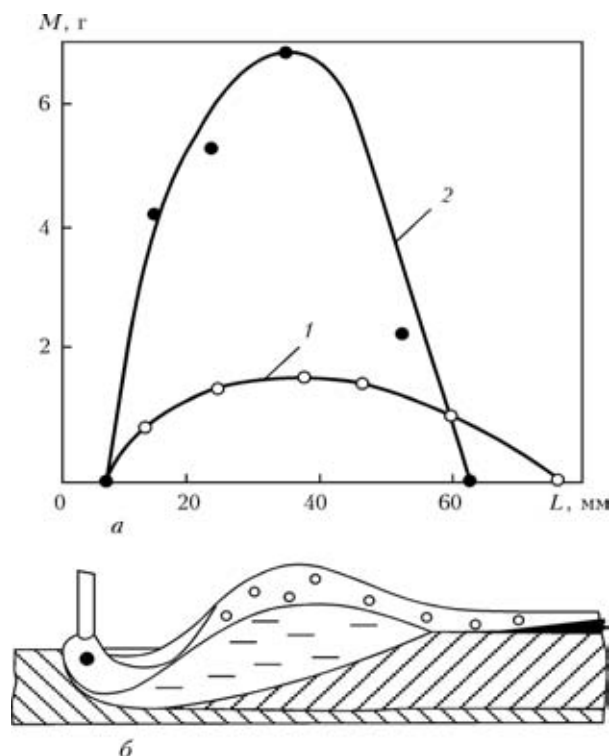


Рис. 5. Кривые распределения массы M жидких шлака (1) и металла (2) вдоль сварочной ванны при электродугуговой сварке под флюсом, полученные путем использования усовершенствованной методики опрокидывания сварочной ванны и контроля массы объектов (а), схема указанного процесса (б)



сом шлака дугой в направлении хвостовой части сварочной ванны.

Для более убедительного подтверждения отсутствия шлакового пузыря нами разработана методика, обеспечивающая возможность визуального наблюдения за зоной горения дуги непосредственно в процессе электродуговой сварки под флюсом (рис. 6). При этом в качестве прозрачного экрана и одновременно образующего шлак материала использовали оконное стекло. Методика разработана с учетом основных положений теплофизических и гидродинамических исследований, проведенных нами ранее. При этом оценивали две альтернативные точки зрения. Согласно первой, если образование шлакового пузыря в процессе сварки имеет место, то происходит плавление стекла, образование из его расплава оболочки вокруг дуги и соответственно ее экранирование. В противном случае стекло плавится в последующем пространстве, экранирование дуги не происходит и ее непосредственно можно наблюдать. Результаты экспериментов в виде последовательных во времени фаз горения дуги при электродуговой сварке под флюсом приведены на рис. 7. При изучении снятого материала можно заключить, что экранирование дуги в процессе сварки не происходит, дуга хорошо просматривается на протяжении всего процесса сварки, шлаковый пузырь вокруг нее не образуется. Жидкий шлак не поднимается выше уровня горячей дуги, а концентрируется на поверхности сварочной ванны. На рис. 7 это хорошо видно по яркой полоске (шлейфу) горячего шлака в послекратерной зоне сварочной ванны. Этим подтверждаются отсутствие шлаковой защиты кратерной зоны сварочной ванны и существенная роль газовой защиты. В свое время указанное обстоятельство стало предметом дискуссии [35–37] и послужило основой для разработки нами нового класса поверхностно-фторированных сварочных флюсов с содержанием фтора в поверхностном слое их зерен 0,5...3,0 мас. %. Такие флюсы, даже пористые и основного типа, отличаются низкой склонностью к гидратации, высокой стойкостью к образованию пористости металла шва от ржавчины и улучшен-

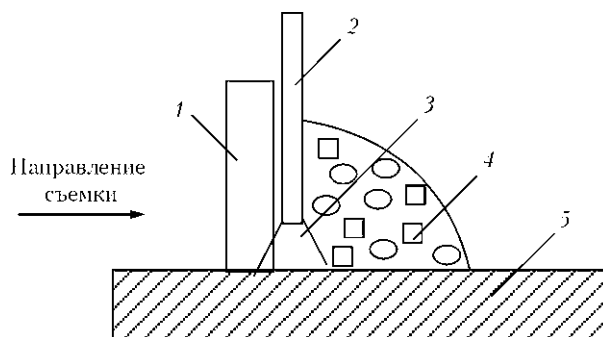


Рис. 6. Схема эксперимента по визуальному наблюдению процесса горения дуги при электродуговой сварке под флюсом: 1 — стекло оконное; 2 — электрод; 3 — электрическая дуга; 4 — флюс; 5 — стальная пластина

ными санитарно-гигиеническими характеристиками при сварке [38–40].

Для получения полной картины процесса электродуговой сварки под флюсом нами исследовались особенности остывания и отвердевания сварочного шлака в последующей зоне [3]. В отличие от общепринятой схемы процесса сварки (см. рис. 1) установлено наличие протяженной области жидкого состояния шлака, который выходит далеко за пределы сварочной ванны. Эти данные получены в результате применения традиционной методики опрокидывания сварочной ванны [3]. Большое влияние на скорость остывания и конфигурацию зон затвердевшего и жидкого шлака оказывают его высокие теплоизолирующие свойства. В этом случае происходит преимущественно теплоотвод в металл, который связан с изменением температурного поля, обусловленным перемещением электрической дуги вдоль оси шва. При этом шлак отвердевает прежде всего в тех точках на поверхности металла шва, где его температура снижается до температуры плавления шлака. По мере удаления дуги происходит дальнейшее постепенное снижение температуры и монотонное наращивание толщины твердеющего шлака с образованием и тепловой изоляцией шлейфа, расположенного выше объема жидкого шлака. Новая схема процесса электродуговой сварки под флюсом с учетом особенностей остывания шлака в последующей зоне, представленная на рис. 8,



Рис. 7. Три последовательных фрагмента фаз горения дуги при электродуговой сварке под флюсом, полученные посредством эксперимента (см. рис. 6) (процесс сварки происходит слева направо)

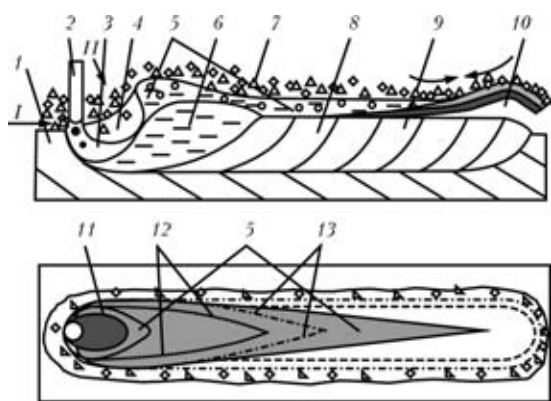


Рис. 8. Уточненная схема процесса электродуговой сварки под флюсом: 1 — основной металл; 2 — электродный металл; 3 — факел дуги; 4 — кратер; 5 — жидкий шлак и его протяженный шлейф; 6 — сварочная ванна; 7 — флюс; 8 — сварной шов; 9 — стекловидный, клиновидной формы, слой затвердевшего шлака; 10 — кристаллический слой затвердевшего шлака; 11 — зона кратера, не укрытая жидким шлаком; 12, 13 — линия изотермы плавления соответственно флюса и шлака (I, II — пути попадания в зону дуги флюса)

позволяет объяснить не рассматриваемый до настоящего времени механизм отвердевания флюса при электродуговой сварке. Значительная масса перегретого, медленно остывающего шлака над сварочной ванной служит ее тепловой надставкой, которая увеличивает продолжительность времени существования металла шва в жидком состоянии и способствует его дегазации. Большой объем жидкого шлака над твердеющим и затвердевшим металлом является резервуаром, который усваивает газы, выделяющиеся из металла шва. Благодаря наличию эластичной клинообразной пленки шлака на поверхности твердеющего металла шва возможно применение при электродуговой сварке флюсов с более высокой, чем у свариваемого металла, температурой плавления. Этим также объясняется иногда появление пористости в нижней части шлаковой корки при интенсивном газовыделении из металла, которая не достигает ее поверхности. Различия в скорости остывания примыкающего ко шву слоя шлака и вышерасположенного слоя приводит к существенным отличиям в их строении. Слой шлака, контактирующий с поверхностью шва, остывает быстрее и образует стекловидную структуру, в то время как слой шлака, расположенный выше, благодаря его теплоизоляции полностью или частично закристаллизован. Он имеет значительно больший коэффициент термического сжатия, чем стекловидный слой шлака, что приводит к изгибанию этой двухслойной структуры и ее самоотделению от остывающего шва (рис. 8). Особенно эффективен такой механизм делимости шлаковой корки при использовании высококремнистых сварочных флюсов.

Выводы

1. Методика просвечивания зоны горения дуги рентгеновскими лучами при электродуговой сварке под флюсом, использованная в работах [5, 6], не дает достаточных оснований для подтверждения факта существования шлаковой оболочки вокруг дуги, особенно в ее преддуговой зоне.

2. Использование общего уравнения теплопроводности и закона Фурье в приложении к одномерной задаче при расчетах скорости передачи тепла от дуги через оболочку к флюсу преддуговой зоны в зависимости от теплофизических характеристик шлака, градиента температур и толщины оболочки шлакового пузыря показали, что скорость восстановления оболочки (скорость смещения изотермы плавления флюса) на 3–4 порядка ниже реальной скорости сварки.

3. Вследствие крайне малой скорости восстановления преддуговой составляющей оболочки плавление флюса через образование шлакового пузыря при электродуговой сварке не происходит. В реальных условиях сварки дуга накатывается на флюс, захватывает его и плавит под воздействием собственных газоплазменных потоков в более энергетически эффективном конвективном режиме.

4. Конфигурация зон затвердевшего и жидкого шлака в последдуговой зоне и их температура при электродуговой сварке под флюсом определяются отводом тепла в металл и вследствие высоких теплоизолирующих свойств флюса, сопровождаются образованием протяженного жидкого шлакового шлейфа, отделенного от металла шва клиновидным слоем затвердевающей шлаковой корки.

5. Вследствие изменения скорости охлаждения шлака образуется двухслойная структура шлаковой корки (возле шва — стекловидная, выше — кристаллическая), при дальнейшем ее остывании различия в значениях коэффициента термического сжатия приводят к изгибанию шлаковой корки, что способствует ее делимости от металла шва.

1. Кузьменко В. Г. О сплошности шлаковой оболочки при сварке под флюсом // Автомат. сварка. — 1998. — № 3. — С. 14–19.
2. Кузьменко В. Г. К особенностям плавления флюса при электродуговой сварке // Там же. — 2000. — № 11. — С. 60.
3. Кузьменко В. Г. Особенности плавления и отвердевания флюса при электродуговой сварке // Свароч. пр-во. — 1999. — № 10. — С. 16–22.
4. Бадьянов Б. Н. О новой схеме процесса дуговой сварки под флюсом // Там же. — 1999. — № 11. — С. 8–11.
5. Остапенко Н. Г., Медовар Б. И. Исследование зоны дуги, горящей под флюсом с помощью рентгеновских лучей // Автоген. дело. — 1947. — № 11. — С. 16–20.
6. Гребельник П. Г. Рентгеноисследование процесса автоматической сварки под флюсом // Автомат. сварка. — 1950. — № 6. — С. 18–29.



7. Походня И. К. Метод исследования процесса плавления и переноса электродного металла при сварке // Там же. — 1964. — № 2. — С. 1–10.
8. Исследование сварочной дуги, горящей под флюсом, с помощью импульсного рентгеновского аппарата / Л. А. Гобарев, А. Г. Мазель, И. А. Шмелева, К. К. Хренов // Там же. — 1973. — № 2. — С. 69–70.
9. Eichhorn F., Diltney U. High-speed X-ray photography for submerged arc welding // Metal Construction and British Welding J. — 1971. — 3, № 12. — P. 453–456.
10. Касаткин А. Г. Процессы и аппараты химической технологии. — М.: Химия, 1973. — 755 с.
11. Кухлинг Х. Справочник по физике. — М.: Мир, 1982. — 519 с.
12. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1951. — 286 с.
13. Литовский Е. Я., Пучкевич Н. А. Теплофизические свойства огнеупоров. — М.: Metallurgy, 1982. — 149 с.
14. Кржижановский Р. Е., Штерн З. Ю. Теплофизические свойства неорганических материалов. — Л.: Энергия, 1973. — 333 с.
15. Миснар А. Теплопроводность твердых тел, жидкостей, газов и их композиций. — М.: Мир, 1968. — 464 с.
16. Чеховский В. Я., Улащик А. Н. Теплопроводность шлаков в твердом и расплавленном состояниях // Теплофиз. высоких температур. — 1987. — 5, № 5. — С. 924–928.
17. Явойский Я. И. Теория процессов производства стали. — М.: Metallurgy, 1967. — 781 с.
18. Сталеплавильное производство. — М.: Metallurgy, 1964. — Т.1. — 527 с.
19. Определение теплопроводности шлаковых расплавов посредством модифицированного метода лазерного пучка / Sakura Toshikary, Emi Toshikiko, Ohata Hiromichi, Wasida Yoshio // Нихон Киндзоку гаккайся. — 1982. — 46, № 12. — С. 1131–1138.
20. Егоров В. Н., Кондратенков В. И., Килессо В. С. Теплофизические свойства некоторых стекол и ситаллов // Теплофиз. высоких температур. — 1972. — № 5. — С. 95–99.
21. Серебренников Н. И., Гельд П. В. Энтальпия и температура плавления шлаков алюмотермического производства некоторых ферросплавов // Изв. вузов. Сер. Цвет. металлургия. — 1968. — № 4. — С. 39–44.
22. Маурах М. А., Митин Б. С. Жидкие тугоплавкие окислы. — М.: Metallurgy, 1979. — 287 с.
23. Вайсбурд С. Е., Зедина И. Н. Тепловые свойства некоторых силикатов в жидком состоянии // Физическая химия расплавленных шлаков. — Киев: Наук. думка, 1970. — С. 80–85.
24. Бобылев И. Б., Анфилов В. Н. Метод расчета плотности расплавленных шлаков // Металлы. — 1983. — № 4. — С. 37–44.
25. Ерохин А. А. Силовое воздействие дуги на расплавляемый металл // Автомат. сварка. — 1979. — № 7. — С. 21–26.
26. Чигарев В. В., Щетинин С. В. Распределение давления сварочной дуги // Там же. — 2001. — № 9. — С. 9–12.
27. Суздаев И. В., Явно Э. И. Прибор для исследования характера распределения силового воздействия сварочной дуги // Свароч. пр-во. — 1981. — № 3. — С. 37–38.
28. Ковалев И. М., Кричевский Е. М., Львов В. Н. Влияние движения металла в сварочной ванне на устойчивость дуги и формирование шва // Там же. — 1974. — № 11. — С. 5–7.
29. Мечев В. С. Давление сварочной дуги на расплавленный металл // Там же. — 1983. — № 9. — С. 8–10.
30. Потехин В. П. Роль давления сварочной дуги в образовании подрезов // Там же. — 1986. — № 8. — С. 38–39.
31. Wienecke R. Über physikalische Vorgänge in Lichtbogen // Schweißen und Schneiden. — 1957. — 9, № 9. — S. 428–434.
32. Петруничев В. А. Давление дуги большой мощности на сварочную ванну // Свароч. пр-во. — 1958. — № 7. — С. 14–17.
33. Лесков Г. И. Электрическая сварочная дуга. — М.: Машиностроение, 1970. — 334 с.
34. Небылицын Л. Е., Ленинкин В. А., Дюржеров Н. Г. Определение параметров плазменной струи при сварке плавящимся электродом // Автомат. сварка. — 1976. — № 2. — С. 8–10.
35. Любавский К. В., Тимофеев М. М. Влияние колебаний состава высокомарганцевого флюса на его свойства // Автоген. дело. — 1951. — № 6. — С. 5–9.
36. Кирдо И. В., Подгаецкий В. В. О влиянии флюсов на пористость автоматного шва, вызванную ржавчиной // Тр. по автоматической сварке под флюсом. — 1949. — № 6. — С. 36–62.
37. Подгаецкий В. В., Новикова Т. П. О выделении фтористого кремния при нагреве флюса в процессе сварки и при сушке // Автомат. сварка. — 1960. — № 6. — С. 19–22.
38. Кузьменко В. Г., Гузей В. И. Гидратация флюсов с локально измененным химическим составом зерен // Там же. — 2004. — № 6. — С. 44–46.
39. Кузьменко В. Г., Гузей В. И. Порообразование в металле шва при сварке под флюсом с поверхностным насыщением зерен фтором // Там же. — 2005. — № 2. — С. 16–20.
40. Кузьменко В. Г., Гузей В. И. Санитарно-гигиенические характеристики сварочных флюсов с локально измененным химическим составом зерен // Там же. — 2006. — № 2. — С. 41–43.

Results of investigation of the nature of flux melting in electric submerged-arc welding with slag bubble formation are described. It is established that in electric-arc welding the flux melts without formation of a slag bubble by the gas-plasma flows of the arc in the convective heat exchange mode. The conclusions are confirmed by visual observations of arcing in submerged-arc welding using a procedure specially developed for this purpose. Also established is formation of an extended plume of liquid slag in the post-arc zone, which is separated from the weld metal by a wedgelike layer of solid slag. The process of slag crust formation is also due to high heat-insulating properties of welding fluxes.

Поступила в редакцию 29.11.2010



ПРОЧНОСТЬ И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ НИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Т. М. ЛАБУР, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проанализированы закономерности изменения при низкой температуре (до 20 К) показателей прочности сварных соединений алюминиевых сплавов различных систем легирования, полученных сваркой неплавящимся электродом. Отмечены особенности их разрушения в различных зонах термического влияния.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, аргонодуговая сварка неплавящимся электродом, сварные соединения, прочность, разрушение, низкая температура испытаний, изломы

Алюминиевые сплавы по своим конструкционным возможностям и механическим свойствам являются эффективным материалом для работы при низкой температуре. Они имеют высокую удельную прочность и не подвержены хрупкому разрушению [1–3]. Наибольшее признание конструкторов и технологов для изготовления сварных изделий криогенного машиностроения получили высокопрочные сплавы трех систем легирования — Al–Mg–Mn (АМг6Н), Al–Cu–Mn (1201) и Al–Cu–Li (1460) (таблица). При использовании неразъемных соединений узлов и конструкций из таких сплавов необходимо определить уровень их прочности и установить особенности их разрушения при низкой температуре. Это позволит определить оптимальные температурные интервалы эксплуатации сварных конструкций из алюминиевых сплавов, что имеет важное значение, поскольку в процессе сварки в металле шва и зоне термического влияния (ЗТВ) возникает химическая и структурная неоднородность, от которой зависят характеристики разрушения.

Предметом настоящей работы является установление закономерностей изменения физико-механических свойств и особенностей разрушения сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов АМг6Н, 1201 и 1460 в широком температурном интервале (300...20 К). Листы из указанных сплавов толщиной 4 мм сваривали встык механизированной аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом, которая является наиболее распространенным способом изготовления изделий криогенного назначения. Сварку осуществляли пульсирующей дугой асимметричного разнополярного тока с прямоугольной формой волны [4]. Для предотвращения образования дефектов в сварных соединениях свариваемые кромки зачищали шабером на глубину не менее 0,1 мм. При сварке сплава АМг6Н использовали сварочную проволоку марки СвАМг63, для сплава 1201 — проволоку Св1201, для сплава 1460 — опытную проволоку системы Al–Cu (таблица). Диаметр проволоки во всех случаях составлял 2 мм. На основании результатов рентгеновского контроля качество исследуемых швов было признано удовлетворительным.

Оценку физико-механических свойств осуществляли в условиях одноосного и внецентренного растяжения со скоростью $3,3 \cdot 10^{-5}$ м/с при тем-

Химический состав (мас. %) промышленных высокопрочных алюминиевых сплавов и присадочных проволок, используемых при их сварке

Системы	Марки сплава и проволоки	Cu	Mg	Mn	Ti	Zr	Fe	Si	Другие элементы
Al–Mg–Mn	АМг6Н	0,10	5,80...6,80	0,50...0,80	0,02...0,10	—	0,40	0,40	—
	СвАМг63	0,10	5,60...6,80	0,5...0,8	0,10	0,15...0,35	0,05	0,05	—
Al–Cu–Mn	1201	5,8...6,8	0,02	0,2...0,4	0,02...0,10	0,10...0,25	0,30	0,20	0,05...0,15 V
	Св1201	6,0...6,8	0,02	0,2...0,6	0,02...0,10	0,10...0,25	0,15	0,08	0,05...0,15 V
Al–Cu–Li	1460	3,1...3,5	—	—	0,10...0,20	0,08...0,09	0,30	0,20	2,00...2,20 Li 0,07...0,08 Sc
	Опытная Al–Cu								



пературе 300, 200, 77 и 20 К. Для охлаждения образцов использовали сухой лед (при 200 К), жидкий азот (при 77 К) и водород (при 20 К). При одноосном растяжении испытывали плоские гладкие образцы с радиусом надреза 0,25 мм по оси шва (ГОСТ 227–77). При внецентренном растяжении, когда одновременно действует растяжение и изгиб, использовали плоские образцы размером 57×36×4 мм с надрезом глубиной 11 мм и радиусом в вершине 0,1 мм [5]. Теоретический коэффициент концентрации напряжений составлял 10. Вершины надреза в образцах сварных соединений находились строго по оси шва, в зоне сплавления и на участке ЗТВ, расположенном на расстоянии 5 мм от границы сплавления, поскольку при сварочном нагреве происходит растворение легирующих элементов, а распад твердого раствора и образование фаз зависит от источника нагрева и температурно-временных параметров сварки [4]. Для сравнения испытывали аналогичные образцы основного металла всех исследуемых алюминиевых сплавов, вырезанные в наиболее неблагоприятном для листовых полуфабрикатов поперечном направлении относительно проката.

Характер разрушения основного металла и сварных соединений указанных сплавов при различной температуре изучали на растровом электронном микроскопе (РЭМ) JSM-840 с системой микроанализатора «Link-860/500» при ускоряющем напряжении 15, 20 и 30 кВ. Этот прибор позволяет продиагностировать макро- и микростроение изломов сварных соединений для изучения кинетики и механизма развития трещины, а также выявить причины воздействия различных факторов, в частности, изменений их структуры при сварке, условий нагружения и температуры [6–8].

В результате экспериментального исследования установлено, что значения временного сопротивления разрыву σ_b образцов сварных соединений сплавов АМг6Н, 1201 и 1460 при одноосном растяжении в условиях комнатной температуры составляли соответственно 330, 350 и 400 МПа. Прочность основного металла при этом была на 20...25 % выше, чем у сварных соединений (рис. 1). Снижение температуры испытания до 77 К на 10...20 % повышает значения σ_b основного металла (алюминиевых сплавов АМг6Н, 1201 и 1460).

Значения временного сопротивления сварных соединений по сравнению с комнатной температурой увеличиваются только на 5...10 %, оставаясь ниже, чем у основного металла. Меньшей склонностью к низкотемпературному упрочнению среди исследуемых сплавов отличается сплав АМг6Н и его сварные соединения. Аналогичная зависимость σ_b имеет место при переходе от температуры 77 к 20 К. Временное сопротивление

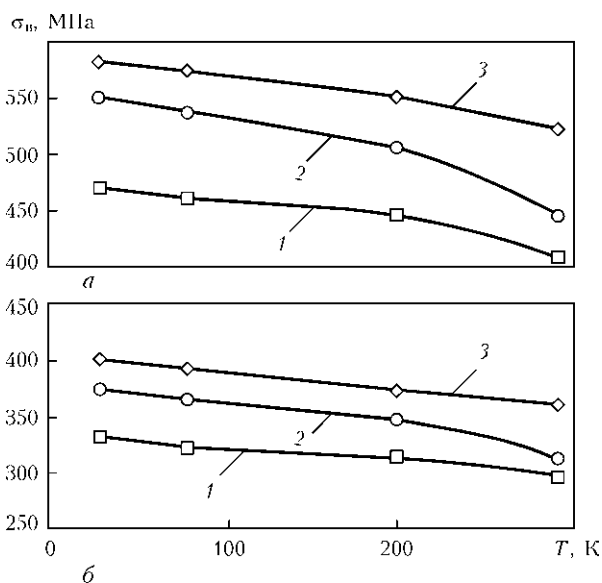


Рис. 1. Влияние низких температур на временное сопротивление σ_b образцов с надрезом алюминиевых сплавов АМг6Н (1), 1201 (2) и 1460 (3) (а) и их сварных соединений (б)

металла шва сплавов 1201 и 1460 возрастает при этом более чем на 70 и 100 МПа соответственно.

Сопоставление значений прочности образцов основного металла и сварных соединений показывает, что во всем исследуемом температурном интервале (от 20 до 300 К) они отличаются друг от друга, несмотря на увеличение временного сопротивления разрыву (рис. 1). С понижением температуры испытания темп роста прочности у основного металла в 1,5...1,8 раза выше, чем у сварных соединений. Среди исследуемых у сплава АМг6Н отмечается меньшая (на 10...15 %) склонность к низкотемпературному упрочнению.

Аналогичная тенденция изменения прочности отмечается и в условиях внецентренного растяжения (рис. 2). При температуре испытаний 300...77 К номинальное разрушающее напряжение σ_p сплава АМг6Н возрастает незначительно (на 3...5 %), в среде жидкого водорода при температуре 20 К оно уменьшается до уровня комнатной температуры. У сплавов 1201 и 1460 данная характеристика прочности монотонно возрастает во всем исследуемом температурном интервале, достигая при 20 К $\sigma_p = 510$ и 630 МПа. Физика этого явления связана со значением диаметра атома магния (0,3120 нм) — основного легирующего элемента сплава АМг6Н. Меньшее значение диаметра атома меди (0,256 нм), содержащегося в сплавах 1201 и 1460, по сравнению с магнием способствует более активному движению дислокаций, при этом при снижении температуры окружающей среды обеспечивается равномерное распределение поля напряжений [4, 5].

Сварные соединения исследуемых сплавов имеют более низкие (на 100...200 МПа) значения раз-



σ_p , МПа

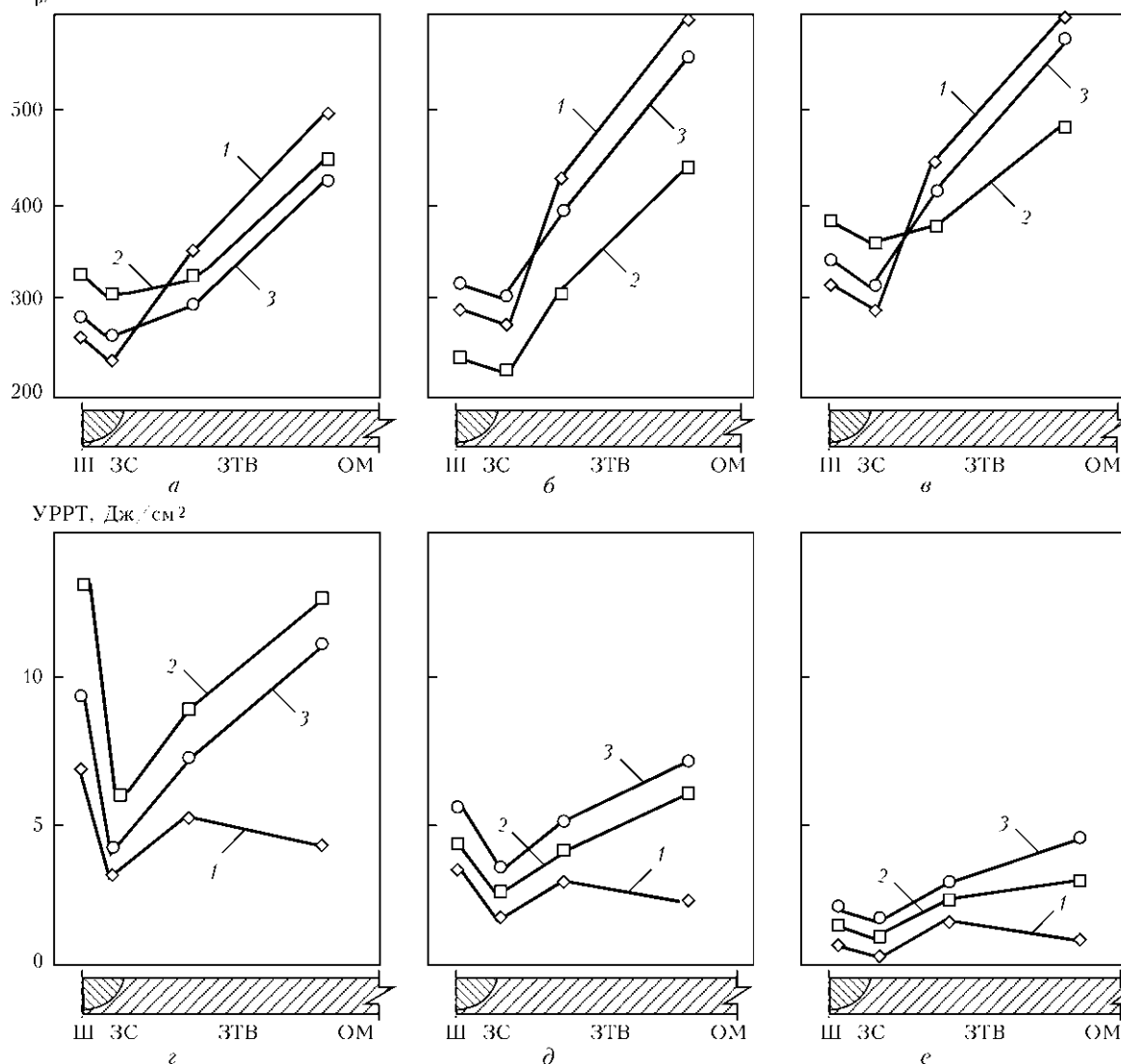


Рис. 2. Зависимость номинального разрушающего напряжения σ_p (а–в) и УРРТ (г–е) в различных зонах сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов 1460 (1), АМг6Н (2) и 1201 (3) от температуры испытаний 293 (а, г), 77 (б, д) и 20 К (в, е): Ш — шов; ЗС — зона сплавления; ОМ — основной металл

рушающего напряжения при всех значениях температуры испытаний (рис. 2, а, г). Уровень снижения σ_p определяется системой легирования сплава, а также степенью неоднородности по содержанию легирующих элементов и примесей вследствие их сегрегации по границам зерен и формирования участков с грубой структурой под воздействием сварочного нагрева. Минимальный уровень значений σ_p отмечается у сварных соединений сплава АМг6Н. Температура испытаний образцов сварных соединений оказывает различное влияние на темп роста напряжения в металле шва и ЗТВ.

Резкие отличия между исследуемыми алюминиевыми сплавами имеют место при определении удельной работы распространения трещины (УРРТ). У всех сплавов существует общая закономерность снижения УРРТ при изменении температуры испытаний (рис. 2, б, д). Это связано с тем, что при температуре испытаний ниже 77 К

на пути движения дислокаций создаются сильные энергетические барьеры [9–11], которые уменьшают вероятность появления термических флуктуаций, необходимых для подвижности дислокаций, и тем самым ограничивают пластическую деформацию, о степени снижения которой свидетельствуют значения УРРТ. Минимальный уровень энергии разрушения во всем температурном интервале имеет сплав АМг6Н, что, возможно, обусловлено недостаточной чистотой исходного металла по примесям внедрения или особенностями их кристаллического, дислокационного и электронного строения [2, 3].

Значения σ_p в различных зонах сварных соединений сплавов АМг6Н, 1201 и 1460 с понижением температуры испытаний до 20 К повышаются вследствие низкотемпературного упрочнения, характерного для основного металла (рис. 2, а, г). Однако значения σ_p различных



алюминиевых сплавов отличаются между собой и от основного металла. В последнем случае они ниже на 150...200 МПа, что близко к изменению прочности сварных соединений при одноосном растяжении. Темп увеличения напряжения определяется химическим составом сплава и термическим воздействием сварочного нагрева. У соединений сплавов 1201 и 1460 замечена более высокая склонность к упрочнению при низкой температуре, чем у соединений сплава АМгбН.

Значения УРРТ сварных соединений более чем в 1,5 раза выше по сравнению с основным металлом во всем исследуемом температурном интервале (см. рис. 2, б, д). Степень снижения УРРТ также определяется химическим составом сплава и зависит от изменения структуры в зоне соединения под действием сварочного цикла. Соединения сплавов 1201 и 1460 характеризуются более высокими значениями по сравнению со сплавом АМгбН, что может быть обусловлено размерами атомов магния.

Минимальные значения сопротивления разрушению при всех значениях температуры испытаний имеет металл зоны сплавления. Их уровень зависит от химического состава свариваемых сплавов (см. рис. 2). Для сплава с магнием σ_p составляет 310 МПа, УРРТ — 6 Дж/см², а с медью соответственно 260 МПа и 4 Дж/см². Более низкие значения σ_p металла зоны сплавления свидетельствуют о склонности к быстрой локализации деформации и, как следствие, низкой способности к равномерному деформированию в условиях внецентренного растяжения. При снижении температуры испытаний значения σ_p повышаются на 10 %, а значения УРРТ снижаются на 30...40 %, что связано с образованием при сварке наименее благоприятной структуры металла под действием сварочного нагрева [4]. Наибольшее снижение значений (на 180...220 МПа) отмечается у соединений сплава 1460, содержащего литий. Сварные соединения сплава 1201 в температурном интервале 77...20 К имеют более высокие значения характеристик сопротивления разрушению (σ_p и УРРТ). Даже в опасной зоне сплавления, где образуется грубая структура, способствующая неизбежному образованию технологических дефектов, при температуре испытаний 20 К значения этих показателей выше, чем у других исследуемых сплавов.

Фрактографические исследования поверхностей разрушения сварных соединений позволили установить, что изломы образцов, испытанных при комнатной температуре, имеют ямочное строение (рис. 3–5). На поверхностях разрушения обнаружены микропоры, наличие которых свидетельствует о развитии трещины по механизму зарождения, роста и слияния микропустот, харак-

терного для алюминиевых сплавов. Сферическая форма ямок, декорированных развитыми гребешками по краям, указывает на способность металла сварных соединений интенсивно деформироваться, сопротивляясь зарождению трещин под действием номинальных растягивающих напряжений. Особенно это проявляется у сплава АМгбН, имеющего наибольшие значения диаметра и глубины ямок (рис. 3). Очагом зарождения трещин выступают включения интерметаллидов размером 0,1...10,0 мкм, которые образуются в процессе изготовления сплавов, а также частицы вторичных фаз типа дисперсных частиц промежуточных включений размером 0,05...0,50 мкм и фазовых выделений размером 0,01...0,50 мкм. Образование ямок, характер разрушения хрупких частиц интерметаллидов или их расслоение на поверхности раздела зависят от химического состава сплава, определяющего свойства сварных соединений, форму ямок, объемный коэффициент и состояние поверхности раздела структурных составляющих.

Топография рельефа шва и ЗТВ имеет некоторые отличия. Для металла шва характерны глубокие равноосные ямки, на дне которых наблюдаются следы частиц, инициировавших возникновение микротрещин (рис. 3–5). Такими частицами являются грубые выделения избыточной фазы, образовавшиеся в условиях сварочного цикла, а также нерастворимые включения интерметаллидов. Они обычно некогерентны матрице и при пластической деформации металла приводят к возникновению пор на межфазных границах [3]. Обнаруженные особенности рельефа свидетельствуют о том, что ведущим механизмом образования микропустот в структуре алюминиевых сплавов и их сварных соединений является неоднородность пластической деформации и ее локализация в микрообъеме металла вблизи частиц.

Неоднородность структуры (различие в размерах частиц и расстоянии между ними) в зоне сплавления находит свое отражение в неоднородности ямок на поверхности изломов. Встречаются участки, где на поверхности крупных ямок находится множество более мелких ямок, что указывает на поэтапный характер возникновения пустот и является результатом постепенного разрушения более мелких частиц включений. На границах зерен заметны отдельные микротрещины. Их наличие свидетельствует о высокой чувствительности металла данного участка сварного соединения к действию сложного напряженного состояния при одновременном растяжении и изгибе. Рельеф металла ЗТВ сохраняет характерную для деформированных полуфабрикатов ориентацию цепочек ямок, приобретенную в процессе холодной прокатки. Наиболее сильно она выражена у

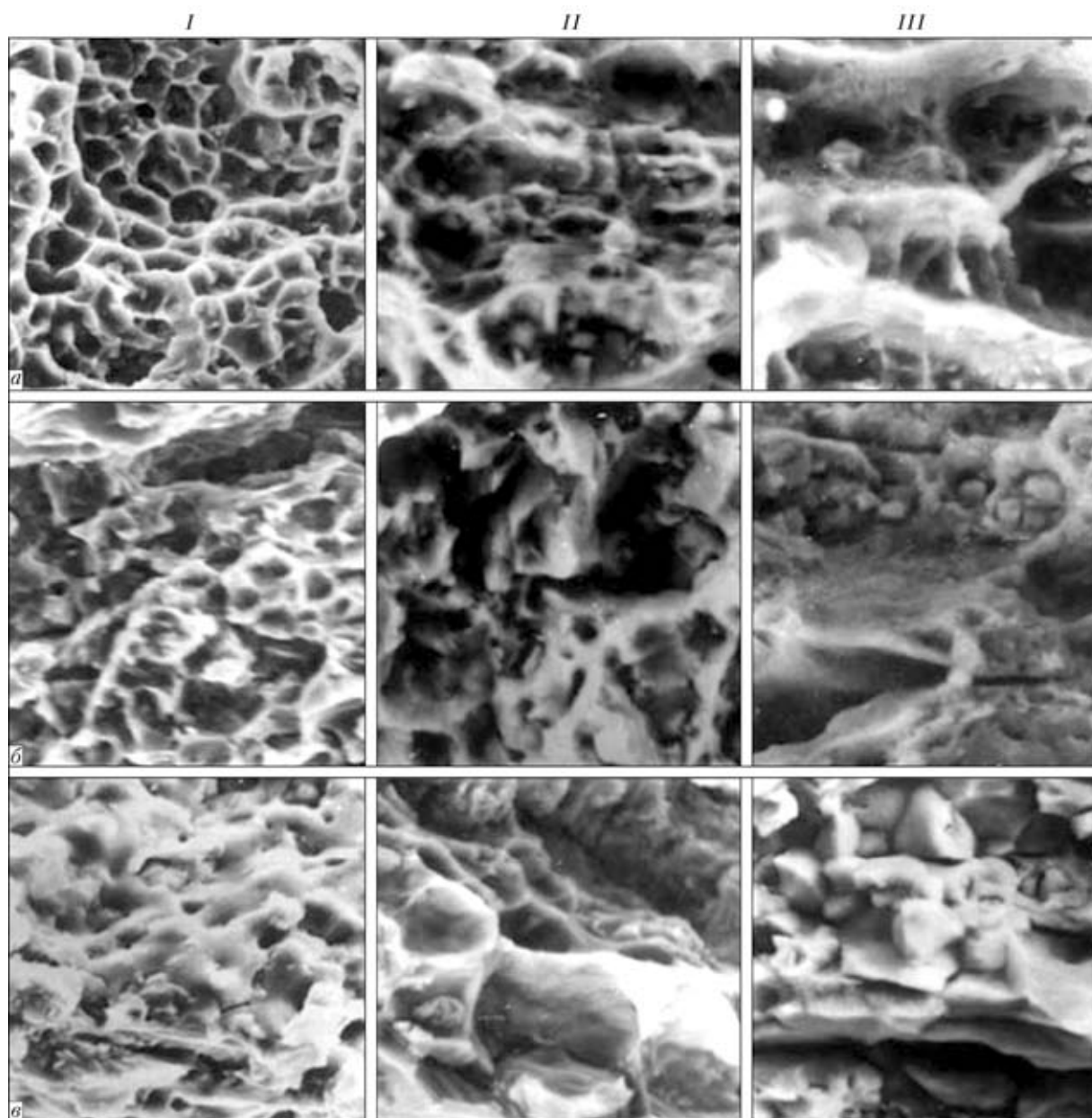


Рис. 3. Фрактограммы поверхности разрушения отдельных зон сварного соединения сплава АМг6Н, испытанных при температуре 293 (а), 77 (б) и 20 К (в): I — Ш; II — ЗС; III — ЗТВ

сплава АМг6Н, нагартовка которого составляет примерно 20 %.

Понижение температуры испытания изменяет топографию изломов (см. рис. 3–5). К основным фрактографическим признакам следует отнести увеличение участков межзеренного разрушения по механизму отрыва, хотя при этом имеют место и отдельные фрагменты вязкого рельефа, а особенно в сплавах АМг6Н и 1460. Дальнейшее понижение температуры испытаний до 20 К вызывает увеличение количества и протяженности участков с микротрещинами, расположенными вдоль границ зерен, а также площади фрагментов с расслоением металла. В меньшей степени это проявилось на изломах металла шва, где вокруг ямок находится большое количество вязких гребешков (рис. 3). Наряду с увеличением доли межзерен-

ных и межкристаллитных разрушений на изломах сварных соединений сплава АМг6Н при понижении температуры испытаний образуется сетка мелких и неглубоких ямок, что указывает на снижение его сопротивления разрушению. Причиной их образования может быть уменьшение сил когезии структурных составляющих и охрупчивание интерметаллидных фаз [1].

Значительное количество участков вязкого разрушения в изломах сплава 1201 и его сварных соединений при всех температурах испытаний по сравнению со сплавами АМг6Н и 1460 определяют в целом его высокую работоспособность в условиях низкой температуры (см. рис. 4). Излом металла шва остается вязким во всем температурном интервале. Характер разрушения в участках ЗТВ практически идентичен таковому в ос-

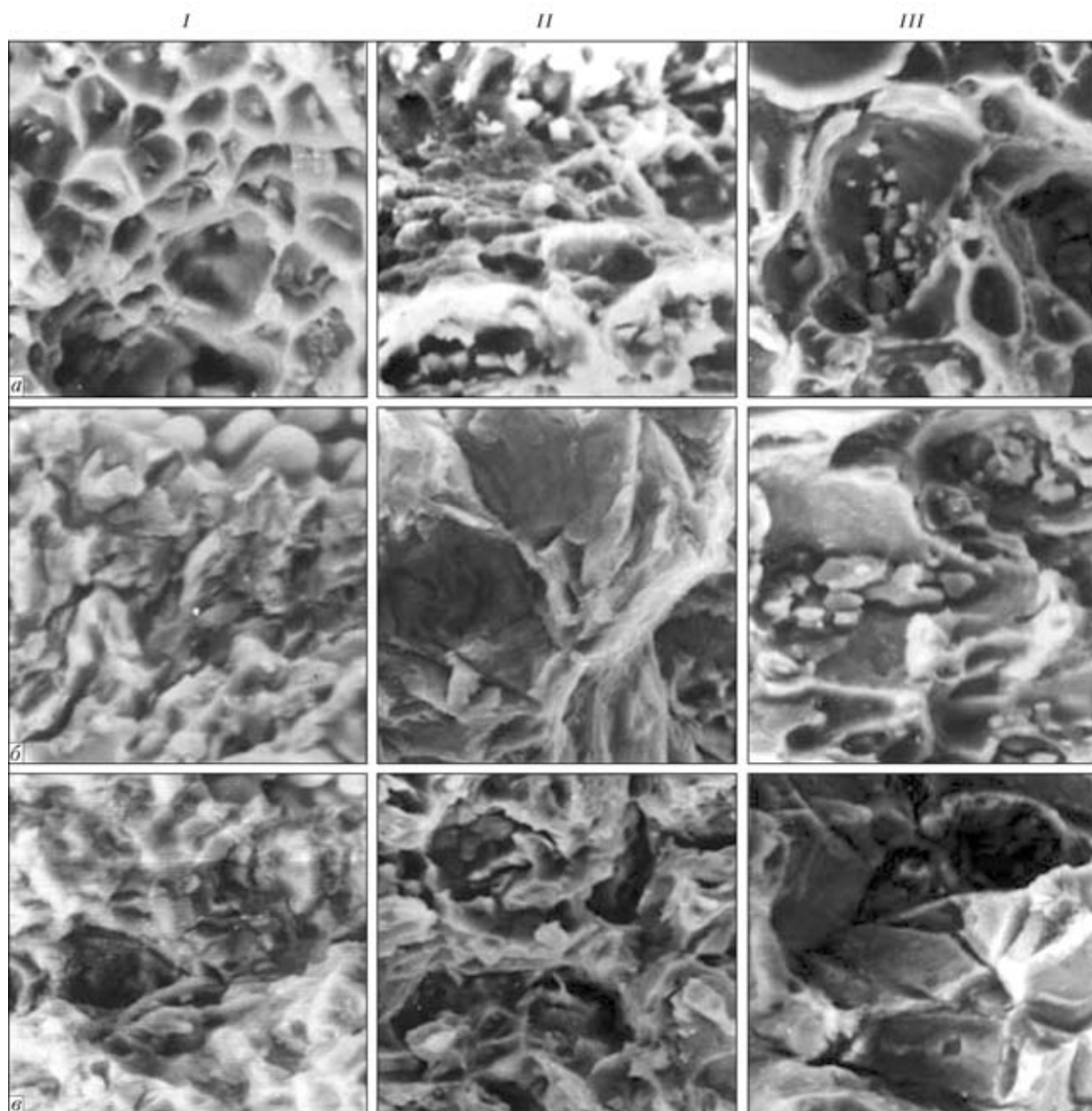


Рис. 4. Фрактограммы поверхности разрушения отдельных зон сварного соединения сплава 1201 при низкой температуре испытаний (*а–в* и *I–III* — см. рис. 3)

новном металле. Однако при снижении температуры испытаний в зоне сплавления сохраняется тенденция к образованию вдоль границ зерен микротрещин, что связано с наличием грубой структурной неоднородности, которая формируется в процессе сварки. Неодинаковые размеры микропустот, образовавшихся при растрескивании грубых фазовых включений, свидетельствуют о поэтапном их разрушении в процессе деформирования матрицы до того момента, пока длина трещины не достигнет критических размеров.

У сварных соединений алюминий-литиевого сплава 1460 склонность к межзеренному разрушению проявляется при температурах 77 и 20 К (см. рис. 5). Это связано не только с наличием грубых интерметаллидных включений в структу-

ре, а также с формированием на границе между зернами твердого раствора зон, свободных от выделений, затрудняющих развитие пластической деформации металла [3]. Их образование обусловлено химическим составом сплава и условиями сварочного нагрева, которые способствуют интенсивному развитию неоднородности структуры по содержанию легирующих элементов и примесей вследствие их сегрегации вдоль границ зерен. По мере увеличения объемной доли таких участков в структуре сварного соединения имеет место рост уровня концентрации напряжения, на что указывает образование плоских участков рельефа вдоль границ кристаллитов и зерен на изломах разрушенных образцов. В то же время у образцов сварных соединений при низкой тем-

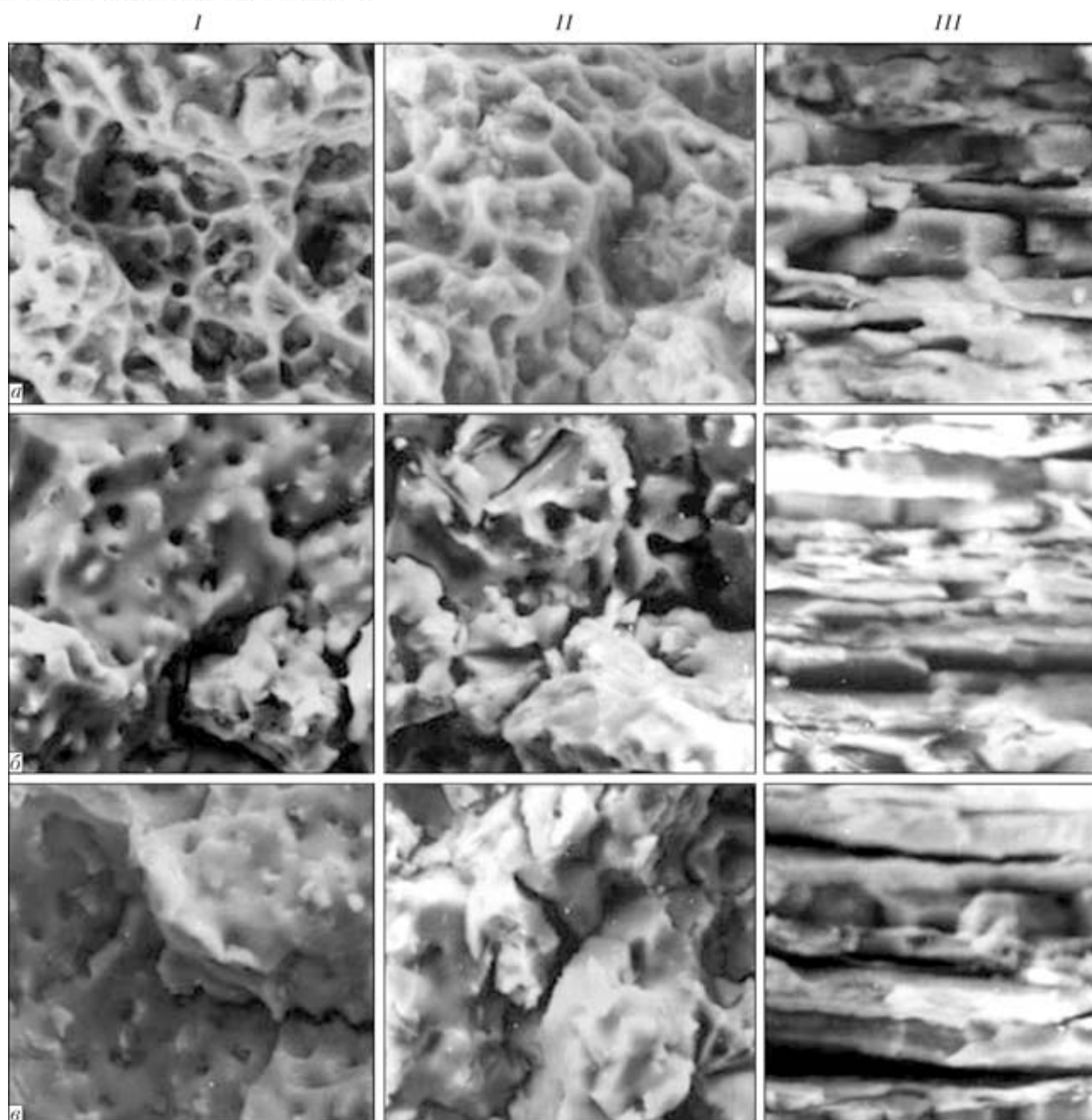


Рис. 5. Фрактограммы поверхности разрушения отдельных зон сварного соединения сплава 1460 при низкой температуре испытаний (*а–в* и *I–III* — см. рис. 3)

пературе испытаний не наблюдается такого существенного снижения значений показателей сопротивления разрушению, как у основного металла (см. рис. 2). Косой излом образцов свидетельствует о разрушении срезом под действием касательных напряжений с приобретением вязколомочной структуры. Их мелкие размеры и наличие участков скола, декорированных линиями скольжения, указывают на локальный характер деформации, которая происходит вдоль плоскостей скольжения. Повышенную стойкость металла сварных соединений сплава 1460 против распространения трещины при низкой температуре можно объяснить наличием в его составе меди, а также дисперсных выделений скандиевой фазы, равномерно распределенной по всем структурным участкам

сварных соединений [3]. Измельчение структуры металла швов и отсутствие рекристаллизации в ЗТВ при сварке обеспечивают сопротивление разрушению металла сварных соединений несмотря на наличие в зоне сплавления участков межзеренного разрушения (рис. 5). Следует заметить, что данный факт подтверждается промышленными испытаниями алюминий-литиевых сплавов типа 1460 и их сварных соединений. Полученные результаты позволили применять эти сплавы при опытно-производстве сварных конструкций авиационной техники [2].

На основании результатов исследований сварных соединений алюминиевых сплавов при низкой температуре можно утверждать, что состояние границ зерен в структурных зонах сварных



соединений алюминиевых сплавов АМг6Н, 1201 и 1460 влияет на уровень их прочности и характер разрушения. Отрицательное воздействие сварочного нагрева проявляется лишь при наличии в основном металле протяженных участков с неблагоприятной структурой, которые образуются в связи с избыточным содержанием легирующих элементов, вредных примесей и скоплений фаз, располагающихся вдоль линии проката. Для предотвращения охрупчивания структурных составляющих с помощью передовых технологий следует жестко регламентировать содержание вредных примесей и объем сварочного тепловложения при получении соединений указанных сплавов.

Выводы

1. Прочность σ_b сварных соединений алюминиевых сплавов АМг6Н, 1201 и 1460 при одноосном растяжении и номинальное разрушающее напряжение σ_p в условиях внецентренного растяжения повышаются на 10...20 % при понижении температуры испытаний от 300 до 20 К. Меньшей склонностью к низкотемпературному упрочнению отличается сплав АМг6Н. При этом УРРТ сварных соединений снижается в зависимости от химического состава сплава и температуры испытаний. Очагом зарождения трещин являются включения интерметаллидов, частицы вторичных фаз и фазовых выделений, которые охрупчиваются при низкой температуре.

2. Минимальными значениями показателей сопротивления разрушению при всех значениях температуры испытаний характеризуется зона сплавления шва с основным металлом, которая зависит от химического состава свариваемого сплава. Это обусловлено неоднородностью структуры, а именно, различием в размерах частиц и расстоянии между ними в данной зоне соединения, что находит отражение в неоднородности по глубине и размерах вязких ямок на поверхности изломов.

3. Установлено, что развитие трещины в сварных соединениях алюминиевых сплавов АМг6Н, 1201 и 1460 при комнатной температуре происходит по механизму зарождения, роста и слияния микропустот, характерном для пластичных мате-

риалов. Понижение температуры испытаний до 20 К приводит к изменению механизма разрушения с вязкого на квазивязкий. При этом на поверхности излома происходит увеличение количества и протяженности участков с микротрещинами и фрагментов расслоения структуры вдоль границ зерен, образовавшихся по механизму отрыва. В меньшей степени это проявилось на изломах металла шва, где вокруг ямок расположено значительное количество вязких гребешков.

4. Сварные соединения сплава АМг6Н, содержащего магний, целесообразно использовать в конструкциях, работающих в температурном интервале 300...77 К. Высокая прочность и малая склонность к хрупкому разрушению в зоне сплавления сварных соединений сплавов 1201 и 1460, содержащих медь, позволяет применять эти материалы в конструкциях криогенной техники.

1. *Алюминиевые сплавы при низких температурах* / Под ред. И. Н. Фридляндера. — М.: Металлургия, 1967. — 296 с.
2. *Алюминий и его сплавы в современных сварных конструкциях* / А. Я. Ищенко, Т. М. Лабур, В. Н. Бернадский, О. К. Маковецкая. — Киев: Екотехнология, 2006. — 111 с.
3. *Сварка в самолетостроении* / Г. А. Кривов, В. Р. Рябов, А. Я. Ищенко и др.; под ред. акад. Б. Е. Патона. — Киев: МИИЦВ, 1998. — 695 с.
4. *Особенности зарождения и распространения трещин в условиях внецентренного растяжения сварных соединений алюминивно-литиевого сплава 1441* / Т. М. Лабур, А. Я. Ищенко, Т. Г. Таранова и др. // *Автомат. сварка*. — 2005. — № 11. — С. 12–15.
5. *Гордеева Т. А., Жегина И. П.* Анализ изломов при оценке надежности материалов. — М.: Машиностроение, 1978. — 199 с.
6. *Фрактография и вязкость разрушения алюминиевых и титановых сплавов* / В. С. Иванова, В. Г. Кудряшов, Ю. К. Штовба и др. // *Технология легких сплавов*. — 1974. — № 3. — С. 65–70.
7. *Фрактография и атлас фрактограмм: Справ.* — М.: Металлургия, 1982. — 489 с.
8. *Рабкин Д. М., Лозовская А. В., Склабинская И. Е.* Металловедение сварки и его сплавов. — Киев: Наук. думка, 1992. — 156 с.
9. *Солнцев Ю. П., Степанов Г. А.* Конструкционные стали и сплавы для низких температур. — М.: Металлургия, 1985. — 270 с.
10. *Структурные уровни пластической деформации и разрушения* / Под ред. акад. В. Е. Панина. — Новосибирск: Наука, 1990. — 254 с.
11. *Владимиров В. И.* Физическая природа разрушения металлов. — М.: Металлургия, 1984. — 280 с.

The mechanisms of variations in strength values of tungsten-electrode welded joints on aluminium alloys of different alloying systems at low temperatures (down to 20 K) are analysed. Peculiarities of their fracture in different heat-affected zones are noted.

Поступила в редакцию 15.10.2010



ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА УПРОЧНЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 09Г2С ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ ПРОКОВКОЙ

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

На основе исследования глубины пластически деформированного слоя металла после применения высокочастотной механической проковки установлены оптимальные параметры для упрочнения низколегированных сталей, позволяющие пластически деформировать металл на глубину до 1 мм.

Ключевые слова: упрочнение сварных соединений, высокочастотная механическая проковка, пластически деформированный слой металла, микротвердость, оптимизация

Высокочастотная механическая проковка (ВМП), или ультразвуковая ударная обработка благодаря своим преимуществам является передовым способом поверхностного пластического деформирования металла, находящим все более широкое применение для повышения сопротивления усталости сварных соединений [1–9]. Начиная с 1959 г., когда впервые была использована энергия ультразвуковых колебаний для перераспределения остаточных напряжений в сварных соединениях [10], упрочняющие обработки с использованием энергии ультразвука нашли успешное применение в повышении эксплуатационных свойств сварных соединений в различных металлоконструкциях. В значительной части опубликованных работ особое внимание уделялось вопросам эффективности применения технологии ВМП для повышения циклической долговечности сварных соединений, но, как правило, без рассмотрения вопросов установления оптимальных параметров упрочнения [11]. К основным регулируемым технологическим параметрам при упрочнении технологией ВМП относятся амплитуда колебаний торца волновода ручного ударного инструмента, частота ультразвукового генератора, диаметр бойков сменных рабочих головок, линейная скорость выполнения ВМП и сила прижима ударного инструмента. Следует отметить, что оборудование для ВМП непрерывно совершенствовалось, превращаясь со стационарного с потребляемой мощностью 13 кВт в компактное и мобильное с потребляемой мощностью 300...500 Вт. В этой связи вопрос определения оптимальных параметров упрочнения должен решаться в зависимости от используемого оборудования, преследуемых целей и решаемых задач.

Для повышения сопротивления усталости сварных соединений технологией ВМП обрабатывается узкая зона перехода металла шва на основной металл, в результате образуется характерная канавка, под которой располагается наклепанный (пластически деформированный) слой металла. Достижение максимальной глубины пластически деформированного слоя металла под дном канавки в результате ВМП может служить основным критерием установления оптимальных параметров упрочнения.

Целью данной работы являлось установление оптимальных параметров упрочнения сварных соединений стали 09Г2С для повышения их сопротивления усталости. При этом использовали ультразвуковое оборудование с пьезоэлектрическим преобразователем USP-300 мощностью 300 Вт, серийно выпускаемое фирмой «Ультрамет» (Украина). Экспериментальные исследования глубины пластически деформированного слоя металла проводили на образцах из широко применяемой в сварных металлоконструкциях низколегированной стали 09Г2С.

Начиная с 1970-х годов практически все оборудование для ВМП (в том числе и USP) изготавливается с промежуточным ударным элементом, поэтому, как показано в работах [12, 13], при такой схеме реализации ВМП сила прижима ударного инструмента к обрабатываемой поверхности должна составлять около 50 Н. При этом изменение силы прижима от 30...80 Н не оказывает влияния на эффективность обработки, т. е. данный технологический параметр считаем установленным.

Амплитуда колебаний торца волновода ручного ударного инструмента и частота ультразвукового генератора в оборудовании USP-300 имеют постоянные значения и составляют соответственно 30 мкм и 22 кГц. Таким образом, основными технологическими параметрами, которыми можно варьировать в данном оборудовании, являются ди-

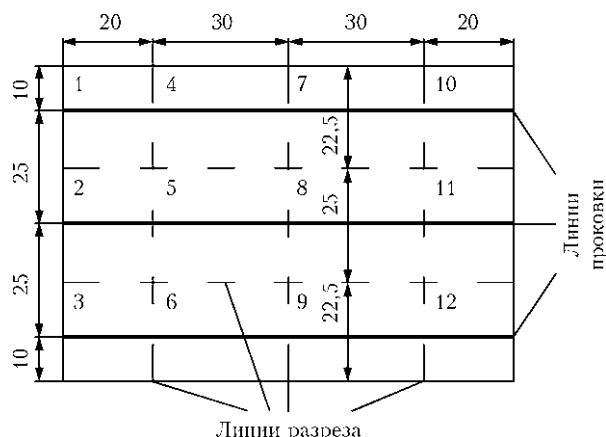


Рис. 1. Схема разрезки образца после ВМП

аметр бойков сменных рабочих головок и линейная скорость выполнения ВМП. Поэтому в работе исследовали влияние этих параметров на глубину пластически деформированного слоя металла под дном канавки, которую определяли измерениями микротвердости. Это наиболее простой и распространенный способ оценки глубины наклепанного слоя металла [13, 14].

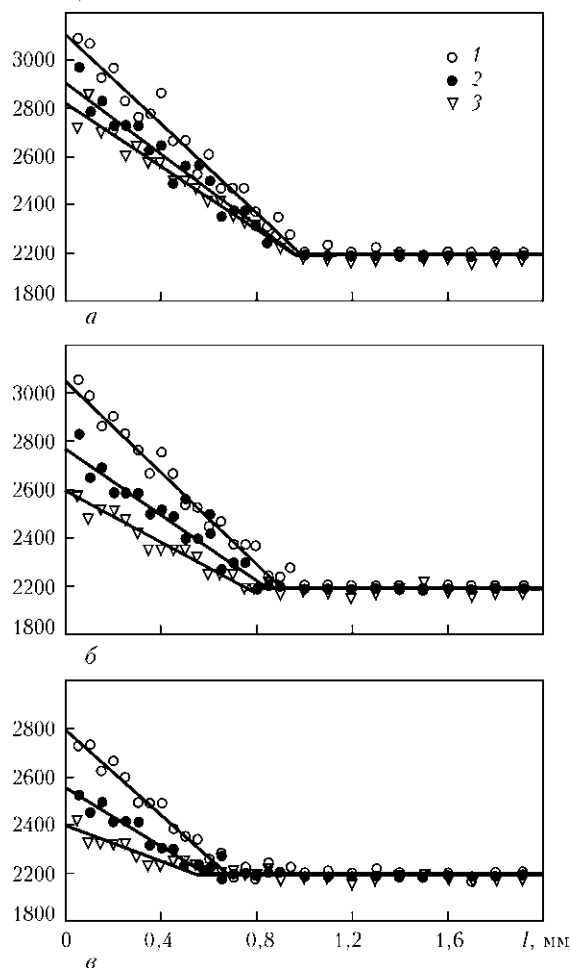
Глубину пластически деформированного слоя металла и характерной канавки после ВМП определяли по следующей методике. Из прокатного листа толщиной 30 мм вырезали три заготовки размером 110×80 мм. Проводили чистовую обработку по контуру заготовок с последующим шлифованием рабочей поверхности заготовок с двух сторон и отжигом. ВМП рабочей поверхности полученных образцов размером 100×70 мм проводили по трем линиям, отстоящим друг от друга на расстоянии 25 мм (рис. 1). При упрочнении первого образца использовали сменную однорядную четырехбойковую головку с диаметром цилиндрических бойков 2 мм, при упрочнении второго образца — однорядную четырехбойковую головку с диаметром цилиндрических бойков 3 мм, а при упрочнении третьего образца — однорядную трехбойковую головку с диаметром цилиндрических бойков 4 мм. Обработку ВМП каждого образца проводили за четыре прохода возвратно-поступательными движениями ручного ударного инструмента, но при трех различных скоростях проковки (1, 5 и 10 мм/с). При определении скорости проковки время проковки принимали равным общему времени обработки поверхности образца по линии длиной 100 мм за четыре прохода рабочего инструмента соответственно 100, 20 и 10 с. В результате на поверхности образцов образовывались три канавки, отвечающие заданным постоянным скоростям перемещения инструмента. С помощью индикатора часового типа замеряли глубину канавок в зависимости от диаметра бойка и линейной скорости выполнения ВМП. Из табл. 1, где представлены

Таблица 1. Глубина канавки (мм) в зависимости от диаметра бойка и линейной скорости ВМП

Диаметр бойка, мм	Линейная скорость ВМП, мм/с		
	1	5	10
2	0,11	0,07	0,05
3	0,14	0,11	0,04
4	0,09	0,07	0,05

результаты измерений, видно, что глубина характерной канавки после проковки существенно зависит от скорости выполнения ВМП. Максимальная глубина канавки (0,14 мм) достигается при обработке поверхности однорядной четырехбойковой головкой с диаметром цилиндрических бойков 3 мм и скоростью выполнения ВМП 1 мм/с. В работе [15] указывается, что между глубиной канавки и долговечностью сварных соединений существует удовлетворительная корреляция, а обеспечение требуемой глубины канавки может служить критерием качественной обработки.

HV 0,1 МПа


 Рис. 2. Зависимость твердости приповерхностного слоя металла, упрочненного ВМП с использованием однорядной головки с диаметром цилиндрических бойков 2 (а), 3 (б) и 4 мм (в), от расстояния от дна канавки l вглубь металла при скорости выполнения ВМП 1 (1), 5 (2) и 10 мм/с (3)



Для исследования глубины пластически деформированного слоя методом измерения микротвердости изготавливали шлифы поперечных срезов путем разрезки образцов на 12 частей согласно схеме, приведенной на рис. 1. Для исключения влияния краевых эффектов из шести крайних частей (см. рис. 1, 1–3, 10–12) изготавливали односторонние микрошлифы поперечных разрезов, а из оставшихся шести частей (см. рис. 1, 4–9) — двухсторонние микрошлифы. Таким образом, на 12 частях образца получалось шесть мест для измерения микротвердости, характерной данному диаметру бойка (2, 3 или 4 мм) при заданной скорости выполнения ВМП (1, 5 или 10 мм/с). Микротвердость на поверхности поперечных разрезов измеряли перпендикулярно направлению проковки вглубь основного металла, начиная с поверхностного слоя дна канавки и заканчивая при стабилизации характеристики микротвердости. В качестве измерительного прибора использовали «LECO» М-400, принцип работы которого основан на вдавлении алмазного индентора усилием 0,1 Н. При этом шаг измерения составлял 50 мкм вблизи поверхности и 100 мкм по мере удаления от нее. Полученные результаты усреднили по шести значениям измерений (см. рис. 2). Отметим, что при столь незначительном усилии на индентор используемый метод становится чувствительным не только к упрочнению металла за счет обычно наблюдаемого при ВМП возрастания плотности

дислокаций и их перераспределения внутри зерен (образование субзеренных границ и границ ячеек) [16, 17], но и к повышению уровня остаточных макронапряжений сжатия [16, 18].

Как видно из рис. 2, при упрочнении образцов стали 09Г2С технологией ВМП максимальная глубина пластически деформированного слоя (примерно 1 мм) достигается при использовании однорядной четырехбойковой головки с диаметром цилиндрических бойков 2 мм. При упрочнении технологией ВМП, используя однорядную четырехбойковую головку с диаметром цилиндрических бойков 3 мм, максимальная глубина пластически деформированного слоя уменьшается и составляет около 0,8 мм, а при использовании однорядной трехбойковой головки с диаметром цилиндрических бойков 4 мм — около 0,6 мм. Для рассматриваемого диапазона скоростей выполнения ВМП глубина пластически деформированного слоя в основном определяется диаметром бойков-ударников (силой удара в зоне контакта), а не скоростью перемещения инструмента, поскольку изменение глубины наклепанного слоя для одного диаметра бойка в зависимости от скорости перемещения инструмента не превышает 0,1 мм. Твердость пластически деформированного слоя металла зависит как от диаметра бойков, так и от скорости проковки. При обработке на рассматриваемых скоростях бойками диаметром 2 мм твердость поверхностно деформированного ме-

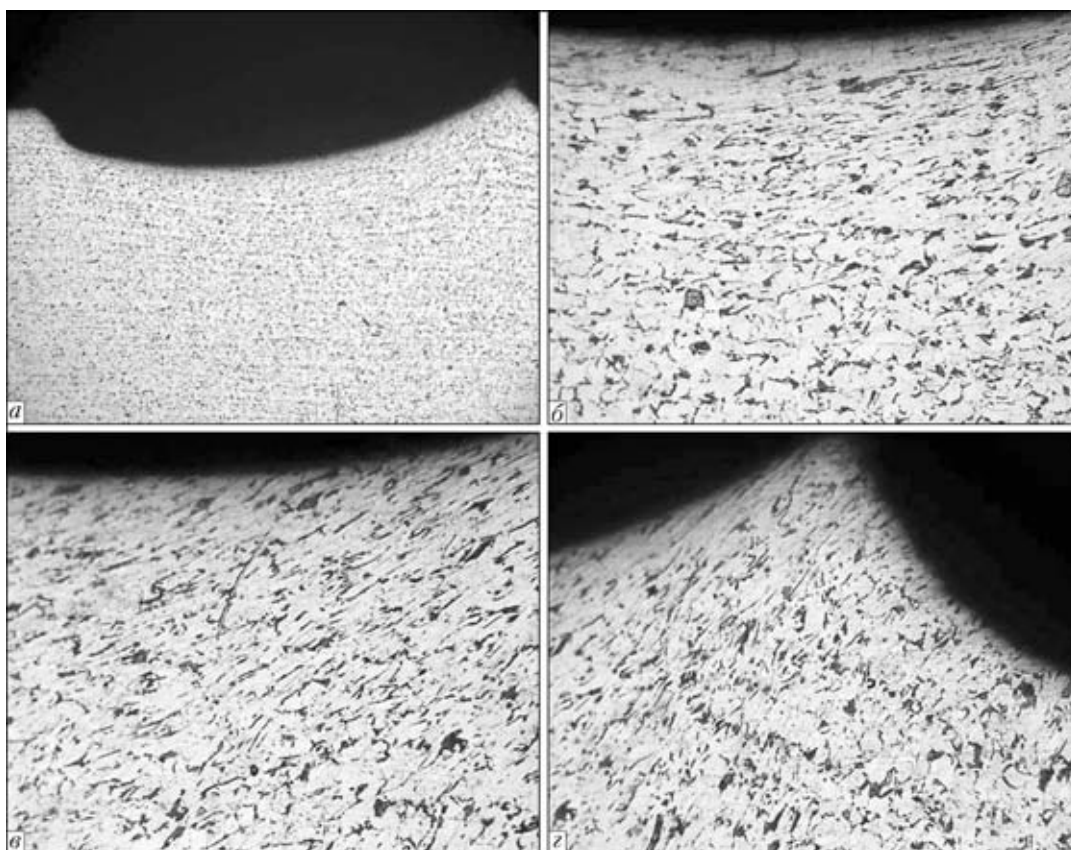


Рис. 3. Микроструктуры зоны канавки: а — $\times 50$; б–г — $\times 200$ (описания см. в тексте)



талла непосредственно под канавкой превышает твердость основного металла в 1,3...1,4 раза, бойками диаметром 3 мм — в 1,2...1,35 раза, а бойками диаметром 4 мм — в 1,1...1,25 раза. Для всех образцов наблюдается снижение твердости по мере удаления от поверхности вглубь металла. При этом твердость уменьшается с увеличением скорости выполнения ВМП. Поскольку при использовании сменных однорядных четырехбойковых головок с диаметром бойков 2 и 3 мм на малых скоростях проковки (1 мм/с) глубина пластически деформированных слоев металла (1,0 и 0,9 мм) и максимальные значения их твердости ($HV\ 0,1-3100$ МПа и $HV\ 0,1-3050$ МПа) практически не отличаются, то наиболее технологичными с точки зрения уменьшения коэффициента концентрации напряжений, более длительной работоспособности и обеспечивающими наибольшую глубину канавки (0,14 мм) являются цилиндрические бойки диаметром 3 мм. Поэтому оптимальными параметрами при обработке технологией ВМП сварных соединений из стали 09Г2С являются диаметр бойков сменных рабочих головок 3 мм и линейная скорость выполнения ВМП около 60 мм/мин. Несмотря на то что технологические параметры упрочнения высокочастотной проковки установлены для низколегированной стали 09Г2С, они могут приниматься в качестве оптимальных для большинства низколегированных сталей, поскольку последние имеют близкие механические свойства.

Проведены также металлографические исследования зеренной структуры металла в зоне проковки для установления характера трансформации зерен вследствие упрочнения технологией ВМП на микрошлифах поперечного среза образцов из основного металла 09Г2С. Ранее на них определяли глубину пластически деформированного слоя методом микротвердости, подвергнутых упрочнению технологией ВМП со скоростью 1, 5 или 10 мм/с с использованием однорядных четырехбойковых головок диаметром бойков 3 мм. В качестве оборудования использовали микроскоп «Neophot-32». Изменение структуры низколегированной стали 09Г2С вследствие ВМП исследовали при разном увеличении (рис. 3).

Общий вид зоны канавки представлен на рис. 3, а. Приповерхностную зону со структурными изменениями условно можно разделить на три области. В первой (рис. 3, б) деформированные зерна феррита расположены практически параллельно касательной ко дну канавки, а соответственно и поверхности образца. Перлитная составляющая структуры также удлиняется. По мере удаления от дна канавки к краю происходит некоторое изменение формы и направления зерен (вторая область). В этой области (рис. 3, в) зерна расположены под углом к поверхности образца,

Таблица 2. Степень деформации зерен в приповерхностном слое металла, упрочненного ВМП с использованием однорядной головки с диаметром цилиндрических бойков 3 мм

Скорость ВМП, мм/с	Область исследования	$K_{ф_{ср}}$	δ , мм
1	1	11,8	200
	2	6,10	500
	3	3,61	600
5	1	8,50	125
	2	6,50	150
	3	2,94	245
10	1	Интенсивной деформации зерен не обнаружено	
	2		
	3		

но остаются параллельны касательной к поверхности канавки. На границе с основным металлом, не подвергавшимся ВМП (третья область), наблюдаются единичные деформированные зерна, расположенные практически перпендикулярно к поверхности образца (рис. 3, г). Таким образом, интенсивная пластическая деформация, приводящая к изменению формы зерна, происходит путем вытягивания зерен в направлении, параллельном касательной к канавке, которая сформирована поверхностью сферы торца цилиндрического бойка. О подобном поведении зерен в поверхностных слоях армко-железа сообщали авторы работы [19], где при сжатии в ультразвуковом поле наблюдалось существенное вытягивание зерен в направлении, параллельном обрабатываемой поверхности. Результаты анализа формоизменения зерен при интенсивной деформации, создаваемой в приповерхностном слое технологией ВМП, представлены в табл. 2. Из полученных данных видно, что коэффициент формы зерна (характеризует степень деформации зерен феррита) $K_{ф_{ср}}$ и глубина

распространения зерен, изменивших форму δ , зависят от скорости выполнения ВМП. При малых скоростях проковки значения $K_{ф_{ср}}$ и δ максимальны. В работе [20] для определения истинной деформации поверхностного слоя e при истирании использовали параметр γ , подобный коэффициенту формы зерна $K_{ф_{ср}}: \sqrt{3}e = \gamma = a/b$, где a , b — соответственно длина и ширина вытянутого зерна. Показано, что изменение формы зерен вызывается интенсивными деформациями порядка $e \geq 1$. Меньшие степени деформации не приводят к формоизменению зерен, а вызывают накопление и перераспределение дислокаций внутри зерен.

В нашем случае размер зоны со значительными изменениями формы зерен под канавкой (зона с

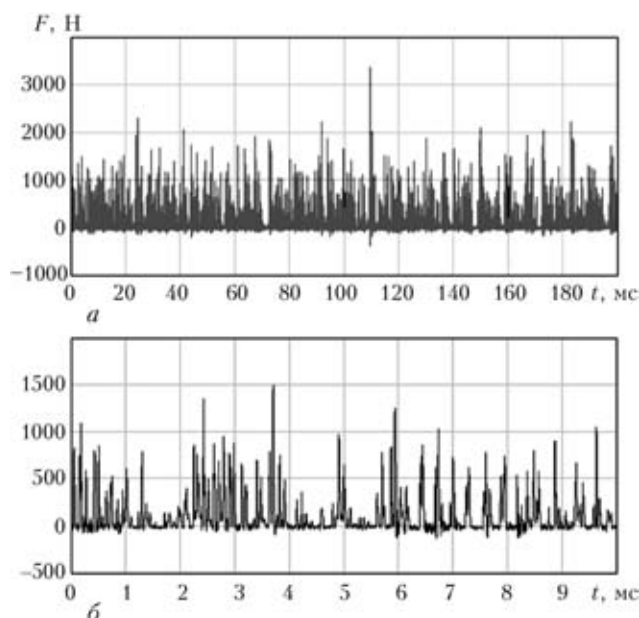


Рис. 4. Осциллограммы силы удара бойка диаметром 3 мм при использовании оборудования USP-300, записанные за 200 мс (а) и с разверткой первых 10 мс (б)

большой степенью деформации $\epsilon > 1$) ограничен 200 мкм, тогда как зона пластически деформированного слоя металла, согласно измерениям микротвердости, достигает 1 мм. Следует также учитывать высокий уровень остаточных напряжений сжатия, формирующихся в процессе деформации при ВМП [16, 18, 21], которые также оказывают некоторое влияние на значение микротвердости.

С помощью пьезокерамического датчика и осциллографа с высокой разрешающей способностью записана также осциллограмма силы удара бойка диаметром 3 мм о поверхность в процессе выполнения ВМП (рис. 4). Как видно из рис. 4, а приложение нагрузки в процессе обработки осуществляется блоками импульсов различной ширины с максимальными значениями силы удара в блоке, превышающими 1000 Н. При этом продолжительность импульсов силового воздействия не превышает 100 мкс (рис. 4, б). Частота появления импульсов выше 1000 Н составляет примерно 1 кГц. В отдельных блоках сила удара превышает 2000 Н, а максимально зафиксированное значение силы удара за 200 мс составило 3400 Н.

Выводы

1. На основании исследования глубины пластически деформированного слоя металла после применения ВМП серийным оборудованием мощностью 300 Вт установлены оптимальные параметры для упрочнения низколегированных сталей: диаметр бойков 3 мм и линейная скорость выполнения ВМП 1 мм/с.

2. Выполнение технологии ВМП при установленных оптимальных параметрах позволяет пластически

деформировать металл на глубину до 1 мм, образуя характерную канавку глубиной до 0,14 мм. При этом размер зоны под канавкой со значительными изменениями формы зерен (коэффициент формы зерна $K_{\phi_{cp}} = 11,8$) составляет 200 мкм.

3. При обработке ВМП поверхности металла приложение нагрузки осуществляется блоками импульсов различной ширины с максимальными значениями силы удара в блоке, превышающими 1000 Н. Продолжительность таких импульсов силового воздействия не превышает 100 мкс, а частота их появления составляет примерно 1 кГц.

1. Zhao X., Wang D., Huo L. Analysis of the S-N curves of welded joints enhanced by ultrasonic peening treatment // *Materials & Design*. — 2011. — **32**, № 1. — P. 88–96.
2. Abston S. The technology and applications of ultrasonic impact technology // *Austral. Welding J.* — 2010. — **55**. — P. 20–21.
3. The effects of ultrasonic peening treatment on the ultra-long life fatigue behavior of welded joints / D. Yin, D. Wang, H. Jing, L. Huo // *Materials & Design*. — 2010. — **31**, № 7. — P. 3299–3307.
4. Marquis G. Failure modes and fatigue strength of improved HSS welds // *Eng. Fract. Mech.* — 2010. — **77**. — P. 2051–2062.
5. Discussion on fatigue design of welded joints enhanced by ultrasonic peening treatment (UPT) / T. Wang, D. Wang, L. Huo, Y. Zhang // *Intern. J. Fatigue*. — 2009. — **31**, № 4. — P. 644–650.
6. Rehabilitation and repair of welded elements and structures by ultrasonic peening / Y. Kudryavtsev, J. Kleiman, A. Lugovskoy et al. // *Welding in the World*. — 2007. — **51**. — № 7/8. — P. 47–53.
7. Verlängerung der lebensdauer von schweißkonstruktion aus hoher festen baustählen durch Anwendung der UIT-technologie / U. Kuhlmann, A. Duerr, P. Guenther et al. // *Schweißen und Schneiden*. — 2005. — **57**, № 8. — S. 384–391.
8. Huo L., Wang D., Zhang Y. Investigation of the fatigue behaviour of the welded joints treated by TIG dressing and ultrasonic peening under variable-amplitude load // *Intern. J. Fatigue*. — 2005. — **27**, № 1. — P. 95–101.
9. Statnikov E. S., Muktepavel V. O., Blomqvist A. Comparison of ultrasonic impact treatment (UIT) and other fatigue life improvement methods // *Welding in the World*. — 2002. — **46**, № 3/4. — P. 20–32.
10. Морозинцева А. В. Обработка сварных соединений ультразвуком с целью снятия остаточных напряжений. Применение ультразвука в сварочной технике // *Тр. МВТУ им. Н. Э. Баумана*. — 1959. — Вып. 45. — С. 32–43.
11. Повышение сопротивления усталости сварных соединений металлоконструкций высокочастотной механической проковкой (Обзор) / Л. М. Лобанов, В. И. Кирьян, В. В. Кныш, Г. И. Прокопенко // *Автомат. сварка*. — 2006. — № 9. — С. 3–11.
12. Разработка и оптимизация оборудования и процесса УЗ ударной обработки сварных соединений с целью снижения остаточных напряжений / Г. И. Прокопенко, А. Я. Недосека, А. А. Грузд, Т. А. Красовский // *Техн. диагностика и неразруш. контроль*. — 1995. — № 3. — С. 14–22.
13. Кравцов Т. Г., Севрюков В. В. Ультразвуковая обработка судовых деталей и сварных конструкций. — Николаев: УГМТУ, 2001. — 126 с.
14. Нехорошов О. Н., Першин В. П., Семухин Б. С. Применение метода ультразвуковой ударной обработки для сварных соединений конструкционных сталей // *Вест. ТГА-СУ*. — 2006. — № 2. — С. 120–125.



15. Дегтярев В. А., Шульгинов Б. С., Кныш В. В. Деформационный критерий эффективности упрочнения сварных соединений высокочастотной механической проковкой // Автомат. сварка. — 2009. — № 10. — С. 48–51.
16. Characterization of ultrasonically peened and laser-shock peened surface layers of AISI-321 stainless steel / B. N. Mordyuk, Yu. V. Milman, M. O. Iefimov et al. // Surface and Coating Technology. — 2008. — **202**. — P. 4875–4883.
17. Структурные изменения в зоне сварного шва стали Ст3 при ультразвуковой ударной обработке и их влияние на повышение сопротивления усталости / П. Ю. Волосевич, Г. И. Прокопенко, В. В. Кныш, О. В. Войтенко // Металлофизика и новейшие технологии. — 2008. — **30**, № 10. — С. 1429–1443.
18. Mordyuk B. N., Prokopenko G. I. Ultrasonic impact peening for surface properties' management // J. Sound and Vibrations. — 2007. — **308**, № 3/5. — P. 855–866.
19. Пластическая деформация в ультразвуковом поле и ее возможности применительно к насыщению углеродом поверхностных слоев образцов железа / П. Ю. Волосевич, А. В. Козлов, Б. Н. Мордюк и др. // Металлофизика и новейшие технологии. — 2003. — **25**, № 5. — С. 679–692.
20. Механизм диспергирования железа при интенсивной пластической деформации трением с одновременной диффузией азота / А. И. Юркова, А. В. Белоцкий, А. В. Бякова, Ю. В. Мильман // Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии. — 2007. — **5**, № 2. — С. 565–588.
21. Mordyuk B. N., Prokopenko G. I. Fatigue life improvement of α -titanium by novel ultrasonically assisted technique // Materials Sci. and Eng. — 2006. — **437**. — P. 396–405.

Based on investigation of the depth of plastically deformed metal layer after application of high-frequency mechanical peening, optimum parameters for strengthening low-alloyed steels were established, which enable plastic deformation of metal to the depth of up to 1 mm.

Поступила в редакцию 10.01.2011

НОВАЯ КНИГА

СТЫКОВАЯ СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ: Сб. ст. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, 2011. — 132 с., мягкий переплет, формат 200×297 мм.

Сборник объединяет статьи, опубликованные в журнале «Автоматическая сварка» за период 2005–2010 гг., по проблемам контактной стыковой сварки оплавлением и другим способам сварки давлением и включает следующие разделы:

- контактная стыковая сварка железнодорожных рельсов и крестовин;
- технология и оборудование для прессовой сварки труб;
- стыковая сварка профильного проката;
- стыковая сварка высокопрочных трудносвариваемых сплавов и биметаллических соединений.

Авторами статей являются известные в Украине и за рубежом ученые и специалисты в области сварки давлением. Сборник предназначен для научных сотрудников, инженеров, технологов, конструкторов, преподавателей и аспирантов, занимающихся проблемами сварки давлением сталей, алюминиевых 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.
 Книга реализуется в печатном виде (доставка заказной бандеролью)
 и в электронном виде в *.pdf формате
 (отправка по электронной почте с закрытием оплаты по акту выполненных работ).



МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЫСОКОВОЛЬТНЫХ КАБЕЛЕЙ НА ПУЛЬСАЦИИ ТОКА В СВАРОЧНЫХ ПУШКАХ С АВТОМАТИЧЕСКИМ СМЕЩЕНИЕМ

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

Рассмотрен с использованием компьютерной математической симуляции механизм возникновения пульсаций тока в сварочных электронных пушках с автоматическим смещением из-за пульсаций тока бомбардировки катода. Показано, что при использовании коаксиального высоковольтного кабеля пульсации тока бомбардировки катода не влияют на пульсации тока пучка. В случае многожильного кабеля или четырех отдельных одножильных высоковольтных кабелей пульсации тока бомбардировки катода вызывают пульсации тока пучка из-за прохождения паразитных емкостных токов через цепь управления током пучка. С целью снижения коэффициента пульсаций тока пучка до 0,05 коэффициент пульсаций тока бомбардировки катода с частотой 20 кГц также не должен превышать 0,05.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, высоковольтный кабель, распределенные емкости, электронная пушка, триодная эмиссионная система, автоматическое смещение, пульсации тока бомбардировки катода, пульсации тока пучка

Несмотря на часто используемую импульсную модуляцию тока пучка электронов с глубиной 100 %, в стационарном режиме работы важно обеспечить амплитуду пульсаций тока пучка не более 5 % от пика к пику (коэффициент пульсаций 0,05), что оговорено международным стандартом EN ISO 14744-1 [1]. Это требование обусловлено, в частности, необходимостью обеспечения высокой стабильности глубины несквозного проплавления на металлах больших толщин.

В большинстве случаев в мощных (от 60 до 120 кВт) сварочных электронных пушках используются массивные катоды, нагреваемые электронной бомбардировкой, а наиболее эффективное управление током пучка осуществляется за счет ав-

томатического смещения [2], когда в цепь катода эмиссионной системы включена электронная лампа с сеточным управлением [3]. При этом минус источника ускоряющего напряжения соединен с модулятором (управляющим электродом) эмиссионной системы пушки.

Пушки этого типа в бывшем СССР снабжались коаксиальными высоковольтными четырехжильными кабелями марок 4КВЭЛ-60 или 4КВЭЛ-165 и трудности с пульсациями сварочного тока не возникали. Но в настоящее время в связи с прекращением производства коаксиальных кабелей с необходимой высокой электрической прочностью между жилами приходится использовать четыре отдельных кабеля (Techmeta, Франция) или многожильные кабели (ИЭС им. Е. О. Патона). При этих кабелях во избежание пульсаций сварочного тока необходима тщательная фильтрация тока бомбардировки катода, что создает определенные трудности с размещением и надежностью элек-

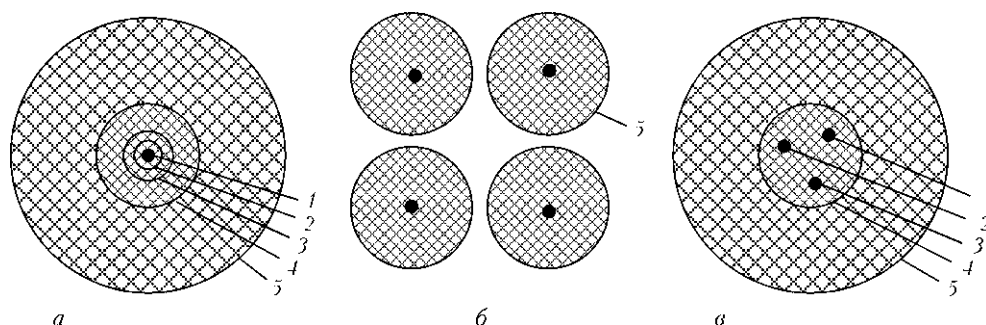


Рис. 1. Высоковольтные кабели, применяемые в сварочных пушках с катодами, нагреваемыми электронной бомбардировкой, и их паразитные емкости C_p : а — коаксиальный кабель, $C_{p(1-2)} = 300$; $C_{p(2-3)} = 400$; $C_{p(3-4)} = 500$; $C_{p(4-5)} = 100$ пФ/м; б — четыре отдельных одножильных кабеля, $C_p = 70$ пФ/м; в — многожильный кабель с проводниками в токопроводящем экране 4, используемом в качестве токопровода к модулятору, $C_{p(1-2)} = 150$, $C_{p(2-3)} = 70$, $C_{p(1, 2-4)} = 210$, $C_{p(3-4)} = 70$, $C_{p(4-5)} = 130$ пФ/м; 1, 2 — токопроводы к подогревной спирали; 3 — токопровод к катоду; 5 — внешний заземляемый экран

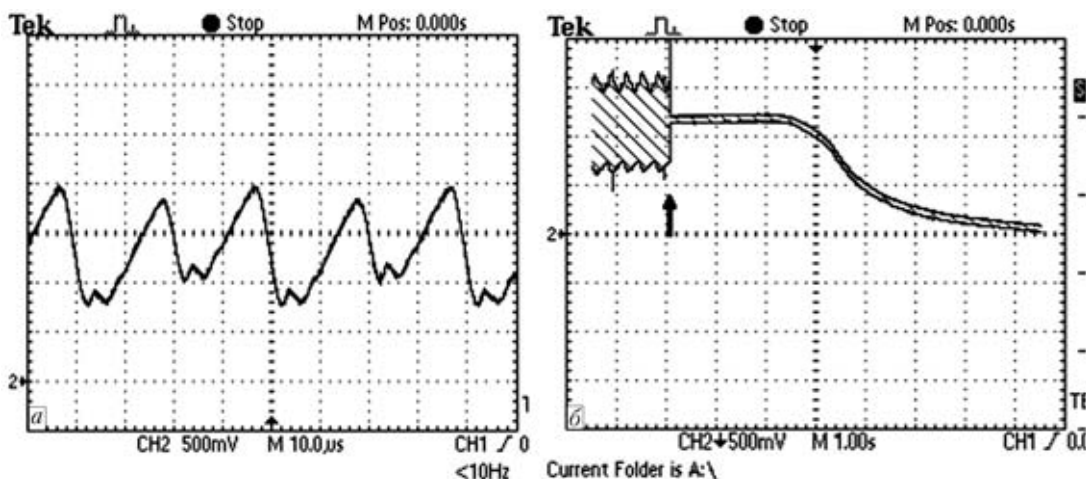


Рис. 2. Осциллограмма пульсаций (а) тока пучка (масштаб по временной оси — одна клетка — 10 мкс) и их прекращения (б, одна клетка — 1 с) с момента отключения тока бомбардировки при использовании многожильного кабеля. Частота и коэффициент пульсаций соответственно 50 кГц и 0,28, момент отключения тока бомбардировки отмечен стрелкой. Ток пучка 12,5 мА, ток бомбардировки 60 мА, напряжение бомбардировки 1,5 кВ. Осциллограф Tektronix TDS-2002

тронных элементов под высоким потенциалом в масляной ванне. Ток бомбардировки обычно составляет до 100 мА при напряжении 1,5...5 кВ. При переходе от сетевого питания к питанию на частоте 20...50 кГц влияние пульсаций тока бомбардировки катода проявляется существенно сильнее. Так, при прочих равных условиях коэффициент пульсаций тока пучка при использовании источника тока бомбардировки с частотой пульсаций 100 Гц примерно в 30 раз меньше по сравнению со случаем использования источника тока бомбардировки с частотой пульсаций 20 кГц. Конечными причинами пульсаций тока сварочного

пучка в рассматриваемых пушках могут быть пульсации ускоряющего напряжения и потенциала модулятора (управляющего электрода) эмиссионной системы. Поскольку значение среднего уровня пульсаций ускоряющего напряжения согласно международному стандарту EN ISO 14744-1 не должно превышать 2 % (на практике оно на порядок ниже), то с учетом зависимости $I_{\text{п}} \sim U_{\text{уск}}^{3/2}$ значение пульсаций тока пучка по указанным причинам не должно быть выше 3 %. Очевидно, что в случае более значительных пульсаций тока пучка их причину следует искать в пульсациях потенциала модулятора.

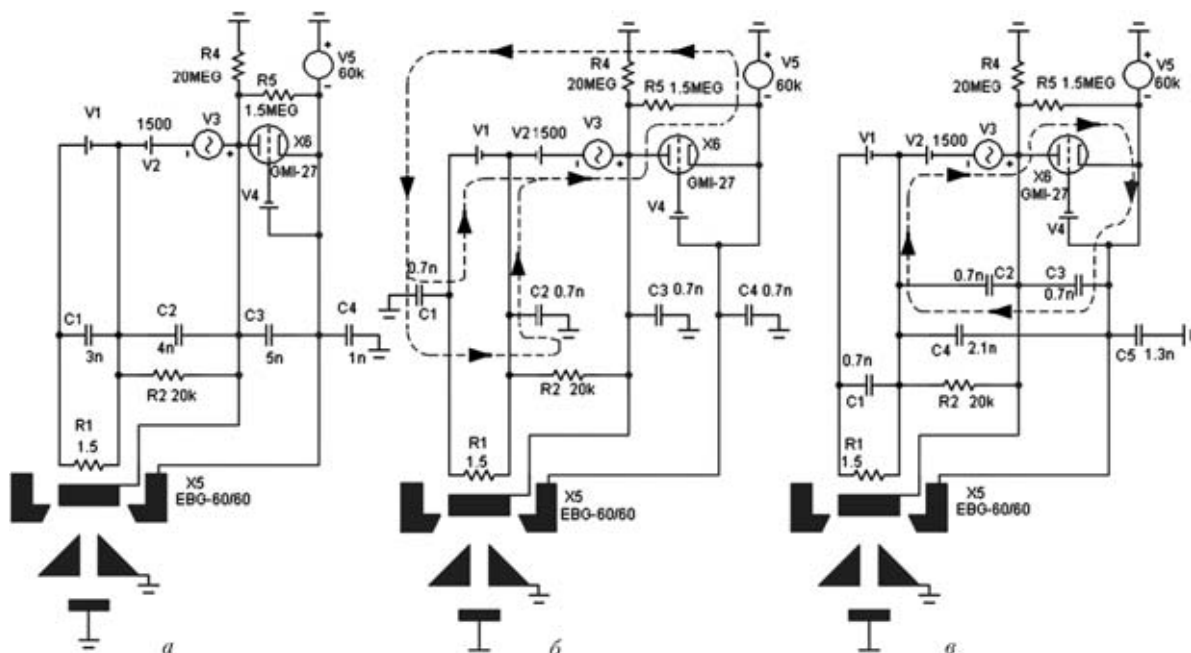


Рис. 3. Графические окна компьютерного математического симулятора цепей управления током пучка для коаксиального кабеля (а), четырех отдельных кабелей (б) и многожильного кабеля (в) (V1 — источник нагрева спирали; V2 — источник постоянного напряжения бомбардировки; V3 — источник переменного напряжения; V4 — источник напряжения смещения; V5 — стабилизированный источник ускоряющего напряжения; X5 — модель сварочной пушки 60 кВ, 60 кВт; X6 — упрощенная модель тетрода ГМИ-27)



Вопросы использования различных высоковольтных кабелей и связанными с ними пульсациями тока пучка ранее не обсуждались в технической литературе, что и обусловило проведение исследований, результаты которых освещены ниже.

Методика и объекты исследования. Исследуются высоковольтные кабели представлены на рис. 1. При замене коаксиального кабеля другими типами нами обнаружено появление пульсаций тока пучка, которые исчезают с момента резкого отключения тока бомбардировки катода (рис. 2). По мере остывания катода ток пучка плавно спадает до нуля без каких-либо пульсаций. Этот результат однозначно подтверждает причину пульсаций тока пучка из-за пульсаций тока бомбардировки катода, но не дает понимания механизма и количественных оценок этого влияния.

Поэтому была использована компьютерная математическая симуляция цепей управления током пучка с тремя типами высоковольтных кабелей

длиной по 10 м. Графические окна компьютерного математического симулятора [4] приведены на рис. 3 и выполнены так, чтобы можно было выявить количественные соотношения и основные пути прохождения переменной составляющей тока бомбардировки катода через паразитные емкости кабеля. Источник напряжения бомбардировки представлен здесь в виде двух включенных последовательно источников: постоянного напряжения $V2 = 1500$ В и переменного $V3 = 1,5...150$ В с частотой в диапазоне 50 Гц...50 кГц, с помощью которого при моделировании задаются значения коэффициента пульсаций в интересующем нас диапазоне 0,005...0,1. Электровакуумный диод (катод-подогреватель) представлен резистором $R2 = 20$ кОм $= U_{\text{бомб}}/I_{\text{бомб}} = 1500$ В/0,075 А, что оправдано постоянством данной нагрузки. Модели сварочной пушки и лампы ГМИ-27 созданы согласно данным работы [5]. Модель X5 сварочной пушки ЭЛА-60-60 соответствует ее модуляционной характеристике (рис. 4, а), а модель лампы Х6 — анодной характеристике электронной лампы ГМИ-27 (рис. 4, б).

Результаты и их обсуждение. При использовании коаксиального кабеля (см. рис. 3, а) переменная составляющая тока бомбардировки замыкается цепью накал-катод и паразитной емкостью $C2$, не оказывая влияния на разность потенциалов катод-модулятор, а значит, и на пульсации тока пучка. Поэтому в этом случае на выходе источника тока бомбардировки катода сглаживающий фильтр может не устанавливаться. Достаточно только выпрямить ток бомбардировки, поскольку при частоте 20...50 кГц потери в кабеле недопустимо велики. В случае четырех отдельных кабелей (см. рис. 3, б) переменная составляющая тока бомбардировки катода замыкается как цепью накал-катод, так и показанной штриховой линией цепью источника ускоряющего напряжения — земля — паразитные емкости $C1$ и $C2$, в которой создается падение переменного напряжения на включенных параллельно электронной лампе Х6 и резисторе $R5$. Последнее вызывает соответствующие пульсации тока пучка. При использовании многожильного кабеля (см. рис. 3, в) переменная составляющая тока бомбардировки катода также вызывает падение переменного напряжения на включенных параллельно электронной лампе Х6 и резисторе $R5$, поскольку существует цепь замыкания токов переменной составляющей тока бомбардировки катода через паразитные емкости $C2$ – $C4$.

На рис. 5, а, б для этих же кабелей приведены результаты компьютерного моделирования влияния тока пучка на амплитуду пульсаций управляющего напряжения и тока пучка при трех различных коэффициентах пульсаций тока бомбардировки. Характер зависимостей, а следовательно,

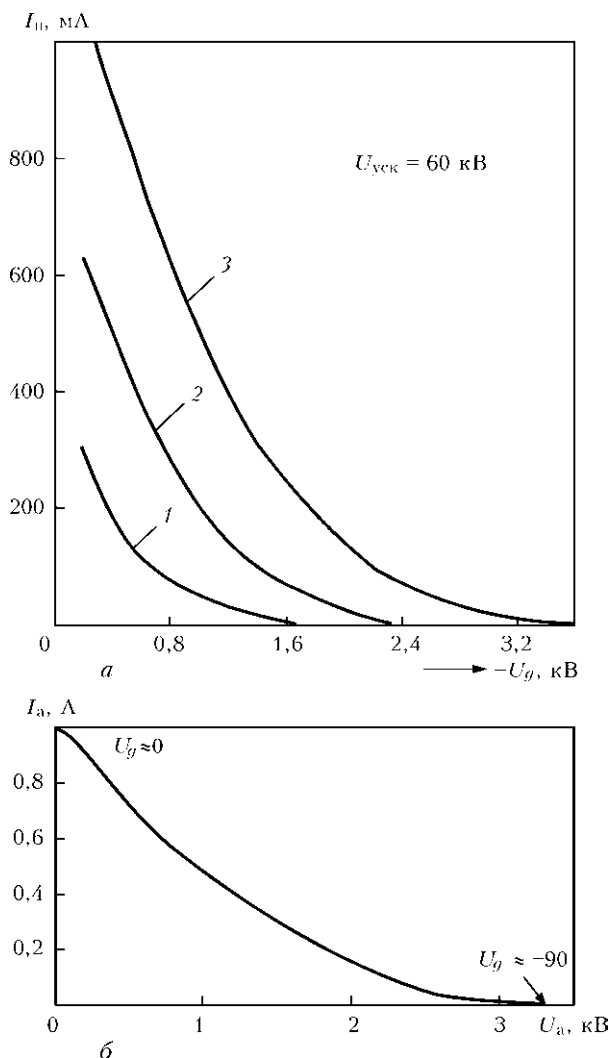


Рис. 4. Модуляционные характеристики эмиссионных систем, формирующих пучки с током 250 (1), 500 (2) и 1000 мА (3) (а) и паспортная анодная характеристика лампы ГМИ-27 (б)

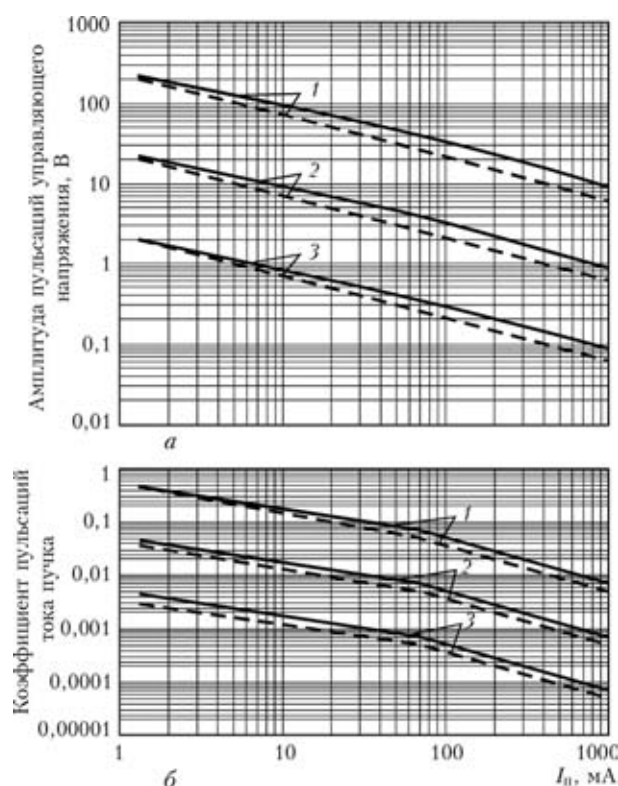


Рис. 5. Зависимость амплитуды пульсаций управляющего напряжения (а) и коэффициента пульсаций тока пучка (б) от тока пучка при использовании четырех отдельных кабелей (штриховые кривые) и многожильного кабеля (сплошные); коэффициент пульсаций тока бомбардировки 0,1 (1), 0,05 (2) и 0,005 (3); частота пульсаций тока бомбардировки катода 20 кГц

и механизм возникновения пульсаций тока пучка, одинаков для обоих типов кабелей, хотя при использовании четырех отдельных кабелей пульсации несколько меньше.

Как следует из результатов моделирования, влияние пульсаций тока бомбардировки увеличивается по мере снижения тока пучка и при токе пучка 1 мА и пульсациях тока бомбардировки катода 10 % амплитуда пульсаций тока пучка частотой 20 кГц приближается к 100 %, что делает

невозможным функционирование вторично-электронных систем наблюдения и слежения за стыком свариваемых кромок. Исходя из этих же результатов следует, что с целью снижения коэффициента пульсаций тока пучка до значения 0,05 (максимально допускаемого международным стандартом EN ISO 14744-1) необходимо ограничить коэффициент пульсаций тока бомбардировки катода, сформированного источником питания на частоте 20 кГц, этим же значением. Включение дополнительной емкости между катодом и модулятором эффективно снижает амплитуду пульсаций тока пучка, но соответственно ухудшаются динамические характеристики системы управления током пучка.

Выводы

1. Пульсации тока бомбардировки катода существенно влияют на пульсации тока сварочного пучка в случае применения многожильного кабеля или четырех отдельных кабелей из-за прохождения паразитных емкостных токов через цепь управления током пучка.

2. При использовании этих кабелей с целью снижения коэффициента пульсаций тока пучка до максимально допускаемого международным стандартом EN ISO 14744-1 значения 0,05 необходимо ограничить коэффициент пульсаций тока бомбардировки катода на частоте 20 кГц значением 0,05.

1. ISO 14744-1. Welding — acceptance inspection of electron beam welding machines. — Part 1: Principles and acceptance conditions.
2. Pat. 24 60 424, H 01 J 37/24 Deutsche. Strahlstromsteuerung für eine Elektronenstrahl-Schweißmaschine / M. Rolf. — Marz, 17, 1977.
3. Назаренко О. К., Ланбин В. С. Исследование высоковольтных цепей управления током сварочного электронного пучка // Автомат. сварка. — 2007. — № 5. — С. 26–30.
4. Амелина М. А., Амелин С. А. Программа схемотехнического моделирования Micro-Cap 8. — М.: Горячая Линия Телеком, 2007. — 466 с.
5. Koren N. Improved vacuum-tube models for SPICE simulations // Glass Audio. — 1996. — 8, № 5.

Mechanism of current ripple formation in welding electron guns with automatic shifting because of ripple of cathode bombardment current is considered using computer mathematical simulation. It is shown that when coaxial high-voltage cable is used, cathode bombardment currents ripple does not affect beam current ripple. In the case of multicore cable or four separate single-core high-voltage cables, cathode bombardment current ripple causes beam current ripple, because of passage of parasitic capacitance currents through beam current control circuit. In order to lower the coefficient of beam current ripple to 0.05, the coefficient of ripple of cathode bombardment current with 20 kHz frequency should not exceed 0.05, either.

Поступила в редакцию 25.11.2010



ОСОБЕННОСТИ КОНТАКТНОЙ СВАРКИ МЕДИ С АЛЮМИНИЕВЫМИ СПЛАВАМИ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ НАНОСТРУКТУРНОЙ ФОЛЬГИ СИСТЕМЫ Al–Cu

В. С. КУЧУК-ЯЦЕНКО, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены особенности формирования сварных соединений алюминиевого сплава АД1 с медью М1 при использовании в качестве закладного элемента наноструктурной фольги системы Al–Cu. Исследованы микроструктура и химическая неоднородность металла сварных соединений, проведены механические испытания сварных соединений на разрыв.

Ключевые слова: контактная стыковая сварка, наноструктурная фольга, эвтектика, микроструктура, интерметаллид

В промышленности сварку алюминия с медью применяют при изготовлении токоведущих элементов и узлов электрических машин, трансформаторов, токоподводов, шинопроводов, энергоемких агрегатов, химических сосудов и других изделий. Основной проблемой при получении сварных соединений является то, что в шве образуются интерметаллиды системы Al–Cu, имеющие большую твердость и хрупкость, что существенно ухудшает механические и электрические характеристики изделий. Негативное влияние интерметаллидов особенно заметно, если толщина их слоя составляет более 7...8 мкм [1]. Для уменьшения толщины слоя интерметаллидов следует минимизировать температурно-временные параметры сварочного процесса и обеспечить более концентрированный нагрев.

В настоящей работе исследован процесс контактной сварки алюминия с медью при использовании в качестве закладных элементов наноструктурной алюминиево-медной фольги системы Al–Cu, особенностью которой является то, что она формирует в зоне соединения расплав эвтектического состава при минимальном тепловложении. Кроме того, в работах [2, 3] установлено, что применение таких фольг обеспечивает высококонцентрированный равномерный нагрев соединяемых деталей.

Сварку образцов размером 5×14×140 мм проводили на модернизированной стыкосварочной установке К766. Давление при нагреве составляло 3...4 МПа, при осадке — 7,5...8,0 МПа, время сварки — 1,5...2,0 с.

Изготовление наноструктурных фольг способом электронно-лучевого испарения с последующей конденсацией компонентов освоено в ИЭС им. Е. О. Патона [4]. Микроструктура нанослой-

ной фольги системы Al–Cu (78 мас. % Al и 22 мас. % Cu), полученная с помощью микрорентгеноспектрального анализа, представлена на рис. 1.

Анализ микроструктуры и определение химической неоднородности соединений осуществляли на оптическом микроскопе «Neophot-32» и растровом электронном микроскопе JSM-840 (Япония) с микроанализатором «Link-systems». Оценку прочностных свойств соединений выполняли путем исследования микротвердости на микротвердометре фирмы «LECO» и проведения механических испытаний на разрыв.

Были выполнены эксперименты по контактной сварке алюминиевого сплава марки АД1 с медью М1 с использованием фольги системы Al–Cu, а также без нее и сравнительные металлографические исследования. В микроструктуре переходной зоны соединения, полученного без использования фольги, ширина шва неравномерная (колеблется в диапазоне 1...10 мкм). При ширине 1...2 мкм переходной зоны структура металла шва однородная, граница с алюминием волнообразная (рис. 2, а, б). На кривых распределения меди и алюминия в области, расположенной у границы с алюминием, имеет место полочка; кривая рас-

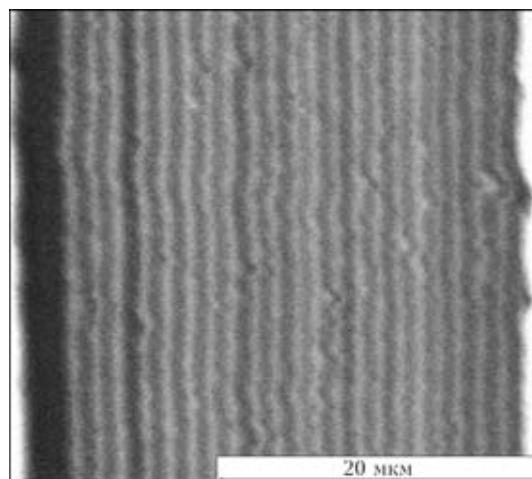


Рис. 1. Микроструктура нанослойной фольги системы Al–Cu

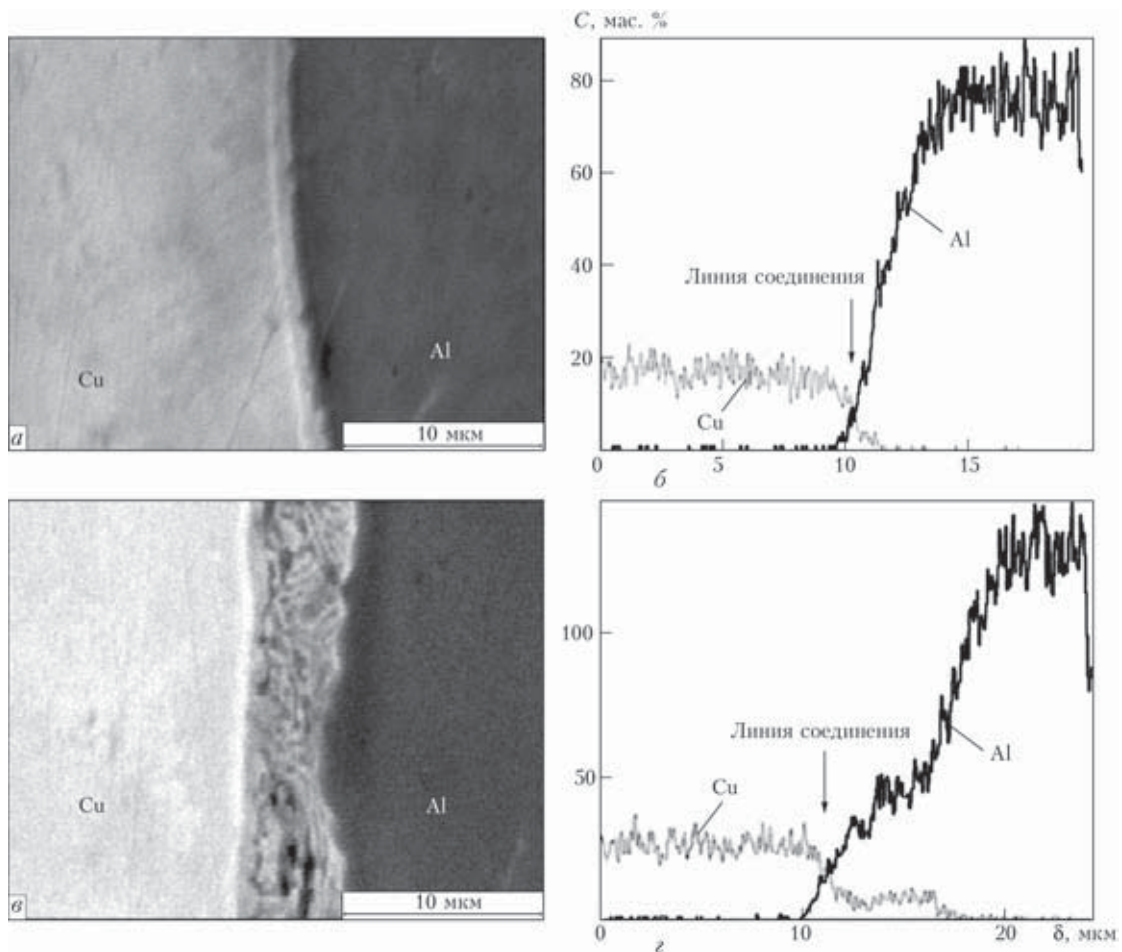


Рис. 2. Микроструктуры (а, в) и кривые распределения содержания C меди и алюминия (б, г) в переходной зоне соединения, полученного контактной стыковой сваркой без использования фольги, на участках шириной $\delta = 1...2$ (а, б) и 10 мкм (в, г)

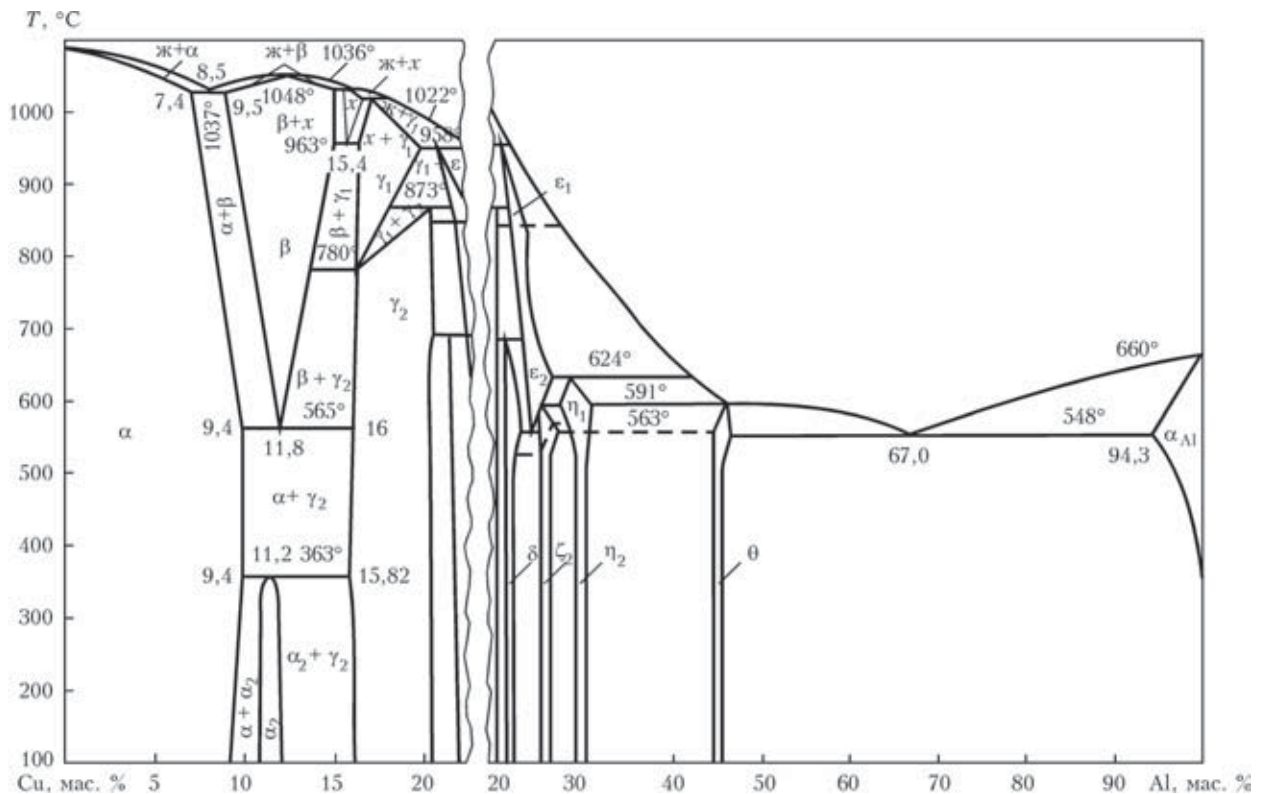


Рис. 3. Температурная диаграмма состояния системы Al-Cu

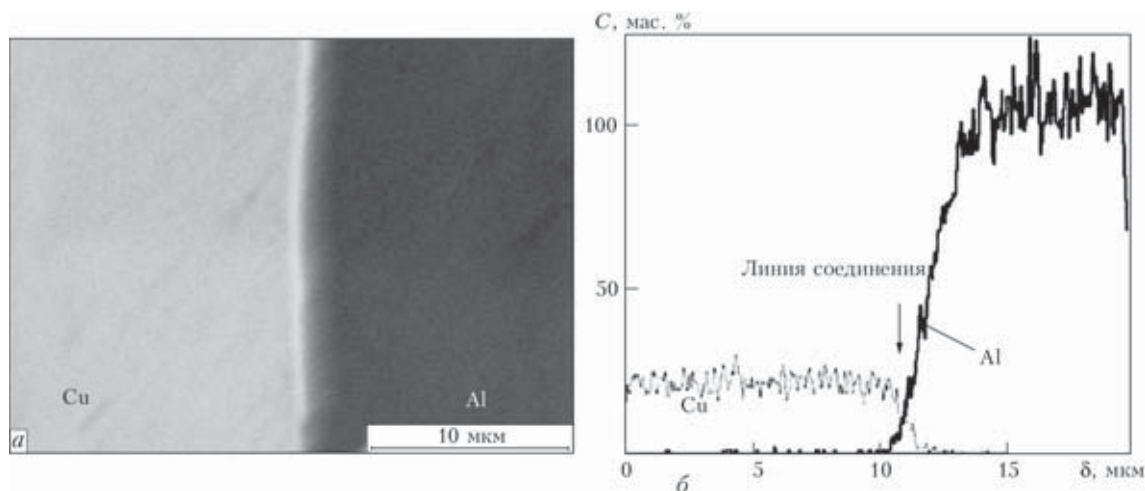


Рис. 4. Микроструктура (а) и кривые распределения содержания C меди и алюминия (б) в переходной зоне соединения, полученного контактной сваркой с использованием наноструктурной фольги системы Al–Cu

пределения меди монотонно возрастает, а алюминия — убывает.

Известно, что медь не растворяется в алюминии при комнатной температуре, а растворимость алюминия в меди достигает 7,6 мас. %. Система Al–Cu характеризуется наличием нескольких интерметаллидных соединений, из которых ближайшее к алюминию CuAl_2 .

Исходя из диаграммы состояния (см. рис. 3) [5] можно предположить, что переходная зона состоит из диффузионной зоны меди и слоя θ -фазы (твердого раствора на основе CuAl_2).

При увеличении ширины шва до 10 мкм в его металле формируются дендриты, растущие от границы с медью, и эвтектические колонии (см. рис. 2, в, г). Эвтектическим колониям на кривых распределения алюминия и меди соответствует полочка, в области дендритов кривая распределения меди монотонно убывает, а кривая распределения алюминия возрастает. В этом случае переходная зона состоит из эвтектики Al + θ (CuAl_2) и дендритов α -фазы (твердого раствора алюминия в меди).

Шов, выполненный контактной стыковой сваркой с использованием фольги системы Al–Cu (рис. 4), имеет ширину 2...3 мкм. Ход кривых распределения алюминия и меди в переходной зоне шириной около 1,5 мкм свидетельствует о монотонном изменении содержания этих элементов. Интерметаллидных соединений не обнаружено, эвтектика отсутствует.

Механические испытания на разрыв показали, что максимальная прочность образцов сварных соединений, полученных контактной стыковой сваркой с использованием наноструктурной фольги, составила 75 МПа (среднее значение 65...70 МПа). Разрушение образцов происходило по околошовной зоне со стороны алюминия. Максимальная прочность сварных соединений, полученных без использования фольги, равна 50 МПа. При испытаниях образцы разрушались по сварному шву.

Таким образом, использование при контактной стыковой сварке алюминия с медью и наноструктурной фольгой системы Al–Cu в качестве закладного элемента препятствует образованию в металле шва хрупких интерметаллидных фаз и позволяет получать равнопрочные сварные соединения.

1. Рябов В. Р. Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами. — Киев: Наук. думка, 1983. — 264 с.
2. Особенности контактной сварки алюминиевых сплавов с использованием нанослойных алюминий-никелевых и алюминий-медных фольг / В. С. Кучук-Яценко, В. И. Швеи, А. Г. Сахацкий, А. А. Наконечный // Свароч. пр-во. — 2007. — № 9. — С. 12–14.
3. Особенности контактной сварки алюминидов титана с использованием нанослойных алюминий-титановых фольг / В. С. Кучук-Яценко, В. И. Швеи, А. Г. Сахацкий, А. А. Наконечный // Автомат. сварка. — 2008. — № 6. — С. 5–11.
4. Мовчан Б. А. Неорганические материалы, осаждаемые из паровой фазы в вакууме // Сучасне матеріалознавство XXI сторіччя. — Киев: Наук. думка, 1998. — С. 318–332.
5. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. — М.: Металлургия, 1979. — 640 с.

Peculiarities of formation of welded joints of AD1 aluminium alloy with M1 copper using nanostructured foil of Al–Cu system as an insert are considered. Microstructure and chemical inhomogeneity of welded joint metal were studied, and mechanical rupture testing of welded joints was performed.

Поступила в редакцию 14.12.2010



ИСПОЛЬЗОВАНИЕ НАНОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ МЕТАЛЛОВ ПРИ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКЕ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

А. В. ЛЮШИНСКИЙ, д-р техн. наук (ОАО «Раменское приборостроительное конструкторское бюро», РФ)

Дан сравнительный анализ активности компактных материалов, напыленных и гальванических слоев, порошков различной дисперсности, используемых в качестве таких слоев. Изучены процессы спекания нанодисперсных порошков и их припекания к поверхности свариваемых деталей. Показано, что применение двойных смесей нанодисперсных порошков позволяет не только интенсифицировать процесс диффузионного образования сварного соединения, но и получать сварные швы с заданными механическими и физическими свойствами.

Ключевые слова: диффузионная сварка, порошковый промежуточный слой, нанодисперсные порошки металлов, интенсификация процесса соединения, температура сварки, время сварки, давление, структура металла зоны соединения

Технология диффузионной сварки наряду с явными преимуществами перед другими способами сварки имеет один существенный недостаток, который сдерживает ее широкое применение в промышленности, а именно, низкую производительность процесса. В связи с этим перед специалистами в области сварки стоит задача изыскания способов интенсификации процесса получения неразъемного соединения в твердом состоянии.

Наиболее простым способом интенсификации этого процесса при диффузионной сварке является циклическое изменение основных параметров ее режима — температуры T и давления P [1, 2]. Существуют и другие способы, но они требуют разработки специальных технологий, создания высокоточного сварочного и специализированного оборудования и прецизионной оснастки, а значит, существенных материальных затрат.

Выход может быть найден благодаря существованию еще одного способа интенсификации процесса диффузионной сварки, который обеспечивает решение комплекса задач и основан на применении промежуточных слоев, выполняющих при сварке самые разнообразные функции: снижение химической неоднородности в зоне соединения; снятие остаточных напряжений и устранение влияния различия в значениях коэффициентов линейного теплового расширения свариваемых материалов; предотвращение их пластической деформации; существенное снижение основных параметров режима диффузионной сварки при одновременном обеспечении высокой прочности соединений.

Для промежуточных слоев, как правило, применяют пластичные металлы (золото, серебро, никель, медь, алюминий и др.) в виде фольг, проволочек, порошков и пленок, которые наносят на соединяемые поверхности гальваническим способом или вакуумным напылением [3].

Фольга, полученная прокаткой расплавленного металла, по активности поверхности почти не уступает компактным свариваемым материалам. Она применяется в качестве промежуточного слоя в основном для предотвращения образования интерметаллидов в зоне соединения. Толщина промежуточных слоев составляет 0,05...1,00 мм. Их подготовка под сварку аналогична подготовке соединяемых поверхностей деталей.

Качество соединений, получаемых через гальванические или напыленные покрытия, во многом зависит от их адгезии к основному материалу. В свою очередь уровень адгезии определяется качеством подготовки поверхности деталей под покрытие. Для обеспечения необходимого сцепления важным является сходство структур основного и осаждаемого металлов. Более того, взаимная диффузия металлов основы и покрытия способствует их надежному сцеплению как при нанесении слоя, так и в процессе диффузионной сварки, если диффузия сопровождается образованием твердого раствора.

Тонкие гальванические или напыленные пленки характеризуются высоким значением отношения площади поверхности к объему, разной степенью упорядочения структуры, малой массой, а также несовершенной кристаллической решеткой, что приводит к появлению новых эффектов и заметным отклонениям от явлений, имеющих место в массивных образцах. Условия термодинамического равновесия в тонких пленках существенно отличаются от условий в объеме: пленка образуется из многих дискретных зародышей при их сильной разориентации и смещении относительно друг друга, что и приводит к формированию дис-

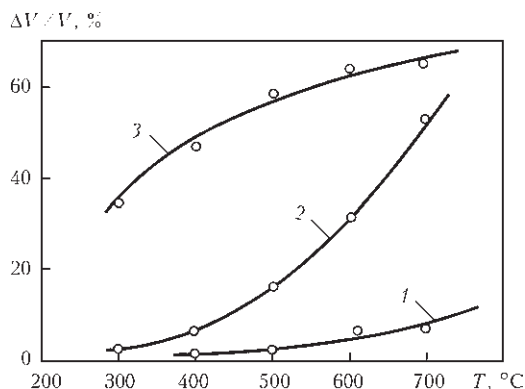


Рис. 1. Зависимости объемной усадки $\Delta V/V$ электролитического порошка ПНЭ-1 (1), карбонильного ПНКОН-1 (2) и НДП (3) от температуры спекания T при $t = \text{const}$

локаций и сетки вакансий на поверхностях раздела соединяющихся зародышей и возникновению упругих напряжений в пленке.

Порошковое тело нестабильно из-за избытка свободной энергии. Это связано прежде всего с наличием чрезвычайно развитой внутренней межфазной поверхности раздела твердого тела с порами [4].

При повышении дисперсности металлических порошков увеличивается их объемная усадка в процессе спекания под давлением, снижается температура начала заметной усадки (рис. 1) и возрастает прочность. Более активными принято считать порошки, которые при прочих равных условиях (температуре, усилии сжатия и др.) уплотняются с большей скоростью. Чем выше дисперсность порошка, тем больше его удельная поверхность и значительнее отклонение системы от термодинамического равновесия.

Исследования сварных образцов из никеля НП-2, выполненных диффузионной сваркой при температуре $T_{\text{св}} = 550^\circ\text{C}$, давлении $P = 20$ МПа и времени сварки $t_{\text{св}} = 30$ мин, с применением промежуточных слоев из никелевых порошков электролитического ПНЭ-1, карбонильного ПНКОН-1 и нанодисперсного (НДП), полученного в результате термического разложения формата никеля $\text{Ni}(\text{COOH})_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ с дисперсностью $d = 39,75, 7,63$ и менее $0,10$ мкм и площадью

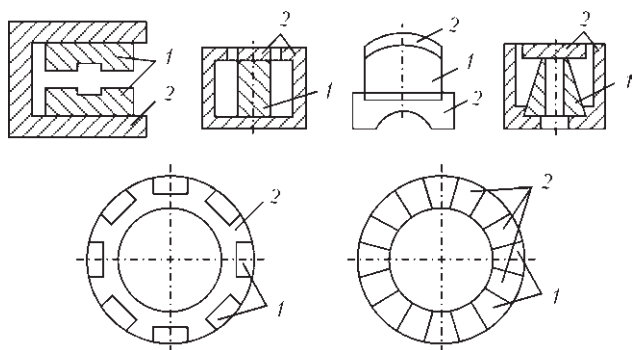


Рис. 2. Схемы основных вариантов соединений магнитных материалов: 1 — постоянные магниты; 2 — магнитопровод

удельной поверхности соответственно $S_{\text{уд}} = 0,12; 0,48$ и $17,32$ м²/г, показали, что максимальные значения временного сопротивления $\sigma_{\text{в}} \geq 200$ МПа достигаются при сварке через НДП.

Уплотнение промежуточного порошкового слоя — это процесс ориентированного переноса массы вещества. Диффузия вакансий на поверхность слоя происходит через их стоки, представляющие собой межчастичные границы. Количество таких стоков, а следовательно, и расстояние между ними зависят от размера частиц. С уменьшением последних число стоков вакансий возрастает, что активизирует процесс усадки.

Скорость процессов взаимного спекания частиц и припекания их к плоской поверхности увеличиваются с уменьшением линейных размеров частиц и характеризуются соотношением [4]

$$X/R = R^{-3/5} f(t, T),$$

где X — минимальный радиус контактного пещейки; R — радиус частиц; t — время спекания.

Для активации процесса диффузионной сварки с использованием порошкового слоя, при котором одновременно протекают два процесса, спекание порошковых частиц между собой и их припекание к плоской компактной поверхности, наряду с увеличением дисперсности и удельной поверхности порошка повышают дефектность кристаллической структуры его частиц. Для этого металлические порошки получают в неравновесных условиях — при пониженной температуре и высокой скорости нагрева и охлаждения, при этом скорость охлаждения выше скорости нагрева. В частности, такова схема получения НДП термическим разложением форматов и оксалатов металлов.

Таким образом, основной движущей силой процесса спекания порошкового промежуточного слоя и его припекания к основному материалу является уменьшение свободной энергии, связанной со свободной поверхностью пористого тела и дефектами его кристаллической структуры. Кроме того, причиной увеличения активности порошка при диффузионной сварке может быть возрастание концентрации дислокаций, вдоль которых имеет место повышенная диффузионная подвижность атомов.

Технологию диффузионной сварки с использованием порошковых промежуточных слоев применяют, например, в авиаприборостроении для изготовления магнитных систем, в частности, для соединения постоянных магнитов типа ЮНДК со сплавом 27КХ, сталью 10880, пермаллоями и другими материалами (рис. 2). Диффузионную сварку выполняли на следующем режиме $T_{\text{св}} = 550 \dots 600^\circ\text{C}$; $P = 20$ МПа; $t_{\text{св}} = 30$ мин. Прочность металла сварного шва составляла более 200 МПа (разрушение происходило по постоянному магниту), пластическая деформация де-



талей отсутствовала, исходные магнитные свойства магнитных материалов сохранялись, последующая термо- и механическая обработка не требуется, сваренные узлы готовы к дальнейшей сборке. Если сравнивать с технологией сварки без активирующих слоев ($T_{\text{св}} \geq 870$ °С; $P = 30$ МПа; $t_{\text{св}} = 30$ мин), то в этом случае прочность металла сварного шва составляет 5...7 МПа, пластическая деформация деталей — не менее 15 %, при этом требуется дополнительная термоманитная обработка для восстановления исходных магнитных свойств, поскольку процесс сварки осуществляют при температуре выше точки Кюри. Кроме того, технологический цикл изготовления одного изделия с применением порошкового промежуточного слоя сократился на 30 %.

Качественные сварные соединения разрушаются по промежуточному слою, что свидетельствует о полноте протекания процессов схватывания между поверхностями образца и порошка и достаточно полном химическом взаимодействии, о чем свидетельствует фрактограмма поверхности излома сварного соединения, полученного при $T_{\text{св}} = 600$ °С, $P = 5$ МПа, $t_{\text{св}} = 30$ мин. Ее целесообразно рассматривать как состоящую из трех зон (рис. 3). Сравнив зоны 1 и 3, видно, что характер их поверхности (размер и глубина ямок) одинаков, а следовательно, зона 3 является частью порошкового промежуточного слоя, по которому произошло разрушение. Следует отметить, что разрушение данного образца происходило по двум механизмам: путем слияния микропор (зоны 1 и 3) и сколом (зона 2). Разрушение имело место в основном между частицами (межзеренный характер). Это подтверждает тот факт, что процесс спекания порошковой прокатанной ленты (промежуточного слоя) осуществляется по механизму зернограницного проскальзывания частиц.

На основе зависимости относительной прочности при фиксированном давлении сварки $P = 10$ МПа и относительной прочности $\bar{\sigma} = 0,8$ произведен термоактивационный анализ процесса формирования сварного соединения и спекания промежуточного порошкового слоя. Их значения соответствуют значению энергии активации процесса формирования сварного соединения, спекания промежуточного слоя $E_a = 110$ кДж/моль и энергии активации компактного никеля. Это позволяет заключить, что формирование сварного соединения через порошковый промежуточный слой контролируется процессом его спекания, а тот в свою очередь зернограницной самодиффузией.

Для повышения механической прочности соединений и улучшения специальных свойств магнитных систем, а также для снижения термомодеформационного воздействия на свариваемые де-

тали и сокращения технологического цикла диффузионной сварки разработаны и исследованы двухкомпонентные порошковые слои на основе наиболее перспективных смесей НДП никеля, меди и кобальта различных составов.

Кинетика твердофазного спекания двойных смесей порошков в отличие от однокомпонентных смесей осложнена процессами, сопутствующими диффузионной гомогенизации. Избыточная свободная энергия порошковой смеси, обусловленная наличием градиентов концентраций компонентов, может оказаться довольно значительной. Энергетически это оправдано даже тогда, когда система удалена от равновесного состояния по какому-либо другому параметру, например, развитости свободной поверхности, значению напряжений в диффузионной зоне и др. Возникает новый механизм уплотнения, при реализации которого перемещение частиц разных материалов связано не только с их дисперсностью, развитостью поверхности, деформацией, но и с содержанием компонентов.

Промежуточные слои, состоящие из двухкомпонентных НДП, применяли также для соединения твердых сплавов со сталями при изготовлении специальных инструментов.

Прочность сварного соединения твердого сплава со сталями во многом определяется качеством подготовки соединяемых поверхностей, в частности, шероховатостью не ниже 1,25 и отклонением от параллельности не более 0,02 мм. Поэтому их сварка ведется через пористые усаживаемые промежуточные слои, нивелирующие отклонение их размеров от требуемых значений. Исследованы промежуточные порошковые слои на основе двойных смесей Ni-Co, Ni-Cu, Cu-Co с различным содержанием компонентов. Наилуч-

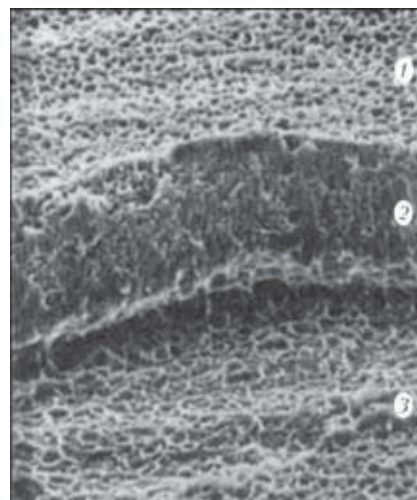


Рис. 3. Фрактограмма ($\times 8000$) поверхности излома образца сварного соединения: 1 — поверхность спекленного порошкового слоя после разрушения; 2 — срез промежуточного спекленного порошкового слоя (толщина слоя после сварки и разрушения); 3 — место вырыва

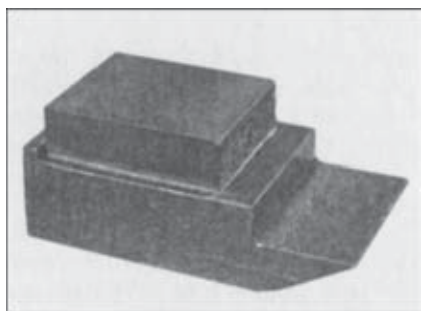


Рис. 4. Вид изделия из твердого сплава ВК6 со сталью У8, полученного диффузионной сваркой

ший результат получен для промежуточных слоев из НДП системы Ni–Co.

Диффузионную сварку твердого сплава ВК6 (94 мас. % WC и 6 мас. % Co) со сталями У8 (рис. 4) и 35 выполняли через прокладку состава 75 % Ni + 25 % Co, который, как показали наши эксперименты, является оптимальным для данной пары материалов. Этот же состав прокладки использовали при сварке сплава ВК20 (80 % WC и 20 % Co) на следующем режиме: $T_{\text{св}} = 850 \dots 900^\circ\text{C}$; $P = 10 \dots 15$ МПа; $t_{\text{св}} = 30$ мин. Временное сопротивление на разрыв составляет $\sigma_{\text{в}} = 600 \dots 900$ МПа, разрушение происходит по твердому сплаву.

При сварке твердого сплава со сталями с использованием промежуточных слоев из смесей порошков никеля и кобальта в результате взаимной диффузии соединяемых элементов образуется переходная зона, в формировании которой принимают участие практически все элементы соединяемых материалов. Наибольшую активность в формировании переходной зоны проявляет никель, который способен диффундировать в сплав на глубину 25...30 мкм по границам зерен. В результате этого, с одной стороны, происходит замещение кобальта в сплаве на никель (при этом зерна карбида вольфрама частично растворяются в никеле, образуя твердый раствор никель–кобальт), а с другой, имеет место интенсивное развитие диффузионных процессов между кобальтом в сплаве и кобальтом в прокладке.

На рис. 5 представлена микроструктура зоны соединения твердого сплава ВК6 со сталью У8.

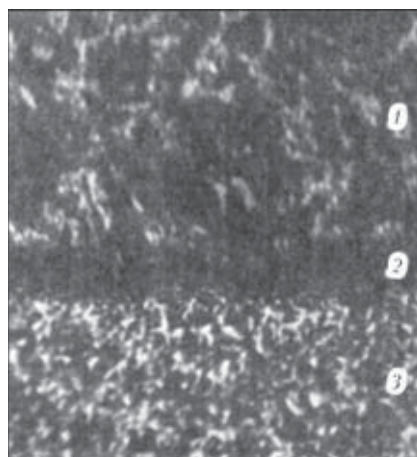


Рис. 5. Микроструктура ($\times 350$) зоны соединения твердого сплава ВК6 (1) со сталью У8 (3) через порошковый промежуточный слой (2)

Применение промежуточных слоев из смесей НДП при диффузионной сварке для изготовления инструмента вместо пайки, например, медью или латунью, позволяет сэкономить до 75 % дорогостоящего и дефицитного сплава, повысить качество и надежность соединения твердого сплава со сталью, увеличить срок службы инструмента в 1,4...1,5 раза и уменьшить трудоемкость его изготовления. К сожалению, указанная технология имеет главный недостаток — низкую по сравнению с процессом пайки производительность, но это компенсируется высоким качеством изделий. Повысить производительность процесса сварки можно путем применения многоместной оснастки.

Таким образом, интенсифицировать процесс диффузионной сварки можно путем применения высокоактивных энергонасыщенных промежуточных слоев на основе НДП. При этом важно, чтобы наряду с минимизированным размером частицы имели максимальную развитость поверхности.

1. Казаков Н. Ф. Диффузионная сварка материалов. — М.: Машиностроение, 1976. — 312 с.
2. Каракозов Э. С. Сварка металлов давлением. — М.: Машиностроение, 1986. — 280 с.
3. Люшинский А. В. Диффузионная сварка разнородных материалов. — М.: Академия, 2006. — 208 с.
4. Гегузин Я. Е. Физика спекания. — М.: Наука, 1967. — 360 с.

The processes of sintering of nanopowders and their adhesion to the surfaces of pieces joined are studied. It is shown that the use of double mixtures of nanopowders allows intensifying the process of diffusion formation of the joints and provides the bonds with preset mechanical and physical properties.

Поступила в редакцию 13.01.2010



УДК 621.791.75.01

ОПЫТ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ТОЛСТОСТЕННЫХ КОНСТРУКЦИЙ ДЛЯ УНИКАЛЬНЫХ СООРУЖЕНИЙ

Е. ЕНГИНДЕНИЗ (Альтлайнинген, Германия),
Е. КАПЛАН, Е. ГАНИОГЛУ, Ф. ЮКСЕЛЬ, Н. БАЙЕЗИД (Стамбул, Гемлик, Турция),
Р. РОЗЕРТ (Альтлайнинген, Германия)

Рассмотрены технологические особенности изготовления крупнотоннажных металлических конструкций с удельной массой 1000 т и более, которые применяют на современных нефтеочистительных заводах. Приведены данные о строительстве самой высокой офисной башни в России, а также футбольного стадиона в Донецке (Украина). В дополнение к конкретным вариантам способов сварки обсуждены организационные вопросы, касающиеся транспортировки и сборки указанных конструкций.

Ключевые слова: дуговая сварка, сварные конструкции, толстый стальной лист, многопроходная сварка, порошковые проволоки, производительность процесса сварки, уникальные сооружения

Корпорация «Цимтас», основанная 37 лет назад как отделение крупнейшей строительной компании «ЭНКА» (Турция), в основном производит сосуды высокого давления, резервуары, ветровые турбины и другие виды стальных конструкций. Главный офис компании находится в Стамбуле, а два завода — в Гемлике. В 2007 г. на этих заводах было переработано 47 тыс. т стали. В перечень выпускаемых изделий входит большое количество сосудов высокого давления для проекта «ГАСКО» (Объединенные Арабские Эмираты) и проекта по сжиженному природному газу (Ангола). Кроме того, компания поставила сосуды высокого давления компаниям Петрофак БДж (Тунис) и МАН. Шесть из этих сосудов имели массу более 500 т. Отгрузочная масса сосуда, который в настоящее время еще изготавливается, будет составлять около 1 тыс. т.

В данной работе представлены последние работы корпорации «Цимтас», а именно, изготовление толстостенных сосудов высокого давления, а также строительство специальных стальных высотных сооружений, два из которых являются самыми высокими из жилых и офисных зданий — Евразийская башня бизнес-центра в Москве (РФ) и стадион футбольного клуба «Шахтер» в Донецке (Украина). При строительстве указанных сооружений использовали стальные листы толщиной более 200 мм.

Евразийская башня бизнес-центра в Москве. Это двухъярусное сооружение с пятью подземными и 74 надземными этажами высотой 310 м в настоящее время является самым высоким зданием в РФ. В нем расположены помещения для офисов, квартиры, магазины, рестораны и центр



Рис. 1. Высотное здание Евразийской башни бизнес-центра в Москве

здоровья (рис. 1). Многоэтажная автостоянка на нижних этажах вмещает до 1000 автомобилей.

Общая площадь здания, выполненного из стальных конструкций массы 27 тыс. т, составляет 200 тыс. м². С помощью сварки изготовлено 24 тыс. компонентов, из них 21 тыс. балок, 23 тыс. коробчатых профилей в виде несущих колонн и 700 раскосов. Основания плиты выполнены из листов стали марок S355 J2G3 P и 460 NL1 толщиной 404 мм, а коробчатые профили замкнутого сечения — из листов стали толщиной 220 мм.

Стадион футбольного клуба «Шахтер» в Донецке (Украина). В июне 2006 г. компании «ЭНКА» было поручено построить пятизвездочный стадион в Донецке, соответствующий требованиям УЕФА и ФИФА. В августе того же года был выкопан котлован под фундамент, а строительство этого огромного сооружения закончено в августе 2008 г. (рис. 2). На рисунке видна крыша специальной конструкции массой приблизительно



Рис. 2. Стадион футбольного клуба «Шахтер» в Донецке

3800 т при общей массе стальной конструкции 4300 т.

У архитектора возникла идея построить крышу без опор, что реализовано с помощью пространственных ферм, перекрывающих 60 м пространства, которые опираются на балки, выступающие на такое же расстояние, что и фермы. Как видно на рис. 3, балки пространственных ферм расположены в одной плоскости. Высота крыши футбольного стадиона составляет 54 м. Благодаря тому, что она наклонена к югу, стадион вписывается в контуры Ленинского парка. Это позволило на одну треть уменьшить массу крыши и значительно увеличить количество света, попадающего на футбольное поле. Однако исходя из расчета все 12 балок должны иметь различный размер, а значит, изготовление элементов и последующая их сборка были очень длительными и дорогостоящими операциями. Сегменты крыши сконструированы таким образом, что компенсируют подвижки грунта, вызванные работами по добыче уг-

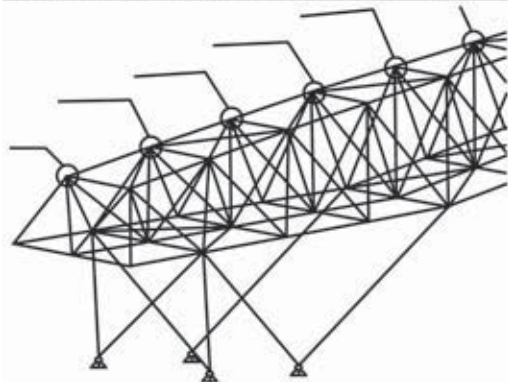


Рис. 3. Конструкция крыши стадиона футбольного клуба «Шахтер»

ля, которые проводились ранее на этой площадке. Стадион рассчитан на 50 тыс. болельщиков, включая 5 тыс. VIP-гостей. Строительная площадка имеет площадь 255 тыс. м². Нарощение участка, включая подъем, равно 46,780 м². Стоимость стадиона составила около 180 млн евро.

Одной из особенностей этого стадиона является футбольное поле площадью 24 тыс. м². Стекланный фасад по периметру стадиона вместе с прозрачной крышей при свете прожекторов делают его похожим на ювелирное украшение. Футбольный клуб «Шахтер» стал владельцем самого современного стадиона в Восточной Европе, где запланировано проведение полуфинала Европейского футбольного чемпионата 2012 г.

Варианты технологий сварки при производстве толстостенных конструкций. Исходя из условий работы и практического опыта дуговая сварка под флюсом выбрана в качестве основного процесса в подготовительном производстве в основном потому, что размеры и геометрия элементов были заранее определены. Использование порошковых проволок для дуговой сварки под флюсом рассматривалось из соображений экономии средств, достижения высокого качества соединений и было сертифицировано для стенок толщиной примерно 60 мм при двухдуговой сварке. Как видно на рис. 4, для выполнения первых пяти-шести валиков на участке корня с каждой стороны сваривали элементы порошковой проволокой диаметром 4 мм.

Благодаря рафинирующему действию основных компонентов, которые содержатся в сварочном флюсе, металл шва не имел дефектов. Смачивание боковых стенок было всегда качественное, а наличие перекрытия гарантировано при выбранных параметрах режима процесса сварки по разделке с притуплением в корне 4 мм, что делает этот способ сварки экономичным по сравнению со сваркой сплошной проволокой. Необходимость в ремонте отсутствует, как отсутствуют и непродуктивные затраты времени на подготовку при выполнении заполняющих проходов. Одна из причин, почему эта компания пользуется очень большой популярностью у заказчиков и покупателей — это стабильно высокие показатели ударной вязкости металла сварных соединений:

Ударная вязкость при -46 °С металла шва с надрезом в его центральной части, Дж/м ²	
1–17-й слой	18–28-й слой
224	134
180	202
190	164
Среднее 204,5	Среднее 176,5

При производстве сосудов со стенками большой толщиной, а также корбчатых профилей для

упомянутых выше стальных конструкций используют сварку двумя порошковыми проволоками диаметром 2,4 мм. После предварительных испытаний этот способ сварки был одобрен как для двухдуговой сварки, так и для усовершенствованного варианта технологии сварки с использованием двух проволок (рис. 5). В то время, как для сварки двумя проволоками имелись передвижные промышленные сварочные тракторы, для двухдуговой тандемной сварки машины изготавливала сама компания.

На рис. 6 показан передвижной пост с двумя автоматическими установками, на которых одновременно выполняли два сварных шва на коробчатой балке, чтобы уложиться во временные допуски. Как видно из рисунка, промышленный двухпроводочный трактор соединен с тележкой, на которой установлены дополнительные катушки с двумя проволоками. Таким образом, для сварки профиля одновременно используют восемь катушек.

На рис. 7 показано время сварки $t_{св}$ на примере соединения металла толщиной 197 мм в сравнении с дуговой сваркой под флюсом сплошной проволокой, которую использует компания. Как видно из рисунка, более высокие экономические показатели получают при использовании порошковых проволок. Хотя время при сварке порошковой проволокой по сравнению с другим вариантом дуговой сварки сокращается от 18,8 до 20,0 %, компания сообщает об экономии на производстве до 30 %, поскольку, как уже упоминалось ранее, простои и затраты времени на ремонт в этом случае сведены до минимума.

Такие возможности широко используются на производстве. Например, масса шва соединения составляет 76,6 кг/м с учетом усиления при его средней высоте 2,5 мм. Как и ожидалось, наилучшие результаты дает двухдуговая тандемная сварка под флюсом с использованием четырех порошковых проволок.

В дополнение к дуговой сварке под флюсом сварку плавящимся электродом в защитных газах также применяли исключительно с порошковыми проволоками. На рис. 5 можно видеть, что сварку корня с использованием рутиловой порошковой проволоки на керамической подкладке выполняли в вертикальном положении снизу вверх. Такой валик шва в основном получают для соединения половинок сосуда, а затем он служит подкладкой для последующей сварки под флюсом.

Корпорация «Цитмас» имеет наибольший опыт в Турции по применению для сварки порошковых проволок. Ее служащие выполняют сварку с использованием порошковых

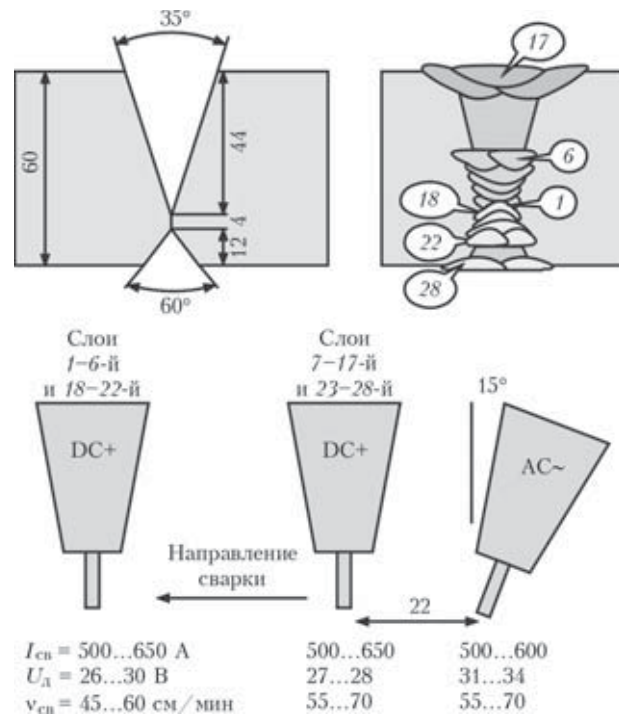


Рис. 4. Схема выполнения дуговой сварки под флюсом порошковой проволокой (основной металл—сталь SA 516 Gr 70 N, порошковая проволока TC 731 В диаметром 4 мм, флюс BF 10, термообработка при 630 °С в течение 12 ч)

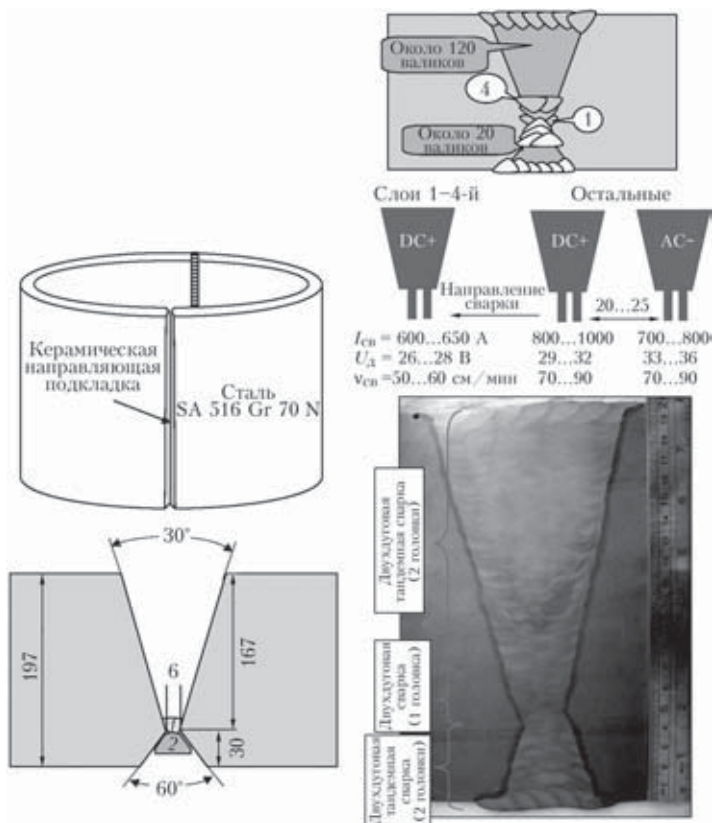


Рис. 5. Схема выполнения двухдуговой сварки под флюсом и двухдуговой тандемной сварки под флюсом с использованием порошковой проволоки TC 731 В диаметром 2,4 мм и флюса BF 10 на листе стали толщиной 197 мм (термообработка при 630 °С в течение 12 ч): 1 — корень, выполненный с использованием MF 713K и M21 вертикально снизу вверх; 2 — сформованная керамическая направляющая подкладка

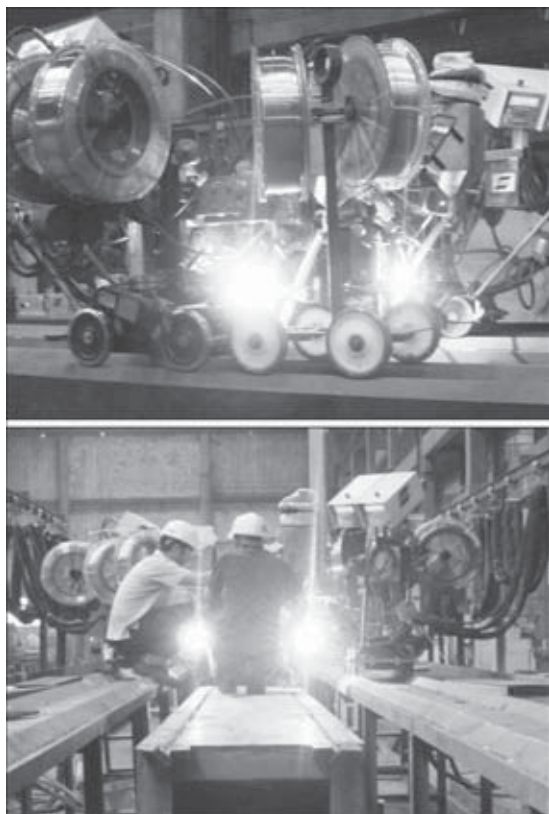


Рис. 6. Передвижной пост для двухдуговой тандемной сварки под флюсом с использованием порошковых сварочных проволок диаметром 2,4 мм

проволок и защитного газа уже более 25 лет. При строительстве здания Евразийской башни бизнес-центра в Москве и стадиона для футбольного клуба «Шахтер» в Донецке все стыковые и угловые швы выполняли дуговой сваркой плавящимся электродом в защитных газах бесшовными порошковыми проволоками. При этом использовали два типа проволок: содержащих рутиловый наполнитель (Е 71



Рис. 8. Сборка сварных узлов конструкций с использованием дуговой сварки плавящимся порошковым электродом в защитных газах на строительной площадке в Гемлике: а — балка с угловой пластиной для Евразийской башни бизнес-центра в Москве; б — балка с угловым листом для стадиона футбольного клуба «Шахтер» в Донецке

Т1 и Е 81 Т1-Ni 1) и с наполнителем из металлического порошка Е 70 С-6М9.

На рис. 8 показана сварка с использованием порошковой проволокой в защитном газе при сборке на строительной площадке, что свидетельствует о широкой сфере применения указанного способа сварки.

Из других способов сварки, которые используют для изготовления упомянутых выше конструкций, можно назвать дуговую сварку вольфрамовым электродом в защитных газах, приварку шпилек, лазерную сварку, электрошлаковую наплавку лентой, сварку лежачим электродом. Последнюю применяют ограниченно и исключительно на строительных площадках. Тонкостенные трубки для элементов крыши стадиона изготавливали с использованием лазерной сварки.

Постоянно возрастающая масса конструкций, которые необходимо было транспортировать, стала большой проблемой для участка, расположенного возле Мраморного моря. За последние 15 месяцев мощность портовых сооружений компании-перевозчика «Борусан» пришлось увеличить и сертифицировать для погрузки сосудов высокого давления. Расстояние, которое необходимо преодолеть от завода до гавани, составляло приблизительно 3 км. Дороги на этом пути следовало

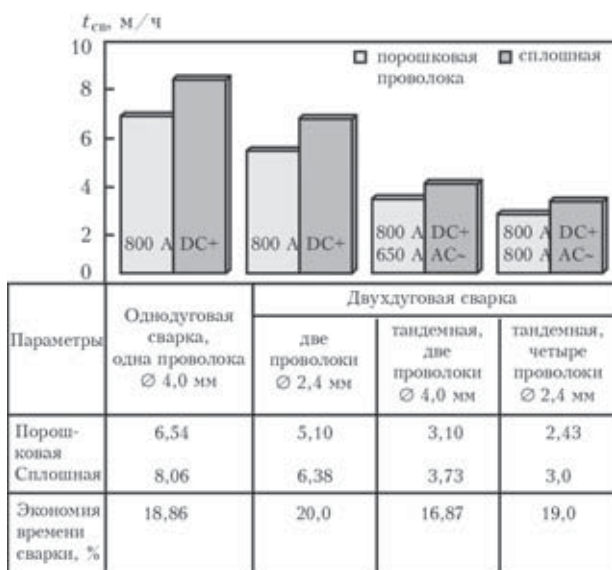


Рис. 7. Время сварки $t_{св}$, необходимое для соединения металла толщиной 197 мм (в соответствии с рис. 5)



Рис. 9. Погрузка буферного сосуда-ловушки для конденсата вместимостью 500 т на грузовое судно в гавани Гемлика

укрепить во многих местах. На рис. 9 показана погрузка буферного сосуда-ловушки для конденсата вместимостью 500 т на грузовое судно. У этого тяжелого сосуда 31 ось. Специальные меры применяли в период подготовки гавани для транспортировки абсорбционного аппарата для углекислого газа вместимостью 1000 т.

Максимальные удельные нагрузки стальных элементов зданий Евразийской башни бизнес-центра и стадиона для футбольного клуба «Шахтер» достигли 70 т. Балки крыши можно перегружать способом, показанным на рис. 10. Организационные проблемы в основном связаны с синхронным выполнением работ. В связи с температурными условиями элементы конструкций можно транспортировать по воде только с апреля по октябрь. Для сведения до минимума расходов на хранение, закупку и планирование производства работы были точно скоординированы, хотя в настоящий момент

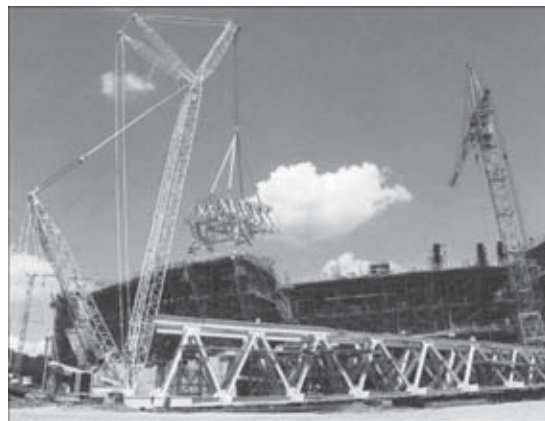


Рис. 10. Перегрузка балок крыши стадиона футбольного клуба «Шахтер» в Донецке

это связано с большими проблемами, поскольку мировой рынок страдает от дефицита стали.

Таким образом, из изложенного выше следует, что накоплен положительный опыт создания крупномасштабных стальных сооружений из металла толщиной приблизительно 200 мм. Производственная база строительной компании «ЭНКА», расположенной в Турции, при сооружении указанных объектов применяет как сварку под флюсом, так и дуговую сварку плавящимся электродом в защитных газах с использованием порошковых проволок. Технология сварки с использованием порошковой проволоки, помимо преимуществ в плане качества, дает еще и значительную экономию средств.

Technological peculiarities of fabrication of large-capacity metal structures with a specific weight of 1000 or more tons, which are used at modern oil refineries, are noted. Construction of the tallest residential and office tower in Russia, and of the football stadium in Donetsk (Ukraine) is considered. Managerial matters concerning transportation and assembly of the above structures, in addition to the specific welding methods, are discussed.

Поступила в редакцию 13.01.2011

ВНИМАНИЮ ЧИТАТЕЛЕЙ!

ЦЕНТРАЛЬНЫЙ МЕТОДИЧЕСКИЙ КАБИНЕТ ПО ТЕХНИЧЕСКОМУ ОБУЧЕНИЮ РАБОЧИХ

(ООО «ЦМК») 111524, Москва, ул. Электродная, 11
тел.факс (495) 781-58-29; (8499) 175-60-27; E-mail: ptor@mail.ru; м. т.: 89163266570

Ручная дуговая сварка. Руководство для начинающих

Стоимость электронного учебника 35000 руб.

В учебнике наглядно показано возникновение дуги и ее свойства, сварочное оборудование, наиболее применяемое, и современное. Приведены примеры соотношения марок стали и электродов (типов марок). Дана таблица наиболее часто применяемых электродов и их зарубежных аналогов. Показаны типы сварных соединений и их графическое изображение, виды подготовки кромок, обозначение положений сварки по ГОСТ и DIN. Точно показаны дефекты и причины их образования, причины возникновения деформации и напряжений, меры их предотвращения. Изложены основные требования по охране труда и промышленной безопасности с иллюстрациями. Предназначен для самостоятельной подготовки по профессии электросварщик ручной дуговой сварки, электрогазосварщик.



ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТЬ РАСПЛАВЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОДНОЙ ПРОВОЛОКИ ПРИ ДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ ПОД ФЛЮСОМ С ВОЗДЕЙСТВИЕМ ПОПЕРЕЧНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ

А. Д. РАЗМЫШЛЯЕВ, д-р техн. наук, М. В. МИРОНОВА, канд. техн. наук, К. Г. КУЗЬМЕНКО, инж.,
П. А. ВЫДМЫШ, студ. (Приазов. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь)

Разработано устройство, генерирующее поперечное магнитное поле (ПОМП), применительно к процессу дуговой наплавки проволокой под флюсом. Показано, что при наплавке на обратной полярности воздействие постоянного и переменного ПОМП частотой 50 Гц повышает в равной мере коэффициент расплавления электродных проволок α_p как из ферромагнитных, так и немагнитных материалов. Максимальное повышение α_p проволок составляет 20...30 % при значении поперечной составляющей индукции ПОМП 30...45 мТл.

Ключевые слова: дуговая наплавка под флюсом, электродные проволоки, поперечное магнитное поле, индукция, коэффициент расплавления

Технологические особенности процесса дуговой сварки и наплавки с использованием поперечного магнитного поля (ПОМП) рассмотрены в работах [1–8]. Из них следует, что при сварке плавящимся электродом в аргоне [2, 3] электродной проволокой диаметром 1,0...1,2 мм с воздействием ПОМП наблюдается снижение глубины проплавления и увеличение ширины шва. При сварке и наплавке проволокой диаметром 3 и 4 мм под флюсом АН-348А при воздействии ПОМП частотой 50 Гц глубина проплавления уменьшилась в 1,5 раза и незначительно возрасла ширина шва (валика) (при этом производительность расплавления проволок не изучалась) [4]. Для наплавки валиков проволокой Св-08ГА диаметром 2 мм под флюсом АН-348А, изменении частоты ПОМП в пределах $f = 0...20$ Гц и индукции магнитного поля $B_x = 0...0,015$ Тл (при обратной полярности) приведены данные, которые являются не количественными, а качественными, т. е. установлена только тенденция влияния частоты индукции ПОМП на глубину проплавления металла и ширину валика [5]. В работе [6] показано, что при наплавке проволокой Св-08А диаметрами 4 и 5 мм под флюсом АН-348А на пластины из стали Ст3 под воздействием ПОМП частотой 50 Гц происходит уменьшение глубины проплавления металла и увеличение ширины валика. Отмечено также, что при индукции ПОМП у поверхности пластины свыше 18...20 мТл наблюдаются обрывы дуги, что не позволило применить более высокие значения индукции. Влияние ПОМП на коэффициент расплавления проволоки α_p диаметром 1,8...2,0 мм при наплавке под флюсом рассмотрено только в работе [7]. Установлено, что воз-

действие ПОМП приводит к незначительному увеличению α_p , а именно с 11,7 до 12,2 г/(А·ч). При наплавке под флюсом обычно применяют электродные проволоки диаметром 3...5 мм, но данных о влиянии ПОМП на α_p таких электродов нет. Этот вопрос потребовал изучения, поскольку эффективность процесса наплавки определяется не только размерами зоны проплавления основного металла, но и значением α_p электрода.

Целью данной работы было исследование влияния ПОМП на коэффициент расплавления α_p электродной проволоки диаметром 3...5 мм при дуговой наплавке под флюсом.

Для создания управляющего ПОМП разработано устройство (рис. 1), которое представляет собой магнитопровод 4, состоящий из трех участков — два наклонных, на которых размещены катушки 7, и горизонтальный, соединенный с наклонными с помощью болтовых соединений 6. Магнитопровод собран из пластин электротехни-

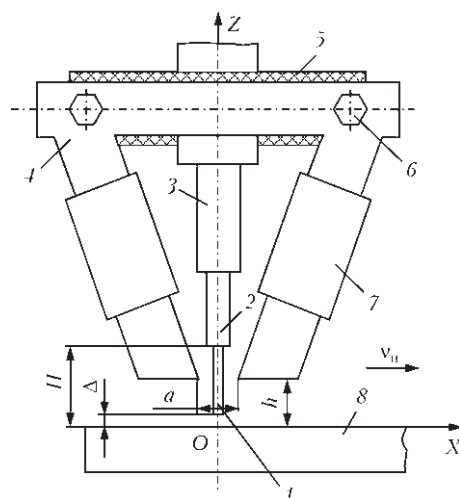


Рис. 1. Схема устройства для создания ПОМП (обозначения см. в тексте)

ческой стали толщиной 0,5 мм, сечение набора 30×20 мм. Две катушки выполнены двухслойно из медного изолированного провода диаметром 2 мм. Количество витков одной катушки составляло 70. Устройство, генерирующее ПОМП, крепилось к сварочному автомату АДС-1002 с помощью хомутов. При этом магнитопровод 4 изолировался от автомата изолятором 5. Автомат позволял изменять вылет электрода H , т. е. расстояние между токоподводящими губками 2 и пластиной 8, а также расстояние h от торцов магнитопровода 4 до поверхности пластины 8. Конструкция устройства позволяла изменять расстояние между нижними участками магнитопровода у торца электрода (параметр a). Электродная проволока 1 проходила через мундштук 3. На рис. 1 использована также система координат, принятая для исследования магнитного поля (начало координат располагалось на поверхности пластины под осью электрода).

В настоящей работе для управления переносом электродных капель использовали постоянное либо переменное ПОМП промышленной частотой 50 Гц, поскольку такие магнитные поля наиболее просто реализовать на практике. Для создания указанных магнитных полей в катушках устройства пропускался постоянный ток от сварочного выпрямителя ВСЖ-303, либо переменный ток от сварочного трансформатора ТМ-402. В зоне электродной капли и дуги проводили измерения компонент индукции B_x и B_z миллитесламетром типа ЭМ-4305 с датчиком Холла с измерительной базой 1×1 мм для постоянного и типа Ф-4356 для переменного ПОМП. Измерения проводили при $Z = 0$, $Y = 0$ в точках $X = 0; 5; 10; 15; 20$ мм. Расстояние от торца электрода до поверхности пластины Δ выдерживали постоянным ($\Delta = 5$ мм). При этом вылет электрода составлял $H = 25$ мм ($h = 25$ мм), а расстояние между нижними торцами магнитопровода по горизонтали $a = 35$ мм. В исследованиях индукции магнитного поля использовали проволоку Св-08ГА и Св-12Х18Н10Т диаметром 4 мм, а в качестве основного металла – пластины из стали 09Г2С и 12Х18Н10Т.

На рис. 2 приведено распределение компонент индукции B_z и B_x постоянного и переменного ПОМП частотой 50 Гц с использованием сварочной проволоки Св-08ГА (ферромагнетик) диаметром 4 мм и основного металла – пластины из стали 12Х18Н10Т (немагнитный материал) при токе в катушках $I_k = 60$ А. Распределение индукции B_z постоянного и переменного ПОМП частотой 50 Гц носит возрастающий характер по мере удаления от оси OZ к полюсам устройства по оси OX . В зоне под торцом электрода компонента индукции B_z (рис. 2, кривые 1, 3) значительно меньше, чем B_x (рис. 2, кривые 2, 4). Установлено также, что компоненты индукции B_z , B_x практи-

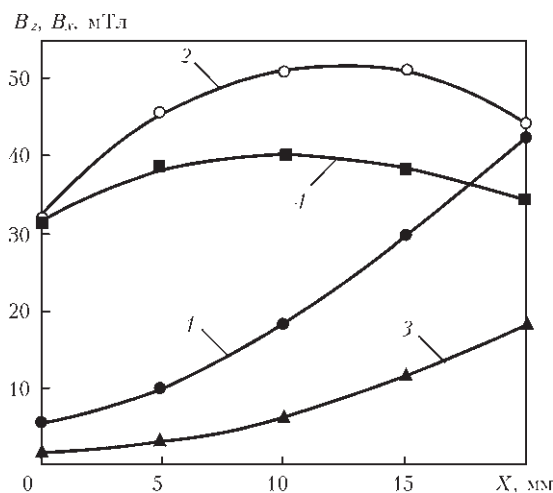


Рис. 2. Распределение компонент индукции B_z , B_x ПОМП вдоль оси OX ($Z = 0$, $Y = 0$, $I_k = 60$ А): 1, 3 — B_z ; 2, 4 — B_x ; 1, 2 — постоянное ПОМП; 3, 4 — переменное ПОМП частотой 50 Гц

чески линейно возрастают (во всех точках вдоль оси OX) при увеличении постоянного либо переменного частотой 50 Гц тока в катушках устройства, генерирующего ПОМП. Результаты исследований о влиянии ферромагнитных свойств электродных проволок и основного металла на компоненты индукции B_x постоянного и переменного ПОМП частотой 50 Гц при токе в катушках $I_k = 60$ А приведены на рис. 3. Полученные данные показывают, что при использовании ферромагнитной проволоки и ферромагнитной пластины компонента индукции B_x в зоне под торцом электрода незначительна, порядка 4 мТл (рис. 3, а, кривая 1). При использовании ферромагнитной проволоки Св-08ГА и пластины из немагнитной стали 12Х18Н10Т компонента индукции B_x в зоне под торцом электрода имеет значение порядка 30...40 мТл. При использовании электродной проволоки и основного металла из немагнитных материалов уровень индукции B_x постоянного ПОМП (рис. 3, а, кривая 3) аналогичен уровню, наблюдаемому при использовании проволоки из ферромагнитного материала Св-08ГА и основного металла из немагнитной стали 12Х18Н10Т (рис. 3, а, кривая 2). Полагали, что уровень индукции B_x порядка 30...40 мТл в зоне под торцом электрода достаточен для управления переносом капель электродного металла.

Аналогично ферромагнитные свойства основного и электродного материалов влияют на уровень индукции переменного ПОМП частотой 50 Гц. При использовании электродной проволоки и основного металла из немагнитных материалов компонента индукции B_x практически соответствует уровню, полученному при использовании ферромагнитной проволоки Св-08ГА и немагнитного основного металла из стали 12Х18Н10Т (рис. 3, б, кривые 2, 3) и значительно

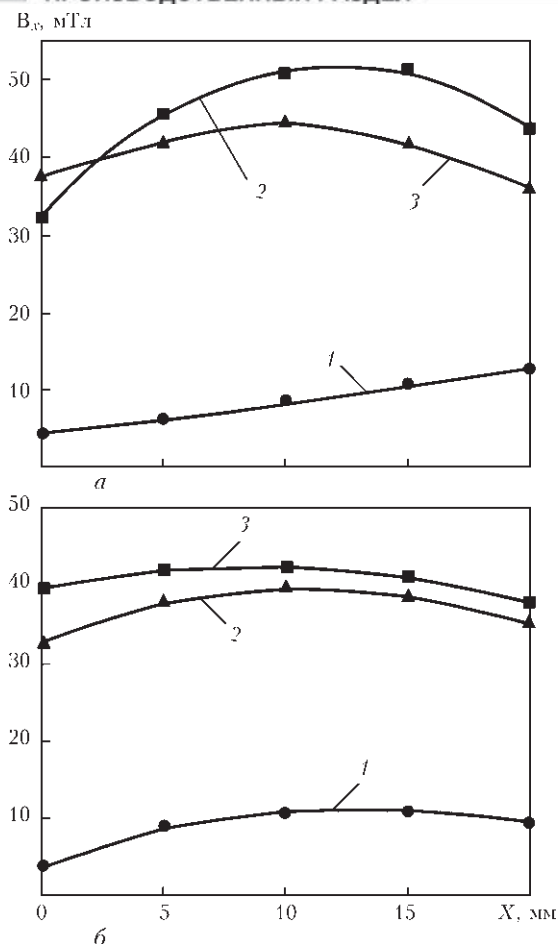


Рис. 3. Распределение индукции B_x постоянного (а) и переменного ПОМП частотой 50 Гц (б) вдоль оси OX в зависимости от ферромагнитных свойств сварочной проволоки диаметром 4 мм и основного металла ($Z=0$; $Y=0$; $I_K=60$ А): 1, 2 — проволока Св-08ГА; 3 — Св-12Х18Н10Т; 1 — пластина 09Г2С; 2, 3 — 12Х18Н10Т

больше, чем при использовании ферромагнитных основного металла и проволоки (рис. 3, б, кривая 1), и этот уровень индукции B_x (30...40 мТл) также достаточен для управления переносом электродных капель при дуговой наплавке.

Влияние ПОМП на коэффициент расплавления электродного металла α_p при дуговой наплавке определяли по стандартной методике (методом взвешивания). Экспериментальные наплавки выполняли автоматом АДС-1002 с независимой от напряжения дуги скоростью подачи электрода от выпрямителя ВДУ-1202 (с падающей внешней характеристикой) на обратной полярности на пластины из стали 12Х18Н10Т. Использовали проволоку Св-08ГА диаметром 4 мм, флюс АН-348А и флюс АН-26П при наплавке проволокой Св-12Х18Н10Т. Наплавки выполняли с воздействием и без воздействия постоянного либо переменного ПОМП частотой 50 Гц. Запись параметров режима наплавки (I_n , U_d) проводили приборами типа НЗ90. Во всех экспериментах параметры режима наплавки без воздействия ПОМП устанавливали предварительно по стрелочным приборам и для

$d_0 = 4$ мм они составляли: $I_n = 480...520$ А; $U_d = 30...32$ В, скорость наплавки $v_n = 27$ м/ч. Поскольку при включении ПОМП ток наплавки уменьшался, увеличивали скорость подачи электродной проволоки, чтобы напряжение дуги находилось в пределах $U_d = 30...32$ В. Процесс наплавки составлял не менее 30 с. На каждом режиме выполняли по три наплавки.

Данные исследований показали, что при наплавке с воздействием как постоянного, так и переменного ПОМП частотой 50 Гц и использовании ферромагнитной проволоки Св-08ГА при увеличении индукции B_x ПОМП коэффициент ее расплавления α_p возрастает и при $B_x = 40...45$ мТл достигает максимальных значений (порядка 17,5 г/(А·ч), в то время как при наплавке без воздействия ПОМП его значения составляли 12,5...13,0 г/(А·ч). При этом α_p электродов из ферромагнитного материала (Св-08ГА) и немагнитного материала (Св-12Х18Н10Т) повышается при увеличении индукции как постоянного, так и переменного ПОМП частотой 50 Гц. Повышение значений α_p проволок при наплавке с воздействием постоянного ПОМП несколько больше, чем при наплавке с воздействием переменного ПОМП частотой 50 Гц (рис. 4, а). Максимальное относительное повышение α_p ($\Delta\alpha_p/\alpha_p$) проволок диаметрами 4, 5 мм при наплавке с воздействием постоянного ПОМП составляет 27...30 % при уровне индукции поля $B_x = 40...45$ мТл, а для проволок диаметром 3 мм — 23...25 % при уровне индукции $B_x = 30...35$ мТл. Для переменного ПОМП частотой 50 Гц относительное повышение α_p составляет соответственно 30, 25, 20 % для диаметров электродов 5, 4 и 3 мм (рис. 4, б). Как известно [8, 9], максимальное повышение α_p проволоки диаметром 4, 5 мм при наплавке под флюсом с воздействием продольного магнитного поля (ПРМП) достигает 30 % (при обратной полярности процесса). Таким образом, при наплавке под флюсом на обратной полярности с воздействием ПОМП уровень α_p проволок повышается практически в той же степени, что и при наплавке с воздействием ПРМП. Следует отметить, что при наплавке под флюсом воздействие ПРМП не повышает значение α_p проволок из немагнитных материалов [9], в то время как воздействие ПОМП повышает значение α_p проволок как из ферромагнитных, так и немагнитных материалов.

Рост α_p проволок при наплавке в ПРМП происходит вследствие разрушения (удаления с торца электрода) вращающихся капель [10]. При воздействии постоянного ПОМП капли удаляются с торца электрода (в горизонтальной плоскости вдоль оси OY) под действием электромагнитной силы, образованной взаимодействием тока наплавки (направление вдоль оси OZ) с компонентой

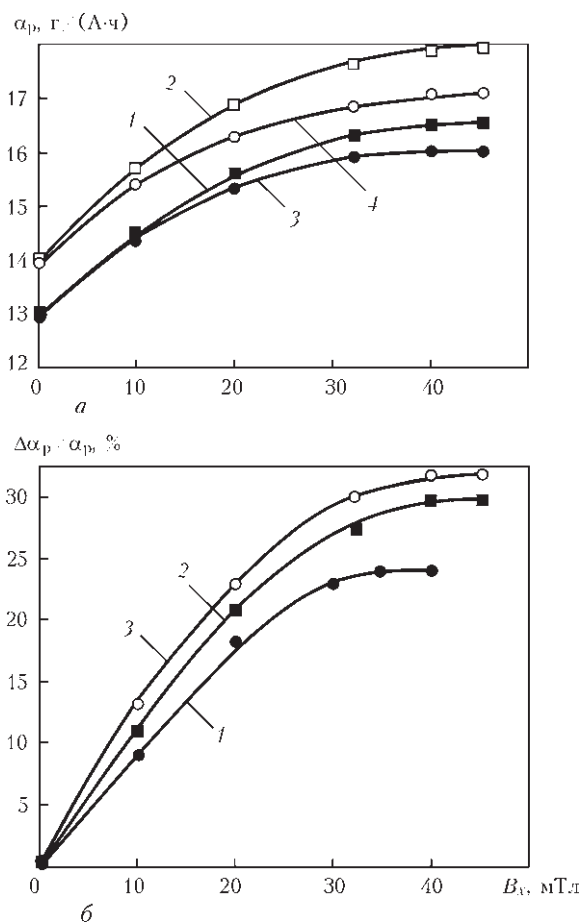


Рис. 4. Влияние компоненты индукции B_x ПОМП на α_p электродных проволок диаметром 4 мм (а) и повышение коэффициента расплавления электродных проволок $\Delta\alpha_p/\alpha_p$ (б); а: 1, 3 — Св-08ГА; 2, 4 — Св-12Х18Н10Т; 1, 2 — постоянное ПОМП; 3, 4 — переменное ПОМП частотой 50 Гц; б: проволока Св-08ГА, переменное ПОМП частотой 50 Гц; 1 — $d_3 = 3$ мм, $I_H = 340 \dots 350$ А; 2 — $d_3 = 4$ мм, $I_H = 460 \dots 480$ А; 3 — $d_3 = 5$ мм, $I_H = 700 \dots 720$ А

индукции B_x ПОМП, направленной вдоль оси OX . При наплавке в ПОМП частотой 50 Гц изменяется направление электромагнитной силы, действующей на электродную каплю (на 180° вдоль оси OY). Эффективность воздействия электромагнитной силы на удаление электродных капель с торца электрода при наплавке в переменном частотой 50 Гц ПОМП, вероятно, меньше, чем при наплавке в постоянном ПОМП. Этим, с нашей точки зрения, и обусловлено менее эффективное увеличение α_p электродов при наплавке с воздействием постоянного ПОМП.

Процесс дуговой наплавки на обратной полярности проволокой под флюсом с воздействием

ПОМП позволяет уменьшить затраты электроэнергии на наплавку на 20...30 %, т. е. является энергосберегающим процессом.

Выводы

1. При дуговой наплавке под флюсом увеличение индукции как постоянного, так и переменного ПОМП частотой 50 Гц в зоне под торцом электрода приводит к росту коэффициента расплавления проволок из ферромагнитных и немагнитных материалов.

2. Максимальное относительное увеличение α_p проволок диаметрами 4, 5 мм при наплавке с воздействием постоянного ПОМП составляет 27...30 % при уровне индукции поля $B_x = 40 \dots 45$ мТл, а для проволок диаметром 3 мм — 23...25 % при $B_x = 30 \dots 35$ мТл. Для переменного ПОМП частотой 50 Гц относительное повышение α_p составляет 30, 25, 20 % соответственно для диаметров 5, 4 и 3 мм.

1. Размышляев А. Д. Управление геометрическими размерами шва при дуговой сварке и наплавке воздействием магнитных полей (Обзор) // Свароч. пр-во. — 1994. — № 9. — С. 28–31.
2. Акулов А. И., Копеев Б. В. Магнитное управление дугой при сварке плавящимся электродом в аргоне // Автомат. сварка. — 1972. — № 7. — С. 39–42.
3. Демянцевич В. П., Лебедев Г. А., Максимец Н. А. Влияние внешнего магнитного поля и параметров режима сварки на формирование сварных швов // Свароч. пр-во. — 1975. — № 11. — С. 7–9.
4. Шейкин М. З., Варяхов Н. Ф. Применение магнитных колебаний при сварке под флюсом // Там же. — 1969. — № 6. — С. 24–25.
5. Гаген Ю. Г., Мартынюк Т. А. Магнитное управление формированием шва при автоматической сварке под флюсом // Автомат. сварка. — 1985. — № 11. — С. 73–74.
6. Размышляев А. Д. Магнитное управление формированием швов при дуговой сварке. — Мариуполь: ПГТУ, 2000. — 245 с.
7. Влияние внешнего электромагнитного поля на скорость плавления электродной проволоки при автоматической наплавке под флюсом / П. А. Иофинов, В. С. Ибрагимов, А. К. Дмитриенко и др. // Свароч. пр-во. — 1991. — № 1. — С. 34–35.
8. Болдырев А. М., Биржев В. А., Черных А. В. Повышение производительности расплавления электродной проволоки при сварке в продольном магнитном поле // Там же. — 1989. — № 4. — С. 18–19.
9. Размышляев А. Д., Дели А. А., Миронова М. В. Влияние продольного магнитного поля на производительность расплавления проволоки при электродуговой наплавке под флюсом // Автомат. сварка. — 2007. — № 6. — С. 31–35.
10. Размышляев А. Д., Миронова М. В. Расчет параметров продольного магнитного поля, обеспечивающих удаление капли с торца электрода, при дуговой наплавке // Там же. — 2009. — № 7. — С. 30–34.

A device has been developed, which generates a transverse magnetic field (TMF) for the process of submerged-arc surfacing with wire. It is shown that in reverse polarity surfacing the impact of a constant and alternating TMF of 50 Hz frequency increases the coefficient of melting (am) of electrode wire both from ferromagnetic and nonmagnetic materials to the same extent. Maximum increase of wire am is equal to 20...30 % at the magnitude of transverse component of TMF induction of 30...45 mT.

Поступила в редакцию 22.12.2010



ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ НАПЛАВКИ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ

И. А. БАРТЕНЕВ, канд. техн. наук (Карагандинский гос. техн. ун-т, Казахстан)

Проведен анализ и обобщение параметров технологических операций наплавки сплавов черных и цветных металлов с высоким содержанием легирующих элементов. Показано, что необходимое минимальное перемешивание основного металла с высоколегированным наплавленным достигается только при их раздельном плавлении. Наиболее перспективными технологиями наплавки таких сплавов являются плазменная наплавка порошками и гибридные технологии.

Ключевые слова: наплавка, высоколегированный сплав, технологические особенности, плавление присадочного металла, нагрев основного металла, проплавление основного металла

Наплавка как технологический процесс восстановления размеров деталей и исправления дефектов отливок известна с конца XIX в. [1]. Однако более рациональной является упрочняющая наплавка, которая обеспечивает повышение стойкости деталей во много раз по сравнению с изготовлением их из конструкционных металлов. Для наплавки используют высоколегированные стали и сплавы железа и цветных металлов со специальными служебными свойствами, которые можно разделить на следующие группы [2, 3]:

- хромистые стали (5...30 % Cr);
- высокомарганцевые стали (11...18 % Mn);
- быстрорежущие стали (2...20 % W, 2...10 % Mo, 5...15 % Co, 3...5 % Cr);
- хромоникелевые аустенитные стали (12...20 % Cr, 8...25 % Ni);
- высокохромистые чугуны (2...5 % C, 18...35 % Cr);
- никелевые сплавы (15...21 % Cr, 2...5 % Si, 3...30 % Mo, до 15 % Co);
- кобальтовые сплавы (25...33 % Cr, 3...25 % W, до 3 % C);
- медные сплавы (бронзы, латуни); карбидные композиции (до 3 % C, 25...33 % Cr, 30...70 % Co, 3...25 % W).

Наибольшую трудность представляет наплавка сплавов, так как требуются технологии, режимы и материалы, отличающиеся от широко распространенных в сварочном производстве. Это вызвано повышенной склонностью к образованию трещин при наплавке высоколегированных сплавов, необходимостью достаточно точного воспроизведения требуемого химического состава наплавленного металла, высокой чувствительностью к образованию пор, повышенной окисляемостью легирующих элементов, ликвацией. Ши-

роко применяемые способы дуговой наплавки особенно сплавов цветных металлов, обычно не обеспечивают требуемое качество и выполняются в три-четыре слоя для получения необходимого химического состава и припуска на механическую обработку. Для предотвращения негативного влияния этих факторов при наплавке высоколегированных сплавов разработаны и применяются следующие технологические меры:

- тщательная подготовка поверхности деталей под наплавку;

- технологии наплавки, обеспечивающие минимальное проплавление основного металла;

- надежная защита сварочной ванны от воздействия кислорода и водорода;

- предварительный подогрев и замедленное охлаждение после наплавки;

- воздействие на первичную структуру наплавленного металла;

- термическая обработка после наплавки;

- нанесение промежуточного подслоя.

Перед наплавкой высоколегированных сплавов, особенно из цветных металлов, поверхность деталей должна быть очищена от оксидных пленок и жировых загрязнений. Для этого проводится механическая обработка металлорежущим инструментом (резцы, фрезы, шлифовальные круги) с последующим обезжириванием органическими растворителями или обработка химически активными флюсами. Такая очистка способствует лучшему растеканию и смачиванию поверхности наплаваемой детали жидким присадочным металлом. Особенно это важно при наплавке с минимальным или нулевым проплавлением поверхности, когда процесс по физической сущности приближается к процессу пайки.

Выбор технологий наплавки в большинстве случаев обусловлен необходимостью обеспечения точного содержания легирующих элементов в наплавленном металле, от которого зависят служебные свойства деталей. Проплавление основного металла и его перемешивание с наплавлен-



ным должно быть близким к нулю. Этому условию удовлетворяют следующие способы наплавки: плазменная; индукционная наплавка заливкой жидкого присадочного металла; электрошлаковая двумя электродными лентами или с применением специальных активирующих флюсов; гибридные технологии наплавки.

Общим физическим и технологическим признаком этих процессов является разделение плавления присадочного металла и подогрева основного металла.

В начале 1940-х годов разработана наплавка жидким присадочным металлом [4], при которой расплавленный, например, в индукционной печи или электротигле, металл выливается на поверхность детали, подогреваемой слаботоковым дуговым разрядом. При минимальном проплавлении детали производительность достигается высокой, но при этом требуется дополнительное электрооборудование. Этот способ нашел ограниченное применение для наплавки небольших деталей легкоплавкими сплавами, например, баббитами для вкладышей и втулок подшипников скольжения. В современных условиях эта технология находит применение как центробежная заливка или наплавка, а также как наплавка намораживанием с использованием боридных флюсов для очистки поверхности детали от оксидных пленок и активации ее [3].

Плазменная наплавка с присадкой порошка значительно отличается от других способов наплавки по типу применяемого оборудования, материалам и технологическим возможностям [5]. Основными ее преимуществами являются высокое качество формирования и получение требуемого химического состава наплавленного металла уже в первом слое; минимальные проплавление и термическое воздействие на основной металл; мелкозернистая структура наплавленного металла; возможность наплавки сплава любого состава при использовании присадочного порошка, полученного распылением жидкого металла; надежная защита капель металла и сварочной ванны инертным газом.

На процессы взаимодействия жидкого присадочного металла с твердым основным металлом влияют температура в зоне наплавки и химический состав металлов. Глубина проплавления уменьшается при использовании присадочных материалов с более низкой, чем у изделия, температурой плавления. При большей разнице температур можно получить меньшую глубину проплавления. Существенно улучшить растекание жидкого присадочного материала и смачивание поверхности наплаваемой детали без ее оплавления можно, добавив поверхностно-активные вещества, например, бор и кремний в сплавы на основе кобальта, никеля, хрома.

Установлено, что температура плавления дисперсных порошковых сплавов ниже температуры плавления массивных образцов [6]. Понижение температуры плавления порошка ΔT по сравнению с температурой плавления T сплошного (массивного) образца можно определить по формуле

$$\Delta T = 2T(\sigma_{1,3} - \sigma_{1,2})/[\sigma_{1,3} - (\sigma_{2,3} + \sigma_{1,2})d],$$

где $\sigma_{1,3}$, $\sigma_{1,2}$ — соответственно коэффициент поверхностного натяжения твердого металла и расплава; $\sigma_{2,3}$ — коэффициент межфазного натяжения на границе «твердый металл–расплав»; d — диаметр (размер) частицы порошка.

Следовательно, применение порошков требует меньшего тепловложения в присадочный и основной металл, чем наплавочные проволоки и ленты сплошного сечения, что приводит к меньшему перегреву и расплавлению поверхности детали.

Нагрев и расплавление основного металла теплотой сжатой дуги оценивается эффективным КПД, который при плазменной наплавке $\eta_{\text{и}} = 0,68 \dots 0,72$. На нагрев и расплавление зоны проплавления затрачивается только часть эффективной мощности, которая оценивается термическим КПД, значения которого определены экспериментально [7] ($\eta_t = 0,32 \dots 0,34$). Площадь проплавления можно определить из формулы

$$\eta_t = S_{\text{пр}} v_{\text{р.н}} \rho H_{\text{пл}} / (IU \eta_{\text{и}}),$$

где $S_{\text{пр}}$ — площадь проплавления, см^2 , равная Bh ; B — ширина зоны проплавления, см ; h — глубина проплавления, см ; $v_{\text{р.н}}$ — результирующая скорость наплавки, см/с ; $IU \eta_{\text{и}}$ — эффективная мощность сжатой дуги, Вт , равная $q_{\text{и}}$; ρ — плотность металла, г/см^3 ; $H_{\text{пл}}$ — удельная энтальпия расплавленного металла, включая скрытую теплоту плавления, Дж/моль .

Наибольшее количество частиц металлического порошка, подаваемого через сжатую дугу, попадает в сварочную ванну в виде капель. Наиболее крупные фракции порошка плавятся уже в сварочной ванне, но при определенных режимах наплавки и соотношениях размеров (массы) частиц мелких и крупных фракций они становятся дополнительными центрами кристаллизации или «микрохолодильниками». Эта особенность данной технологии приводит к измельчению литой микроструктуры и повышению механических свойств наплавленного металла (рис. 1). Наблюдается также структурная наследственность в системе «наплавочный порошок–сварочная ванна–наплавленный металл» [8].

При плазменно-порошковой наплавке достигается минимально достаточное значение проплавления поверхности детали (не более $0,5 \dots 1,0$ мм) при доле основного металла в наплавленном γ_0 в пре-

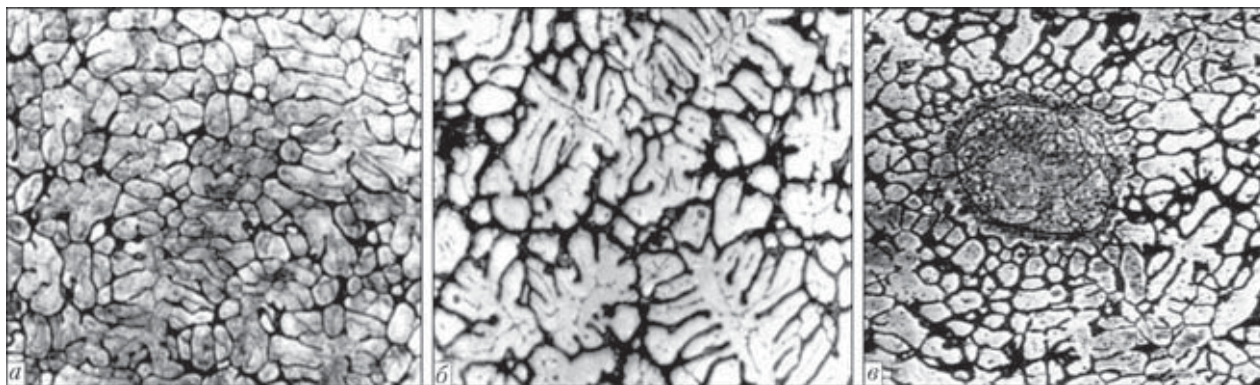


Рис. 1. Микроструктуры ($\times 400$) наплавленной быстрорежущей стали 10P6M5 при введении порошка крупных фракций в присадочный порошок мелких фракций: а, б — наплавка смесью с добавлением соответственно 30 и 45 % крупных фракций; в — нерасплавившаяся частица порошка (в центре) при добавлении крупных фракций

делах 2...8 %. Более того, при наплавке самофлюсующихся никель-хромовых сплавов типа Коломой, содержащих 2...5 % бора и 2...5 % кремния и имеющих температуру плавления ниже, чем у стали, образование соединения наплавленного металла с основным может происходить по типу паяного, т. е. практически без оплавления поверхности основного металла. Многократные испытания и работа в производственных условиях деталей запорной арматуры высоких параметров, металлорежущих инструментов (концевые фрезы, метчики, дисковые ножи, резцы), деталей экструдеров, пуансонов и других изделий, наплавленных с помощью плазменно-порошковой технологии, показали высокую прочность сцепления наплавленного металла с основным.

На величину γ_0 при плазменно-порошковой наплавке, как и при всех способах дуговой наплавки, наибольшее влияние оказывает сила тока дуги прямого действия. Особенно это заметно при небольшой толщине наплавленного слоя. С увеличением массовой скорости подачи порошка и толщины слоя расширяется диапазон токов, при которых γ_0 находится в пределах 2...10 %, что объясняется уменьшением прямого воздействия дуги на основной металл.

На проплавление основного металла значительно влияет увеличение расхода плазмообразующего газа. Это связано со степенью сжатия дуги и соответственно возрастанием давления плазмы дуги на металл сварочной ванны и проплавляющей способности. Аналогично, но в меньшей степени влияет расход транспортирующего газа. В качестве плазмообразующего, защитного и транспортирующего газов при этой технологии применяется аргон.

В отличие от традиционных методов дуговой наплавки при плазменно-порошковой не происходит изменения проплавления с уменьшением или увеличением расстояния от плазматрона до изделия (длины дуги). Устойчивость дуги прямого действия сохраняется, но при расстоянии до из-

делия более 15 мм возрастают потери порошка и ухудшается защита наплавленного металла.

Массовая скорость подачи порошка связана с силой тока дуги и скоростью наплавки. При одновременном увеличении этих трех параметров режима возрастает проплавление. Рекомендуется скорость наплавки определять по следующей формуле [5]:

$$v_n = G_n / \rho \mu B H,$$

где G_n — массовая скорость подачи порошка, г/с; μ — коэффициент полноты валика при плазменно-порошковой наплавке, равный 0,8...0,85; B , H — ширина и высота наплавленного валика, см.

Применяемые для плазменной порошковой наплавки гранулированные порошки черных и цветных металлов отличаются большим разнообразием составов и могут быть изготовлены распылением практически из любого сплава, прежде всего сплавами на основе железа, никеля, меди и кобальта. Вследствие технологических особенностей плазменно-порошковой наплавки состав наплавленного металла в первом слое соответствует химическому составу присадочного порошка. При отличном формировании наплавленных валиков в большинстве случаев это позволяет ограничиться однослойной наплавкой и значительно уменьшить припуски на последующую механическую обработку наплавленной детали.

Флюсы для высокотемпературной пайки и сплавы с температурой плавления ниже, чем у конструкционных сталей, применяют в виде шихты при индукционной наплавке [9]. При нагреве в высокочастотном поле сначала плавится флюс, содержащий буру, борный ангидрид и силикокальций, который очищает поверхность детали от оксидной пленки, а затем плавится и растекается по активированной поверхности присадочный материал. Процесс индукционной наплавки проходит в этом случае как при пайке, а разница в температурах плавления исключает возможность перемешивания основного металла с наплавлен-

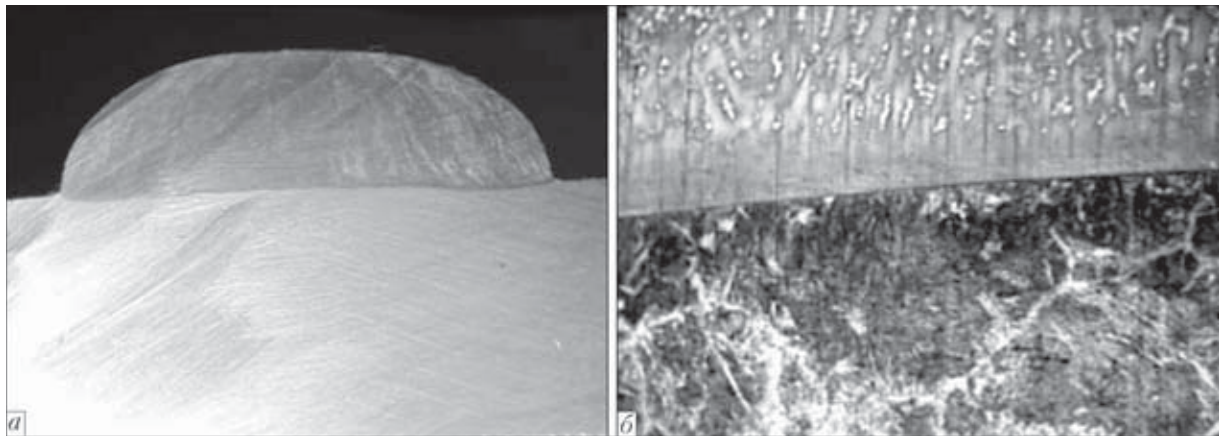


Рис. 2. Макрошлиф напавленного образца (а) и микроструктура ($\times 400$) (б) высокомарганцевой стали (сверху), напавленной на Ст3 с применением комбинированного присадочного материала

ным высоколегированным сплавом типа Сормайт. Изготовленные по этой технологии лемехи плугов успешно работают в условиях интенсивного абразивного износа.

Технология горизонтальной электрошлаковой наплавки двумя лентами, разработанная австрийской фирмой «Бёллер» и ИЭС им. Е. О. Патона, применяется для изготовления биметаллических пластин (низкоуглеродистая сталь + нержавеющая сталь) [10]. Устойчивый электрошлаковый процесс протекает при использовании фторидных низкокремнистых флюсов типа АН-26П и 48-ОФ-10, а зеркало ванны поднимается в зазоре между лентами на 20...30 мм над поверхностью основного металла. Это позволяет снизить долю основного металла в напавленном до 5...8 %. Еще меньшее значение γ_0 можно получить при электрошлаковой наплавке меди на сталь с применением фторидных и боридных флюсов, содержащих CaF_2 , NaF , KF , $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$, B_2O_3 , которые активируют поверхность детали и расплавляют присадочный металл [11]. При этом предотвращается появление трещин в стали на границе сплавления и расклинивающее действие жидкой меди, проникающей в эти трещины (эффект Ребиндера), которое имеет место при обычной электродуговой наплавке со значительным проплавлением. При этом процессе применяют пластинчатые электроды и плавящиеся мунштуки в вертикальном положении при температурах ниже температуры плавления низкоуглеродистой стали (1200...1350 °C).

Межзеренные трещины в основном металле, распространяющиеся обычно перпендикулярно границе сплавления, могут образоваться при наплавке медных сплавов на ряд сталей. Применение подслоя из хромоникелевой ферритно-аустенитной стали с содержанием в структуре не менее 40 % ферритной фазы полностью исключает возникновение подобных трещин при последующей наплавке на такой подслои сплавов на медной основе. Иногда необходимость подслоя может вызываться и другими причинами. Например, при эк-

сплуатации напавленной детали в условиях термоциклических нагрузок из-за различий коэффициентов линейного расширения основного и напавленного металлов возникают большие термические напряжения, вызывающие разрушения в результате термической усталости после воздействия определенного количества циклов.

К этой группе технологий можно отнести также разрабатываемый в КарГТУ способ наплавки с применением комбинированного присадочного материала. Незначительное проплавление поверхности наблюдается только по краям напавленного валика шириной 23 мм и высотой 6,5 мм (рис. 2, а) при четкой границе сплавления в средней части сечения валика. Твердость напавленного металла (высокоуглеродистая марганцевая сталь) в первом слое составляет $HRC\ 44...52$. В микроструктуре наблюдаются весьма мелкие дендриты, растущие от поверхности основного металла, с большим содержанием аустенита и мартенсита (рис. 2, б).

После наплавки высоколегированных сплавов в большинстве случаев проводится термообработка в виде отпуска. Для никель-хромовых сплавов типа НХ15СР2 это высокий отпуск при температурах 600...700 °C в течение 3...24 ч для перераспределения внутренних напряжений в соединении разнородных сплавов. Сокращенную термообработку в виде двух-, трехкратного отпуска при 560 °C применяют для быстрорежущих сталей после плазменно-порошковой наплавки металлорежущего инструмента простой формы (дисковые ножи, резцы). Отпуск не только снижает внутренние напряжения в быстрорежущей стали, закаливающейся на воздухе в процессе наплавки, но и повышает вторичную твердость до $HRC\ 63...64$ для вольфрамомолибденовых сталей и до $HRC\ 66...67$ для кобальтовых сталей. При наплавке заготовок многолезвийного инструмента термообработка быстрорежущих сталей проводится по полному циклу для таких сталей: отжиг + закалка + отпуск.

**Выводы**

1. Наплавка высоколегированных сплавов с минимальным проплавлением основного металла технологически осуществима и экономически оправдана.

2. Для получения минимального перемешивания основного и наплавленного металлов необходимо раздельное плавление присадочного и нагрев основного металла.

3. Для высоколегированных сплавов наиболее предпочтительна плазменно-порошковая наплавка, позволяющая легко регулировать проплавление и наплавлять широкий спектр химических составов сплавов на основе железа и цветных металлов с помощью порошков, полученных распылением жидкого металла.

4. Для снижения остаточных напряжений в высоколегированном наплавленном металле наиболее часто применяется отпуск.

1. *Научно-технические изобретения и проекты* // Избр. тр. Н. Н. Бенардос. — Киев: Наук. думка, 1982. — С. 239.
2. *Фруммин И. И.* Автоматическая электродуговая наплавка. — Харьков: Металлургиздат, 1961. — 421 с.

Parameters of the technological operations in deposition of alloys of ferrous and non-ferrous metals with a high content of alloying elements is analysed and generalised. It is shown that the required minimal dilution of the base metal with the high-alloyed deposited one can be achieved only in their separate melting. The most promising technologies for deposition of such alloys are plasma powder cladding and hybrid technologies.

3. *Рябцев И. А.* Наплавка деталей машин и механизмов. — Киев: Екотехнологія, 2004. — 160 с.
4. *Никитин В. П.* Изыскания новых способов повышения производительности и качества сварки, основанных на принципе раздельного регулирования // Проблемы дуговой и контактной электросварки. — Киев: Машгиз, 1956. — С. 234–235.
5. *Гладкий П. В., Переплетчиков Е. Ф., Рябцев И. А.* Плазменная наплавка. — Киев: Екотехнологія, 2007. — 292 с.
6. *Пацкевич И. Р., Деев Г. Ф.* Поверхностные явления в сварочных процессах. — М.: Металлургия, 1974. — 120 с.
7. *Сидоров А. И.* Восстановление деталей машин напылением и наплавкой. — М.: Машиностроение, 1987. — 192 с.
8. *Влияние исходной структуры и гранулометрического состава порошка на структуру металла 10Р6М5, наплавленного плазменно-порошковым способом* / И. А. Рябцев, Е. Ф. Переплетчиков, И. В. Миц, И. А. Бартенев // Автомат. сварка. — 2007. — № 10. — С. 23–27.
9. *Индукционная наплавка твердых сплавов* / В. Н. Ткачев, Б. М. Фиштейн, Н. В. Казинцев, Д. А. Алдырев. — М.: Машиностроение, 1970. — 183 с.
10. *Разработка процесса и исследование некоторых технологических особенностей электрошлаковой наплавки лентами* / И. И. Фруммин, В. К. Каленский, Ю. А. Панчишин и др. // Теоретические и технологические основы наплавки. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1977. — С. 83–89.
11. *Лычко И. И.* Электрошлаковая наплавка меди и ее сплавов на сталь. — Киев: УкрНИИТИ, 1969. — 14 с.

Поступила в редакцию 27.01.2011



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

6–8 сентября 2011

г. Мариуполь

Организатор:

Министерство образования и науки Украины
Общество сварщиков Украины
Украинский информационный центр «НАУКА. ТЕХНИКА. ТЕХНОЛОГИЯ»
Приазовский государственный технический университет
Сварочный факультет ПГТУ ОАО «Азовмаш» (г. Мариуполь)

Программа конференции

На конференции планируются пленарные и секционные заседания по следующим направлениям:

- повышение качества и эффективности процессов сварки и других родственных технологий;
- проблемы проектирования, изготовления и эксплуатации сварных конструкций;
- система сертификации продукции сварочного производства;
- совершенствование подготовки кадров в условиях многоуровневой системы высшего образования.

Справки по телефонам: 44-65-91, 44-65-79, 44-61-79, 44-64-13.



КАМЕРЫ ДЛЯ СВАРКИ МЕТАЛЛОВ ВЗРЫВОМ (ОБЗОР)

П. С. ШЛЕНСКИЙ, инж., **Л. Д. ДОБРУШИН**, д-р техн. наук, **Ю. И. ФАДЕЕНКО**, канд. физ.-мат. наук, **С. Д. ВЕНЦЕВ**, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проведен анализ существующих защитных устройств и взрывных камер для процесса обработки металлов взрывом. Особое внимание уделено металлическим камерам для сварки взрывом. Кратко рассмотрены преимущества и недостатки различных типов конструкций камер, а также перспективы их совершенствования.

Ключевые слова: сварка взрывом, взрывная камера, трубчатая взрывная камера, взрывчатое вещество

Сварка взрывом (СВ) успешно применяется около полувека в различных областях промышленности. При этом объем продукции, изготовленной с использованием данной методики, с каждым годом возрастает. Постоянно увеличивается также номенклатура изделий, производимых с использованием СВ. На сегодня в мире известно более 20 организаций, работающих в области СВ и более 40, применяющих другие взрывные технологии [1]. Вследствие постоянно растущего спроса увеличивается потребность в оборудовании для производства СВ.

Процесс СВ можно вести на открытых полигонах, для чего необходимыми условиями являются наличие больших площадей и удаленность от населенных пунктов. Поскольку это неразрывно связано со значительными транспортными расходами и увеличением себестоимости продукции, предпочтителен вариант цеховых взрывных участков. Вредными побочными факторами при СВ являются воздушная ударная волна, шум и загрязнение окружающей среды токсичными продуктами взрыва. Поэтому одновременно с появлением СВ началась разработка разнообразных устройств и взрывных камер (ВК) для защиты от поражающих факторов взрыва.

Для локализации поражающих факторов взрыва используют различные способы. Простейшим из них является засыпка (забойка) наружных зарядов взрывчатого вещества (ВВ) [2] инертными материалами. Ослабление интенсивности ударной волны в случае применения забоек вызвано расходом части энергии заряда на дробление и разброс материала забойки. Основными недостатками этого метода являются повышенное загрязнение окружающей среды продуктами взрыва и необходимость создания забойки для каждого заряда.

Для уменьшения интенсивности ударных волн возможно применение водяных завес. Например, фирма «DMC Nitro Metal» (Швеция) использует

водяную завесу, создаваемую в воздухе, путем распыления воды дополнительным маломощным зарядом ВВ, взрываемым с некоторым опережением [3]. Данный способ менее трудоемок, чем забойка, но имеет те же недостатки.

В 1973 г. в ходе работ, проведенных в ИЭС им. Е. О. Патона, установлено явление интенсивного гашения ударных волн в пенах [4], представляющих собой 3...5%-й водный раствор поверхностно-активного вещества в воде. Пена поглощает токсичные газы и частицы пыли, ослабляет шумы, но не решает задачи снижения сейсмических возмущений и защиты от осколков.

Представляют интерес устройства, применяемые для гашения ударных волн в шахтах. По способу ослабления ударных волн их подразделяют на сплошные, перфорированные и разрушающиеся. Сплошные преграды полностью гасят волну, а перфорированные и разрушающиеся — частично. К сплошным преградам относятся стальные двери, клиновые перемычки из бетона, гасящие волну за счет отражения ее от граней перемычки и последующего взаимодействия образовавшихся отраженных волн [5]. Перфорированные преграды имеют отверстия и лабиринты для прохода воздуха, при этом достигаемый коэффициент ослабления ударных волн в зависимости от степени перфорации изменяется от 1,1 до 2,9 [6]. Примером перфорированной преграды является сетка из стальных или пеньковых тросов, в которую для увеличения эффективности гашения ударных волн вплетаются деревянные стойки или полосы транспортной ленты.

При создании участков по металлообработке взрывом нашли применение также отработанные горные выработки, шахты, туннели и другие подземные сооружения, отслужившие свой срок. Преимущество этих участков состоит в том, что проведение в них работ не зависит от времени года, суток и погодных условий. В подземном полигоне практически сохраняются постоянными температура, влажность воздуха и его состав, что позволяет отработать технологию и получать изделия



повышенного качества. Естественные своды подземного полигона избавляют промышленные и гражданские сооружения в окрестностях полигона от воздействия на них воздушной ударной волны взрыва, а также снижают уровень шумового загрязнения.

Несмотря на положительный опыт использования отработанных горных выработок для металлообработки взрывом необходимо отметить, что они, как правило, находятся не в регионах развитого машиностроения, а в регионах горной промышленности. Вследствие этого возникают трудности, связанные с перевозкой на большие расстояния сырья, ВВ и других необходимых материалов. При организации подземных полигонов возникают трудности по перемещению грузов внутри участка и вопросы достаточной прочности сводов. Еще одной сложной задачей является проветривание внутренних помещений после проведения взрыва и устранения повышенной влажности воздуха.

Один из таких участков эксплуатируется в подземных каменоломнях в штате Пенсильвания (США) фирмой DMC. Собранные для сварки листы, уложенные на массивную платформу, подаются во взрывную камеру-туннель по железнодорожным путям, снабженным надежным амортизирующим устройством. После взрыва и продувки платформа с плакированным изделием выкатывается из камеры-туннеля [7].

Создание ВК и взрывного оборудования позволило проводить процесс металлообработки в цеховых условиях. В начальном периоде были попытки строить бетонные ВК. Кое-где они сохранились и действуют до сих пор. Такие камеры громоздки, внешне напоминают толстостенное круглое помещение с куполообразной крышей. Строительство такой камеры требует больших материальных затрат, а допустимое значение заряда ВВ невелико [7]. Поэтому сейчас от бетонных камер отказались и строят металлические ВК, установку которых можно осуществлять как на полигонах, так и в цеховых условиях.

При всем разнообразии перечисленных средств защиты именно металлические ВК предпочтительны в условиях массового производства изделий не слишком больших размеров.

Одной из первых украинских ВК была вакуумная камера, изготовленная и эксплуатировавшаяся в Харьковском авиационном институте [8]. Камера предназначалась для листовой штамповки зарядами массой до 2 кг ВВ. Конструктивно она выполнена в виде цилиндрической оболочки — колпака диаметром 3 м, высотой 2,5 м и опорной части, на которой может быть установлена оснастка диаметром до 2 м. Камера не имела загрузочного люка, доступ к оснастке обеспечивался снятием оболочки с помощью тельфера.

В настоящее время штамповка взрывом ведется на различных типах взрывного оборудования. Каждый тип оборудования имеет свои технологические особенности, преимущества и недостатки, которые зависят от выполняемых технологических операций (вытяжка, раздача, калибровка). Выполненные в Харьковском авиационном институте работы, обобщение опыта заводов СНГ, применяющих взрывную обработку металлов, и анализ возможностей каждого типа оборудования по габаритам деталей, энергоемкости, эксплуатационным особенностям, классам деталей, стоимости и производительности позволили выработать требования [9] ко всем типам оборудования:

надежность в работе, прочность и долговечность;

минимальные капитальные затраты на их строительство;

возможность использования для штамповки деталей с широким изменением габаритов;

удобство и простота при эксплуатации.

К основным типам гидровзрывного оборудования можно отнести гидровзрывной бассейн, бронепоме, бронеканнеру и вакуум-каннеру. Основным оборудованием при гидровзрывной штамповке являются бассейны, предназначенные для размещения передающей среды (воды) и производства взрыва в условиях безопасности обслуживающего персонала. Бассейн представляет собой стальную цилиндрическую или коническую обечайку, наполненную водой, которая подкрепляется железобетоном. Матрица с заготовкой и закрепленным над ней зарядом ВВ устанавливается в центре бассейна на подкладную стальную плиту, опирающуюся на бетонный шабот. Между шаботом и стенками бассейна имеется гидроизоляция.

Практика показала, что бронепоме со стенками из бетона недолговечны, поскольку бетон быстро выкрашивается под действием взрывной нагрузки. Иногда применяют конструкции, в которых стенка бронепоме сделана из бетона, защищенного от воздействия ударной волны взрыва металлическими листами. Деревянные бронепоме имеют стены, выполненные в виде двух срубов из бревен диаметром 15...20 см. При эксплуатации бронепоме необходимо ее тщательное проветривание от газообразных продуктов взрыва [7].

Большой объем теоретических и экспериментальных работ по конструкторской разработке и расчету на прочность оболочек, люков, опорных элементов и других объектов выполнен КТИ ГИТ [10]. Взрывная камера КВГ-16, предназначенная для обработки изделий большой длины, имеет цилиндрическую горизонтально расположенную оболочку (диаметром 1,6 м, толщиной 0,09 м, длиной 8 м), рассчитанную на подрыв заряда мощностью до 16 кг ВВ (рис. 1). Камера оснащена загрузочным люком, имеющим две крышки —



Рис. 1. Взрывная камера КВГ-16 с выдвинутым рабочим столом

внутреннюю (силовую), воспринимающую при взрыве основную нагрузку, и внешнюю (герметизирующую). В камере имеется предметный стол (опора), выполненный из металлических листов с резиновыми прокладками, существенным недостатком которого является малая долговечность верхнего листа, выдерживающего ограниченное количество подрывов. Для загрузки камеры используется специальный манипулятор, вталкивающий изделие с зарядом в взрывную камеру. Внешняя крышка открывается гидроцилиндром, а внутренняя открывается и закрывается штоком манипулятора. В конструкции предусмотрен аварийный люк. Подобные камеры эксплуатируются на Новосибирском стрелочном заводе.

Примером современной сферической ВК для металлообработки взрывом может служить полуавтоматическая камера ВК-10, созданная с использованием опыта, накопленного в НПО «АНИТИМ» (г. Барнаул) (рис. 2) [11]. Камера массой 280 т рассчитана на 20 кг ВВ, диаметр камеры составляет 10,5 м, толщина стенки корпуса — 20 мм.

Мощной сферической ВК является уникальная камера 13ЯЗ, установленная на специальном фундаменте



Рис. 2. Полуавтоматическая взрывная камера ВК-10

даменте (рис. 3), функционирующая в Московском региональном взрывном центре коллективного пользования Российской академии наук (РАН ЦКПВ) [12]. Она представляет собой идеальную сферу диаметром 12 м (различие диаметров в нескольких точках не превышает 3 мм). Корпус камеры выполнен из броневой стали толщиной 100 мм, масса около 500 т, а масса фундамента 320 т. Камера имеет два загрузочных люка — сверху диаметром 600 и снизу диаметром 800 мм. Она рассчитана на взрыв 1000 кг ВВ и успешно испытана. Однако камера предназначена для изучения взрыва в горючих газовых смесях и малопригодна для производственных целей.

В конструкциях ряда камер используют многослойные оболочки. Так, в том же ЦКПВ эксплуатируется двухслойная цилиндрическая камера объемом 110 м³, состоящая из двух металлических цилиндров с толщиной стенки 50 мм, зазор между которыми засыпан стальной дробью толщиной около 350 мм. Камера рассчитана на подрыв 50 кг ВВ.

Оригинальна по способу загрузки и герметизации камера, предназначенная для СВ труб [13]. В торцах ее цилиндрической горизонтально расположенной оболочки имеются соосные отверстия для ввода свариваемых труб с зарядом ВВ. Зазор между трубами и оболочкой герметизируется водяной завесой.

Наряду с обычными ВК исследовательского и производственного назначения нашли применение взрывозащитные камеры (противодиверсионные установки). Особенностью этих камер является то, что они, как правило, имеют прямоугольную форму, работают в ожидательном режиме и при взрыве ВВ предельной массы повторно не используются [10]. Для металлообработки взрывом такие камеры непригодны.

В 1970-х годах в ИЭС им. Е. О. Патона разработана принципиально новая конструкция мощной ВК, рассчитанная на заряды до 200 кг ВВ. Корпус ВК выполнен из отрезков заглушенных



Рис. 3. Уникальная сферическая ВК 13ЯЗ РАН ЦКПВ

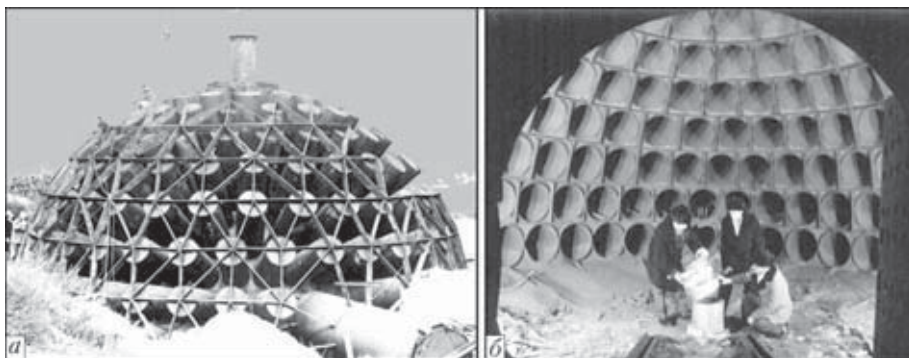


Рис. 4. ТВК на 200 кг ВВ (пгт Глеваха): *а* — вид во время сооружения; *б* — вид изнутри

с внешней стороны труб, оси которых пересекаются в центре ВК. Прочность и высокая инерционность трубчатого корпуса обеспечиваются наличием достаточного количества жестких связей между трубами и заполнения межтрубного пространства песчаным грунтом. Основные преимущества такой конструкции — высокая технологичность конструкции, позволяющая изготовить ее из серийно производимых газопроводных труб, и ремонтпригодность.

Были созданы две мощные (на 200 кг ВВ) трубчатые взрывные камеры (ТВК). Первая — на базе Научно-инженерного центра «Материалообработка взрывом» (НИЦ МВ) ИЭС им. Е. О. Патона (пгт Глеваха Киевской области) (рис. 4), вторая в КБ «Южное» (г. Днепропетровск).

Недостатком конструкции ТВК является длительность операций загрузки-выгрузки заготовок, в случае промышленного производства использование этих установок недостаточно эффектив-

но. В связи с этим в 2009–2010 г. была разработана и установлена в НИЦ МВ ТВК с полуавтоматическим механизмом подачи и извлечения заготовки (рис. 5). Данная камера представляет собой усовершенствованную масштабную (1:5) модель ТВК и рассчитана на подрыв до 2,4 кг ВВ. По принципу масштабного моделирования камера М 1:5 соответствует камере на 300 кг ВВ в М 1:1.

Масштабная модель ТВК представляет собой трехъярусную сварную конструкцию с внутренним диаметром 2 м. Основной (средний) ярус состоит из 283 отрезков стальных труб диаметром 140 мм, длиной 600 мм и толщиной стенки 4,5 мм. Внешний ярус составляют днища толщиной 8 мм, заглушающие трубы и стальные стяжки диаметром 16 мм, соединяющие трубы между собой (так называемые связки, по форме напоминающие телефонные трубки). Внутренний ярус образуют сектора полусферы толщиной 8 мм, соединяющие входные отверстия труб и образующие перфорированную внутреннюю полусферическую оболочку. Масса корпуса камеры составляет 3,6 т, таким образом коэффициент отношения массы металла в тоннах к допустимой массе ВВ в килограммах равен 1,5.

Можно утверждать, что к настоящему времени этап разработки ВК общего назначения считается законченным. Определены как основные типы таких камер (сферические, цилиндрические, трубчатые), так и особенности газодинамических процессов и динамики конструкций в них, что обеспечило научную основу для инженерного проектирования [10]. Для полноты не хватает статистики повреждений и разрушений, которая позволила бы сформулировать методику оценки надежности и долговечности ВК в условиях систематической эксплуатации. Первая попытка создания такой методики предпринята в работе [11], однако она основывается на статистическом материале, полученном при эксплуатации сварных конструкций, а не при испытаниях ВК.

Следующий этап разработок — создание узкоспециализированных ВК как элемента оборудования для крупносерийного производства стандартной продукции (в штамповке взрывом этот этап наступил еще в прошлом веке). Для узкос-

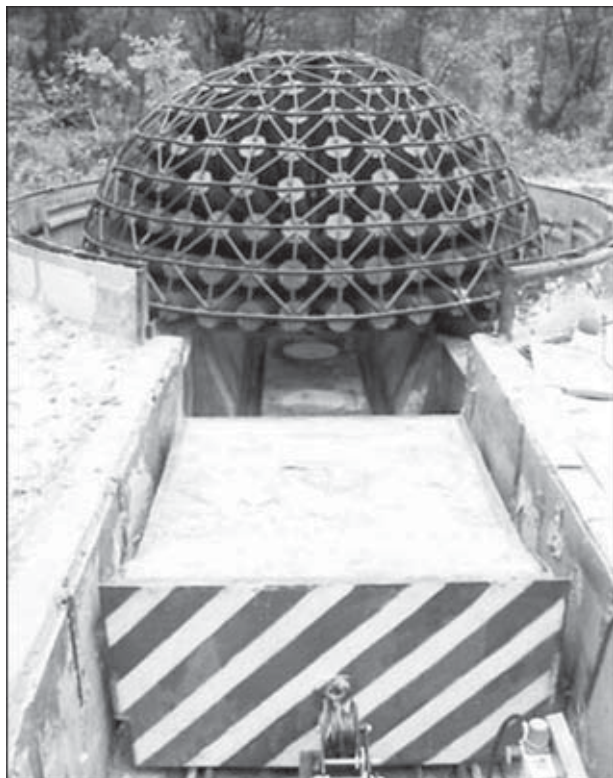


Рис. 5. Общий вид полуавтоматической ТВК

специализированных камер останутся актуальными следующие проблемы:

совершенствование систем автоматической и полуавтоматической загрузки-выгрузки свариваемых заготовок и вентиляции объема ВК с целью сокращения промежутка времени между подрывами;

снижение уровня шумов и сейсмического эффекта.

Одной из специфичных особенностей СВ в камерах является использование плоских зарядов ВВ, размер которых сравним с размерами ВК. Это исключает возможность использования для теоретического анализа весьма удобных упрощений точечного заряда и сферической/цилиндрической симметрии. Известно, что для заданной массы предельно допустимого заряда ВВ минимальную массу должна иметь сферическая ВК. Для цилиндрической симметрии этот показатель несколько выше. Для плоских зарядов больших размеров он возрастает еще в несколько раз [10], что подтверждается и нашими измерениями на камере (рис. 5). Соответственно ВК для СВ должна иметь специфические конструктивные особенности, отличающие ее от обычных камер. Проблема проектирования таких ВК пока далека от разрешения.

Другой особенностью является использование ВВ с инертными заполнителями (чаще всего песок). Это позволяет снизить массу ВВ и уровень шумов, но затрудняет вентиляцию объема ВК и увеличивает выброс экологически нежелательных примесей в атмосферу.

Наконец, для СВ характерны повышенные требования к материалу и конструкции опоры, которая должна хорошо поглощать энергию динамического удара и деформироваться по возможности однородно по всей площади, чтобы уменьшить остаточные деформации плоских изделий большой площади. В настоящее время лучшим материалом для опор при СВ считается металлическая дробь. Она обеспечивает более низкий уровень остаточных деформаций, чем другие материалы. Однако задача дальнейшего снижения остаточных деформаций все еще остается актуальной.

Еще одним актуальным вопросом является возможность вакуумирования ВК. Есть данные о том, что вакуумирование повышает качество сварных соединений, полученных СВ, однако оно усложняет и удорожает конструкцию ВК, снижает их производительность.

В перспективе использование специальных цеховых автоматизированных ВК обеспечит повышение производства тонколистового биметалла для дальнейшего изготовления из него элементов машин и аппаратов и биметалла любых сочетаний и толщин, в том числе и для последующей прокатки.

1. Бэнкер Дж. Г. Промышленное применение сварки взрывом (Обзор) // Автомат. сварка. — 2009. — № 11. — С. 49–53.
2. Единые правила безопасности при взрывных работах. — Киев: Норматив, 1992. — 172 с.
3. Богровски Я., Фручек М., Корзун М. Некоторые проблемы, связанные с уменьшением эффектов взрыва // Использование энергии взрыва для производства металлических материалов с новыми свойствами сваркой, плакированием, упрочнением и прессованием металлических порошков взрывом. III международ. симпоз. (19–22 окт. 1976 г.). — Марианские Лазни, 1976. — С. 515–522.
4. Кудинов В. М., Паламарчук В. И., Гельфонд Б. Е. Гашение ударных волн пенами // Применение энергии взрыва в сварочной технике. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1977. — С. 14–18.
5. Гуринов А. А. Управление ударными волнами при взрывных работах. — М.: Недра, 1978. — 81 с.
6. СН 453–73. Указания по проектированию убежищ, размещаемых в горных выработках. — М., 1974. — 58 с.
7. Обработка металлов взрывом / А. В. Крупин, В. Я. Соловьев, Г. С. Попов, М. Р. Крыстев. — М.: Металлургия, 1991. — 496 с.
8. Бажин И. И., Стукалов Н. Г., Чебанов Ю. И. Опыт проектирования вакуумных камер установок цехового типа // Импульсная обработка металлов давлением. — 1970. — Вып. I. — С. 84–87.
9. Кривцов В. С., Борисевич В. К. Состояние и перспективы применения импульсных источников энергии для технологических процессов обработки материалов // Авиац. косм. техника и технология. — 2007. — 47, № 11. — С. 10–17.
10. Демчук А. Ф., Исаков В. П. Металлические взрывные камеры. — Красноярск: РИО КрасГУ, 2006. — 297 с.
11. Николаенко П. А. Напряженно-деформированное состояние и прочность металлических взрывных камер: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — М., 2010. — 17 с.
12. Московский региональный центр коллективного пользования РАН (ЦКПВ) // Автомат. сварка. — 2009. — № 11. — С. 91.
13. Pat. 3848794 USA. Explosive welding device / F. William, G. Howell.

Existing protection equipment and explosion chambers for explosion treatment of metals are analysed. The focus is on metal chambers for explosion welding. Advantages and drawbacks of different designs of the chambers and prospects for their upgrading are briefly considered.

Поступила в редакцию 27.01.11



К 130-ЛЕТИЮ ИЗОБРЕТЕНИЯ ПЕРВОГО СПОСОБА ДУГОВОЙ ЭЛЕКТРОСВАРКИ

В 1881 г. электротехники, приехавшие в Париж на Международную электротехническую выставку, наблюдали в лаборатории Н. И. Кабата как Николяс де Бенардос, сотрудник знаменитого изобретателя «русского света» П. Н. Яблочкова, паяет-сваривает экспонаты, нагревая детали электрической дугой. В факсимильном списке Бенардос отметил, что проекты и изобретения с № 21 по 39 (1877–1881 гг.) сделаны в «С.П.б.» (Петербург); с № 40 по 42 — в «Закас. обл.» (там фирма Яблочкова внедряла электричество), а с № 48 по 54 отмечен «Париж». Под № 46 записано «Электрическое паяние металлов, электрогефест». Значительная часть этого списка содержит перечень изобретений в области электротехники: гофрированные аккумуляторы, электродуговая лампа, подсвечник для свечи Яблочкова с автоматическим переводом тока, аккумулятор из порошка кристаллического свинца, коммутатор для ламп накаливания и др.

Жизнь и деятельность изобретателя первого способа нового вида соединений привлекла внимание спустя 50 лет, когда дуговая сварка усилиями многих изобретателей, ученых, рационализаторов превратилась в ведущую технологию изготовления ответственных металлических конструкций.

Николай Николаевич Бенардос родился 26 июля (7 августа) 1842 г. в деревне Бенардосовка (теперь с. Мостовое Братского района Николаевской обл.) в семье потомственных военных, выходцев из Греции.

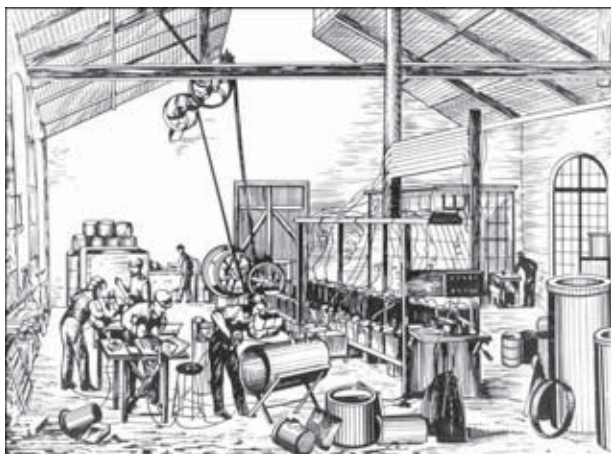
В детстве учился дома в Бенардосовке не только грамоте и разным языкам, но и кузнечному и столярному делу в великолепной мастерской деда. Поступил на медицинский факультет Киевского университета, затем перевелся в Московскую земледельческую петровско-разумовскую академию. В 1869 г. он поехал оформлять наследство матери (землю в 12 км от г. Луха Костромской губернии) и остался там, построил дом, мастерские, оранжерею, помогал строить школу и аптеку, избирался в земское собрание Юрьевецкого уезда, где боролся за бесплатное образование и медицинскую помощь, около года находился в тюрьме, в газетах обсуждал проблемы воздухоплавания, медицины, сельского хозяйства, подавал заявки на различные изобретения и ... разорился. В 1877 г. он переехал в Петербург и увлекся электротехникой.

Наиболее вероятно, что первый способ дуговой сварки был создан Николаем Николаевичем Бенардосом в Петербурге. Там, в лабораториях и производственных помещениях товарищества «П. Н. Яблочков-изобретатель и Ко», были все условия для изготовления изобретенных специально для сварки аккумуляторов с гофрирован-

ными пластинами, регуляторов сварочного тока, водяных реостатов, держателей и др. В Париж он привез готовое оборудование и отработанную технологию. Однако патентовать свое изобретение он начал в 1885 г. и в течение трех лет получил патенты большинства стран Европы и США. Причиной задержки была необходимость заплатить значительную пошлину и иметь средства для реализации (внедрения) изобретения. Если эксплуатация на протяжении короткого срока (1–3-х лет) не была налажена, патент аннулировался. Поэтому изобретатели не спешили регистрировать свои разработки.

В 1884 г. заложенная в ипотечном банке лухская усадьба «Привольное» со всеми постройками была продана за долги. Остаток денег Бенардос использовал для патентования в России (в том числе и электродуговой сварки). Патентование за рубежом финансировал купец С. О. Ольшевский, ставший совладельцем патентов.

Триумфальное шествие «электрогефеста» описано во многих книгах и статьях. Однако патентами Бенардоса и созданными им в 1885 г. в Петербурге товариществом «Электрогефест» (по эксплуатации и внедрению электросварки и других изобретений) и первой в мире показательной мастерской сварочных работ завладели авантюристы. Владельцы товарищества не хотели расходовать средства на усовершенствование сварки, и Николай Николаевич за собственные средства продолжает совершенствовать аппаратуру, горелки, приспособления и сварные соединения. Возможности сварки как самостоятельной операции в лепке раскрываются в патенте М. М. Бенардоса под названием «микролитье» или «металлическая лепка». С целью повышения качества металла шва



Гравюра «Первый сварочный цех «Электрогефест» на заводе Крезо (1890 г., Франция)

он применяет магнитное управление, порошковую проволоку и защитный газ и др. Надеясь получить правительственный заказ, он разрабатывает проект ремонта Царь-колокола и подъема на колокольную.

С начала 1883 г. Бенардос работал в Лондоне и других городах Великобритании, усовершенствовал оборудование и процесс сварки. Уже к концу 1880-х годов оборудование и технология дуговой сварки были внедрены в различных отраслях промышленности Франции, Испании, Великобритании, Германии, США и других стран.

В конце 1890-х годов здоровье изобретателя ухудшилось, он долго лечился в Москве, жил у сына, а затем решил поселиться в Киевской губернии в селе Бышев вблизи Фастова. На вершине славы выдающийся изобретатель оказался без средств к существованию. Временами тяжелобольному Николай Николаевичу не за что было купить хлеб, но как только у него появлялись деньги, он тратил их на приобретение материалов и при-

нимался за работу над очередным изобретением. В 1902 г. дом и хозяйственные постройки подожгли местные крестьяне. Сгорели чертежи, документы, макеты. После пожара он переехал в Фастов, где работал на котельном заводе и в паровозном депо. 8 (21) сентября 1905 г. Бенардос умер. Место, где его похоронили, никто не знает. О смерти автора более двухсот изобретений и проектов в области электротехники, электротехнологий, сельского хозяйства, военного дела, транспорта, воздухоплавания, быта, строительства, медицины не сообщили ни журналы, ни газеты.

На основании документов, подготовленных Институтом электросварки им. Е. О. Патона, ЮНЕСКО по представлению Украинской ССР включило в «Календарь памятных дат 1981 года» историческое событие — «100-летие изобретения сварки Бенардосом».

18–21 мая 1981 г. в Киеве состоялись торжественное собрание и научная конференция, в Фастове открыт памятник, а в Переяславе-Хмельницком — музей. Аналогичные мероприятия состоялись 11–13 июня 1981 г. в Иванове и Лухе. Информация о Бенардосе в виде почтовой марки и специальных конвертов вошла в описания филателистических каталогов мира. Фильм о Бенардосе демонстрировался много раз по центральному телевидению. Была поддержана идея проводить конференции «Бенардосовские чтения» через каждые два года по очереди в Иванове, Киеве и Николаеве. Научные журналы большинства европейских стран опубликовали статьи об истории создания электросварки. А в 1985 г. большая Международная конференция, посвященная столетию получения Бенардосом первого в мире патента на электросварку, была организована в Великобритании.

А. Н. Корниенко, д-р ист. наук

МЕЖДУНАРОДНЫЙ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКИЙ СЕМИНАР В КИЕВЕ

13–14 апреля 2011 г. в Институте электросварки им. Е. О. Патона состоялся международный научно-практический семинар «Применение контактной стыковой сварки оплавлением и комбинированной контактно-дуговой сварки труб большого диаметра». Его цель — обсуждение результатов сотрудничества ИЭС им. Е. О. Патона (Украина), фирмы «KZU Group Engineering Ltd.» (Болгария), ЗАО «Псковэлектросвар», ОАО «Газпром», МГТУ им. Н. Э. Баумана (Россия) при содействии ученых из Гентского университета (Бельгия). Информационным партнером семинара выступил журнал «Автоматическая сварка».

В работе семинара приняли участие около 20 специалистов по сварке, неразрушающему контролю, материаловедению, проектированию и расчету сварных конструкций. Семинар проходил в формате презентаций и последующего обмена мнениями участников по каждому из представленных докладов.

Открывая семинар, академик НАН Украины С. И. Кучук-Яценко отметил, что в последнее десятилетие наблюдается интенсивное строительство трубопроводов нового поколения, рассчитанных на повышенные давления. В них используются толстостенные трубы, изготовленные из высокопрочных сталей. При сооружении таких трубопроводов значительно повышаются требования к качеству сварных соединений, а также трудоемкость работ. В этой связи совершенствование и разработка новых технологий автоматической сварки неповоротных стыков трубопроводов представляется весьма актуальной задачей. Успешный опыт использования контактной стыковой сварки при сооружении магистральных трубопроводов в 80-х годах прош-

лого века свидетельствует об огромном потенциале этого метода сварки, который в последние полтора–два десятилетия использовался недостаточно.

Конференция включала обсуждение докладов по трем направлениям: «Технология и оборудование контактной стыковой сварки оплавлением», «Методы неразрушающего контроля сварных соединений трубопроводов», «Современные подходы к оценке механических свойств кольцевых соединений трубопроводов».

Оживленные дискуссии состоялись практически по всем представленным докладам, что свидетельствует о значительном интересе участников семинара к научным и практическим проблемам применения контактной стыковой сварки при сооружении современных трубопроводных систем.

Увеличение рабочих давлений в трубопроводах большого диаметра, применение новых высокопрочных марок сталей потребовали повышения эксплуатационных характеристик сварных соединений, разработки новых технологических подходов и создания нового поколения оборудования для сварки труб.

Вопросам совершенствования технологии контактной стыковой сварки толстостенных труб был посвящен доклад н. с. ИЭС им. Патона Ю. В. Швеца. На основе анализа результатов испытаний более 1000 сварных образцов показано, что применение разработанных режимов контактной сварки и последующей локальной индукционной термообработки обеспечивают получение качественных сварных соединений труб большого диаметра. Механические свойства сварных соединений, в том числе показатели ударной вязкости при низких температурах, соответствуют требованиям американского стандарта API 1104, норвежского стандарта DNV OS F101 и российского стандарта СТО Газпром 2-2.2-358-2009.

Вопросы создания принципиально нового оборудования для контактной стыковой сварки магистральных газо- и нефтепроводов (в том числе морских газопроводов) были освещены в докладе специалистов ЗАО «Псковэлектросвар» В. И. Хоменко и Д. М. Гудкина. Отмечено, что в настоящее время заводом с участием Института электросварки им. Е. О. Патона, ОАО «Газпром», «Газпром ВНИИГАЗа», МГТУ им. Н. Э. Баумана решаются вопросы как модернизации ранее выпускаемых установок для контактной сварки, так и создания принципиально новых комплексов для сварки, термической обработки и неразрушающего контроля качества свар-



Рабочий фрагмент семинара



ных соединений. За последние годы выполнен большой объем работ, позволивший спроектировать базовые модели нового поколения сварочного и вспомогательного оборудования для контактной стыковой сварки труб большого диаметра. Результаты одной из разработок завода были представлены в виде демонстрации видеофильма о работе нового комплекса для сварки труб диаметром 1220 мм.

В докладе директора ИЦ «Сварка давлением» В. Г. Кривенко были представлены данные о создании мобильных трубосварочных комплексов, позволяющих выполнять весь комплекс сварочных и вспомогательных операций в полустационарных и полевых условиях. Подобные комплексы для контактной сварки рельсов многие годы успешно функционируют в различных странах мира. Были представлены особенности новых комплексов для сварки труб малого и среднего диаметров, укомплектованные сварочными машинами нового поколения. Эти машины отличаются использованием современных электро- и гидроприводов, компьютеризированных систем управления и контроля режима сварки.

Оживленные дискуссии участников семинара вызвали доклады ученых ИЭС им. Е. О. Патона В. И. Кирьяна и Ю. В. Швеца, посвященные исследованиям свойств ударной вязкости основного металла современных трубных сталей и соединений, выполненных контактной сваркой. Известно, что современные трубные стали имеют выраженную механическую, структурную и химическую неоднородность и различные показатели ударной вязкости при испытании основного материала в различных направлениях (вдоль и поперек направления проката). На основе анализа значительного объема экспериментальных данных показано, что оценка ударной вязкости сварных соединений по методике с острым надрезом неадекватно оценивает эксплуатационную надежность сварных соединений.

Были представлены результаты исследований по оценке ударной вязкости сварных соединений, выполненных контактной сваркой, в том числе с применением принципиально новой методики «трех надрезов» (3V). Эта методика по сравнению со стандартной методикой по Шарпи дает возможность более точно оценить ударную вязкость сварных соединений с резко выраженной механической неоднородностью. Участники семинара поддержали мнение о необходимости активизировать работы по подготовке стандарта, регламентирующего применение методики 3V по оценке вязкопластических свойств сварных соединений, выполненных контактной сваркой.

Результаты работ по исследованию комбинированной сварки трубопроводов были представлены в докладе Б. И. Казымова (ИЭС им. Е. О. Патона). Известно, что проблема выполнения корневого шва

при дуговой сварке неповоротных стыков труб традиционно является серьезной технической проблемой. Идея комбинированной сварки заключается в использовании контактной стыковой сварки для получения соединения внутренней части сечения труб с последующим заполнением разделки дуговой сваркой. В представленном докладе показано, что при сооружении трубопроводов с толщиной стенки более 20 мм применение этой технологии весьма перспективно.

Результаты совместных исследований ИЭС им. Патона и ЗАО «Псковэлектросвар» свидетельствуют о высоких механических свойствах комбинированных соединений. Комплекс показателей механических свойств комбинированных сварных соединений отвечает требованиям как международных (API 1104), так и российских нормативных документов. Для уточнения области применения технологии комбинированной контактно-дуговой сварки (для сталей различных классов прочности и технологий производства) целесообразно продолжить исследования по оценке качества сварных соединений, выполненных комбинированной сваркой совместно с Гентским университетом и ОАО «Газпром ВНИИГАЗ».

С большим интересом участники семинара восприняли мнение специалиста Гентского университета д-ра Руди Дениса по всем обсуждаемым вопросам. Основная идея презентации д-ра Р. Дениса состояла в необходимости комплексного подхода к обеспечению надежности сварных соединений трубопроводов, включающего необходимость учета специфических показателей механических свойств современных трубных сталей, показателей прочности, пластичности, вязкости металла в зоне сварного соединения, а также и уровня остаточных сварочных напряжений.

Вопросы неразрушающего контроля сварных соединений трубопроводов рассмотрены в докладах М. В. Григорьева (МГТУ им. Н. Э. Баумана) и И. В. Зяхора (ИЭС им. Е. О. Патона). Исследования возможности обнаружения и идентификации



В совместных усилиях — залог успеха сотрудничества

различных видов дефектов в соединениях, выполненных контактной и комбинированной сваркой показали, что методы ультразвукового контроля обеспечивают выявление всех недопустимых дефектов контактной сварки. Целесообразность применения для этих целей автоматизированного ультразвукового контроля (УЗК) подтверждена исследованиями и разработками МГТУ им. Н. Э. Баумана. В настоящее время создано оборудование для автоматизированного УЗК, отвечающее требованиям нормативных документов ОАО «Газпром». Предложено инициировать работу по разработке специального документа — руководства по автоматизированному ультразвуковому контролю сварных соединений, выполненных контактной сваркой.

Подводя итоги работы семинара, академик НАН Украины С. И. Кучук-Яценко отметил, что опыт длительной эксплуатации в условиях Крайнего севера России сварных соединений труб, выполненных контактной стыковой сваркой оплавлением в 80-е годы прошлого века показывает, что этот метод сварки обеспечивает высокую надежность

кольцевых соединений труб различного диаметра из сталей класса прочности X50-X70. Реализация потенциала контактной сварки при сооружении новых трубопроводных систем зависит от совместных усилий ученых, конструкторов, производителей и несомненно этот потенциал будет реализован в ближайшие годы.

Подводя итоги, участники семинара отметили его актуальность и полезность для дальнейшего развития сварочной науки, подходов к оценке эксплуатационных свойств соединений, совершенствования сварочных технологий и оборудования, а также технологий послесварочной обработки стыков и методик неразрушающего контроля качества сварных соединений. В итоговом документе семинара — Меморандуме по применению стыковой контактной сварки оплавлением и комбинированной контактно-дуговой сварки труб большого диаметра — определены первоочередные задачи, требующие приложения совместных усилий организаций-участников семинара.

И. В. Зяхор, канд. техн. наук

Э. Ф. ГАРФУ — 70



В мае исполнилось 70 лет доктору технических наук, главному научному сотруднику отдела новых конструктивных форм сварных сооружений и конструкций, лауреату Государственной премии Украины, Премии им. академика М. С. Будникова Академии строительства Украины, известному ученому в области прочности

материалов и конструкций Эдуарду Феофиловичу Гарфу.

После окончания факультета промышленного и гражданского строительства Киевского инженерно-строительного института в 1962 г. он был принят на работу в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. Вся творческая, трудовая и научная деятельность Э. Ф. Гарфа неразрывно связана с институтом. Здесь он прошел творческий путь от молодого специалиста до заведующего отделом новых конструктивных форм сварных сооружений и конструкций, который возглавлял в течение многих лет.

За время работы в институте приоритетными в научной деятельности Э. Ф. Гарфа были исследования прочности и долговечности сварных конструкций и разработка методов расчета сварных соединений в металлоконструкциях из труб. Особое внимание он уделял исследованиям прочности уз-

ловых соединений в решетчатых конструкциях из элементов полого сечения.

В 1970 г. Э. Ф. Гарф защитил кандидатскую диссертацию, а в 1987 г. — докторскую.

Им разработаны аналитические методы расчета напряженно-деформированного состояния элементов узлов, которые в сочетании с экспериментальными исследованиями позволяют получить оценку несущей способности для более сложных соединений. Разработан метод оценки прочности трубчатых узлов, учитывающий реальные условия нагружения. Все эти разработки использовались при проектировании глубоководных оснований для добычи нефти и газа.

Выполненные Э. Ф. Гарфом исследования стержневых конструкций с использованием прямоугольных и квадратных сварных гнутых профилей стали научной базой для создания высокоэкономичных ферм для промышленных сооружений и методики расчета прочности узловых соединений при статической нагрузке. В последние годы Э. Ф. Гарф занимается исследованием прочности сварных конструкций, которые длительное время находятся в эксплуатации и исчерпали свой плановый ресурс, оценкой влияния эксплуатационных повреждений конструкций на их остаточный ресурс. Результаты этих исследований направлены на продление срока эксплуатации ответственных сварных конструкций, обеспечению необходимого уровня надежности. Э. Ф. Гарф является активным участ-



ником проекта по созданию нового укрытия поврежденного реактора на ЧАЭС, участвует в разработке ряда нормативных документов, которые регламентируют проектирование сварных конструкций и определение остаточного ресурса при наличии эксплуатационных повреждений.

Э. Ф. Гарф — автор и соавтор около 120 научных трудов. Награжден Почетной грамотой Президиума Верховного Совета Украины, Почетной грамотой Президиума НАН Украины.

В. И. ЛЫСАКУ — 60



В мае исполнилось 60 лет Владимиру Ильичу Лысаку — доктору технических наук, профессору, первому проректору — проректору по научной работе Волгоградского государственного технического университета, заведующему кафедрой оборудования и технологии сварочного производства, заслуженно-

му деятелю науки РФ.

Окончив с отличием Волгоградский политехнический институт и получив квалификацию инженера-механика по специальности «Оборудование и технология сварочного производства», он продолжил обучение в аспирантуре и в 1980 г. защитил кандидатскую диссертацию, посвященную раскрытию закономерностей формирования соединений при сварке взрывом металлических слоистых композиционных материалов, а в 1995 г. — докторскую.

В. И. Лысак признан по праву одним из основателей волгоградской школы сварки металлов взрывом. Им разработаны научные основы формирования соединения при высокоскоростном соударении металлов, впервые сформулирован и развит энергетический подход к формированию равнопрочных соединений при сварке взрывом, раскрыт энергетический баланс и кинетика изучаемого процесса, что послужило базой для успешного решения многочисленных прикладных, в том числе и

уникальных задач. Композиты, созданные под его научным руководством, нашли широкое применение в ракетно-космической технике, атомном машиностроении, энергетике, металлургии и целом ряде других отраслей.

Следует отметить активное сотрудничество В. И. Лысака с издательством ИЭС им. Е. О. Патона. Им в соавторстве с С. В. Кузьминым издана книга (2003), поддержана подготовка специального номера журнала «Автоматическая сварка» (№ 11, 2009), посвященная сварке взрывом. В. И. Лысак — участник всех международных конференций, проводимых ИЭС им. Е. О. Патона в Кацивели.

В. И. Лысак — автор и соавтор более 600 научных работ, в том числе 7 научных и 2 научно-популярных монографий, 1 учебника, более 60 изобретений. Под его руководством защищено 14 кандидатских и 3 докторских диссертации. Юбилар входит в состав редакционных советов и редколлегий таких журналов, как «Автоматическая сварка», «Сварка и диагностика», «Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия», «Наукоемкие технологии в машиностроении», «Сборка в машиностроении, приборостроении». В. И. Лысак — вице-президент АИН им. А. М. Прохорова, лауреат премий Ленинского комсомола в области науки и техники, Администрации Волгоградской области, города-героя Волгограда. Награжден медалями академика С. П. Королева и академика А. М. Прохорова.

Сердечно поздравляем юбиляров, от всей души желаем им крепкого здоровья и бодрости, творческой энергии и новых достижений в развитии сварочной науки и сварочного производства.

ПАМЯТИ В. Ф. МУСИЯЧЕНКО



В апреле 2011 г. исполнилось 75 лет со дня рождения известного ученого в области металлургии и технологии сварки высокопрочных сталей, доктора технических наук Валентина Федоровича Мусияченко. В 1959 г. закончил механико-машиностроительный факультет Киевского политехнического института по специальности

«Оборудование и технология сварочного производства» и в этом же году начал инженерно-техническую работу в Институте электросварки им. Е. О. Патона, с которым связана вся его профессиональная деятельность.

В 1967 г. В. Ф. Мусияченко защитил кандидатскую, а в 1980 г. — докторскую диссертации. В 1982 г. возглавил отдел сварки легированных сталей, которым руководил до конца своей жизни (1989). Он внес существенный вклад в создание научных основ металлургической технологии сварки высокопрочных сталей с пределом текучести более 600 МПа применительно к изготовлению конструкций широкого назначения. Разработанные технологии и материалы дали существенный экономический эффект при внедрении в промышленность.

В. Ф. Мусияченко развил представления на механизм замедленного разрушения сварных соединений легированных высокопрочных сталей, расширил понимание закономерностей формирования их структуры и свойств.

Под руководством В. Ф. Мусияченко на высоком научном уровне проведены исследования сварива-

емости целого ряда высокопрочных легированных сталей и разработаны новые технологические процессы изготовления ответственных сварных конструкций специального назначения, а также используемых в строительстве и машиностроении. В 1960–1980 гг. под руководством, а также при непосредственном участии В. Ф. Мусияченко внедрены в промышленность технологии сварки новых высокопрочных сталей при изготовлении сварных конструкций таких, как автодорожный мост в г. Каменец-Подольский, платформы автомобилей БелАЗ, рабочие органы шагающих экскаваторов большой единичной мощности, водоводы на Нурекской ГЭС, дорожно-строительные машины и горнорудное оборудование.

Большое внимание В. Ф. Мусияченко уделял подготовке научных кадров, оказывая постоянную и высококвалифицированную помощь молодым специалистам в повышении их профессионального уровня. Труд В. Ф. Мусияченко был отмечен орденом Дружбы народов и другими государственными наградами. В 1986 г. за проведенный комплекс работ по внедрению высокопрочных сталей при изготовлении конструкций тяжелого машиностроения В. Ф. Мусияченко присуждена Премия Совета Министров СССР. Им опубликовано свыше 100 печатных работ и изобретений.

Имя Валентина Федоровича Мусияченко надолго сохранится в памяти всей сварочной общности.

Институт электросварки им. Е. О. Патона
Редколлегия журнала

ПОДПИСКА — 2011 на журнал «Автоматическая сварка»

Стоимость подписки через редакцию*	Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
	на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
	480 грн.	960 грн.	2100 руб.	4200 руб.	78 дол. США	156 дол. США

*В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

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

Контактные телефоны: (38044) 200-63-02, 200-82-77; факс: (38044) 200-54-84, 200-82-77.

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

ПОДПИСНОЙ КУПОН

Адрес для доставки журнала _____

Срок подписки с
Ф. И. О. _____

20 г. по

20 г. включительно

Компания _____

Должность _____

Тел., факс, E-mail _____



РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Обложка наружная, полноцветная

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

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

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

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

Обложка внутренняя, полноцветная

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

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

Третья страница обложки (200×290мм) — 340\$

Четвертая страница обложки (200×290мм) — 340\$

Внутренняя вставка

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

Полноцветная (200×290мм) — 340\$

Полноцветная (200×142мм) — 170\$

Реклама в разделе информации

Полноцветная (165×245мм) — 300\$

Полноцветная (165×120мм) — 170\$

Полноцветная (82×120мм) — 80\$

• Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу

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

• Статья на правах рекламы (страница А4, 170×240мм) — 170\$

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

Технические требования к рекламным материалам

• Размер журнала после обрезки 200×290мм

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

Все файлы в формате IBM PC

• Corell Draw, версия до 10.0

• Adobe Photoshop, версия до 7.0

• QuarkXPress, версия до 7.0

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

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

Подписано к печати 07.04.2011. Формат 60×84/8. Офсетная печать. Усл. печ. л. 9,09. Усл.-отт. 9,94. Уч.-изд. л. 10,45 + 2 цв. вклейки. Цена договорная.

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

65-я ЕЖЕГОДНАЯ АССАМБЛЕЯ МИС

17–20 июля 2011 г. в индийском городе Ченнай (бывший Мадрас) пройдет 65-я Ежегодная ассамблея Международного института сварки. Принимающей организацией в этом году станет Институт сварки Индии, место проведения — отели Le Royal Meridien и Hilton. Ожидается, что для Индии 2011 г. ознаменуется еще и тем, что ее представитель, Б. Радж, займет пост Президента МИС на следующие три года, сменив У. Дитли (Германия).

В программе ассамблеи предусмотрены заседания рабочих групп, подгрупп, комитетов и комиссий, входящих в состав Международного комитета по аккредитации (IAB) и Технического совета (ТМВ). Торжественная церемония открытия запланирована на вечер 17 июля. Перед ней состоится собрание Генеральной ассамблеи МИС. Традиционные культурные мероприятия — индийская ночь и гала-банкет — состоятся 18 и 20 июля соответственно.

21–22 июля в г. Ченнай будет проведена международная конференция «Global trends in Joining, Cutting and Surfacing Technology» (мировые тенденции в технологиях соединения, резки и обработки поверхности). Основная цель конференции — обмен знаниями и опытом между представителями промышленности, исследовательских организаций и учебных заведений. Это поможет всем участникам определить актуальные на сегодня проблемы в области сварки и родственных технологий и направить свои усилия на их решение. Местом проведения конференции станет Торговый центр г. Ченнай. В программе конференции предусмотрены следующие секции:

- свариваемость материалов, сварочные материалы, процессы и оборудование;
- управление сваркой и резкой;
- инспекция и контроль;
- специальные производственные и сварочные процессы;
- САПР в сварке;
- образование и квалификация;
- проектирование и производство сварных конструкций;
- роботизация и автоматизация сварочного производства;
- охрана здоровья и окружающей среды при сварке и резке;
- наплавка и инженерия поверхности;
- процессы с высокой концентрацией энергии;
- стратегия и развитие рынка сварочных технологий и оборудования.



Следует отметить, что традиционный для летних ассамблей конгресс «Advances in Welding Science & Technology» (перспективы сварочной науки и технологии) в этом году пройдет в Анталии (Турция) 20–23 октября.

Параллельно с конференцией 21–23 июля в г. Ченнай пройдет 6-я Международная выставка «Weld India» в Торговом центре, в которой предлагаются следующие разделы:

- производство, поставка и продажи сварочных материалов и оборудования;
- сварочное производство для нужд различных отраслей промышленности;
- производство, поставка и продажи оборудования и материалов для инспекции, неразрушающего контроля, средств техники безопасности и защиты окружающей среды;
- образование и программы подготовки и переквалификации персонала сварочного производства.

Для участников и гостей ассамблеи, конференции и выставки предусмотрены технические визиты на ведущие промышленные и учебные заведения страны. Среди них: Центр исследований атомных технологий им. Индиры Ганди, факультет металлургии и материаловедения Индийского технологического института, предприятия ESAB India Ltd., Hyundai Motors India Ltd., Caterpillar India Private Ltd, Ford India Private Ltd., Ador Welding Ltd.

Подробнее о мероприятиях в рамках 64-й Ежегодной ассамблеи Международного института сварки, конференции и выставке можно узнать на сайте <http://iiw2011.com/>.

Е. П. Чвертко, инженер

TransSteel: КОМПЛЕКСНОЕ РЕШЕНИЕ ДЛЯ ЭФФЕКТИВНОЙ СВАРКИ СТАЛИ

Производители металлоконструкций и предприятия машиностроительной отрасли предъявляют высокие требования к эффективности технологий соединения сталей. Причем эффективность учитывает не только производительность процесса сварки, но и качество сварного шва, общие затраты на сварочные операции. Компания «Fronius» обеспечивает повышение эффективности дуговой сварки, предлагая инновационные сварочные технологии и высокопроизводительные процессы.

Цифровые инверторные источники серии TransSteel от «Fronius» обеспечивают удобство управления и высокую надежность, обладают идеальными характеристиками для сварки стали. Эти характеристики гарантируют высокую производительность, глубокое проплавление, незначительное тепловое воздействие и практически полное отсутствие брызг.

Наряду с сокращением времени сварки и уменьшением количества проходов, существенным преимуществом является снижение затрат на дополнительную обработку изделия после сварки. Практические ноу-хау компании «Fronius» сводит к минимуму образование брызг. Прочная, компактная конструкция и небольшой вес оборудования TransSteel обеспечивают высокую мобильность аппарата в цеху и на строительной площадке.

Технология Steel Transfer Technology характеризуется наличием трех основных программных режимов сварки сталей: Steel, Steel root и Steel dynamic. Для каждой конкретной задачи можно легко и быстро выбрать наиболее подходящий режим: стандартный (Steel), специально разработанный режим для корневого прохода и заполнения больших зазоров (Steel root) или же режим с максимальным проплавлением (Steel dynamic).

Кроме серии универсального оборудования TransSteel, важно также отметить наличие двух типов специального оборудования — TransSteel Yard и TransSteel Robotics. Остановимся более подробно на каждом из них.

TransSteel Yard. Эта система удовлетворяет самым высоким требованиям специалистов, работающих на судостроительных и судоремонтных заводах, а также нефтеперерабатывающих платформах.

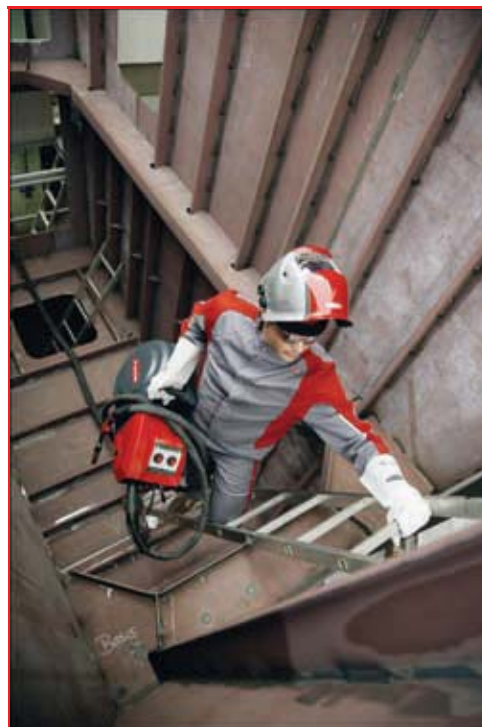
Системам с инновационной технологией Steel Transfer Technology, кроме отличных сварочных характеристик, также свойственно максимальное удобство и легкость выполнения сварочных работ в постоянно меняющихся и труднодоступных местах, которые характерны для данной сферы применения.

Аппараты серии TransSteel Yard предназначены для использования в тропических условиях и при сверхнизких температурах, при максимальной влажности воздуха, а также при наличии в воздухе каких-либо примесей, например соли, песка и т. д. Данная сварочная система доступна в двух исполнениях — 350 и 500 А.

Выносной механизм подачи проволоки VR 5000 Yard обладает значительной мобильностью (вес — 12,5 кг), что



TransSteel Yard удовлетворяет самым высоким требованиям специалистов, работающих на судостроительных и судоремонтных заводах



Выносной механизм подачи проволоки VR 5000 Yard обладает мобильностью и прочностью, необходимыми для работы в экстремально тяжелых условиях

* Статья на правах рекламы.



Функция Comfort Wire в сочетании с Fronius System Connector значительно облегчает процесс заправки проволоки

является огромным преимуществом при работе в экстремально тяжелых условиях.

Нижняя и боковая защитная панель устройства обеспечивают ударопрочность и температуростойкость системы как в вертикальном, так и в горизонтальном положениях. В TransSteel Yard встроен газовый расходомер для точной настройки расхода газа непосредственно на рабочем месте.

При работе в труднодоступных местах и при отсутствии защитного газа сварщик может одним нажатием кнопки на устройстве подачи переключить аппарат на режим сварки MMA. В этом случае вместо сварочной MIG/MAG горелки используется держатель покрытых электродов. Кроме стандартных программных на-

строек и режимов, TransSteel Yard имеет расширенные возможности для сварки высоколегированных сталей, а также для использования порошковой проволоки.

Программная функция «Steel on Primer» сокращает разбрызгивание, что, в свою очередь, позволяет сэкономить значительное количество сварочной проволоки.

В результате глубокого и равномерного проплавления достигается необходимое качество сварных соединений.

Превосходные характеристики сварки при использовании сплошной и порошковой проволоки были специально разработаны компанией «Fronius» с учетом особенностей сварки в судостроении.

TransSteel Robotics. При создании новой системы TransSteel Robotics была сделана ставка на полностью роботизированную сварку стали. Результат превзошел все ожидания: надежно, эффективно, быстро и с идеальными характеристиками для сварки стали. Универсальное оборудование от «Fronius» совместимо с робототехникой ведущих мировых производителей. Наряду с инновационной технологией Steel Transfer Technology, TransSteel Robotics также обладает различными дополнительными функциями.

Новый интерфейс Rob TransSteel позволил упростить многие процессы: управление поджигом дуги и заваркой кратера, а также обеспечить передачу аналоговых и цифровых сигналов посредством протоколов данных (DeviceNet, CanOpen, Interbus). Функция EasyJob позволяет сохранить в памяти до пяти различных пользовательских программ.

Функция Comfort Wire в сочетании с Fronius System Connector значительно облегчает процесс заправки проволоки. Для заправки даже не требуется открывать не только прижимные подающие ролики, но и сам механизм подачи.

Для замены направляющего канала достаточно сдвинуть механизм подачи проволоки по направляющим. Это существенно экономит время сервисных работ, что особенно важно при использовании автоматизированных технологических процессов.

Новинкой является магнитный блок столкновения. Вместо традиционного механического шарнира в самом блоке между полуцилиндрами находятся два магнита, которые позволяют добиться большей чувствительности соединения и, таким образом, исключить возможность повреждения горелки.

Дуговая сварка стали в машиностроении, производстве металлоконструкций, в вагоно- и судостроении, при прокладке трубопроводов, а также в других отраслях, где применяется обработка стали, сопряжена с высочайшими нагрузками на сварщиков и оборудование. Компания «Fronius» предлагает комплексное решение для эффективной сварки стали — TransSteel.

Специальное предложение — только с 1.04.2011 до 30.06.2011 при покупке сварочного аппарата TransSteel 3500/5000 Вы получаете дополнительную горелку в подарок.



ООО «Фрониус Украина»
07455, Киевская обл.,
Броварской р-н, с. Княжичи, ул. Славы, 24
Тел.: +38 044 277 21 41; факс: +38 044 277 21 44
E-mail: sales.ukraine@fronius.com; www.fronius.ua