



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,
ИЭС им. Е. О. Патона,
МА «Сварка»

ИЗДАТЕЛЬ:
МА «Сварка»

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

Редакторы:

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

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788
от 09.01.2001

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

За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет

Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

- Ющенко К. А., Романова В. А., Балохонов Р. Р., Савченко В. С., Червяков Н. О., Звягинцева А. В.* Эксперимент и моделирование термомеханических процессов в сварных соединениях жаропрочных никелевых сплавов 3
- Касаткин О. Г., Царук А. К., Скульский В. Ю., Гаврик А. Р., Моравецкий С. И., Нимко М. А., Стрижиус Г. Н., Теровец Н. В., Бывалькевич А. И., Немлей Н. В., Куран Р. И.* Односторонняя сварка плакированных трубопроводов атомных энергетических установок 11
- Кулик В. М., Демченко Э. Л., Васильев Д. В., Елагин В. П.* Хромомарганцевые материалы для сварки сталей повышенной прочности без подогрева и термической обработки 17
- Дмитрик В. В., Сыренко Т. А.* К механизму диффузии хрома и молибдена в металле сварных соединений паропроводов 22

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- «Бинцель Украина ГмбХ» — 15 лет развития 27
- Калеко Д. М.* Современные способы сварки алюминиевых сплавов со сталями (Обзор) 29
- Лобанов Л. М., Волков В. С.* Разработка технологии изготовления двухстенчатой сварной конструкции преобразователя 37
- Хорунов В. Ф., Стефанив Б. В., Сабадаш О. М., Воронов В. В.* Особенности износа и критерии ремонтпригодности буровых долот с алмазно-твердосплавными резцами 43
- Мурашов А. П.* Газотермическое напыление покрытий с использованием насадок 48
- Протокилов И. В., Порохонько В. Б.* Управление формированием сварных соединений при ЭШС (Обзор) 54

ХРОНИКА

- Российско-германским региональным лазерным центрам 6 лет 60
- IX Международный конкурс сварщиков в Украине 63
- Международный семинар «Материаловедение в проектах ЕС» 65
- Д. Ф. Чернеге — 85 67
- З. А. Сидлину — 70 68
- Памяти А. А. Загребельного 69

ИНФОРМАЦИЯ 71

Avtomaticheskaya Svarka

№ 10 (714)
October 2012
Published since 1948

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B. E. PATON

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

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

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

FOUNDERS:

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

PUBLISHER:

International Association «Welding»

Address of Editorial Board:

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

Editors:

E. N. Kazarova, T. V. Yushkina

Electron galley:

I. R. Naumova, A. I. Sulima

State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001

All rights reserved

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

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

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Yushchenko K. A., Romanova V. A., Balokhonov R. R.,
Savchenko V. S., Chervyakov N. O., Zvyagintseva A. V.* Experiment and modelling of thermodeformational processes in welded joints of heat-resistant nickel alloys 3
- Kasatkin O. G., Tsaryuk A. K., Skulsky V. Yu., Gavrik A. R.,
Moravetsky S. I., Nimko M. A., Strizhius G. N., Terovets N. V., By-
valkevich A. I., Nemley N. V., Kuran R. I.* One-sided welding of clad pipelines of nuclear power plants 11
- Kulik V. M., Demchenko E. L., Vasilyev D. V., Yelagin V. P.* Chromium-manganese materials for welding steels of increased strength without preheating heating and heat treatment 17
- Dmitrik V. V., Syrenko T. A.* Regarding mechanism of diffusion of chromium and molybdenum in metal of welded joints of steam pipelines 22

INDUSTRIAL

- 15 years of development of Binzel Ukraine HmbH 27
- Kaleko D. M.* Modern methods of welding of aluminium alloys with steels (Review) 29
- Lobanov L. M., Volkov V. S.* Development of technology of manufacture of double-wall welded structure of transformable volume 37
- Khorunov V. F., Stefaniv B. V., Sabadash O. M., Voronov V. V.* Peculiarities of wear and criteria of reparability of drill bits with diamond- hard alloy cutters 43
- Murashov A. P.* Thermal spraying of coatings with application of tips 48
- Protokovilov I. V., Porokhonko V. B.* Control of welded joints formation in ESW (Review) 54

NEWS

- The 6th anniversary of Russian-German regional laser centers 60
- IX International competition of welders in Ukraine 63
- International seminar «Materials science in EU projects» 65
- Chernega D.F. is 85 67
- Sidlin Z.A. is 70 68
- In memory of A.A.Zagrebelny 69

- INFORMATION 71

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.



ЭКСПЕРИМЕНТ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Академик НАН Украины **К. А. ЮЩЕНКО** (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),

В. А. РОМАНОВА, Р. Р. БАЛОХОНОВ, доктора физ.-мат. наук
(Ин-т физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, РФ),

В. С. САВЧЕНКО, д-р техн. наук,

Н. О. ЧЕРВЯКОВ, А. В. ЗВЯГИНЦЕВА, кандидаты техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены результаты экспериментальных и численных исследований процессов деформации и разрушения сварных соединений жаропрочных никелевых сплавов в условиях механического и термического нагружения. Исследованы структурные превращения и проведена оценка термодинамических процессов в зоне термического влияния (ЗТВ) в процессе сварочного цикла. Установлены закономерности зарождения и развития горячих трещин в металле ЗТВ вблизи линии сплавления и получены оценки локальных пластических деформаций в условиях термического цикла. С позиций физической мезомеханики проанализирована эволюция напряженно-деформированного состояния в металле ЗТВ и сделаны выводы относительно роли границ зерен в процессах зарождения и развития трещин.

Ключевые слова: дуговая сварка, жаропрочные никелевые сплавы, сварные соединения, термическое нагружение, межзеренные границы, горячие трещины, численное моделирование

Жаропрочные сплавы на никелевой основе отличаются высокими механическими характеристиками, но характеризуются низкой свариваемостью. Они проявляют предрасположенность к образованию горячих трещин в условиях сварочного цикла. Экспериментальные данные [1–4] свидетельствуют о том, что термический цикл сварки приводит к существенным структурным изменениям материала в зоне термического влияния (ЗТВ), примыкающей к линии сплавления. В этой зоне преимущественно образуются горячие трещины.

Для выяснения причин образования горячих трещин в условиях сварочного цикла необходимо иметь достаточно четкие представления о кинетике деформационных процессов и эволюции напряженно-деформированного состояния в различных зонах сварного соединения. Пока об этом направлении известно немного, поскольку экспериментальные исследования чрезвычайно трудоемки и требуют больших затрат средств и времени.

В настоящей работе экспериментально и численно исследованы процессы деформации и разрушения в сварных соединениях никелевых сплавов в условиях термического нагружения. Экспериментальными способами в металле ЗТВ ис-

следованы структурные превращения и проведены оценки термодинамических процессов в металле ЗТВ во время сварочного цикла, установлены закономерности зарождения и развития горячих трещин в условиях термического воздействия, а также проведены оценки локальных пластических деформаций в металле ЗТВ при сварке аустенитных никелевых сплавов.

На основе полученных экспериментальных данных разработаны модели исследуемых материалов с учетом внутренней структуры и проведено моделирование деформационных процессов в условиях термоциклирования. Построение модели материала предполагает определение в явном виде зависимости физико-механических свойств от температуры. На уровне поликристаллической структуры источниками концентрации напряжений, зарождения пластических сдвигов и микротрещин являются границы зерен.

В рамках модели на мезомасштабном уровне зеренная структура вводилась в явном виде, а структурные превращения, зафиксированные в металле ЗТВ в процессе сварочного цикла, учитывали через феноменологические зависимости механических свойств от температуры. Численно была исследована эволюция напряженно-деформированного состояния в различных участках ЗТВ в условиях термического цикла нагрев–охлаждение.

Исследование деформационных процессов и особенностей структурных превращений в металле ЗТВ в условиях сварочного цикла. Ис-

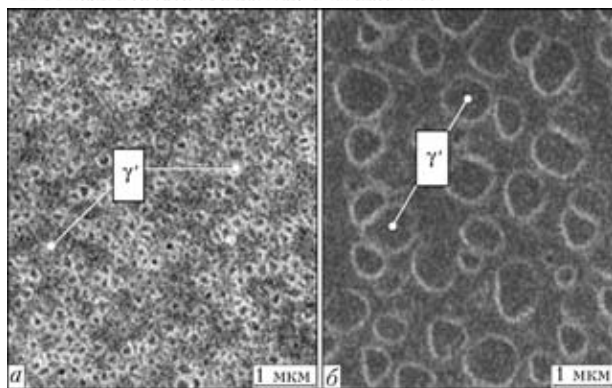


Рис. 1. Микроструктура с частицами γ' -фазы в различных участках, примыкающих к сварному шву: *а* — зона образования горячих трещин; *б* — зона основного металла

следования проводили на никелевом сплаве IN738LC. Экспериментально было показано, что в участке ЗТВ, где распространяются трещины, происходят фазовые изменения по схеме $\gamma' + \gamma \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma + \gamma'$. В области ЗТВ, примыкающей к сварному шву, происходит выделение мелкодисперсной γ' -фазы. Размеры частиц γ' -фазы в основном металле и ЗТВ составляют соответственно 0,4...0,9 и 0,05...0,15 мкм (рис. 1).

С помощью бесконтактного лазерного дилатометра определена температура начала растворения частиц γ' -фазы ($T = 630^\circ\text{C}$) и полного растворения частиц γ' -фазы ($T = 1100^\circ\text{C}$). Показано, что размеры области, где наблюдаются структурные изменения, соответствуют температурному интервалу $T_L - T_{\text{Solvus}}$. Статистические исследования наличия дефектов в сварных соединениях по-

казали, что наиболее вероятным местом расположения трещин является зона, примыкающая ко шву. В общем виде схема преимущественного образования трещин в околошовной зоне сварных соединений никелевых сплавов с γ' -упрочнением и ее связь со структурными изменениями в металле ЗТВ приведена на рис. 2.

Продвижение образовавшейся горячей трещины по границам зерен из *I* зоны (рис. 2) в сторону основного металла тормозится релаксацией локальных напряжений и пластической деформацией в устье трещины (рис. 3, *а*). Из схемы на рис. 3, *б* видно, что в этом случае имеет место состояние плоской деформации. Полученные результаты подтверждаются оптической интерференционной металлографией поверхности устья горячей трещины после сварки. На рис. 3, *в*, где приведена интерференционная картина, а также в районе искусственной деформации от царапины на поверхности шлифа, видно, что ход интерференционных линий в районе устья трещины и царапины имеет тенденцию к перемещению вверх. Поскольку царапина представляет собой углубление в металле, то и зона металла перед трещиной переместилась вниз относительно плоскости шлифа, т.е. произошла утяжка металла за счет реализации механизма пластической деформации.

Анализ распределения межзеренной деформации в сварном соединении проводили путем наблюдения рельефа полированной поверхности основного металла после сварки, характера разрушения оксидных пленок, а также свободной по-

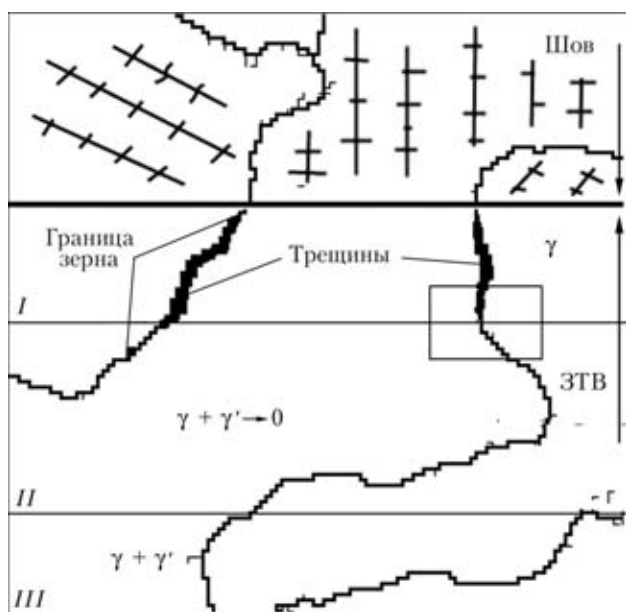


Рис. 2. Схема преимущественного образования трещин в металле ЗТВ сварных соединений жаропрочных сплавов с упрочняющей γ' -фазой: *I* — зона полного превращения $\gamma' + \gamma \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma + \gamma'$; *II* — зона неполного превращения; *III* — зона, не претерпевающая превращения

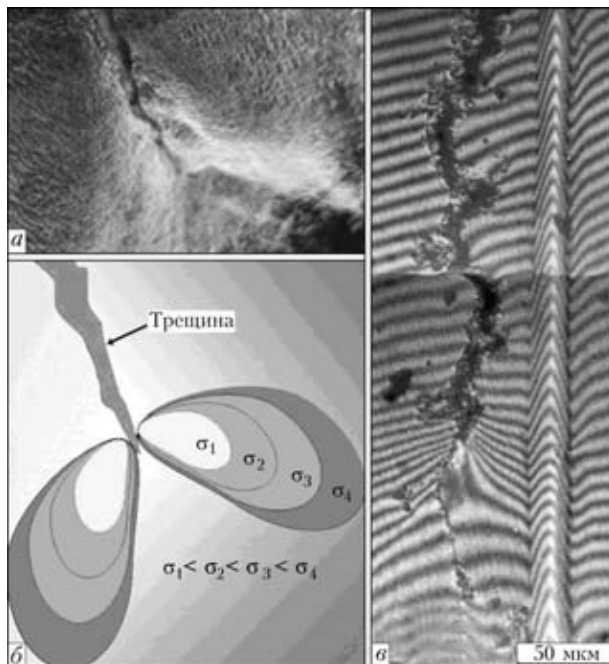


Рис. 3. Торможение горячей трещины в металле ЗТВ под влиянием пластической деформации [5]: *а* — поверхность металла в устье трещины ($\times 400$); *б* — схема распределения пластической деформации в полях напряжений; *в* — пластические деформации в устье горячей трещины



верхности металла шва, сваренного электронным лучом. Межзеренные деформации (смещения) при сварке концентрируются у зоны сплавления, затухая при удалении от нее (рис. 4, а). Характер межзеренной деформации металла в околошовной зоне в значительной мере зависит от его фазового состава.

Исследования деформационных процессов в металле ЗТВ никелевого сплава в условиях сварочного цикла выполняли на предварительно отполированных пластинах с нанесенной на поверхность сеткой. Сетку наносили алмазным инструментом в специальном приспособлении на базе инструментального микроскопа БМИ-1, обеспечивающим толщину линии 0,010...0,020 мм.

На рис. 4, б приведен фрагмент поверхности с полосами скольжения, возникшими при пластической деформации металла в ЗТВ, которая развивается по плоскостям скольжения в пределах зерна. При переходе к другому зерну система скольжения изменяется. При пластической деформации в зернах возникают ориентационные повороты.

Для понимания кинетики возникновения горячих трещин было проведено численное исследование термомеханических процессов в металле ЗТВ. Для сравнительного расчетного анализа выбрали никелевый сплав (Cr9–Co9–Mo1–W10–Al6–Ti1–Nb2–Ni основа) и стабильно аустенитную сталь (Cr20–Ni16–Mn6–Fe основа), не склонную к образованию горячих трещин.

Задачу термомеханики в двумерной постановке решали численно с привлечением метода конечных элементов. Подробная формулировка задачи и метод решения приведены в работе [6]. При расчетах упругопластических деформаций и напряжений экспериментальные данные, в том числе модуль упругости E , предел текучести $\sigma_{0,2}$ и коэффициент линейного расширения α определяли в интервале температур выше 1200 °С. Предел текучести $\sigma_{0,2}$ оценивали на установке ИМАШ 20-75 «Ала-Тоо» (типа «Gleeble») в вакууме. Коэффициент линейного расширения α определяли бесконтактным методом с использованием лазерного луча. Численное моделирование выполняли для случая сварки неплавящимся электродом в среде защитного газа. Размеры пластин и погонную энергию сварки при моделировании термомеханических процессов принимали одинаковыми. Расчет температурных полей при сварке контролировали путем прямого измерения термопарами термических циклов в металле ЗТВ.

Установлено, что максимальные пластические деформации возникают вблизи линии сплавления на расстоянии до 2 мм. Зависимости термических напряжений от деформаций в точке на расстоянии 0,5 мм от линии сплавления при сварке никеле-

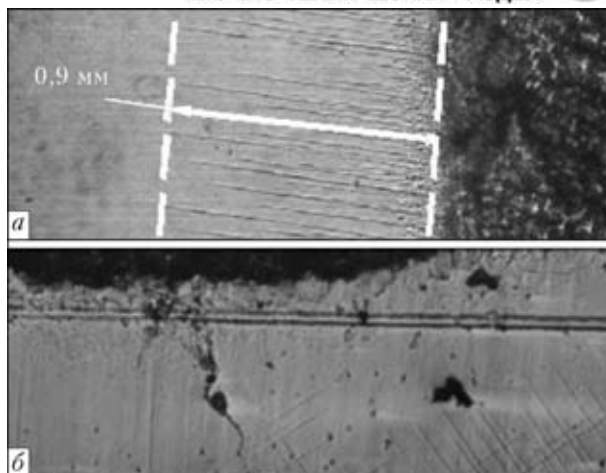


Рис. 4. Локализация пластической деформации в металле ЗТВ у линии сплавления (а) и развитие полос скольжения внутри зерен в процессе сварки ($\times 125$) (б)

вого сплава и аустенитной стали приведены на рис. 5. На стадии нагрева (от точки 0 до точки 2) материал подвержен сжимающим напряжениям и деформациям. Точка 1 определяет момент достижения предела текучести материала. Точка 2 соответствует максимальной температуре на термическом цикле и максимуму пластической деформации сжатия. После точки 2 начинается процесс охлаждения и, следовательно, разгрузка, которая длится до точки 3, где упругие деформации и напряжения равны нулю. Из точки 3 до точки 4 растет упругая деформация растяжения и в точке 4 начинается вторая пластическая деформация, но уже противоположного знака. Состояние в точке 5 соответствует полному остыванию пластины. Расчетные исследования показали, что при сварке никелевого сплава на погонной энергии более 350 Дж/мм в металле ЗТВ на расстоянии до 2 мм от линии сплавления возникают значительные пластические деформации (свыше 3 %) и растягивающие напряжения, значение которых достигает предела текучести материала.

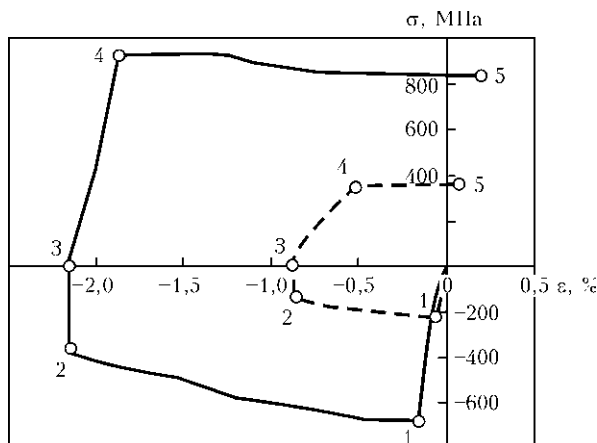


Рис. 5. Изменение напряжений и деформаций в точке на расстоянии 0,5 мм от линии сплавления для никелевого сплава (сплошная линия) и аустенитной стали (штриховая): 1–5 см. в тексте



Моделирование термдеформационных процессов в металле ЗТВ в условиях термического цикла нагрев–охлаждение с учетом поликристаллической структуры. Математическая постановка задачи. В общем случае этапы моделирования включают разработку структурно-механической модели материала, задание начальных и граничных условий и численное решение системы уравнений континуальной механики с учетом внутренних границ раздела. Общая система динамических уравнений континуальной механики в декартовой системе координат без учета массовых сил включает следующие:

уравнение движения

$$\rho \dot{U}_i = \sigma_{ij,j} \quad (1)$$

уравнение неразрывности

$$\frac{\dot{V}}{V} - U_{i,i} = 0, \quad (2)$$

уравнение баланса энергии

$$\rho \dot{E} = \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij} + \dot{q}^{(e)}, \quad (3)$$

соотношения для компонент тензора скорости полных деформаций

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \frac{1}{2}(U_{i,j} + U_{j,i}), \quad (4)$$

определяющие соотношения, задающие связь между компонентами тензоров напряжений и деформаций

$$\sigma_{ij} = f(\epsilon_{ij}). \quad (5)$$

Здесь $U_i = \dot{x}_i$ — компоненты вектора скорости; x_i — координаты; $V = \rho_0/\rho$ — удельный относительный объем материала; ρ_0, ρ — соответственно начальная и текущая плотности; E — внутренняя энергия; $q^{(e)}$ — вектор притока тепла от внешних источников; ϵ_{ij} — компоненты тензора полной деформации. Точка над символом означает производную по времени, запятая после индекса — производную по соответствующей координате, по повторяющимся индексам $i, j, k = 1 \dots 3$ проводится суммирование.

Тензор напряжений удобно представить в виде суммы шаровой и девиаторной частей:

$$\sigma_{ij} = -P\delta_{ij} + S_{ij}, \quad (6)$$

где P — давление; S_{ij} — компоненты девиатора напряжений; δ_{ij} — символы Кронекера.

Для описания шаровой части тензора напряжений используем уравнение Дюамеля–Неймана, учитывающее термическое расширение:

$$P = -3K\epsilon_{kk} + \alpha_t(T - T_0), \quad (7)$$

где ϵ_{kk} — объемная деформация; K — модуль объемного сжатия; α_t — коэффициент термического расширения; T_0, T — начальная и конечная температуры.

Соотношения, связывающие компоненты тензоров девиатора напряжений и девиатора деформаций в области упругого нагружения, запишем в скоростях в виде

$$S_{ij} = 2\mu \left(\dot{\epsilon}_{ij} - \frac{1}{3}\delta_{ij}\dot{\epsilon}_{kk} \right), \quad (8)$$

где μ — модуль сдвига.

Упругопластический переход описывали критерием текучести Мизеса, согласно которому материал переходит в пластическое состояние при условии

$$S_{ij}S_{ij} > \frac{2}{3}\sigma_0^2. \quad (9)$$

В этом случае компоненты девиатора напряжений приводятся на поверхность текучести умножением S_{ij} на величину $\frac{\sigma_0}{\sqrt{3} S_{ij}S_{ij}}$, где σ_0 — предел текучести материала с учетом деформационного упрочнения.

Экспериментальные данные свидетельствуют о том, что упругопластические характеристики жаропрочных сплавов на никелевой основе демонстрируют нелинейные зависимости от температуры и размера γ' -фазы. На основе экспериментальных данных для сплава IN738LC [3, 4] определены аппроксимационные зависимости для модулей упругости и предела текучести как функции температуры, объемной доли и размера частиц γ' -фазы (рис. 6, б).

Модельный образец с периодической поликристаллической структурой (рис. 6, а) был сгенерирован методом пошагового заполнения [7] на сетке $100 \times 150 \times 100$ с шагом 2 мкм. Периодичность предполагает бесконечную трансляцию структуры в соответствующих направлениях. При последующем решении задачи механики на соответствующих поверхностях могут быть заданы периодические граничные условия, необходимые для более реалистичного моделирования условий стесненной деформации.

Влияние кристаллографической ориентации на механический отклик зерен учитывалось через разброс упругих модулей и характеристик текучести относительно средних значений в пределах 20 %.

При этом внутри зерна механические характеристики остаются постоянными, но меняются при переходе через межзеренную границу.

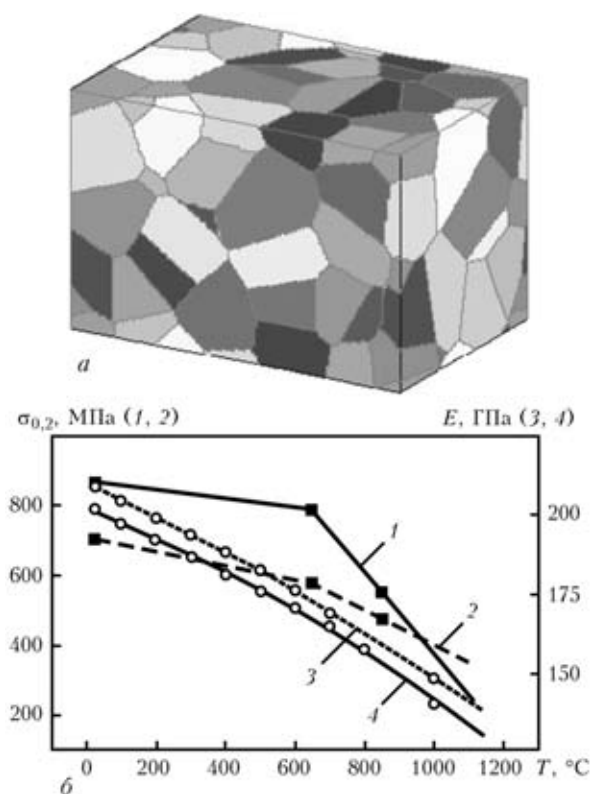


Рис. 6. Модельная поликристаллическая структура (а) и аппроксимационные расчетные зависимости механических характеристик сплава IN738LC от температуры и размера γ' -фазы (б): 1, 4 — 50...150 нм; 2, 3 — 400...900 нм; точки — эксперимент [3]

Систему уравнений (1)–(9), дополненную начальными и граничными условиями, решали численно конечно-разностным методом [8]. Граничные условия на шести поверхностях расчетного образца в задаче механики соответствовали условиям стесненной деформации при адиабатическом нагреве. На каждой поверхности нормальные компоненты вектора перемещений полагались равными нулю. Касательные смещения соответствовали условиям отсутствия внешних сил.

Результаты моделирования. Согласно экспериментальным данным в процессе термического цикла нагрев–охлаждение происходит изменение объемной доли и размера частиц γ' -фазы. В основном металле размер частиц γ' -фазы составляет 0,4...0,9 мкм. При температуре 630 °C начинается растворение γ' -фазы, которое полностью заканчивается при температуре 1100 °C. При охлаждении происходит обратное превращение $\gamma \rightarrow \gamma + \gamma'$, при этом образующиеся частицы γ' -фазы имеют размеры примерно 50...150 нм, что обеспечивает изменение механического отклика материала (рис. 6, б). Полученные экспериментальные данные были заложены в модель механического отклика зерен при термическом нагружении по схеме нагрев–охлаждение, приведенной на рис. 7, в в безразмерных координатах (здесь T^*

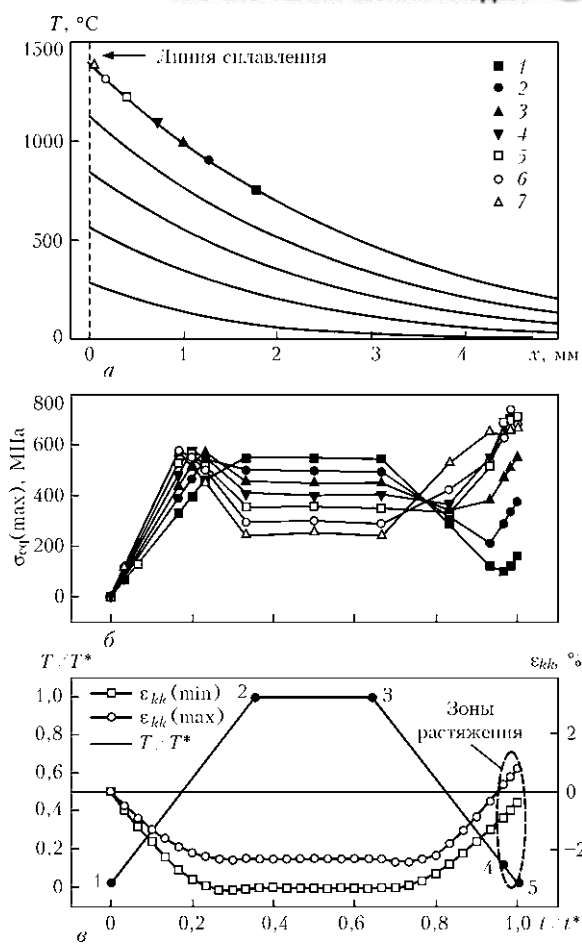


Рис. 7. Расчетные зависимости, полученные для модельного поликристалла в условиях термического цикла нагрев–охлаждение: а — распределение температуры в металле ЗТВ в процессе нагрева; 1–7 — участки, для которых проводились расчеты поведения поликристаллической структуры; б — эволюция максимальной интенсивности напряжений в поликристаллической структуре участков 1–7 на разном расстоянии от линии сплавления; в — изменение температуры и приращение объемной деформации ϵ_{kk} ; 1–5 — см. в тексте и t^* — соответственно максимальная температура нагрева и время полного цикла).

Для исследования напряженно-деформированного состояния, реализующегося на разном расстоянии от линии сплавления, в численных экспериментах варьировали максимальную температуру нагрева T^* . Изменение температуры по глубине ЗТВ определяли из решения одномерного уравнения теплопроводности

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}, \quad T(0, t) = f(t), \quad T(L, t) = T_0, \quad (10)$$

где $a = 2,6 \text{ мм}^2 \cdot \text{с}^{-1}$ — коэффициент теплопроводности; $f(t)$ — линейная функция температуры, изменяющаяся от $T_0 = 20 \text{ °C}$ до $T_{пл} = 1470 \text{ °C}$.

Расчеты показали, что ширина зоны полного превращения $\gamma' + \gamma \rightarrow \gamma$ с последующим выпадением мелкодисперсной γ' -фазы соответствует экспериментально определенной ширине ЗТВ при сварке



образцов, имеющих начальную температуру 20 °С. Максимальный перепад температуры в пределах 300 мкм (размер рассматриваемого поликристаллического фрагмента) зафиксирован в ЗТВ вблизи линии сплавления и не превышает 100 °С.

Проанализируем напряженно-деформированное состояние, возникающее в поликристаллической структуре на расстоянии около 0,65 мм от линии сплавления. В предположении, что температура в зоне шва достигает температуры плавления $T_{пл} = 1470$ °С, на расстоянии 0,45...0,65 мм от линии сплавления перепад температуры на границах поликристаллического мезообъема составил около 90 °С (см. рис. 7, а).

В процессе адиабатического нагрева (участок 1-2, рис. 7, в) в поликристаллическом материале, находящемся в условиях стесненной деформации, возникают сжимающие напряжения (рис. 8, а). Границы зерен являются источниками ярко выраженной концентрации напряжений с самого начала термического нагружения (рис. 9, а). Максимальный уровень напряжений отмечен вблизи тройных стыков зерен с наиболее отличными механическими характеристиками. Здесь происходит зарождение и развитие пластических сдвигов при последующем нагружении (рис. 9, в, з). Первые пластические сдвиги наблюдаются вблизи линии сплавления. По мере нагрева в пластическую деформацию вовлекаются более отдаленные от шва участки металла ЗТВ.

На стадии охлаждения до комнатной температуры (участок 3-5, рис. 7, в) средний уровень напряжений падает, однако в локальных областях поликристалла вблизи границ зерен, испытавших пластическую деформацию, остаточные напряжения на расстоянии 0,65 мм от линии сплавления достигают около 700 МПа (рис. 7, б).

Моделирование разрушения в задачах механики сред со структурой связано с определенными трудностями, поскольку такая постановка предъявляет крайне высокие требования к разрешению расчетной сетки. Вместе с тем некоторые выводы о возникновении горячих трещин в ме-

талле ЗТВ можно сделать на основе анализа эволюции напряженно-деформированного состояния в рамках неравновесной термодинамики и физической мезомеханики [9, 10]. В этих работах экспериментально показано и теоретически обосновано, что поры и микротрещины в нагруженном материале зарождаются в зонах объемного растяжения. В связи с этим рассмотрим приращение объемной деформации в процессе термического цикла нагрев–охлаждение. На рис. 7, в приведены зависимости приращения максимальной и минимальной объемной деформации ε_{kk} от температуры. Разброс относительно среднего уровня обусловлен неоднородным напряженно-деформированным состоянием, реализующимся вблизи границ зерен. На стадии нагрева (участки 1-2, рис. 7, в) объемная деформация сжатия увеличивается в соответствии с ростом температуры, а также увеличивается разброс, связанный с локализацией деформации вблизи границ зерен. На стадии охлаждения (участки 3-5, рис. 7, в) материал стремится вернуться в исходное состояние, объемное сжатие уменьшается, однако разброс локальных деформаций относительно среднего уровня сохраняется, что связано с развитием пластической деформации в процессе предыдущего нагружения.

Наконец, на стадии 4-5 (рис. 7, б) локальная объемная деформация выходит в положительную область, что означает появление локальных зон объемного растяжения (рис. 8, б). Эти зоны, расположенные вблизи границ пластически деформированных зерен (ср. рис. 8, б и 9, з), являются потенциальными источниками возникновения горячих трещин при условии, что интенсивность напряжений здесь достигает величины временного сопротивления на растяжение. Как показали расчеты, проведенные для поликристаллов, которые находятся в разных областях металла ЗТВ, такие условия реализуются в пределах около 0,7 мм от линии сплавления.

Эволюция напряженно-деформированного состояния в металле ЗТВ является крайне сложным

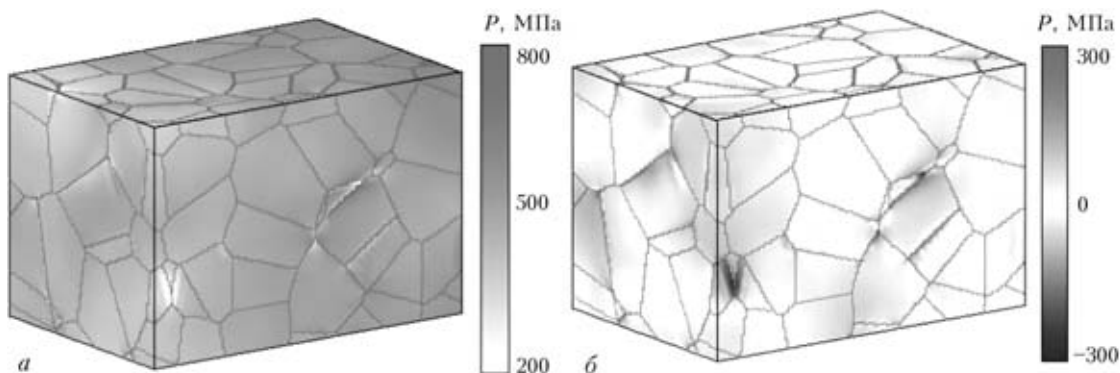


Рис. 8. Давление в металле ЗТВ на расстоянии 0,65 мм от линии сплавления ($T^* = 1100$ °С) в точках 4 (а) и 5 (б) термического цикла (см. рис. 7, в)

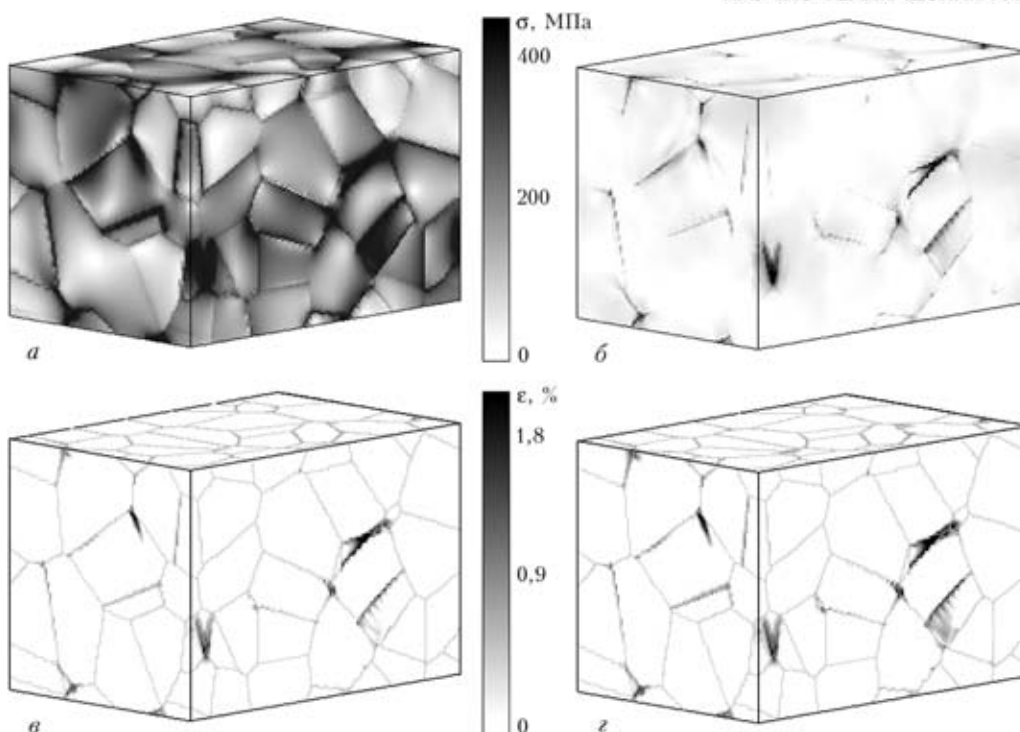


Рис. 9. Интенсивность напряжений (*а, б*) и пластических деформаций (*в, г*) в металле ЗТВ на расстоянии 0,7 мм от линии сплавления ($T^* = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$) в точках 2 (*а, в*) и 5 (*б, г*) термического цикла (см. рис. 7, *в*)

процессом, что связано как нелинейной зависимостью механических свойств от температуры, так и структурными превращениями вблизи линии сплавления.

Проанализируем изменение интенсивности напряжений в металле ЗТВ в процессе термического цикла нагрев–охлаждение. Кривые максимальной интенсивности напряжений в различных участках металла ЗТВ приведены на рис. 7, *б*. Сопоставим их с изменением температуры в процессе термического цикла (рис. 7, *в*). На начальной стадии нагрева во всех рассмотренных участках ЗТВ отмечен линейный рост напряжений со скоростью, соответствующей скорости роста температуры в соответствующих участках металла ЗТВ. С началом развития пластических сдвигов на всех кривых обнаружен излом, после которого кривые 1–6 на рис. 7, *б* демонстрируют падение напряжений, а напряжения в области, наиболее далекой от линии сплавления, продолжают расти (кривая 7). Такой характер эволюции напряженно-деформированного состояния в различных областях металла ЗТВ определяется двумя конкурирующими процессами — увеличением напряжений, связанным с дальнейшим нагревом, и падением предела текучести в области высоких температур. При достижении максимальной температуры нагрева все кривые выходят на стационарный уровень, соответствующий участку 2–3 (рис. 7, *в*) термического цикла, после которого начинается охлаждение. В начале охлаждения ход кривых также определяется двумя конкурирующими процессами, с одной стороны, со снижением температуры

происходит восстановление предела текучести и материал начинает увеличивать сопротивление деформации сжатия, с другой — происходит разгрузка, связанная как с охлаждением, так и с развитием пластических сдвигов. Таким образом, в различных участках металла ЗТВ в зависимости от расстояния до линии сплавления происходит увеличение или падение локальных напряжений (ср. кривые 1–7, рис. 7, *б*). В конце стадии охлаждения все кривые демонстрируют подъем, связанный с появлением деформаций растяжения.

Наибольший уровень остаточных напряжений отмечен вблизи границ пластически деформированных зерен в пределах 0,7 мм от линии сплавления (кривые 4–7, рис. 7, *б*). Эти области являются потенциальными зонами развития горячих трещин, которые затем распространяются вдоль границ зерен по направлению к основному металлу.

Заключение

В работе экспериментально и численно исследована эволюция напряженно-деформированного состояния в металле ЗТВ жаропрочного никелевого сплава в условиях сварочного цикла. Особое внимание уделено оценке локальных напряжений и деформаций на мезоуровне, где важную роль играют границы зерен. Экспериментальные и численные исследования показали, что в процессе нагрева в поликристаллической структуре металла ЗТВ на мезоуровне возникают неоднородные сжимающие напряжения. Источниками мощной концентрации напряжений являются межзерен-



ные границы, причем максимальный уровень напряжений зафиксирован в окрестности тройных стыков зерен вблизи линии сплавления. В этих областях происходит зарождение пластических сдвигов. На стадии охлаждения вблизи границ пластически деформированных зерен появляются локальные зоны объемного растяжения, в которых происходит зарождение и развитие горячих трещин. Микротрещины, зародившиеся у линии сплавления, распространяются вдоль границ зерен по направлению к основному металлу. Рост трещин прекращается на таком расстоянии от линии сплавления, где уровня локальных напряжений недостаточно, чтобы обеспечить их дальнейшее продвижение.

Рассмотренные модели учитывают далеко не все эффекты, связанные со сложнейшими процессами, протекающими в условиях сварочного цикла. Разрушение в металле ЗТВ происходит в условиях высокотемпературной ползучести и под действием моментных напряжений. Эти процессы могут быть промоделированы методом возбужденных клеточных автоматов с учетом возникающих моментных напряжений. Ведущим механизмом деформации в этом случае являются потоки локальных структурных превращений вдоль линии сплавления в металле ЗТВ, а также по границам зерен в зоне полного превращения $\gamma' + \gamma \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma + \gamma'$. Эти проблемы будут рассмотрены в дальнейшем.

Results of experimental and numerical investigations of the processes of deformation and fracture of welded joints on nickel superalloys under conditions of mechanical and thermal loading are given. Structural transformations were investigated, and thermal-deformation processes in the heat-affected zone (HAZ) during the welding cycle were evaluated. The mechanisms of initiation and propagation of hot cracks in HAZ near the fusion line were determined, and local plastic strains under the thermal cycle conditions were assessed. Evolution of the stress-strain state in HAZ was analysed in terms of physical mesomechanics, and conclusions on the role of grain boundaries in the processes of initiation and propagation of cracks were made.

Работа выполнена в рамках совместного проекта РФФИ с НАН Украины (№ 10-01-90403-Укр).

1. Ющенко К. А., Савченко В. С., Звягинцева А. В. Влияние термообработки и степени легирования на структурные изменения никелевых сплавов // Автомат. сварка. — 2004. — № 7. — С. 14–16.
2. Ющенко К. А., Савченко В. С., Звягинцева А. В. Влияние структурных изменений при высокотемпературном нагреве на характеристики пластичности никелевых сплавов // Там же. — 2001. — № 4. — С. 14–18.
3. Ibekwe S. R., Gabb T. Impulse excitation study of elasticity of different precipitated microstructures in IN738LC at high temperatures // J. of Materials Eng. and Performance. — 2005. — 14. — P. 188–193.
4. Balicki E., Mirshams R. A., Raman A. Tensile strengthening in the nickel-base superalloy IN738LC // Ibid. — 2000. — 9, № 3. — P. 324–329.
5. Характер образования горячих трещин при сварке литых жаропрочных никелевых сплавов / К. А. Ющенко, В. С. Савченко, Н. О. Червяков, А. В. Звягинцева // Автомат. сварка. — 2004. — № 8. — С. 35–40.
6. Махненко В. И. Расчетные методы исследований кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 320 с.
7. Романова В. А., Балохонов Р. Р. Численное исследование деформационных процессов на поверхности и в объеме трехмерных поликристаллов // Физ. мезомеханика. — 2009. — 12, № 2. — С. 5–16.
8. Wilkins M. Computer simulation of dynamic phenomena. — Berlin: Springer-Verlag, 1999. — 265 p.
9. Панин В. Е., Егорушкин В. Е. Физическая мезомеханика и неравновесная термодинамика как методологическая основа наноматериаловедения // Физ. мезомеханика. — 2009. — 12. — № 4. — С. 7–26.
10. Панин В. Е., Егорушкин В. Е., Панин А. В. Эффект канализирования пластических сдвигов и нелинейные волны локализованной пластической деформации и разрушения // Там же. — 2010. — 13, № 5. — С. 7–26.

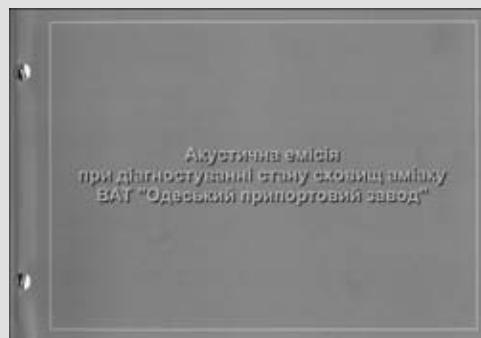
Поступила в редакцию 06.07.2012

НОВАЯ КНИГА

Акустична емісія при діагностуванні стану сховищ аміаку ВАТ «Одеський припортовий завод» / За ред. проф. А.Я. Недосеки. — К.: ІНДПРОМ, 2012.— 96 с. — Укр. яз.

Альбом може бути корисним для широкого загалу інженерів та наукових співробітників технічних спеціальностей, а також студентів та аспірантів, що вивчають явища акустичної емісії.

По вопросам реализации просьба обращаться в редакцию журнала «Автоматическая сварка»





УДК 621.791:[621.311.25:621.039.577]

ОДНОСТОРОННЯЯ СВАРКА ПЛАКИРОВАННЫХ ТРУБОПРОВОДОВ АТОМНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК

О. Г. КАСАТКИН, д-р техн. наук, **А. К. ЦАРЮК**, канд. техн. наук, **В. Ю. СКУЛЬСКИЙ**, д-р техн. наук, **А. Р. ГАВРИК**, **С. И. МОРАВЕЦКИЙ**, **М. А. НИМКО**, **Г. Н. СТРИЖИУС**, **Н. В. ТЕРОВЕЦ**, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),

А. И. БЫВАЛЬКЕВИЧ, инж. (ОП «Атомремонтсервис» НАЭК «Энергоатом», г. Славутич), **Н. В. НЕМЛЕЙ**, инж. (ОП «Южно-Украинская АЭС» НАЭК «Энергоатом», г. Южно-Украинск), **Р. И. КУРАН**, инж. (ЮТЭМ-Инжиниринг, г. Буча)

Обобщены закономерности формирования структуры в сварных соединениях биметаллических материалов. Рассмотрены причины ухудшения вязкости, пластичности и технологической прочности металла шва. Установлены технологические мероприятия по обеспечению необходимых эксплуатационных свойств и трещиностойкости металла швов. Разработаны исходные данные для создания принципиального процесса односторонней сварки трубопроводов АЭС из плакированных сталей.

Ключевые слова: дуговая сварка, плакированные стали, сварные соединения, хрупкость, трещины, диффузия углерода, хрупкие прослойки, технологии сварки

Плакированные трубы в ответственных конструкциях используются, в частности, в главном циркуляционном трубопроводе атомных энергетических установок. Основным металлом трубы является низколегированная сталь повышенной прочности, которая внутри покрыта коррозионно-стойкой аустенитной сталью.

При замене парогенераторов возникает необходимость выполнения стыкового соединения главного циркуляционного трубопровода с патрубком парогенератора. Стыкуемые элементы изготовлены из стали 10ГН2МФА. Внутренний диаметр трубы 850 мм, толщина 70 мм.

Согласно штатной технологии кромки выполняемых соединений из низколегированной стали имеют V-образную разделку с раскрытием наружу; на каждой кромке удален плакирующий слой шириной 10 мм (рис. 1). Выполнение выборки плакировки связано с исключением возможности образования трещин при попадании аустенитного металла в низколегированный перлитный корневой шов. Такие соединения выполняют в два этапа. Вначале с внешней стороны сваривают по всей толщине теплоустойчивую сталь 10ГН2МФА и проводят неразрушающий контроль соединения — рентгеноструктурный (РГК, 100 %), ультразвуковой (УЗК, 100 %), капиллярный (КК, 100 %). Затем проводят наплавку двойного антикоррозионного слоя на участке проточки внутренней поверхности трубы. По завершению наплавки

проводят зачистку усиления наплавленного слоя вровень с поверхностью плакировки и выполняют неразрушающий контроль (визуально-измерительный (100 %), УЗК (100 %) для выявления отслоений плакировки и КК (100 %)).

Однако вследствие повышенного радиационного фона в зоне парогенератора и трубопровода возникла необходимость в создании технологии сварки, обеспечивающей уменьшение дозы облучения сварщиков и исключаяющей их работу внутри выполняемого трубного соединения.

Целью данной работы была разработка технологии односторонней сварки с наружной стороны

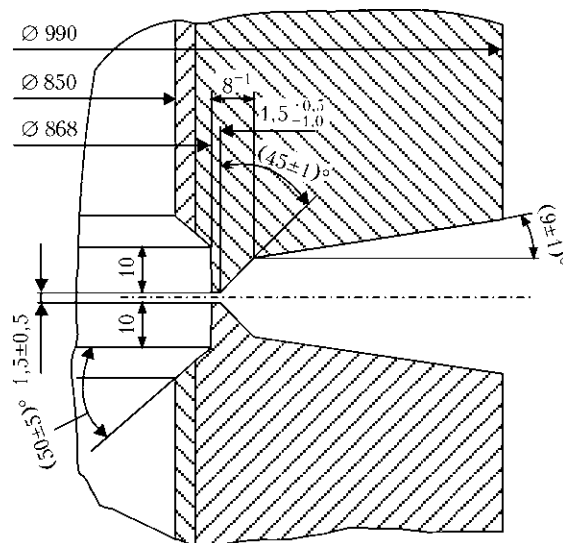


Рис. 1. Схема разделки кромок стыкового трубного соединения из плакированной стали, свариваемого по штатной технологии



плакированных трубопроводов первого контура ядерных энергоблоков, что позволяет снизить как радиационную нагрузку на персонал, так и трудоемкость ремонтно-сварочных работ.

Сварные соединения из биметаллических сталей представляют собой сложную в металлургическом отношении систему, формирующуюся при соединении металлов с разным легированием и принадлежащих к различным структурным классам. По легированию и структуре можно различать участки шва на уровне плакирующего слоя, в зоне перехода от плакирующего шва ко шву основного низколегированного слоя и основного шов. Участки соединения как основного, так и плакирующего слоев можно отнести к категории соединений однородных сталей. Переходные участки, где соединяются слои с резко отличающимися уровнями легирования, структурой и свойствами, относятся к категории соединений разнородных металлов (сталей). Поэтому при получении сварных соединений из двухслойной стали должны учитываться закономерности формирования структуры и свойств, а также возможные проблемы, характерные для сварки однородных низколегированных или углеродистых сталей, высоколегированных сталей и соединений разнородных сталей.

При сварке плакирующих слоев из аустенитных сталей возможной проблемой является образование горячих (прежде всего кристаллизационных) трещин. Обеспечение высокой технологической прочности достигается легированием металла шва молибденом, марганцем при ограничении в наплавленном металле концентрации легко ликвирующих примесных элементов (серы, фосфора, кремния). Весьма эффективной мерой предупреждения появления кристаллизационных трещин в аустенитных швах является получение наплавленного металла с таким соотношением $Cr_{экр}/Ni_{экр}$, при котором обеспечивается первичная кристаллизация с образованием δ -феррита. Критерием реализации механизма первичной кристаллизации с формированием δ -феррита является контроль его остаточной доли в металле шва при комнатной температуре. Однако чрезмерный рост доли δ -феррита при повышении концентрации ферритизаторов по отношению к аустенитизаторам может привести к обратному эффекту — снижению трещиностойкости. В работе [1] показано, что для хромоникелевых швов с 20...22 % хрома снижение стойкости против кристаллизационных трещин наблюдается при содержании δ -феррита более 40...50 %. Оптимальным, с точки зрения обеспечения высокой стойкости против кристаллизационных трещин, является 2...8 % δ -феррита. Для предупреждения формирования карбидов хрома при сенсibiliзиру-

ющем нагреве и развития межкристаллитной коррозии при эксплуатации наплавленный металл дополнительно легируют активными карбидообразующими элементами. Указанные принципы легирования наплавленного металла находят практическое использование при выполнении коррозионностойкого облицовочного слоя на внутренней поверхности плакированных труб и корпуса ядерного реактора. Для этой цели используют сварочные материалы систем легирования типа 25 % Cr–13 % Ni для выполнения первого слоя облицовки по низколегированной стали, а для второго — со стабилизацией ниобием типа 20 % Cr–10 % Ni–2 % Mn–Nb.

Особую проблему при сварке плакированных сталей могут представлять переходные участки между высоколегированным и низколегированным металлом. В зависимости от легирования сварочного материала и степени его смешивания в металле шва с расплавом высоколегированного и низколегированного металлов (что зависит от режима сварки) может формироваться структура, содержащая мартенсит [2, 3]. Такие швы могут проявлять склонность к хрупкому разрушению. Не исключается также возможность образования кристаллизационных или холодных трещин. Кроме того, при различиях в системе легирования и структурном классе основного и сварочного материалов хрупкие прослойки могут формироваться у стенок сварочной ванны на участке неполного перемешивания [3, 4]. Подобные прослойки возникают, например, при сварке углеродистой или низколегированной стали с высоколегированными аустенитными сварочными материалами.

На формирование структурной неоднородности в переходных участках соединений из сталей различных структурных классов также оказывает влияние диффузионное перераспределение углерода. Это явление заметно проявляется на границе между низколегированным или углеродистым основным металлом и швом с повышенным содержанием легирующих элементов и энергичных карбидообразователей [3–5]. В результате диффузии углерода в сторону более легированного металла шва в основном металле формируется зона, обедненная углеродом с пониженной твердостью, а в шве — прослойка с высокой концентрацией углерода и высокой твердостью (здесь скопление углерода способствует повышению твердости мартенситной прослойки, образующейся в результате неоднородного перемешивания наплавленного и основного металлов). Так, экспериментально установлено, что в переходном участке сталь 20 — аустенитный шов твердость в мартенситной прослойке в зоне с повышенной концентрацией углерода составляла HV 500...650, в стали 20 в прилегающей ко шву зоне обеднения HV 180...200, а вдали от шва HV 200...250. Перераспределение



углерода может происходить при сварке и последующей термической обработке. Есть предположение, что на этот процесс также оказывает влияние напряженно-деформированное состояние металла [4]. Следствием фазовой неоднородности в зоне сплавления является, во-первых, риск развития хрупкого разрушения в малопластичном металле, во-вторых, при эксплуатации зона основного металла с переменным содержанием углерода может подвергаться особому виду коррозионного разрушения под напряжением [5]. В качестве примера неоднородного перераспределения углерода между перлитной сталью и высоколегированной сталью на рис. 2 показана микроструктура переходного участка биметалла между плакирующим и несущим слоями. На рисунке темную окраску имеет область со скоплением углерода в аустенитном слое. В прилежащем низколегированном металле в зоне обеднения углеродом сформировалась крупнозернистая чисто ферритная структура с низкой твердостью.

Исключение образования мартенсита в структуре промежуточных швов (как и при сварке аустенитных и низколегированных сталей) достигается использованием сварочных материалов с «повышенной аустенитностью», обеспечивающих результирующую чисто аустенитную либо аустенитно-ферритную первичную кристаллизацию. Для уменьшения ширины зон переменного сос-

тава у стенок сварочной ванны и мартенситных прослоек в них требуется обеспечивать повышенный градиент концентраций элементов-аустенитизаторов в этой зоне. Последнее также достигается использованием сварочных материалов с повышенным содержанием никеля. Однако эти меры, основанные на использовании сварочных материалов систем Cr–Ni либо Cr–Ni–Mo, не исключают диффузионного перемещения углерода из низколегированного металла в высоколегированный шов. Данная проблема может быть решена за счет применения сварочных материалов на никелевой основе, либо выполнения облицовки кромки низколегированной стали металлом с низким содержанием углерода.

Сварка основного слоя из низколегированной закаливающейся стали бейнитного класса сопряжена с необходимостью предотвращения замедленного разрушения. Для этого необходимо применять предварительный и сопутствующий подогрев. Для снятия напряжений и обеспечения требуемых механических свойств металла шва сварные соединения после сварки подвергают высокому отпуску.

Рассмотренные особенности получения сварных соединений плакированных сталей учитывались в настоящей работе.

Выбранная конфигурация разделки кромок для односторонней сварки (рис. 3) обеспечивает воз-

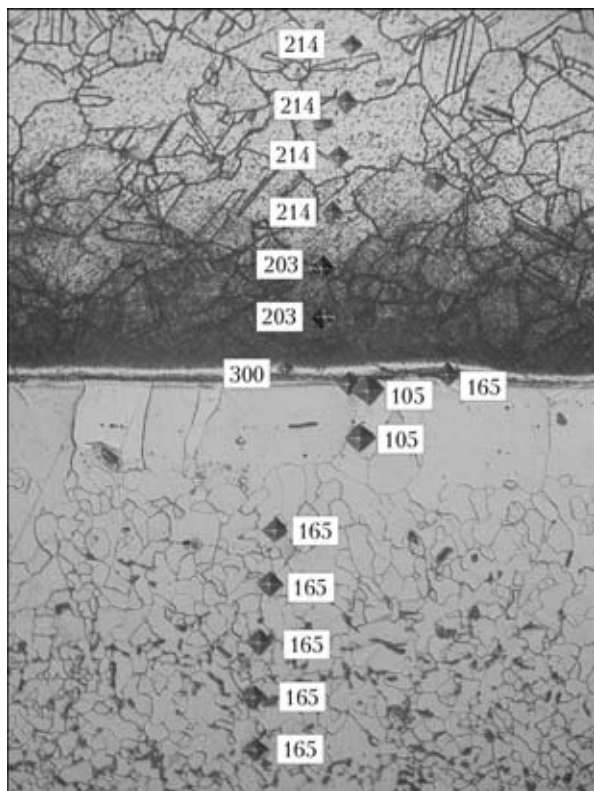


Рис. 2. Микроструктура ($\times 100$) биметалла на участке перехода от котельной перлитной стали (внизу) к аустенитному плакирующему слою (вверху), числа соответствуют значениям микротвердости $HV 0,2$

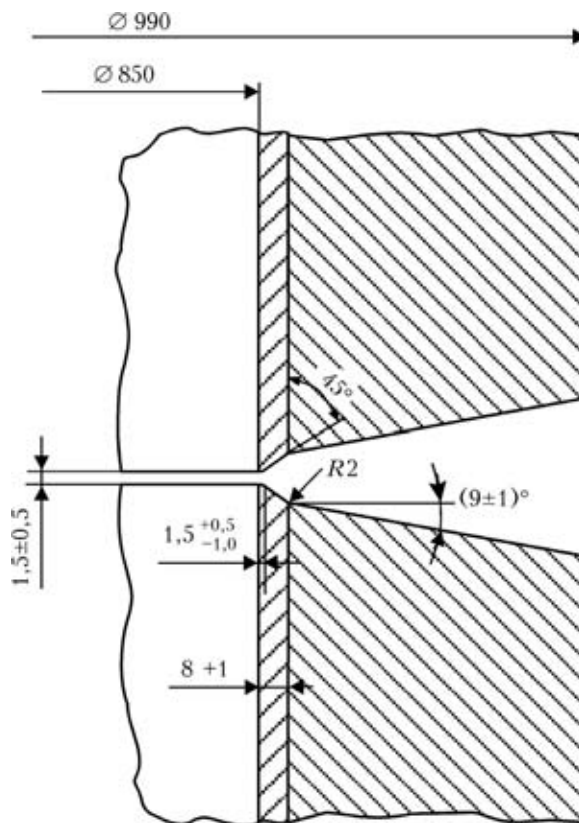


Рис. 3. Схема разделки кромок для односторонней сварки трубного соединения из плакированной низколегированной стали



возможность качественного выполнения корневого шва в зоне плакирующего слоя. При получении соединений возможно применение как ручных процессов сварки (дуговой сварки покрытыми электродами или аргонодуговой сварки неплавящимся электродом с присадкой), так и автоматической аргонодуговой сварки с помощью существующего на рынке сварочного оборудования.

Для сварки корневого прохода и заварки разделки в плакирующем слое следует применять присадочную проволоку типа 04Х20Н9Г2Б, предусмотренную правилами и нормами в атомной энергетике (ПНАЭ Г-7-01–89) для аргонодуговой сварки коррозионностойких хромоникелевых сталей. Указанная проволока обеспечивает требуемую коррозионную стойкость металла шва и, благодаря образованию δ -феррита, его высокую стойкость против образования горячих трещин. Для ручной сварки покрытыми электродами следует применять электроды, обеспечивающие аналогичное легирование наплавленного металла — ЦТ-15К, ЭА-898/21Б.

Заполнение разделки в основном слое можно выполнять с использованием сварочных материалов, предусмотренных ПНАЭ Г-7-01–89 для сварки стали 10ГН2МФА: ручной дуговой сваркой покрытыми электродами ПТ-30, аргонодуговой сваркой с присадочной проволокой Св-10ГНМА. Для аргонодуговой сварки также была аттестована и допущена к применению проволока Св-08Г1НМА [6]. В условиях ремонта целесообразно использовать автоматизированный сварочный процесс, исключая длительный присутствие сварщиков у трубного соединения. Поэтому в настоящей работе выбрана автоматическая аргонодуговая сварка неплавящимся электродом с использованием проволоки Св-08Г1НМА. Проверка заполнения разделки указанной проволокой, начиная с аустенитного металла плакировки без выполнения промежуточного шва с особым легированием, показала, что в первых проходах такого шва образуется металл с мартенситной структурой с высокой твердостью (примерно HV 450). В то же время твердость металла шва типа 08Г1НМА и стали 10ГН2МФА после сварочного термического цикла находится на уровне HV 260...270 и HV 280...303 соответственно.

Во избежание риска охрупчивания наплавляемых на аустенитный подслой типа 18-10 участков низколегированного металла шва типа 08Г1НМА отработывали технологию сварки с переходным слоем. Для переходных слоев использовали сварочные проволоки на никелевой основе (Ni–20Cr, Ni–3Ti), низкоуглеродистую проволоку типа армко-железо и аустенитную хромоникельмолибденовую проволоку Св-10Х16Н25АМ6, традиционно применяемую для сварки разнородных сталей.

Следует отметить, что преимуществом никелевых материалов является, во-первых, предотвращение образования хрупких структур в металле шва, в том числе у зон сплавления, во-вторых, формирование более низких напряжений в зоне соединения в связи с близкими к сталям с α -решеткой значениями коэффициента линейного расширения. У аустенитных хромоникелевых сталей этот коэффициент примерно в 1,5 раза выше, чем у ферритных. Использование проволоки Св-10Х16Н25АМ6 позволяет снизить риск образования мартенсита в швах за счет повышенного содержания никеля, однако не исключает формирование диффузионных углеродистых прослоек между низколегированной сталью и промежуточным швом из-за высокого содержания в ней энергичных карбидообразователей — хрома и молибдена.

В таблице приведены результаты измерения распределения значений твердости на участках плакирующий аустенитный слой—промежуточный слой—несущий шов. Отпуск опытных образцов (650 °С, 2 ч) проводили при температуре, рекомендуемой для сварных соединений стали 10ГН2МФА. Результаты показывают, что перемещение металла несущего шва с промежуточным слоем типа 10Х16Н25АМ6 приводит к образованию твердой и соответственно более хрупкой промежуточной структуры. При этом используемая температура отпуска практически не влияет на твердость в зоне перехода к металлу шва типа 08Г1НМА. В то же время имеет место некоторое повышение твердости в аустенитном металле, что, вероятно, обусловлено развитием дисперсионного твердения при выделении карбидных (в случае хромоникелевой стали типа 18-10) и интерметаллидных фаз (в области сплава Ni–3Ti).

Более однородными, исходя из значений твердости, являются участки соединения с промежуточным слоем из никелевых сплавов, а также со слоем из армко-железа. В слое армко-железо — основной металл шва твердость несколько выше,

Значения твердости HV 50 в зонах металла шва с различным легированием промежуточных слоев

Участок соединения, материал	После сварки	После отпуска
Плакировка — 18Cr–10Ni	200	225
Промежуточный шов — Ni–20Cr	214	200...215
Шов — 08Г1НМА	175...232	160...180
Плакировка — 18Cr–10Ni	185...200	223...250
Промежуточный шов — Ni–3Ti	152...161	150...200
Шов — 08Г1НМА	286...293	300
Плакировка — 18Cr–10Ni	200	216
Промежуточный шов — армко-железо	237...396	230...300
Шов — 08Г1НМА	254...262	250...260
Плакировка — 18Cr–10Ni	190...200	206
Промежуточный шов — 10Х16Н25АМ6	210	175...206
Шов — 08Г1НМА	330...450	300...400

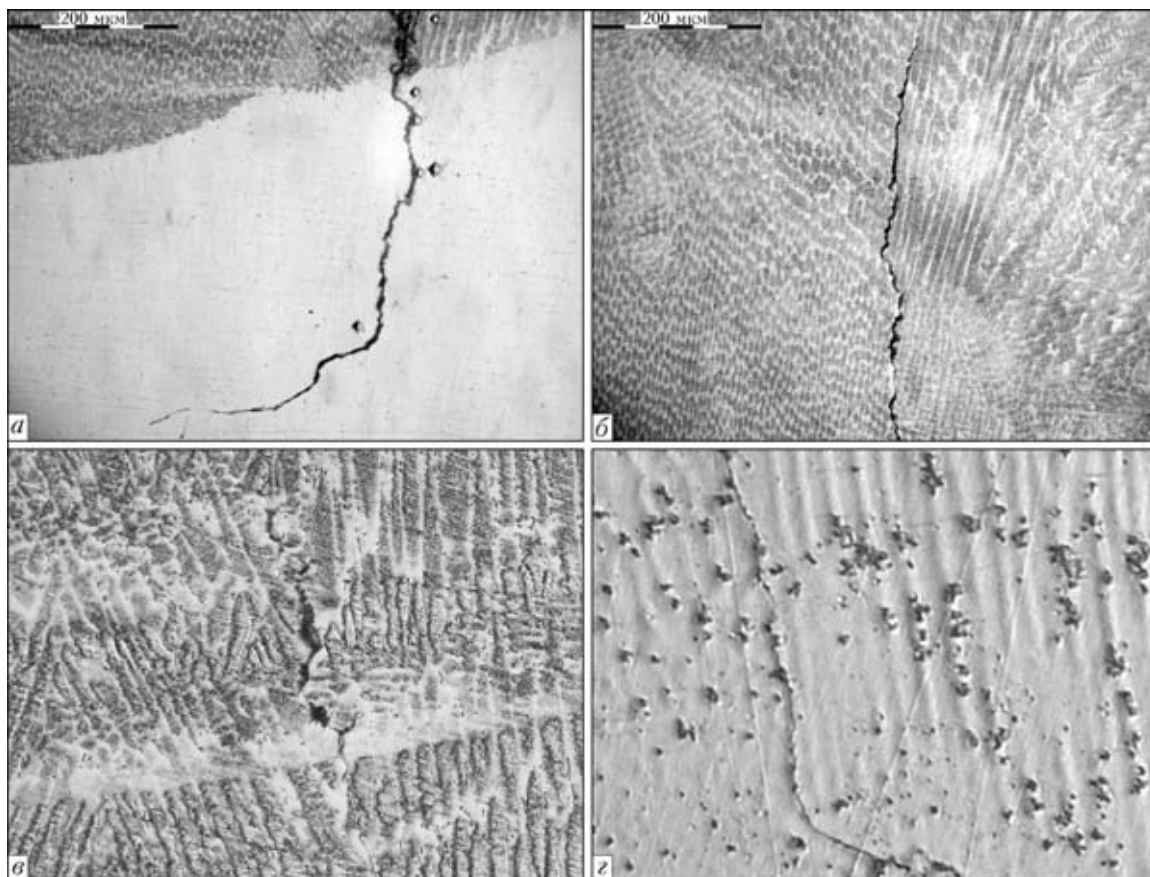


Рис. 4. Микроструктуры ($\times 200$) в участке перехода от никелевого промежуточного слоя к металлу шва типа 08Г1НМ: *а, б* — трещины в зоне сплавления подслоя Ni–3Ti и несущего шва (*а* — в никелевом металле, *б* — в участке сплавления никелевого слоя и металла несущего шва); *в* — микротрещина в участке сплавления слоя типа Ni–20Cr с несущим швом; *г* — совпадающая с межкристаллитной зоной вторичная граница с выделениями дисперсных фаз в переходном слое типа Ni–20Cr (потенциальный путь образования трещины)

однако эти значения находятся на уровне твердости, характерном для швов типа 08Г1НМА.

Сварка технологических проб показала, что на участках перехода от никелевого промежуточного слоя ко шву, выполненному низколегированной проволокой 08Г1НМА, встречаются горячие микротрещины. Они образуются в металле, сформированном при перемешивании никелевого слоя с низколегированным наплавляемым металлом и могут частично распространяться в нижележащий высоконикелевый слой. Шов на этих участках имеет характерное для литого металла столбчатое строение. Местами зарождения и распространения трещин являются межкристаллитные зоны, для которых характерно скопление проликвировавших примесных элементов, а также совпадающие с межкристаллитными областями границы аустенитных зерен, содержащих цепочки дискретных фаз (рис. 4).

На основании проведенных экспериментов для выполнения промежуточного слоя выбрали сварочную проволоку из армко-железа.

Дальнейшее заполнение разделки в основном слое выполняли ручной дуговой сваркой электродами ПТ-30. Используемый предварительный и сопутствующий подогрев составлял 170...200 °С.

После сварки выполняли высокий отпуск при температуре 650 °С. Металл швов имел бейнитную структуру с отдельно расположенными микроучастками феррита. Дефекты в соединении отсутствуют (рис. 5). Механические свойства металла основного металла шва соответствуют уровню свойств, характерных для соединений стали 10ГН2МФА ($\sigma_B \approx 640$ МПа, $\sigma_{0,2} \approx 550$ МПа, $\delta \approx 17,6$ %, $\psi \approx 69$ %, $KCV \approx 160...200$ Дж/см²). При применении автоматической аргонодуговой сварки с присадочной проволокой Св-08Г1НМА обеспечиваются следующие свойства металла шва [6]: $\sigma_B \approx 690$ МПа, $\sigma_{0,2} \approx 600$ МПа, $\delta \approx 24,2$ %, $\psi \approx 73$ %, $KCV \approx 270$ Дж/см².

При сварке соединений плакированных труб диаметром до 500 мм из теплоустойчивых сталей также применяют одностороннюю сварку. В этом случае заварку всего сечения соединения проводят аустенитными сварочными электродами, используемыми для сварки разнородных сталей (ЭА-395/9). Однако такие соединения имеют повышенный уровень остаточных сварочных напряжений, обусловленных усадкой аустенитного шва, а также имеет место формирование хрупких прослоек в зоне сплавления и частичное разуп-

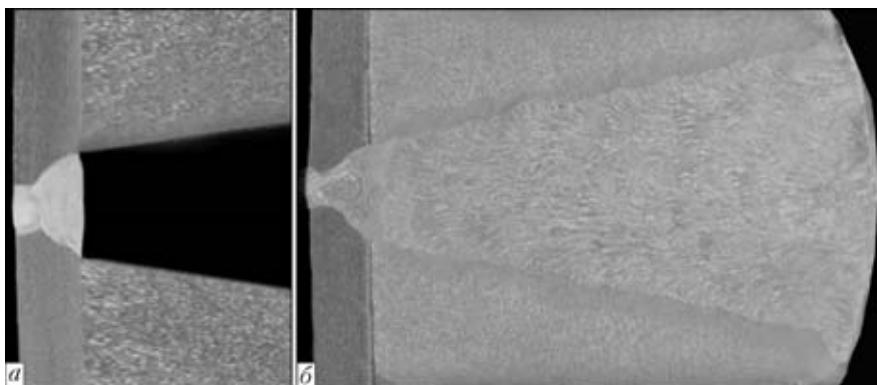


Рис. 5. Макроструктура шва в плакирующем слое (а), выполненном по разработанной технологии сварного соединения плакированной трубной стали (б)

рочнение прилежащих участков основного металла за счет диффузии углерода в шов. Как было отмечено, неоднородное строение и высокие напряжения в металле ЗТВ отрицательно сказываются на работоспособности соединений, сваренных аустенитным материалом. Взамен подобной технологии целесообразно применять рассмотренный выше процесс сварки с переходным слоем между аустенитным корневым швом и перлитным заполняющим швом. Сварку (например, применительно к трубам из стали 10ГН2МФА) следует выполнять в такой последовательности: заварка корневого прохода и корня разделки в районе плакирующего слоя аустенитным материалом типа 04Х20Н9Г2Б; выполнение переходного шва из низкоуглеродистого ферритного металла (армко-железа); заполнение разделки электродным материалом, предназначенным для сварки основного шва (Св-08Г1НМА, Св-10ГНМА при аргонодуговой сварке, электродами ПТ-30 при ручной дуговой сварке) с обязательным предварительным и сопутствующим подогревом; выполнение локального высокого отпуска соединения. Такой подход обеспечивает однородную структуру и низкий уровень остаточных (после отпуска) напряжений в зоне сварного соединения основного низколегированного слоя, что должно повысить надежность в эксплуатации соединения в целом.

Таким образом, результатом выполненной работы является подтверждение принципиальной

возможности выполнения односторонней сварки стыковых трубных соединений плакированной стали 10ГН2МФА. Особенностью предлагаемой разработки является выполнение переходного шва низкоуглеродистым ферритным металлом для исключения формирования хрупких прослоек. Применение разработанной технологии позволяет значительно снизить трудозатраты и улучшить санитарно-гигиенические условия работы персонала. Предложенный подход также позволяет заменить традиционную технологию сварки плакированных труб с использованием аустенитного металла шва на сварку ферритным швом, что дает возможность повысить прочность сварного соединения.

1. Каховский Н. И. Сварка высоколегированных сталей. — Киев: Техніка, 1975. — 376 с.
2. Фартушный В. Г., Евсюков Ю. Г. Переходные швы при сварке двухслойных сталей // Автомат. сварка. — 1977. — № 10. — С. 30–33.
3. Земзин В. Н. Сварные соединения разнородных сталей. — М.; Л.: Машиностроение, 1966. — 232 с.
4. Готальский Ю. Н. Сварка разнородных сталей. — Киев: Техніка, 1981. — 184 с.
5. Касаткин О. Г., Царюк А. К., Скульский В. Ю. Способ повышения сопротивляемости локальным повреждениям сварных соединений трубопроводов АЭС // Автомат. сварка. — 2007. — № 3. — С. 32–35.
6. Разработка и аттестация технологии ААрДС в узкую разделку элементов ГЦТ Ду850 на АЭС / А. К. Царюк, В. Ю. Скульский, И. Л. Касперович и др. // Там же. — 2006. — № 5. — С. 24–31.

Regularities of structure formation in bimetal material welded joints are generalized. Causes for deterioration of toughness, ductility and technological strength of weld metal are considered. Technological measures to ensure the required service properties and crack resistance of weld metal are specified. Initial data are determined to develop the basic process of one-sided welding of NPP piping from clad steels.

Поступила в редакцию 01.06.2012



УДК 621.791.75.042

ХРОМОМАНГАНЦЕВЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ СВАРКИ СТАЛЕЙ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ БЕЗ ПОДОГРЕВА И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

В. М. КУЛИК, канд. техн. наук, **Э. Л. ДЕМЧЕНКО**, **Д. В. ВАСИЛЬЕВ**, **В. П. ЕЛАГИН**, инженеры
 (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Представлены сведения о новых хромоманганцевых электродах марок АНВМ-2, АНВМ-3 и порошковой проволоке ПП-АНВМ-3, предназначенных для сварки и наплавки углеродистых сталей повышенной прочности. Приведены результаты оценки структуры и механических свойств металла сварных соединений, выполненных новыми сварочными материалами, а также области их применения.

Ключевые слова: дуговая сварка, хромоманганцевые электроды, порошковая проволока, углеродистая легированная сталь, аустенитный металл шва, зона сплавления, механические свойства, область применения

Производство современного горного, металлургического и других видов машиностроения предусматривает изготовление различных деталей и узлов из легированных сталей 40Х, 30ХГСА и других повышенной прочности $\sigma_B = 600 \dots 800$ МПа и выше. При сварке таких закаливающихся сталей могут образовываться холодные трещины, что обуславливает необходимость назначения предварительного подогрева и послесварочного отпуска. Это усложняет технологический процесс и может быть невозможным при изготовлении массивных крупногабаритных изделий.

Во избежание выполнения трудоемких термических операций сварку закаливающихся сталей обычно выполняют высоколегированными никельсодержащими сварочными материалами Св-08Х20Н25Г8М6, Св-08Х20Н9Г7Т и другими, обеспечивающими формирование аустенитной структуры металла шва. Низкая прочность последнего обуславливает необходимость выполнения его с большим усилением для повышения прочности сварного соединения, вследствие чего резко возрастают трудоемкость сварки и расход дорогостоящих сварочных материалов. При этом повышение концентрации напряжений в местах перехода от утолщенного шва к основному металлу приводит к снижению работоспособности сварного соединения.

Повышенная прочность аустенитных сталей и швов обеспечивается при использовании хромоманганцевой системы легирования ($\sigma_B = 590 \dots 690$ и 980 МПа) при содержании 0,2 и 0,4 мас. % С [1]. Для сравнения σ_B хромоникелевых сталей и швов составляет $485 \dots 580$ МПа [2]. С увеличением (С + N) до 1,6 % прочностные свойства хро-

моманганцевого металла линейно возрастают до $\sigma_B = 1220$ и $\sigma_{0,2} = 800$ МПа [3–5].

Целью настоящей работы являлась разработка сварочных материалов, обеспечивающих аустенитный хромоманганцевый металл шва с повышенной прочностью и работоспособностью сварных соединений закаливающихся сталей, свариваемых без подогрева и термической обработки.

В соответствии с диаграммой структурного состояния сталей системы Fe–Cr–Mn (рис. 1) [1, 3] аустенитная структура низкоуглеродистой стали образуется при содержании в ней более 3...7 мас. % Cr и не менее 15 мас. % Mn. Минимальное количество марганца, необходимое для получения аустенитного металла от 0,10...0,12 мас. % С и 0,08...0,15 % мас. N, можно снизить до 8 мас. %, повышая содержание хрома до 15 мас. % (рис. 2) [2, 3]. Снижение содержания марганца и хрома обеспечивается легированием металла дополнительно никелем до 5 мас. %, чему соответствует (по эквивалентному действию на структуру) увеличение суммарного содержания углерода и азота на $5/30 = 0,17$ мас. %. Повышение концентрации последних от 0,20 до 0,37 мас. % дает возможность снизить суммарное содержание хрома и марганца от 22,5...28,0 до 16,5...17,0 мас. % (экстраполированные в область низких

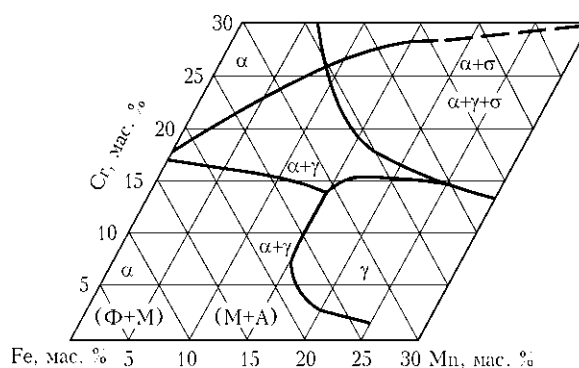


Рис. 1. Диаграмма структурного состояния сталей системы Fe–Cr–Mn [1, 3]

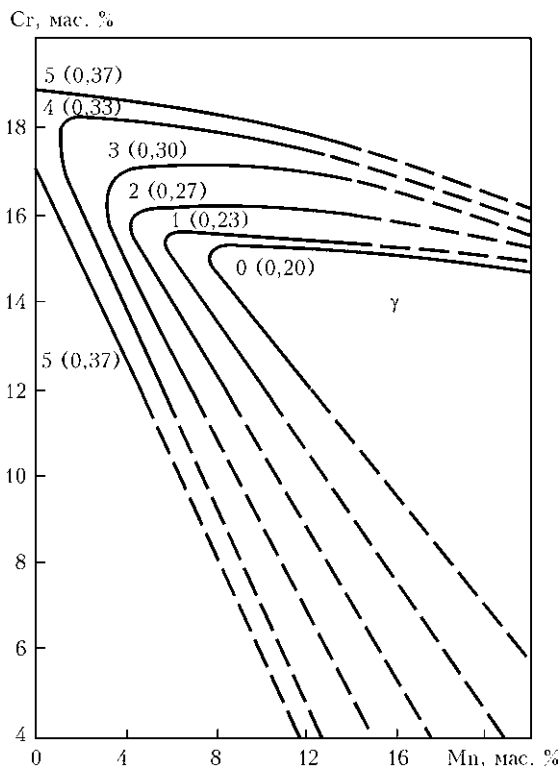


Рис. 2. Расширение границ γ -области хромомарганцевых сталей, содержащих 0,10...0,12 мас. % С и 0,08...0,15 мас. % N, при легировании их никелем (цифры — содержание в массовых процентах) [2, 3] или при увеличении суммарного содержания С + N (цифры в скобках). Штриховые линии — экстраполяция данных

значений хрома данные рис. 2). Экспериментально установлено, что в швах с суммарным содержанием хрома и марганца 16,9 мас. % и менее и 0,08...0,11 мас. % углерода вследствие появления мартенситной составляющей и повышения твердости металла образуются трещины (табл. 1).

С учетом изложенного были изготовлены партии хромомарганцевых электродов диаметром 3...5 мм с коэффициентом массы покрытия 0,9...1,0 и порошковой проволоки диаметром 2,8 мм с коэффициентом заполнения 0,42. При этом использовали прутки и ленту с поперечным сечением 0,4×12,0 мм из низкоуглеродистой стали Св-08, Св-08А, Св-08кп. Легирование металла шва (наплавка) обеспечивали компоненты в составе покрытия электродов и сердечника порошковой проволоки: хром и марганец металличе-

Таблица 1. Влияние химического состава (мас. %) на трещиностойкость хромомарганцевого металла шва

С	Cr	Mn	Si	Ti	Cr + Mn	Наличие трещин
0,10	8,9	18,4	0,22	0,07	27,3	Нет
0,08	6,3	16,4	0,20	0,09	22,7	»
0,08	8,8	12,4	0,21	0,17	21,2	»
0,08	6,8	10,1	0,22	0,18	16,9	Есть
0,11	3,5	4,8	0,21	0,16	8,3	»

ские, марганец азотированный, феррованадий, графит электродный (кристаллический), а также ферротитан, предотвращающий окисление марганца. Газошлаковая защита зоны сварки обеспечивается доломитом или мрамором, плавиковым и полевым шпатами, образующими при расплавлении и диссоциации основной шлак $[(CaO + MgO)/SiO_2 > 5]$, оксид углерода и углекислый газ. При этом внесение в атмосферу дуги щелочных и щелочноземельных элементов обеспечивает стабильное горение дуги. Взаимодействие CaF_2 и SiO_2 с образованием газообразного SiF_4 сопровождается связыванием водорода в нерастворимый в металлическом расплаве HF, что в сочетании с повышенной растворимостью водорода в аустенитном металле шва способствует резкому снижению пористости [6]. В порошковую проволоку вместо полевого шпата вводили рутил.

Использование чистых по сере ($\leq 0,020$ мас. %) и фосфору ($\leq 0,030$ мас. %) шихтовых материалов, небольшое содержание кремния с соблюдением $Si/C \ll 5$, замена никеля марганцем в сочетании с введением в металл азота, высокая основность образующегося шлака являются предпосылкой для предотвращения образования горячих трещин в аустенитных швах [2]. Трещиностойкость аустенитных швов, возможно, повышается в результате дополнительного измельчения и дезориентирования структуры металла путем легирования его ванадием и модифицирования присутствующими дисперсными оксидами хрома и титана [2].

Ручная и механизированная сварка (наплавка) сталей 40Х, 30ХГСА, 18Г2АФ, 15Х5М, 20, 09Г2С и 110Х13Л (в одно- и разнородном сочетаниях) хромомарганцевыми электродами и самозащитной порошковой проволокой при соблюдении $I_{св} = 90...180$ и $250...350$ А и $U_d = 28...32$ В характеризуется стабильным горением дуги, умеренным разбрызгиванием электродного металла, приемлемой отделимостью шлаковой корки, удовлетворительным формированием сварного соединения без трещин и пор (рис. 3). Однако увеличенный до 8,3...9,8 мм диаметр покрытия электродов с сердечником 4 и 5 мм усложняет манипуляции ими при небольшом раскрытии кромок, что может приводить к образованию дефектов в корневой части соединения. Бездефектные соединения получают при выполнении корневого

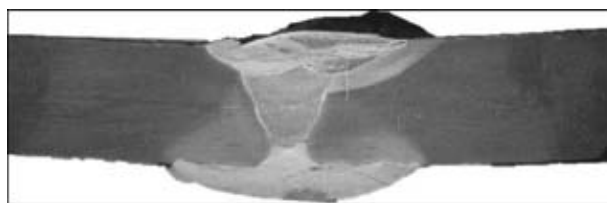


Рис. 3. Макроструктура стыкового соединения стали 30ХГСА с аустенитным хромомарганцевым швом, полученным с использованием опытных материалов

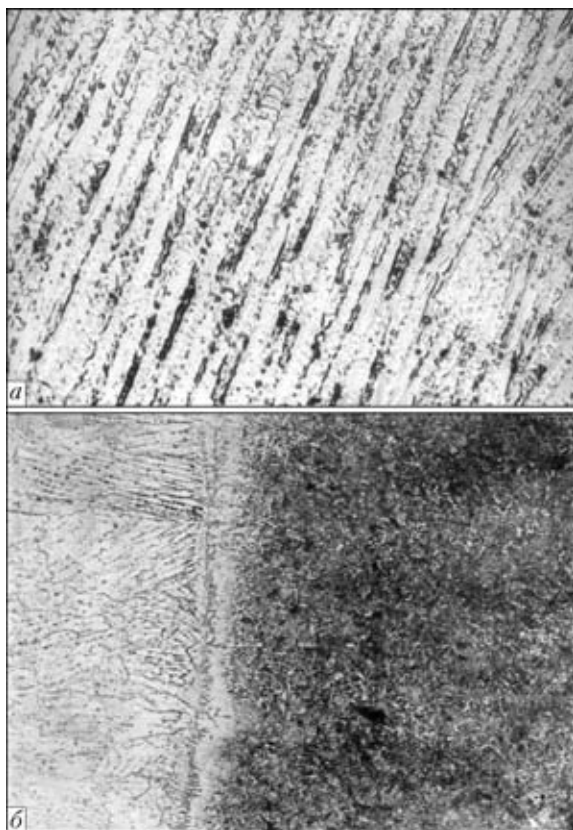


Рис. 4. Микроструктуры ($\times 400$) металла шва типа 35Х9Г22ФТ (а) и зоны его сплавления с легированной сталью 30ХГСА (б)

шва электродами с сердечником диаметром 3 мм и диаметром покрытия 6,6...6,8 мм.

Химический состав металла шва (наплавки), выполненного разработанными электродами и порошковой проволокой, изменяется в следующих пределах, мас. %: 0,10...0,39 С; 7,5...10,2 Cr; 16,5...25,8 Mn; 0,42...0,56 Si; 0,05...0,12 Ti; $\leq 0,4$ V; $\leq 0,2$ N; 0,010...0,025 S и 0,020 и 0,030 Р при Cr + Mn = 26,5...35,9. Металл шва имеет преимущественно аустенитную структуру (рис. 4, а). Твердость HV 180...260 у металла шва типа 15Х9Г19АТ соизмерима с твердостью аустенитного хромоникелевого шва (HV 190...280), выполненного электродами ЛО-1 [7], а металл шва типа 35Х9Г22ФТ имеет HV 260...306, большие значения которой соответствуют корневой части его с увеличенной долей основного металла (рис. 5).

Пониженные вязкость и поверхностное натяжение марганецсодержащего расплава относительно хромоникелевого [8] обуславливают более интенсивное перемешивание сварочной ванны и возможность уменьшения толщины переходного слоя шва у основного металла. Образующаяся в переходном слое мартенситная хромомарганцевая прослойка (рис. 4, б) по толщине и твердости соизмерима с хромоникелевой. Толщина переходного слоя и мартенситной прослойки, а также твердость последней уменьшаются с увеличением

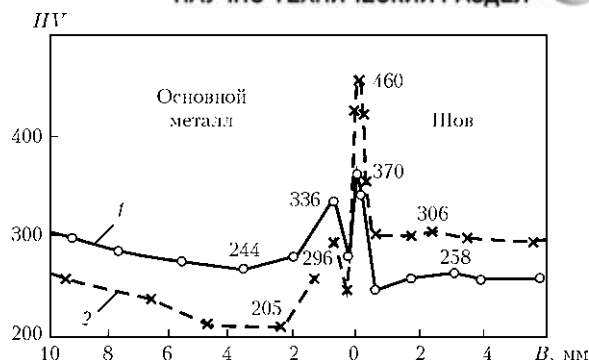


Рис. 5. Распределение твердости в поперечном сечении сварного соединения термоупрочненной стали 30ХГСА с металлом шва типа 35Х9Г22ФТ в верхней (1) и корневой (2) части

суммарного содержания хрома и марганца и, тем самым, запаса аустенитности металла шва (табл. 2). Азот в металле шва обеспечивает уменьшение приведенных параметров зоны сплавления, структурно-механической неоднородности в ней, склонности к закалке металла переходной зоны, способствует повышению доли остаточного аустенита с существенным измельчением структурных составляющих мартенситной прослойки [9, 10]. Дополнительное увеличение содержания Cr + Mn и углерода в металле шва без введения азота (тип легирования 35Х9Г19ФТ) не вызывает существенного изменения твердости (HV 370) мартенситной прослойки. Большее возрастание ее твердости до HV 460 происходит в корневой части соединения с повышенной долей основного металла в металле шва.

Меньшие локальные повышения твердости сварного соединения закаливающейся стали наблюдаются также на небольшом расстоянии от шва (0,6...0,8 мм), где металл испытывал фазовые превращения в процессе сварки (рис. 5). Диффузия углерода из основного металла в сварочную ванну нивелирует это повышение и вызывает локальное снижение твердости металла ЗТВ на участках шириной 0,1...0,3 мм, прилежащих ко шву. Нагрев до температур отпуска при сварке обуславливает разупрочнение металла ЗТВ на расстоянии нескольких миллиметров от шва. Большее его разупрочнение имеет место в корневой части многослойного соединения, подвергаемой неоднократным сварочным нагревам.

Таблица 2. Влияние типа легирования металла шва на параметры переходного слоя

Тип легирования	Толщина, мкм		Твердость HV
	переходный слой	мартенситная прослойка	
10Х9Г19АТ	10...22	4...10	288...415
10Х9Г14АТ	14...26	6...15	440...600
08Х20Н9Г7Т	12...24	4...15	325...415
08Х20Н9Т	18...29	6...18	415...512



Таблица 3. Влияние типа легирования электродного металла на напряжения в сварных соединениях

Тип легирования	Скорость сварки, м/ч	Напряжения, МПа, при температуре, °С	
		450	20
35Х9Г22ФТ	8	65	160
	12	30	105
08Х16Н25М3	8	60	150
	12	35	100
08Х20Н9Г7Т	8	60	145
	12	40	110

Исследованиями напряженного состояния сварных соединений стали 30ХГСА и стойкости металла зоны сплавления против образования холодных трещин по разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона методике [11] установлено, что при сварке порошковой проволокой типа 35Х9Г22ФТ с формированием аустенитного металла шва временные (при температуре 450 °С) и остаточные напряжения составляют 30...65 и 105...160 МПа. Они практически такие же, как при сварке аустенитными проволоками Св-08Х16Н25М3 и Св-08Х20Н9Г7Т (табл. 3) и возрастают с уменьшением скорости сварки. Высокие значения временных (30...75 МПа) и остаточных (90...160 МПа) напряжений отмечены также при 0,15 мас. % С и суммарном содержании хрома и марганца 25,7...31,4 мас. % (табл. 4). Под действием повышенных временных сварочных напряжений в присутствии высоколегированного металла шва возрастает температурный интервал превращения переохлажденного аустенита в металле околошовной зоны закаливающейся стали, происходит отпуск и снижение тетрагональности образующегося мартенсита с увеличением способности его кристаллов к микропластической деформации и релаксации локальных микронапряжений, существенно возрастает сопротивляемость замедленному разрушению сварных соединений [12]. При испытаниях на замедленное разрушение после охлаждения до температуры 50...20 °С разрушение образцов после сварки без подогрева не происходит.

Механические свойства металла швов приведены в табл. 5. Увеличение прочности при повышении содержания углерода сопровождается снижением пластичности и вязкости хромомарганцевого шва. Аустенитный металл шва имеет твердость HRC 21...22 в состоянии после сварки и HRC 39...50 после холодной пластической деформации.

У сварных соединений стали 30ХГСА в состояниях поставки и после термоупрочнения (от $\sigma_{0,2} = 830$ и $\sigma_b = 935$ МПа) $\sigma_b = 725...730$ и 910 МПа соответственно, разрушение происходит по основному металлу или участку разуп-

Таблица 4. Влияние хрома и марганца в металле шва (0,15 мас. % углерода) на временные и остаточные напряжения в сварных соединениях

Массовая доля элементов, %			Напряжения, МПа, при температурах, °С	
Cr	Mn	Cr + Mn	450	20
7,5	19,5	27,0	30	110
9,0	19,8	28,8	47	140
10,2	19,3	29,5	60	155
9,2	16,5	25,7	42	90
9,0	19,5	28,5	50	150
9,4	22,0	31,4	75	160

рочнения. Разрушение специального цилиндрического образца с проточкой (концентратором напряжений) по зоне сплавления происходит по шву возле зоны сплавления при $\sigma_b = 795$ МПа. Очевидно, что мартенситная прослойка в зоне сплавления хромомарганцевого шва с легированной сталью не ограничивает работоспособность сварного соединения при статической нагрузке. Ударная вязкость образцов с надрезом по зоне сплавления сварных соединений термоупрочненной стали составляет $KCU_{+20} = 63...124$ и $KCU_{-40} = 17,5...23,6$ Дж/см²; разрушения происходят по околошовной зоне или более удаленным от шва участкам металла ЗТВ без выявления влияния мартенситной прослойки.

В ходе санитарно-гигиенических исследований установлено, что удельные выделения твердой составляющей сварочных аэрозолей, содержащей 27 мас. % железа, 21 мас. % марганца, 2,3 мас. % хрома, 2 мас. % оксида кремния, 5 мас. % фторидов, составляют 29 г/кг расходуемых электродов. По показателям выделений вредных веществ высоколегированные хромомарганцевые электроды близки к высоколегированным хромоникельмарганцевым электродам. Новые электродные материалы допускаются к использованию при применении местной вытяжной вентиляции. При необходимости на рабочем месте возможно использование средств индивидуальной защиты органов дыхания.

Разработанные электроды АНВМ-2 и АНВМ-3 (наплавленный металл типа 15Х9Г19АТ и 35Х9Г22ФТ), а также самозащитная порошковая проволока ПП-АНВМ-3 прошли производственную проверку на ПАО «Криворожский завод горного оборудования» при сварке без подогрева и

Таблица 5. Механические свойства хромомарганцевого металла шва

Тип металла	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCU , Дж/см ²
15Х9Г19АТ	380...540	610...720	20...46	38...46	95...140
35Х9Г22ФТ	420...610	670...760	21...28	34...36	110...190



термической обработки стыковых соединений сталей 20Х2НМ, 30ХГСА, заварке дефектов литья и приварке зубьев ковшей. Установлено также, что хромомарганцевыми электродами можно выполнять сварку стали, насыщенной серой и другими поверхностными и внутренними загрязнениями. Это позволяет оперативно восстанавливать сваркой без зачистки труднодоступные участки, поврежденные при эксплуатации изделий. Использование для этого хромоникелевых электродов неэффективно вследствие плохого формирования швов и образования горячих трещин. Производство хромомарганцевых материалов освоено НИЦ МСН ИЭС им. Е. О. Патона. Стоимость их в 2...3 раза ниже хромоникелевых сварочных материалов.

1. Химушин Ф. Ф. Легирование, термическая обработка и свойства жаропрочных сталей и сплавов. — М.: ГНТИО, 1962. — 336 с.
2. Каховский Н. И. Сварка высоколегированных сталей. — Киев: Наук. думка, 1975. — 375 с.
3. Приданцев М. В., Талов Н. П., Левин Ф. Л. Высокопрочные аустенитные стали. — М.: Металлургия, 1969. — 247 с.
4. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка стали. — М.: Металлургия, 1982. — 182 с.

Data on new chromium-manganese electrodes of grades ANVM-2, ANVM-3 and flux-cored wire PP-ANVM-3, designed for welding and surfacing of high-strength steels are given. The paper presents the results of evaluation of the structure and mechanical properties of welded joint metal made with new welding consumables, as well as their application.

5. Сагарадзе В. В., Уваров А. И. Упрочнение аустенитных сталей. — М.: Наука, 1989. — 270 с.
6. Підгаєцький В. В. Пори, включення і тріщини в зварних швах. — К.: Техніка, 1970. — 236 с.
7. Снисарь В. В., Демченко Э. Л., Гайворонский А. А. Влияние структуры на свойства зоны термического влияния сварного соединения стали 30Х2Н2М // Автомат. сварка. — 1993. — № 9. — С. 43–45.
8. Ершов Г. С., Бычков Ю. Г. Свойства металлургических расплавов и их взаимодействие в сталеплавильных процессах. — М.: Металлургия, 1983. — 215 с.
9. Химическая и структурная неоднородность в зоне сплавления низкоуглеродистой стали с аустенитным швом при сварке в защитных газах / В. П. Елагин, В. В. Снисарь, М. М. Савицкий и др. // Автомат. сварка. — 2001. — № 6. — С. 8–13.
10. Влияние азота и кислорода в защитной среде на структуру и свойства зоны сплавления аустенитного металла с низкоуглеродистой сталью / В. В. Снисарь, В. П. Елагин, В. Ф. Грабин и др. // Там же. — 1999. — № 7. — С. 15–19, 48.
11. Стеренбоген Ю. А., Васильев Д. В. Новая методика и энергетические критерии оценки стойкости металла зоны сплавления сварного соединения против образования холодных трещин // Там же. — 1998. — № 6. — С. 2–8.
12. Гордонный В. Г., Гайворонский А. А., Саржевский В. А. Влияние типа металла шва на структуру, свойства и сопротивляемость соединений высокопрочных закаливающихся сталей образованию холодных трещин // Там же. — 1992. — № 11/12. — С. 13–18.

Поступила в редакцию 22.06.2012



II МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ-2012» (Петраньевские чтения к 100-летию «ЦНИИМ»)

16–18 октября 2012 г.

(С.-Петербург, ул. Парадная 8, ОАО «ЦНИИМ»)

Основные направления работы конференции

1. Сварочные материалы (электроды, флюсы, проволока сплошного сечения и порошковая, спеченная лента, защитные газы), технологические особенности их использования, технологии и оборудование для их производства.
2. Металлургические и химические процессы при сварке и наплавке, их моделирование.
3. Экономические аспекты производства и применения сварочных материалов.
4. Сырьевая база и производство компонентов для электродных покрытий, флюсов, порошковой проволоки.
5. Оценка качества и сертификация сварочных материалов, аттестация их производств.
6. Техническое регулирование в сварочном производстве.
7. Подготовка и аттестация специалистов по сварке и производству сварочных материалов.
8. Проведение конкурса на лучший доклад среди молодых ученых и специалистов.

Контакты:

тел./факс: 570-59-24, 570-07-84, моб. тел.: 8-921-955-01-47,
E-mail: ontz@peterlink.ru, baskin@email.spb.su.



К МЕХАНИЗМУ ДИФФУЗИИ ХРОМА И МОЛИБДЕНА В МЕТАЛЛЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПАРОПРОВОДОВ

В. В. ДМИТРИК, д-р техн. наук (НТУ «Харьковский политехнический институт»),

Т. А. СЫРЕНКО, инж. (Харьковский машиностроит. колледж)

Расширены представления о механизме диффузии хрома и молибдена в металле сварных соединений длительно эксплуатируемых паропроводов из теплоустойчивых перлитных сталей. Показано, что диффузионное перемещение атомов хрома и молибдена происходит по вакансионному и гантельному механизмам.

Ключевые слова: дуговая сварка, теплоустойчивые перлитные стали, сварные соединения паропроводов, твердофазные реакции, энергия активации, силы сцепления, диффузионное перемещение

При длительной эксплуатации в металле сварных соединений элементов паропроводов из теплоустойчивых перлитных сталей (12Х1МФ, 15Х1М1Ф) в условиях ползучести ($T_p = 545...585$ °С, $P_p = 20...25$ МПа) проходят физико-химические процессы, сопровождаемые развитием структурной, химической и механической неоднородностей. Последние приводят к деградации металла и повреждаемости сварных соединений. Аналогичные процессы происходят и в основном металле паропроводов [1–5], однако их интенсивность и соответственно повреждаемость паропроводов существенно ниже, чем сварных соединений, ресурс которых составляет 0,6...0,8 ресурса основного металла.

В процессе длительной эксплуатации исходная бейнитно-ферритная структура сварных соединений, отвечающая требованиям нормативной документации ТУ 14-3Р-55–2001, превращается в разнотермную ферритно-карбидную смесь без бейнитной составляющей. Имеют место карбидные реакции $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6 \rightarrow M_6C$, а также коагуляция карбидных фаз, что вызывает образование микропор ползучести на границах их раздела с кристаллами α -фазы (рис. 1). Скорость приведенных твердофазных реакций контролируется уровнем сегрегации атомов хрома и молибдена в приграничных зонах кристаллов α -фазы [6], что лимитируется количеством диффузионно-перемещаемых атомов хрома и молибдена к месту протекания реакций.

Целью настоящей работы является уточнение механизма диффузии в металле сварных соединений паропроводов, длительно эксплуатируемых в условиях ползучести. Основы теории диффузионных процессов [7–12] применительно к сварным соединениям из теплоустойчивых сталей, длитель-

но (> 250 тыс. ч) эксплуатируемых в условиях ползучести, требуют дальнейшего развития.

Механизм диффузионного перемещения атомов хрома и молибдена при совместном действии упругих и химических сил в кристаллах α -фазы в условиях ползучести связан с одновременным образованием и перемещением вакансий и межузельных атомов. В кристалле α -фазы обмен местами атома и вакансии, расположенных в исходных близлежащих узлах, происходит при сообщении атому соответствующей энергии активации, необходимой для разрыхления кристаллической решетки, чтобы атом (ион) из узлового положения переместился в межузелье или занял вакантное место. Энергию активации можно определить с учетом потенциалов взаимодействия между атомами.

При определении минимальной энергии активации перемещения вакансии учитывали характеристики поля переменных упругих напряжений и релаксации структуры, прилегающей непосредственно к вакансии. Установлено, что энергия активации близка к 0,4...0,5 энергии кристаллической решетки α -фазы, отнесенной к одному атому. Наименьшей является энергия активации для участка неполной перекристаллизации зоны тер-

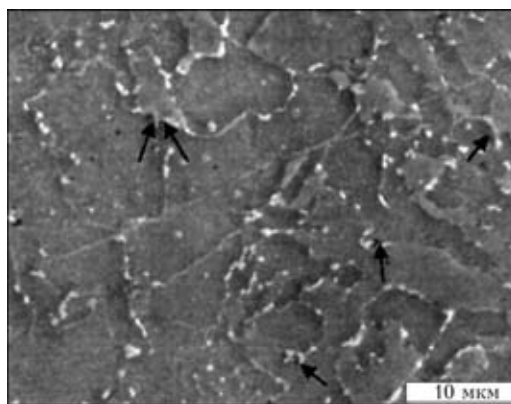


Рис. 1. Микроструктура участка неполной перекристаллизации металла ЗТВ сварных соединений острого пара. Основной металл — сталь 12Х1МФ, ресурс 170 тыс. ч (поры отмечены стрелками)

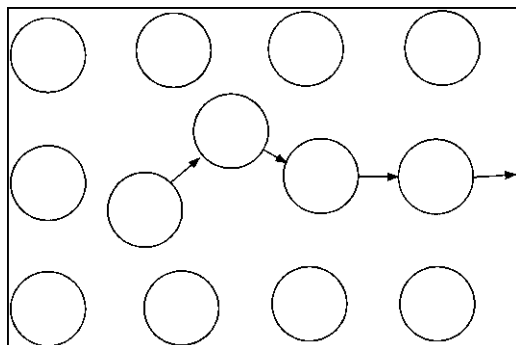


Рис. 2. Схема гантельного механизма перемещения атомов в кристалле α-фазы

мического влияния (ЗТВ) сварных соединений, характеризующегося наличием существенной структурной и химической неоднородности, степень которой больше аналогичных степеней энергии активации других участков металла ЗТВ, а также металла шва и основного металла. Наибольшая энергия активации требуется для основного металла, не подвергающегося сварочному нагреву.

Частоту перемещения вакансий путем перескоков применительно к кристаллу α-фазы представим в виде известного выражения

$$v_v = C v \exp(-E_A/RT), \quad (1)$$

где E_A — энергия активации перескока, Дж/(г×атом); v — предэкспоненциальный множитель, близкий по значению к 10^{13} с^{-1} ; C — восьмикоординатное число; R — газовая постоянная, равная 8,3 Дж/(г×атом), T — температура, °С.

Принимали направленное перемещение вакансий на место атомов первой координационной сферы как эффект напряженного состояния системы.

Коэффициент самодиффузии вакансий в условиях ползучести можно определить путем выделения в кристалле двух параллельных плоскостей площадью 1 мм^2 , расположенных на расстоянии, близком к параметру кристаллической решетки α-фазы ($a = 0,25 \text{ нм}$). Допускали, что концентрация вакансий в одной пластинке K_1 больше K_2 концентрации вакансий в другой. Тогда направленный поток вакансий от большей их концентрации к меньшей можно представить в виде уточненного выражения [7]

$$J = -\frac{1}{6} v' b^2 \frac{dK_v}{dx}, \quad (2)$$

где v' — частота перескока вакансий; b — параметр кристаллической решетки; K_v — поверхностная концентрация вакансий; знак « $\rightarrow$ » — направление перемещения вакансий в сторону их меньшей концентрации.

Учитывая близкие по значению коэффициенты диффузионного перемещения (перескока) вакан-

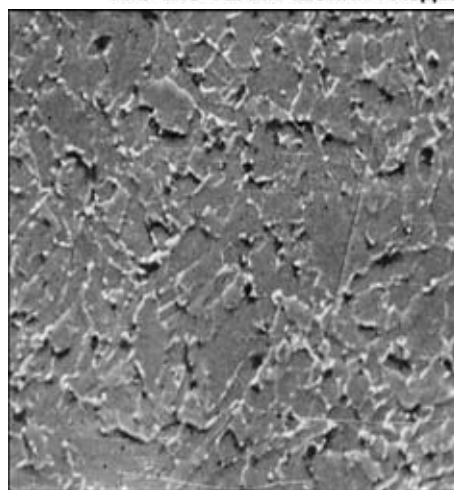


Рис. 3. Микроструктура (×2500) металла шва с порами ползучести (сплав 08ХМФ, ресурс 190 тыс. ч)

сий и атомов [11], а также их сходный активационный механизм в кристаллах α-фазы, зависящий от температуры, для данных условий ползучести энергия активации перемещения вакансий может соответствовать энергии активации перемещения атомов хрома, т. е. 2,5...2,9 эВ, что близко к данным работы [12].

При наработке сварных соединений в условиях ползучести свыше 250 тыс. ч и наличии частичной деградации их металла интенсивность перемещения атомов хрома и молибдена в большей мере будет обеспечиваться гантельным механизмом и в меньшей — вакансионным. Такому перемещению способствует переползание дислокаций в условиях градиента химического потенциала [13]. Перемещение происходит путем образования межузельными атомами с каждым из близлежащих атомов конфигураций типа подвижных гантелей (рис. 2). Гантельный механизм перемещения реализуется при наличии в кристаллах α-фазы пор ползучести размером 0,5...1,7 мкм (рис. 3), а также полигональной структуры кристаллов (рис. 4).

Коэффициент диффузии D , зависящий от температуры, находим из уравнения Аррениуса

$$D = D_0 \exp(E_D/RT), \quad (3)$$

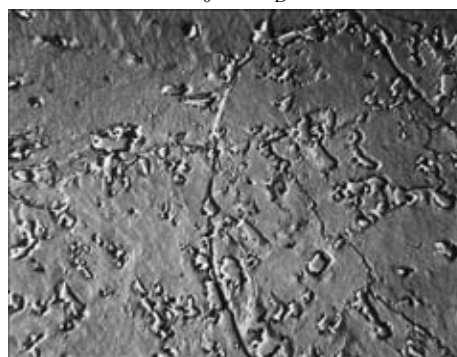


Рис. 4. Полигональная структура (×6000) кристалла α-фазы участка неполной перекристаллизации металла ЗТВ сварного соединения из стали 15Х1М1Ф (ресурс 186 тыс. ч)



где D_0 — предэкспоненциальный множитель, характеризующий по Френкелю расстоянием между атомами в решетке α -фазы, а также периодом колебания или частотой атомных колебаний; E_D — зависимость коэффициента диффузии от температуры, определяемая как сумма энтальпий образования вакансий $E_{н1}$ и энергии активации перескока атома E_{v1} , т. е. $E_{н1} + E_{v1}$ (вакансионный механизм) и как сумма энтальпий образования вакансий и перемещения атома (гантельный механизм) $E_{н2} + E_{v2}$. Значения D_0 для хрома в структуре сварных соединений из стали 15X1M1Ф составляют $14,2 \cdot 10^{-3} \dots 17,1 \cdot 10^{-3} \text{ см}^2/\text{с}$, что соответствует отрезку ординаты, отсекаемой прямой Аррениуса при $1/T = 0$ (или $\ln D_0$).

Представим $E_D = (E_{н1} + E_{v1}) + (E_{н2} + E_{v2})$. Для металла сварных соединений из сталей 15X1M1Ф и 12X1MФ, длительно эксплуатируемых в условиях ползучести, $E_D = 220 \dots 270 \text{ кДж/моль}$, что существенно зависит от их структурной и химической неоднородности.

Диффузионное перемещение атомов преимущественно обеспечивается упругими силами и химическим потенциалом $\mu = \mu_0 + kT \ln C_m$, где C_m — концентрация диффундирующих атомов хрома и

молибдена. Запишем химическую силу как изменение химического потенциала и концентрации (знак « $\leftarrow$ » показывает, что сила направлена на выравнивание химического потенциала и концентрации):

$$f_{\text{хим}} = \left(\frac{\partial \mu}{\partial x} \right) T = - \frac{kT}{C_m} \left(\frac{\partial C_m}{\partial x} \right) T. \quad (4)$$

Под действием химической силы $f_{\text{хим}}$ происходит диффузионное перемещение потоков атомов хрома и молибдена. Для кристалла α -фазы запишем $f_{\text{хим}} = f_{\text{хим. Cr}} + f_{\text{хим. Mo}}$. В металле сварных соединений как нестационарной системе процессы диффузии выражаются вторым законом Фика:

$$\begin{cases} \frac{\partial Cr}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} D \frac{\partial Cr}{\partial x}, \\ \frac{\partial Mo}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} D \frac{\partial Mo}{\partial x}, \end{cases} \quad (5)$$

где x — среднее смещение диффундирующих атомов хрома и молибдена, определяемое экспериментально.

Находим соответственно приближенное значение коэффициентов диффузии D для хрома и молибдена через квадрат среднего смещения:

$$D = x^2/2t. \quad (6)$$

Значения средних дрейфовых скоростей, а также коэффициентов диффузии хрома и молибдена в металле сварных соединений, длительно эксплуатируемых в условиях ползучести, существенно отличаются. Подтверждением является наличие сегрегаций по границам зерен α -фазы (рис. 5, 6), что способствует переходу хрома и молибдена в карбиды и образованию новых карбидов [6]. Среднее значение сегрегации хрома значительно больше аналогичной сегрегации молибдена (рис. 7). Известно, что диффузионная подвижность атомов молибдена выше диффузионной подвижности атомов хрома [14]. Однако при наличии атомов хрома, ванадия, кремния и марганца, а также способности молибдена образовывать новые карбиды (Mo_2C) интенсивность образования его сегрегаций по границам зерен α -фазы существенно снижается.

В кристаллах α -фазы участка неполной перекристаллизации металла ЗТВ сварных соединений из стали 15X1M1Ф после их наработки в условиях ползучести 270 тыс. ч в карбидных фазах содержалось около 64 % V, 82 % Mo, 49 % Cr. Количество карбидов VC увеличилось примерно на 10...15 % по сравнению с исходным. В коагулирующих карбидах (преимущественно) M_{23}C_6 ($a = 1,05722 \text{ нм}$) происходит медленное замещение атомов хрома атомами молибдена [1, 8].

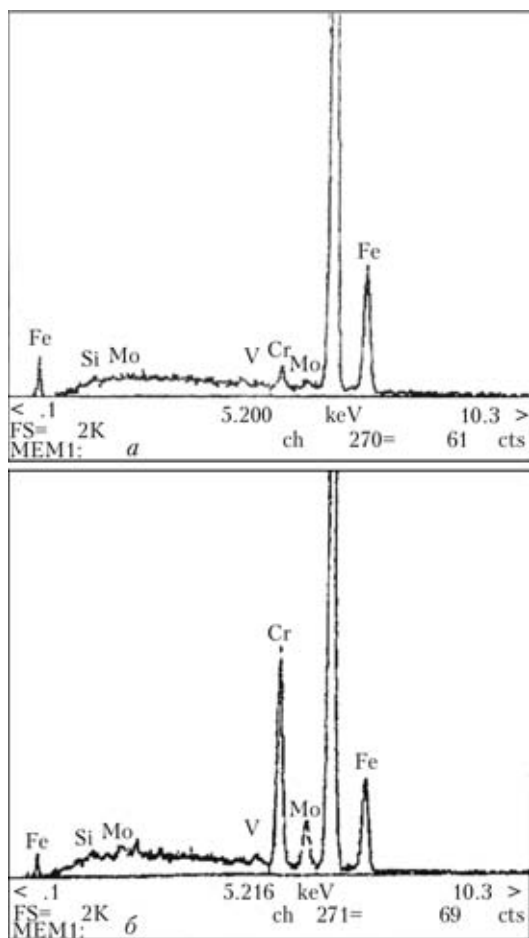


Рис. 5. Спектр кристалла α -фазы металла шва сплава 08XMФ: а — исходный; б — после эксплуатации 276 тыс. ч (сварное соединение из стали 15X1M1Ф)

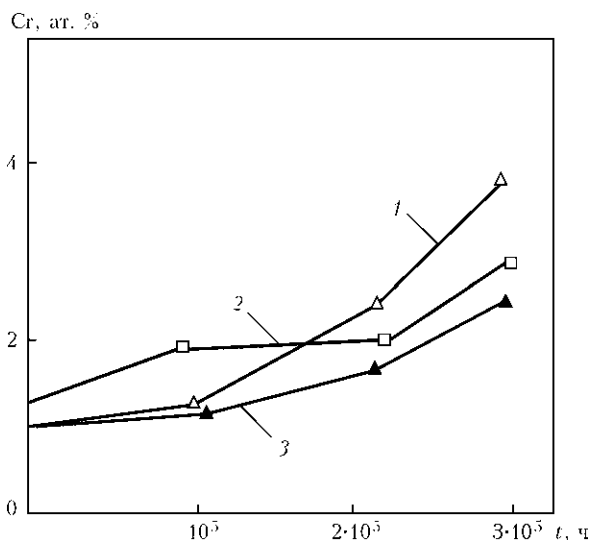


Рис. 6. Зависимость локальной сегрегации хрома в приграничной зоне кристалла α -фазы от времени t на участке неполной перекристаллизации (1), участке перегрева металла ЗТВ (2) сварного соединения паропровода острого пара стали 15Х1М1Ф и в области металла шва (3)

Диффузионное перемещение атомов молибдена, хрома и железа с атомными радиусами $\text{Cr} = 0,127 \text{ нм}$, $\text{Mo} = 0,139 \text{ нм}$, $\text{Fe} = 0,126 \text{ нм}$ [15] является различным. Такое различие обеспечивается отличающимся уровнем энергии активации, что обусловлено силой связи между атомами в решетке (энергией решетки). При наличии существенной структурной и химической неоднородности имеет смысл определять отдельно диффузионное перемещение атомов для каждого участка металла ЗТВ, а также отдельно для металла шва и основного металла.

Установлено, что энергия активации хрома, диффузионная подвижность которого наиболее значима в кристаллах α -фазы, отличается от энергии активации других элементов. Химические коэффициенты диффузии D_{Cr} и D_{Mo} с учетом данных работы [10] определяли через коэффициенты самодиффузии D_{Cr}^* и D_{Mo}^* , которые устанавливали экспериментально (рис. 6):

$$\begin{cases} D_{\text{Cr}} = D_{\text{Cr}}^* \left(1 + \frac{d \ln f_{\text{Cr}}}{d \ln \gamma_{\text{Cr}}} \right) = D_{\text{Cr}}^* \frac{d \ln a_{\text{Cr}}}{d \ln \gamma_{\text{Cr}}}, \\ D_{\text{Mo}} = D_{\text{Mo}}^* \left(1 + \frac{d \ln f_{\text{Mo}}}{d \ln \gamma_{\text{Mo}}} \right) = D_{\text{Mo}}^* \frac{d \ln a_{\text{Mo}}}{d \ln \gamma_{\text{Mo}}}, \end{cases} \quad (7)$$

где a_{Cr} , a_{Mo} — активность компонентов хрома и молибдена; f — коэффициент активности, равный $f = a/\gamma$; γ — молярная концентрация хрома и молибдена; $1 + \frac{d \ln f}{d \ln \gamma}$ — термодинамический фактор.

Параметры a и f устанавливали на основе данных сегрегации хрома и молибдена (рис. 5, 6), уровень которой существенно изменился во времени.

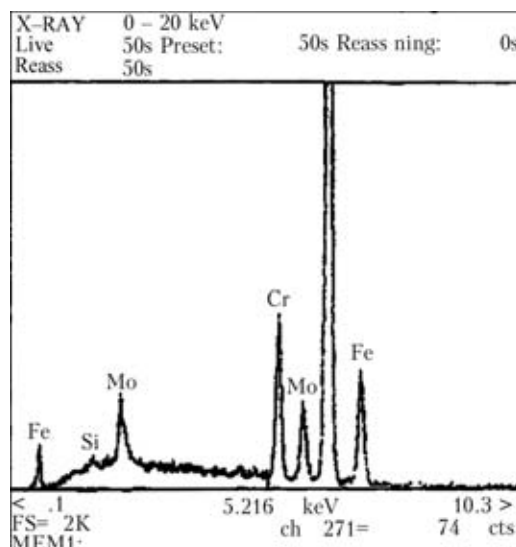


Рис. 7. Спектр приграничной зоны зерна α -фазы. Участок неполной перекристаллизации сварного соединения паропровода острого пара из стали 12Х1М1Ф (ресурс 275637 ч)

Допускали, что в данных сталях температурную зависимость коэффициентов самодиффузии хрома и молибдена можно описать следующим уравнением [14]:

$$D = 0,2 \exp \left(- \frac{33T_{\text{пл}}}{RT} \right) [\text{см}^2/\text{с}].$$

В условиях длительной эксплуатации значения энергии активации будут отличаться, как и значения предэкспонентного множителя, которые могут колебаться в пределах $0,01 \dots 4,0 \text{ см}^2/\text{с}$, соответственно меняется и коэффициент в числителе.

Установлено, что значение усредненного коэффициента диффузии D_{Cr} в металле сварных соединений из стали 15Х1М1Ф (наработка 276 тыс. ч) составляет примерно от $2,3 \dots 2,7 \cdot 10^{-12}$ до $3,1 \dots 3,3 \cdot 10^{-14} \text{ см}^2/\text{с}$. Значение этого коэффициента существенно зависит от условий эксплуатации сварных соединений (пуски-остановы энергоблоков, перегревы), а также от их структуры, химического состава и других факторов. Интенсивность образования сегрегаций молибдена составляет около $0,3 \dots 0,4$ интенсивности сегрегации хрома (рис. 7). В металле сварных соединений после их наработки свыше 270 тыс. ч отмечена тенденция к уменьшению диффузионной подвижности атомов хрома и увеличению диффузионной подвижности атомов молибдена, что требует дополнительного изучения. Уменьшение подвижности хрома и увеличение молибдена сопряжено с соответствующими изменениями градиентов химических потенциалов.

При определении коэффициентов диффузии учитывали погрешность, обусловленную различием химического состава образцов диффузионной пары, градиента концентрации в кристалле α -фа-



зы, где определяется коэффициент диффузии; особенностями границы раздела фаз; неоднородностью химического состава стали; структурной неоднородностью и размерами зерен.

Значения химических коэффициентов диффузии для различных структурных участков сварных соединений существенно отличаются. С учетом коэффициентов установили, что наиболее интенсивно протекают диффузионные процессы в условиях ползучести на участке неполной перекристаллизации металла ЗТВ (см. рис. 6), что подтверждается данными поверхностного микрзондового анализа (см. рис. 7).

Заметим, что именно диффузионное перемещение атомов хрома и в меньшей мере атомов молибдена приводит к образованию в зернах α -фазы приграничных зон сегрегации (см. рис. 5, 6). Увеличение концентрации приведенных элементов обусловлено энергией связи, средней тепловой энергией kT , частотами перескоков атомов хрома и молибдена, перемещениями вакансий, что в свою очередь определяется разностью химических потенциалов и вызвано наличием существенной химической и структурной неоднородности в металле сварных соединений.

Химическую неоднородность как сегрегацию, обусловленную диффузией атомов хрома и молибдена, выявляли путем электронно-зондового микроанализа рабочей поверхности шлифов с применением сканирующего электронного микроскопа «JCM-820», имеющего систему рентгеновского микроанализатора «Link AN 10185S».

Наличие локальных зон сегрегации, захватывающих от нескольких атомных слоев до примерно 0,1 мкм (при смещении их когерентности) по границам кристаллов α -фазы, не вызывает заметных изменений свойств. Основным эффектом сегрегационных зон является увеличение скорости карбидных реакций $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$, а также коагуляция $M_{23}C_6$, которая определяется концентрацией в зонах хрома и молибдена, что приводит к деградации и повреждаемости металла длительно эксплуатируемых элементов паропроводных систем и в большей степени их сварных соединений [2–6, 13, 14, 16]. Уменьшить интенсивность рассмотренных диффузионных процессов представляется возможным путем получения сварных соединений с уменьшенной исходной структурной и химической неоднородностью, что позволит повысить стабильность структуры свар-

ных соединений, уменьшить их повреждаемость и увеличить ресурс эксплуатации примерно на 15...20 % [2, 3].

Выводы

1. При определении параметров диффузионных процессов уточнен механизм диффузии хрома и молибдена в металле длительно эксплуатируемых сварных соединений паропроводов из теплоустойчивых перлитных сталей.

2. Установлено, что диффузионное перемещение атомов хрома и молибдена в металле сварных соединений происходит по двум сопряженным механизмам: вакансионному и гантельному.

1. Хромченко Ф. А. Ресурс сварных соединений паропроводов. — М.: Машиностроение, 2002. — 351 с.
2. Миркин Л. И. Физические основы прочности и пластичности. — М.: Изд-во Моск. гос. ун-та, 1968. — 537 с.
3. Крутасова Е. И. Надежность металла энергетического оборудования. — М.: Энергоиздат, 1981. — 236 с.
4. Куманин В. И., Ковалева Л. А., Алексеев С. В. Долговечность металла в условиях ползучести. — М.: Металлургия, 1988. — 222 с.
5. Березина Т. Г. Структурный метод определения остаточного ресурса деталей длительно работающих паропроводов // Теплоэнергетика. — 1986. — № 3. — С. 53–56.
6. Дмитрик В. В., Баумер В. Н. Карбидные фазы и повреждаемость сварных соединений при длительной эксплуатации // Металлофизика. Новейшие технологии. — 2007. — 29, № 7. — С. 937–948.
7. Бутягин П. Ю. Химическая физика твердого тела. — М.: Изд-во Моск. гос. ун-та, 2006. — 269 с.
8. Третьяков Ю. Д., Путляев В. И. Введение в химию твердофазных материалов. — М.: Наука, 2006. — 399 с.
9. Лариков Л. Н., Гейченко В. В., Фальченко В. М. Диффузионные процессы в упорядоченных сплавах. — Киев: Наук. думка, 1975. — 213 с.
10. Герцикен С. Д., Дестяр И. Я. Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе. — М.: Физматгиз, 1960. — 564 с.
11. Бокштейн Б. С. Диффузия в металлах и сплавах. — М.: Металлургия, 1978. — 240 с.
12. Готтштайн Г. Физико-химические основы материаловедения. — М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2011. — 400 с.
13. Дмитрик В. В., Барташ С. Н. К повреждаемости сварных соединений паропроводов по механизму ползучести // Металлофизика. Новейшие технологии. — 2010. — 32, № 12. — С. 1657–1663.
14. Кристал М. А. Механизм диффузии в железнодорожных сплавах. — М.: Металлургия, 1972. — 398 с.
15. Таблицы физических величин: Справочник / Под ред. академика И. К. Кикоина. — М.: Атомиздат, 1976. — 1005 с.
16. Оценка остаточного ресурса сварных соединений трубопроводов ТЭС / В. В. Дмитрик, А. К. Царюк, А. А. Бугаец, Е. Д. Гринченко // Автомат. сварка. — 2006. — № 2. — С. 7–11.

Concepts of the mechanism of diffusion of chromium and molybdenum in the metal of welded joints of steam lines from heat-resistant pearlitic steels in long-term operation were expanded. It is shown that diffusion movement of chromium and molybdenum occurs by vacancy and dumbbell types.

Поступила в редакцию 17.07.2012

«Бинцель Украина ГмбХ» — 15 лет развития

(интервью с генеральным директором ПИИ ООО «Бинцель Украина ГмбХ» Ю. А. Дидусом)

Каковы истоки рождения предприятия «Бинцель Украина ГмбХ»?

История компании берет свое начало в середине 1990-х годов. В то время рынок Украины изучался многими зарубежными компаниями — производителями сварочного оборудования и комплектующих. Среди них также была компания «KURT HAUFЕ Schweisstеchnik/ABICOR BINZЕL». Осенью 1996 г. на территории НВЦ (г. Киев) проходила выставка «Сварка — Украина 96», на которую я, студент 4-го курса был приглашен в роли переводчика на стенде «KURT HAUFЕ Schweisstеchnik/ABICOR BINZЕL». Спустя одиннадцать месяцев мои обязанности «расширились» и трансформировались в должность директора компании «Бинцель Украина ГмбХ».



2-го сентября 1997 г. был подписан Протокол об основании предприятия с иностранными инвестициями «Бинцель Украина ГмбХ» с офисом в Киеве. Следует заметить, наше предприятие на то время было 30-м дочерним предприятием группы «ABICOR BINZEL» в мире и первым на территории СНГ.

Что послужило импульсом для Вас при выборе рода деятельности?

В процессе своего становления и развития я всегда представлял мое актуальное занятие основным и полностью погружался в рабочую стихию, пока не приходил интерес к чему-то абсолютно новому. Хотелось найти тот род занятий и окружение, которое полностью станет частью жизни.

Так, моей первой целью, после освоения профессии «Станочник широкого профиля с правом работы на станках с ЧПУ» и получением 4 разряда, мне хотелось быть мастером цеха. После службы 1989-1991 гг. в СА (г. Магдебург, Германия) я поступил в Киевский Государственный институт иностранных языков и видел себя уже за учительским столом в средней школе.

Не знаю, закончил ли я свой поиск, но то, чем я занимаюсь уже более 15 лет, приносит мне и, надеюсь, моему окружению массу удовольствия.

Какие основные этапы развития предприятия можно выделить за 15 лет?

Если коротко, то это этап Становления, которому я бы отвел три первых сложных и очень интересных года борьбы за Доверие рынка и этап активного Развития предприятия, как основного игрока на рынке. Данный этап продолжается и в настоящее время.

Всегда ли все получалось? Как подбирали коллектив сотрудников?

Если бы получалось все и всегда, думаю, мои поиски интересного рода занятий продолжились бы. В момент основания предприятия мы забыли написать «сценарий» деятельности, который позволил бы работать без трудностей. Все, что не получалось, всегда системно анализировалось, делались соответствующие выводы, которые помогали действовать дальше и становиться более опытными.

Коллектив компании формировался постепенно, в соответствии с финансовыми показателями предприятия и потребностью рынка. В основном останавливали свой выбор на молодых, часто со студенческой скамьи, людях и еще «не испорченных» специалистов, которых формировали под стиль работы группы «ABICOR BINZEL». На сегодня в компании работают 12 молодых, активных и целеустремленных сотрудника. Основу формируют выпускники КПИ. А главное — сформированный коллектив должен быть командой и иметь ясную для всех цель. Это помогает в любой ситуации.





Как отразилась деятельность «Бинцель Украина ГмбХ» на технологическом уровне сварочного производства в Украине?

Основной нашей целью и наиболее сложным в первые годы присутствия на сварочном рынке Украины было обратить внимание на необходимость изменения культуры производства и эксплуатации сварочного оборудования.

В свое время мы были одними из первых, кто предложил рынку систему сварочных горелок, заключающих в себе модели всего рабочего диапазона нагрузок, а также различных геометрий. Еще будучи диковинкой в 1997 г., Binzel-спрей и Duesofix-паста сегодня являются нормой для сварочного поста. Формировалась структура официальных дистрибьюторов с региональными складами комплектующих и расходного материала, являясь гарантией бесперебойной работы с продуктами нашего производства. Последние модели сварочных горелок систем ABIMIG® GRIP A LW и ABIMIG® AT LW, представленные на рынке соответственно в 2010 и 2012 гг. разрабатывались совместно с научными институтами, на базе которых исследовалась роль использования новых материалов в уменьшении нагрузок на мышцы спины и рук сварщика. Со слов профессоров, и здесь мы первые, кто в производстве своих горелок обратил внимание на их влияние на здоровье сварщика.



Какие отрасли производства являются постоянными потребителями продукции предприятия «Бинцель Украина»?

В основном это, конечно, предприятия всех отраслей машиностроения, обслуживания трубопроводного транспорта, предприятия металлургической отрасли. В базе наших активных потребителей по состоянию на декабрь 2011 г. было 593 предприятия со всех уголков Украины.

У Вас создана система дистрибьюции продукции в Украине. Какова эффективность этой системы и есть ли пути ее улучшения?

При создании системы официальных дистрибьюторов нами преследовалась цель оперативного и качественного реагирования на запросы потребителей на местах. Впоследствии сигналом принятия рынком данной модели поставки и обслуживания продукции послужили для нас частые запросы со стороны потребителей на подтверждение статуса того или иного дистрибьютора.

Начиная с десяти дистрибьюторов в 1997 г., оперативность поставок в регионах обеспечивается 147 партнерами пяти групп дистрибьюторов. По состоянию на декабрь 2011 г. доля продаж через нашу сеть дистрибьюторов предприятия составляет более 60 %. И мы постоянно, из года в год, находим, дискутируем с нашими партнерами и воплощаем новые методы ее улучшения.

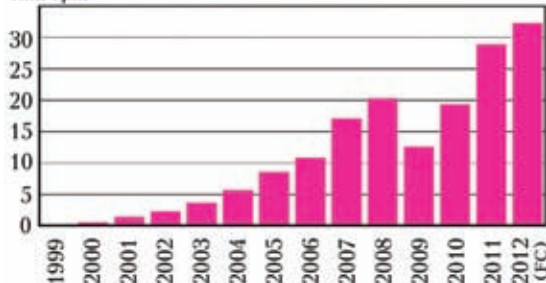
Что можно сказать о динамике реализации продукции за 15 лет?

Думаю, о динамике лучше расскажет диаграмма сбыта продукции в 1999-2012 гг.

Как отразился кризис последних лет на деятельности вашей компании и какие шаги были предприняты для его смягчения?

Так сложилось, что время непредсказуемых ситуаций и проблем начало нас проверять на стойкость еще на начальном этапе становления, а именно в 1998 г., во время экономического кризиса в России. Последующие испытания сделали нас более креативными, являясь стимулом для еще большей отдачи. Это помогло нам стабильно держаться на плаву и даже иногда удачно плыть против течения. Основная заслуга, конечно, принадлежит всему Коллективу, а также Потребителям, которые выбрали продукцию «ABICOR BINZEL».

Развитие сбыта продукции, 1999-2012 гг. (УАН без НДС)
млн грн.



Беседу записал В. Н. Липодаев,
д-р техн. наук

СОВРЕМЕННЫЕ СПОСОБЫ СВАРКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СО СТАЛЯМИ (Обзор)

Д. М. КАЛЕКО, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проанализированы современные способы сварки алюминиевых сплавов со сталью. Отмечены технологические приемы минимизации толщины интерметаллидной прослойки в соединениях, включающие нагрев металла соединения ниже температуры плавления стали, ускоренное охлаждение соединения, использование демпфирующих покрытий или прокладок.

Ключевые слова: способы сварки, алюминиевые сплавы и стали, сварные соединения, интерметаллидная прослойка, технологические приемы, тепловложение, гибридная сварка, электронно-лучевая сварка

Конструкторы и архитекторы постоянно в своей работе сталкиваются с дилеммой высокой прочности и малой массы. Решить ее можно путем комбинации прочных и легких материалов. В частности, соединение стальных и алюминиевых элементов получило широкое использование в автомобиле-, судостроении, при изготовлении пассажирских железнодорожных вагонов, а также легких строительных конструкций и декоративных элементов фасадов. При этом объединяются такие качества материалов, как прочность и коррозионная стойкость, низкая масса и легкая деформируемость.

В автомобилестроении тенденция замены стали алюминиевыми сплавами наметилась уже 25 лет назад. Подсчитано [1], что снижение массы автомобиля на 100 кг в среднем экономит 0,3 л бензина на 100 км пробега. Кроме того, при облегчении автомобиля и уменьшении соответствующих энергозатрат можно выполнить норму Европейского Союза на 2012 г. — выброс CO_2 не более 130 г/км [2]. По данным работы [3] потенциал экономии веса при использовании алюминия вместо стали составляет до 42 %. Однако фактически вследствие использования современных высокопрочных сталей эта цифра снижается до 24 %. При массовом изготовлении автомобилей сталь дает экономию стоимости, и, учитывая ее хорошую деформируемость и прочность, остается важнейшим материалом в автомобилестроении.

Европейские автомобилестроители взяли обязательство уменьшить потребление красителей, что привело к изменению конструкции кузова Audi A2 и A8, в которых он составляет почти 24 % массы автомобиля [4]. Так, в современном автомобиле из алюминия делают отдельные детали или целые узлы, как, например, моторный отсек в BMW. В Audi TT только задняя часть

кузова стальная, остальная часть выполнена из алюминиевого сплава (рис. 1).

В судостроении замена стали алюминиевыми сплавами позволяет уменьшить массу судна и понизить центр тяжести, к тому же дает такие важные преимущества, как немагнитичность и коррозионная стойкость. Из алюминиевых сплавов изготавливают корпусные конструкции (преимущественно, легких судов), а также надстройки, рубки, мосты, кожухи дымовых труб, переборки, выгородки и др. [5]. Широкое применение алюминиевые сплавы нашли и в производстве подвижного железнодорожного состава. Так, в Европе из алюминиевых сплавов изготавливают около 80 % железнодорожных вагонов [6].

В автомобилестроении главным образом используют сплавы системы Al–Mg–Si серии 6000 с хорошими свойствами горячей окраски (сохраняют прочностные свойства при нагреве до 300 °C) [6]. В Европе для наружных деталей корпуса преимущественно применяют хорошо деформируемый сплав EN AW 6016 (Si — 1,0...1,5 %; Mg ≤ 0,25...0,6 %; Mn ≤ 0,2%; Fe ≤ 0,5%; Ti ≤ 1,15 %; остальное Al), в США — сплавы ANSI 6111 (Si — 0,9 %; Cu — 0,7 %; Mn — 0,2 %; Mg — 0,7 %; остальное — Al) и 6061 (Si — 0,6 %; Cu — 0,23 %; Mn — 0,15 %; Mg — 1,0 %; Cr —

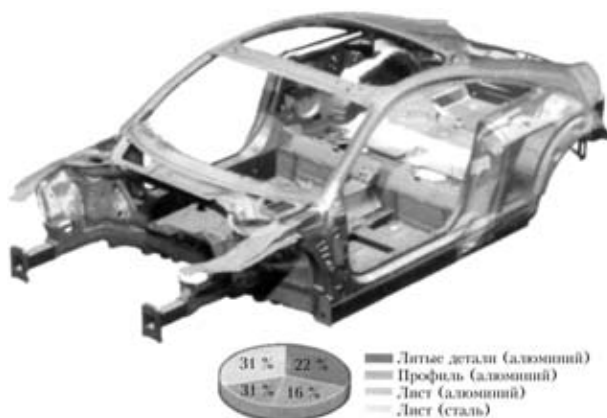


Рис. 1. Конструкция корпуса Audi TT из разнородных металлов [4]



0,2 %; остальное Al) [6]. Для опорных рам автомобиля и других деталей, изготовляемых с применением дуговой сварки, в настоящее время используют сплавы системы Al–Mg с содержанием магния 2...3 % [7].

Известно, что главным препятствием при соединении сталей с алюминиевыми сплавами является ничтожно малая (0,025 ат. %) растворимость железа в алюминии. При этом проблема возникает при образовании хрупких интерметаллидных фаз различного состава как при взаимодействии жидких металлов, так и в результате диффузии элементов при нагреве соединения до температур 350...400 °С, т. е. ниже температуры плавления алюминия. Заметная толщина интерметаллидного слоя играет отрицательную роль уже при охлаждении соединения из-за значительной разницы коэффициента термического расширения (1,2 — сталь, 2,3 мм/100 °С — алюминий), приводящей к появлению значительных внутренних напряжений и нередко к образованию трещин. Высокая твердость интерметаллидного слоя (до $HV\ 1200$) и низкая вязкость химического соединения металлов препятствуют релаксации термических напряжений.

Большинство проблем, связанных со сваркой алюминиевых сплавов с другими металлами, и методы их решения изложены в работе [8]. Однако за 30 лет, прошедших с момента ее написания, сварочные наука и техника предложили целый ряд технологических процессов, позволивших приблизиться к удовлетворению требований промышленности при создании гибридных соединений стали и алюминия. Некоторые из них описаны в настоящем обзоре.

Выше уже было упомянуто, что влияние хрупкой интерметаллидной зоны тем меньше, чем она тоньше. В соответствии с [9, 10] толщина этой зоны не должна превышать 10 мкм. Очевидно, что обеспечить такую толщину можно только путем ограничения нагрева стыка соединения. Все современные способы основаны на соблюдении этого условия.

Дуговая сварка. Большое внимание при изготовлении сталеалюминиевых деталей уделяется традиционным способам сварки в новом воплощении.

Сварка неплавящимся электродом соединений стали с алюминиевыми сплавами сейчас применяется редко, хотя есть сведения [11] о хороших результатах при использовании стали DC05 ($C \leq 0,06$, $Mn \leq 0,35$) толщиной 0,8 мм со сплавом EN AW 6016 толщиной 1,15 мм. Заготовки диаметром 9,5 мм показали коэффициент вытяжки 7,9. При большей деформации появляются трещины, зарождающиеся в алюминии.

Значительные успехи достигнуты при дуговой сваркопайке плавящимся электродом в инертном

газе (МИГ). Сваркопайка стали с алюминием, основанная на существенной разнице температур плавления алюминия (~ 660 °С) и стали (~ 1500 °С), позволяет создавать со стороны алюминиевого сплава сварное соединение с закристаллизовавшимся присадочным металлом, а со стороны стали — паяное. При этом процесс, естественно, следует вести таким образом, чтобы деталь нагревалась выше температуры плавления алюминиевого сплава, но ниже температуры плавления стали.

Наиболее простая форма соединений, выполняемых сваркопайкой плавящимся электродом, нахлесточная. При этом деталь из алюминиевого сплава находится со стороны плавящегося электрода, а стальная деталь преимущественно нагревается за счет теплоотвода от алюминиевой. В работе [11] показано, что при удалении оси дуги от кромки алюминиевой детали на 3 мм образование интерметаллидных фаз удается уменьшить до толщины 2...3 мкм в центральной части шва и менее 1 мкм на границе. Для достижения оптимальных свойств стыковых и нахлесточных соединений усиление шва, а также длина выхода должны соответствовать 2,5-кратной толщине листа. Статическая прочность такого соединения находится на уровне слабейшего из партнеров. Смачиваемость стали алюминием улучшается цинковым покрытием на стали, что было отмечено еще В. Р. Рябовым в 1969 г. [12]. При этом жидкий алюминий растворяет цинк [13].

Влияние состава присадочных материалов на характеристики сварнопаяного соединения алюминия со сталью изучали многие экспериментаторы. Эти исследования включали испытания проволок из материала на цинковой и алюминиевой основе [10]. Показано, что применение проволоки из цинкового сплава усложняет подачу присадки и управление геометрией сварного соединения из-за низких твердости и температуры плавления материала. В то же время при этом типе присадочной проволоки уменьшалась толщина слоя интерметаллидной фазы и увеличивалась коррозионная стойкость соединения. В итоге лучшей композицией была признана проволока из $AlSi3Mn1$. Этот же металл применяли и в исследованиях [11], результаты которых приведены выше. Ранее [14] в качестве присадочного материала использовали высокремнистую проволоку из эвтектического сплава $AlSi12$. Однако незначительная разница между температурой плавления $AlSi12$ (577 °С) и температурой испарения цинка (907 °С) требует чрезвычайно точного тепловложения в шов во избежание испарения цинка с поверхности стали и соединения чистой стали с алюминием с образованием Fe_2Al_5 или $FeAl_3$. Здесь также была учтена способность кремния тормозить образование интерметаллидной фазы [12, 13].

В настоящее время присадочный материал $AlSi3Mn1$ применяют при сварке Cold Metal Transfer (CMT), разработанной фирмой «Фрониус» [2, 15, 16]. Система управления короткодуговым процессом обеспечивает почти бестоковый переход присадочного материала на основной алюминиевый сплав, а расплав смачивает оцинкованную сталь. Инновация этого процесса не только в том, что, благодаря очень точному управлению током короткого замыкания, может быть снижен ввод теплоты, но и в том, что, вследствие периодического изменения направления движения плавящейся проволоки, происходит хороший капельный переход расплавленного металла и может быть реализована сварка без брызг.

Были испытаны [1] сварнопаяные соединения из стали DC05 с цинковым покрытием 140 г/см^2 толщиной 0,8 и 1,0 мм и сплава AW 6016T4, толщина которого варьировалась от 1,15 до 1,2 мм. В качестве присадочного материала применяли сплав $AlSi5$, процесс вели в чистом аргоне. Оба листа располагали в одной плоскости и смещение по высоте не превышало 0,35 мм вдоль стыка. Статическая прочность соединения была равна прочности основного металла, и при толщине стали 0,8 мм соединение разрушалось по стали, а при толщине стали 1,0 мм — по ЗТВ алюминиевого сплава. В первом случае расчетное напряжение разрыва составляло 190 МПа (основной металл имел предел прочности 210 МПа у алюминиевого сплава и 280 МПа у стали), а во втором — 210 МПа. В полученных соединениях средняя толщина интерметаллидной каемки сверху, снизу и по торцу листов не превышала 5 мкм, которую авторы статьи считают не критичной.

Существенное влияние на геометрию шва и характеристики соединения имеет покрытие поверхности стального листа. Были проверены пять различных покрытий — цинк, никель, титан, алюмокремний и алюмоцинк [3]. Термостойкие покрытия из титана и никеля после соединения частично или полностью сохраняются. Титановый слой полностью препятствует образованию хрупких железоалюминиевых фаз [17], но требует повышенного тепловложения, что создает над по-

верхностью стали высокое усиление шва, что ухудшает условия деформируемости изделия.

Никелевое покрытие также препятствует росту интерметаллидных фаз. Благодаря применению флюсующих средств удалось улучшить смачиваемость поверхности стальной детали и получить плоскую геометрию шва. Все соединения с никелевым покрытием при испытании на растяжение разрушились по основному материалу алюминиевого листа.

При алюмосиликатном покрытии, позволяющем работать без флюсующих средств, образуется очень равномерная интерметаллидная фаза со средней толщиной 5 мкм. Как отмечают авторы [3], такое покрытие не имеет преимуществ перед горячим цинкованием, однако создает хорошо смачиваемые поверхности и плавный переход от шва к стальному листу, что заметно улучшает механические показатели.

Микрофотографии соединений алюминия со сталью и разными покрытиями, полученных с помощью CMT [10] (рис. 2), показывают диффузионный характер образования интерметаллидного слоя.

Одним из способов получения удовлетворительного соединения между сталью и алюминием может быть покрытие стали медью таким образом, чтобы при импульсной сварке в инертной среде получить алюминиевую бронзу со стороны алюминия [18].

Снижение плотности тепловой мощности, вкладываемой в стык, была достигнута при стыковой дуговой сварке в инертной среде давлением 600...1000 Па при соединении сталеалюминиевых трубчатых переходников в криогенном машиностроении [19, 20]. Отличительной особенностью этого процесса является диффузная форма дуги, а также относительно низкая температура катода и его интенсивное испарение при температурах, не превышающих температуру плавления при атмосферном давлении более чем на 100...300 °С. Это создает возможность получения соединений по схеме сварка-пайка без существенного проявления диффузии соединяемых металлов.

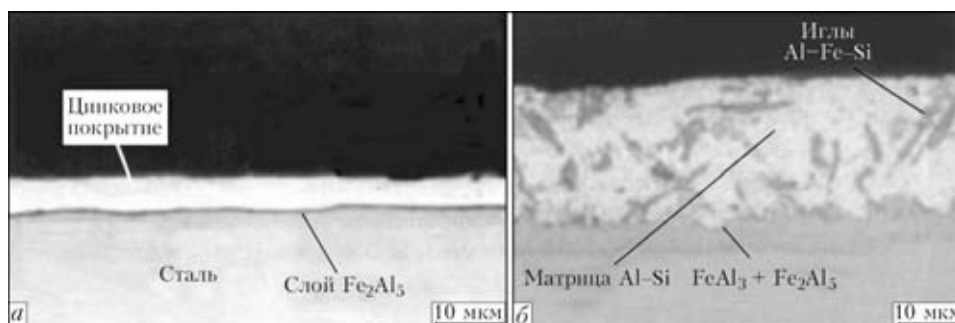


Рис. 2. Микроструктуры соединений алюминия со сталью с цинковым (а) и алюмосиликатным (б) покрытиями



Во многих конструкциях, где дуговая сварка не может быть успешно заменена более «деликатными» способами, для соединения стали и алюминия используют биметаллические переходники, получаемые различными способами, которые рассматриваются ниже.

Лазерная сварка. В настоящее время этот способ находит все более широкое применение в массовом и серийном производстве не только при создании миниатюрных соединений, но и протяженных швов в автомобилестроении. Учитывая возможность тонкого управления тепловой мощностью импульсного лазерного излучения, исследователи не обошли вниманием и этот способ сварки плавлением для соединения стали с алюминием.

При создании нахлесточных соединений нагрев неодимовым лазером ведется со стороны стали [21]. При этом стальной лист нагревается до температуры плавления алюминия, оставаясь твердым. Статическая прочность таких соединений достигает 70...90 % прочности алюминия. Как и при сварке плавящимся электродом, соединение носит сварнопапный характер.

Прочность лазерных сварнопапных соединений может быть повышена за счет применения присадочного металла на алюминиевой основе и

предварительного подогрева стального оцинкованного листа вторым лазерным лучом для повышения смачиваемости поверхности расплавленной присадкой [22]. При статическом испытании на растяжение нахлесточное соединение разрушалось по алюминиевому листу. Толщина интерметаллидной каемки на стальном листе не превышала критического значения (рис. 3). Фирма «Corus RD & T» (Нидерланды) назвала такой процесс бесфлюсовой лазерной пайкой (Fluxless Laser Brasing) [23].

Разработчики технологии соединения стали с алюминием видят большие преимущества гибридной лазерно-дуговой сварки (рис. 4). Повышение скорости процесса СМТ при опережающем лазерном нагреве позволяет минимизировать образование интерметаллидных фаз и охрупчивание зоны соединения [4]. Однако при этом вступают в противоречие необходимость хорошего нагрева стали для достаточной ее смачиваемости и снижение тепловвода во избежание роста интерметаллидной фазы. В Бремерском институте прикладной лучевой техники (Bremer Institut fuer angewandte Strahltechnik) удалось подбором режима излучения CO₂-лазера и сварки МИГ получить стыковые соединения листов толщиной до 3 мм с прочностью 140 МПа [24].

Скорость сварки стыкового соединения толщиной 1 мм при мощности лазера 4 кВт составляла более 100 мм/с [25].

Процесс гибридной лазерно-дуговой сварки нашел применение при изготовлении специальных биметаллических емкостей и изделий авто- и судостроения [17]. При простом изгибе характеристики таких соединений не критичны, но при глубокой вытяжке — еще не вполне удовлетворительны.

Особое место занимает другой вид гибридной сварки — лазерная сварка с приложением давления (рис. 5), которая объединяет преимущества сварки плавлением и сварки давлением [26]. В частности, можно управлять температурой поверхности раздела путем сканирования лучом. Соединение формируется в процессе сжатия лент роликами.

В экспериментах с полосами толщиной 1 мм из сплава А6061 (0,8...1,2 мас. % Mg, 0,4...0,8 мас. % Si, остальное Al) с пределом прочности более 295 МПа и холоднокатанной листовой стали SPCC (< 0,12 мас. % C, 0,5 мас. % Mn, < 0,04 мас. % P, < 0,045 мас. % S) с пределом прочности 270 МПа лазерный луч направлялся между свариваемыми полосами, прокатываемыми через ролики, и сканировался с одной поверхностью на другую или только по одной из поверхностей, параллельно линии соединения. Этот прием позволил управлять составом металла стыка и в значительной мере подавить образование хрупких интерметаллидных соединений с помощью тер-

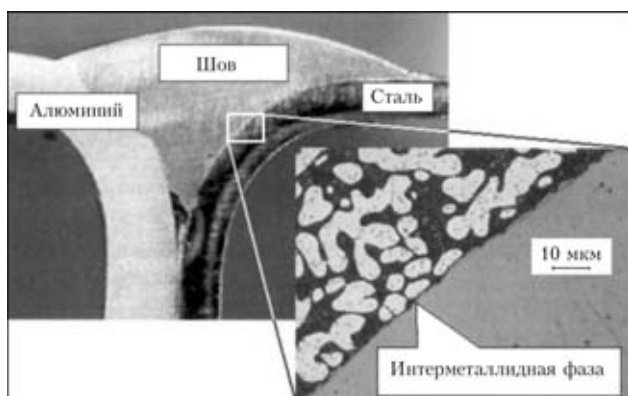


Рис. 3. Схема лазерной сваркопайки при производстве автомобилей [23]

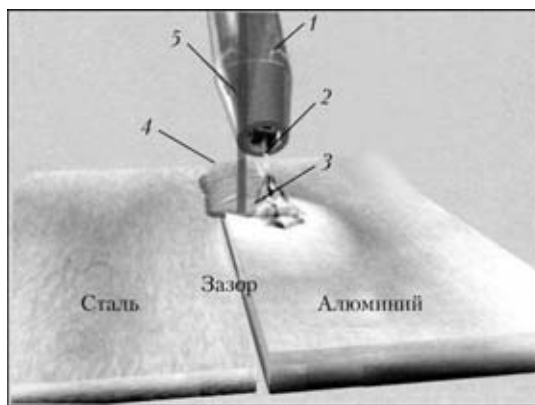


Рис. 4. Схема гибридной лазерно-дуговой сварки [17]: 1 — сварочная горелка; 2 — присадочная проволока; 3 — сварочная ванна; 4 — сварной шов; 5 — луч лазера

мического цикла из быстрого лучевого нагрева и резкого охлаждения при сдавливании роликами [27, 28]. При облучении тонколистового соединения со стороны черного металла происходит оплавление алюминиевого сплава путем теплопередачи [26]. Исследование указанных выше соединений [29] показало, что они достаточно прочные и могут использоваться при изготовлении капота и крыши автомобиля.

Нахлесточное соединение оцинкованной стали и алюминиевого сплава, полученное роликовой лазерной сваркой при мощности луча 1200...1400 Вт и давлении роликов около 3 кН [30], при испытании на срез разрушилось по алюминиевому листу. Толщина промежуточного слоя между сталью и алюминием составляла от 7 до 20 мкм. В ходе электронно-микроскопических исследований [31] установлено, что главная фаза в промежуточном слое была твердым раствором Al-Zn. По дифракции электронов в нем обнаружены интерметаллидные соединения FeAl , Fe_2Al , $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ и $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{Zn}_{0.4}$. Авторы пришли к выводу о нагреве свариваемых полос выше температуры плавления, а прочность соединения с относительно толстым интерметаллидным слоем определяется образованием фазы Al+Zn с тонкодиспергированными интерметаллидными включениями.

Электронно-лучевая сварка. Успешные соединения алюминиевых и стальных деталей удалось достигнуть при нанесении на сталь буферных покрытий из титана [18], никеля и циркония [32].

Точечная контактная сварка. Соединение при точечной контактной сварке, как и при всех рассмотренных выше способах, происходит при совместной кристаллизации расплавленного металла соединяемых деталей. Из-за известных и упомянутых ранее причин не удается получить удовлетворительное точечное соединение стали и алюминиевых сплавов даже при сварке на конденсаторных машинах с жестким режимом разряда [33].

Выход из положения был найден благодаря применению промежуточной биметаллической ленты, полученной совместной прокаткой стали и алюминия [34]. При сварке создаются два раздельных ядра на границах алюминий-алюминий и сталь-сталь. При ограничении тепловложения можно избежать диффузионного образования интерметаллидного слоя на внутренней границе биметаллической вставки. Статические и динамические испытания таких соединений показали, что точечные соединения по прочности сравнимы с клепаными.

Прессовая сварка. Этот способ сварки был исследован применительно к соединению алюминиевых шин со стальными элементами токоввода электролизера для производства алюминия [35]. Для уменьшения вероятности образования интер-

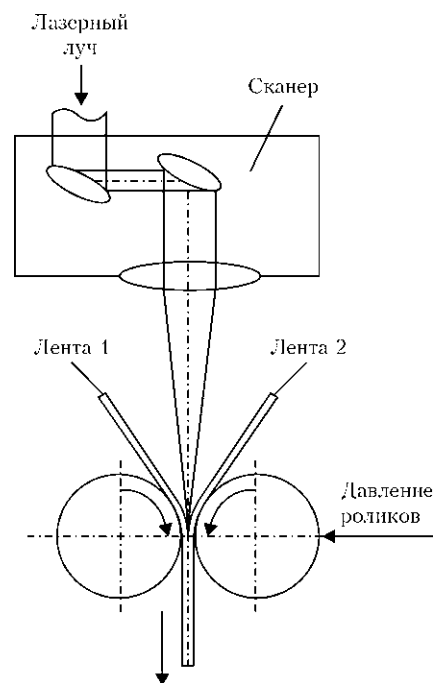


Рис. 5. Схема гибридной лазерно-прессовой сварки

металлидных соединений авторы использовали добавки мелкодисперсных порошков кремния, меди или цинка, которые обеспечивали создание эвтектической фазы с температурой плавления ниже температуры плавления алюминия. Наименьшая толщина (3...5 мкм) интерметаллидной прослойки была достигнута при использовании кремниевого порошка. При этом также наблюдалось наибольшее напряжение разрушения — 55...60 МПа.

Диффузионная сварка. Несмотря на то что процесс соединения идет без расплавления соединяемых деталей, из-за продолжительного времени контакта свариваемых материалов при высокой температуре диффузия алюминия в сталь приводит к образованию богатых алюминием (FeAl_3 и Fe_2Al_5) хрупких интерметаллидных фаз [36].

Сварка взрывом. Биметаллические соединения, полученные сваркой взрывом, широко используют на верфях Японии, Польши, США, Великобритании, Франции и других стран, как уже было замечено выше, в качестве промежуточного элемента, свариваемого известными способами (уже в однородном сочетании) с основным материалом конструкции. Настоящее состояние техники ограничивает применение сталеалюминиевых профилей простой формы с прочностью 120 МПа [24].

Нержавеющая сталь 12Х18Н10Т была успешно сварена взрывом со сплавом АМгб через промежуточный слой АД1 [37, 38]. Граница между АД1 и нержавеющей сталью не имела типичных признаков интерметаллидных соединений, хотя и были обнаружены фазы FeAl_3 и Fe_2Al_5 . Напряжение при отрыве также составило 120 МПа.



Результаты испытаний сварки сталеалюминиевых корпусных конструкций с применением биметаллических переходников позволили разработать ЦНИИ «Прометей» (С.-Петербург, Россия) технологические рекомендации по сварке стыковых, тавровых и нахлесточных соединений в производстве надводных судов малого водоизмещения, обеспечивающих требования, предъявляемые к судокорпусным материалам [5].

Сварка трением. Сварка трением чистого алюминия А0 со сталями Ст.3 и 1Х18Н9Т диаметром 16 и 20 мм уже 50 лет назад [39] продемонстрировала возможность получения удовлетворительных сварных соединений благодаря проковке, приводящей к выдавливанию возможных реактивных фаз алюминия и стали (трущаяся поверхность алюминия во время сварки находится в расплавленном состоянии) и схватыванию чистых поверхностей основных металлов. Это показали также наблюдения в электронном и рентгеновском облучении [40].

Свариваемость трением алюминиевых сплавов со сталью находится в прямой зависимости от твердости сплава. Так, сплав АМг6 практически не сваривается трением со сталью, в то время как сплав АМг3 дает со сталью вполне удовлетворительные соединения [41].

К ограничениям, предъявляемым традиционной сваркой трением, относится и требование цилиндрической формы, по крайней мере, одной из свариваемых деталей.

Для соединения же листов оказался вполне подходящим способ Friction Stir Welding (FSW), который в русскоязычной сварочной литературе получил не совсем точное название сварки трением с перемешиванием [42].

При точечной сварке трением с перемешиванием алюминиевого сплава А5052 с низкоуглеродистой сталью несмотря на относительно низкую температуру нагрева (ниже температуры плавления алюминиевого сплава) между соединяемыми металлами наблюдался слой интерметаллидов [43]. Однако прочность соединения на срез была относительно высокая. Покрытие стали цинком, если последний выдавливался из зоны соединения, повышало прочность [44].

Хороший результат получен при сварке FSW алюминиевого сплава с нержавеющей сталью [45]. В переходной зоне также наблюдался слой интерметаллидов, но его толщина ограничивалась лишь несколькими микрометрами.

Способы FSW и СМТ сравнивали в рамках проекта JOIN B1 [46] при сварке алюминия со сталью. Исследование металлографических шлифов энергодисперсионной рентгеновской спектроскопией показало, что во всех сварных точках, как и швах, полученных при СМТ, соединения происходят через интерметаллидную фазу. При

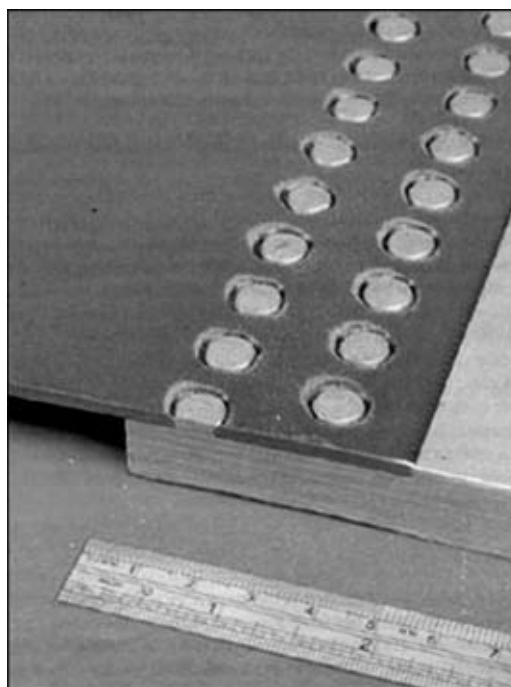


Рис. 6. Пример соединения стального и алюминиевого листов способом Stir-lock

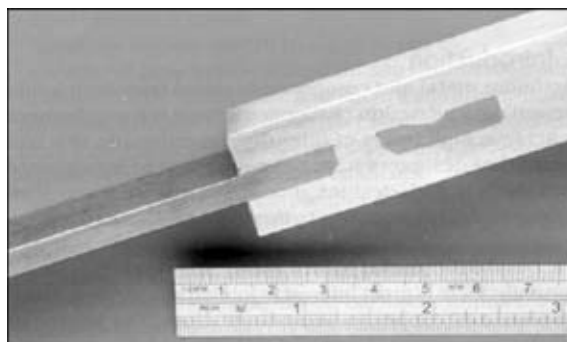


Рис. 7. Защемление способом Stir-lock перфорированного стального листа в алюминиевом

сварке по методу Фрониуса эта фаза имела очень неравномерную толщину, в то время, как при FSW, толщина была почти неизменной. Правда, она сильно зависит от положения по отношению к оси инструмента. Вблизи наконечника толщина интерметаллидной фазы относительно мала — 2,5, а на удалении достигает 12 мкм. Способ FSW был запатентован TWI (ранее UK Welding Institute) в 1991 г. В последние годы там же был разработан способ Stir-lock [47], принцип которого понятен из рис. 6.

В более твердом материале (в нашем обзоре — это сталь, но способ успешно опробован для соединения алюминия с магнием, титаном и медью) делается раззенкованное отверстие, через которое вращающимся инструментом нагревается мягкий металл. Нагретый металл под давлением выжимается в отверстие, создавая головку в свободной полости стального листа, подобную головке заклепки.

Способом Stir-lock соединение также может быть создано при использовании перфорированных вставок, как показано на рис. 7.

В данном обзоре не затронуты способы соединения стали с алюминием совместным деформированием — прокаткой, экструзией, протяжкой и т. п., поскольку они в достаточной мере традиционны и хорошо известны читателю.

Заключение

Как показывает настоящий обзор современных способов сварки алюминиевых сплавов со сталью, полностью избежать образования интерметаллидной прослойки между соединяемыми металлами при способах, использующих тепловое преобразование металлов, не удастся. Однако технологически можно создавать условия, при которых толщина этой прослойки будет минимальна, и ее влияние на характеристики соединения, таким образом, будет не критичным. К таким приемам техники сварки относятся нагрев соединения ниже температуры плавления стали (сваркопайка), ускоренное охлаждение соединения и применение промежуточных демпфирующих покрытий или прокладок. В итоге все определяется значением тепловложения, или, иными словами, температурой нагрева и временем, в течение которого детали находятся при высокой температуре.

Примером успешной сварки алюминиевой проволоки со стальными пластинами может служить ударная конденсаторная сварка [48], при которой нагретый до температуры плавления металл соединяемых материалов удаляется при осадке, а при скорости охлаждения, достигающей 10^6 К/с, температура соединений падает настолько быстро, что взаимная диффузия металлов через границу соединения практически отсутствует.

1. *Schwingverhalten* von mit modifiziertem MSG-Kurzlichtbogenprozess gefuegten Stahl-Aluminium-Mischverbindungen / U. Reisgen, L. Stein, M. Steiners et al. // Schweissen und Schneiden. — 2010. — **62**, № 7/8. — S. 396–399.
2. *Realisierte Vision: Schweissen, was nicht zu schweißen* // Schweiss- und Prueftechnik. — 2011. — № 11. — S. 155.
3. *Reisgen U., Stein L., Steiners M.* Stahl-Aluminium-Mischverbindungen: Schweissen oder Loten? Die Kombination zweier etablierter Fuegetechnologien macht Unmoegliches moeglich // Schweissen und Schneiden. — 2010. — **62**, № 5. — S. 278–284.
4. *Fuegen* von Stahl-Aluminium-Mischverbindungen mit energiereduzierten MSG-Verfahren und Zusatzwerkstoffen auf Aluminium- und Zinkbasis / M. Staubach, S. Juettner, U. Fuessel, M. Dietrich // Ibid. — 2007. — **59**, № 6. — S. 302–313.
5. *Биметаллические* сталеалюминиевые соединения в судостроительных корпусных конструкциях / А. С. Орыщенко, Е. П. Осокин, В. И. Павлова, С. А. Зыков // Автомат. сварка. — 2009. — № 10. — С. 43–47.
6. *Алюминиевые сплавы* — перспективный материал в автомобилестроении / И. Н. Фридляндер, В. Г. Систер, О. Е. Грушко и др. // Металловедение и терм. обработка. — 2002. — № 9. — С. 3–9.
7. *Sasabe S.* Welding properties of aluminium alloys for automotive structures // Welding in the World. — 2004. — **48**, Special issue. — P. 53–64.
8. *Рябов В. П.* Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами. — Киев: Наук. думка, 1983. — 264 с.
9. *Brukner J.* Der Cold Metal Transfer (CMT) — Prozess von Stahl-Alu Verbindungen und seine Moeglichkeiten // Schweiss- und Prueftechnik. — 2005. — № 10. — S. 147–149.
10. *Guengoer Oe. E., Gerritsen C.* Effect of filler wire composition and metallic coating on the joint performance of aluminium/steel braze-welds // Welding and Cutting. — 2008. — **7**, № 5. — P. 303–312.
11. *Dilthey U., Brandenburg A., Hoecker F.* Lichtbogenfuegen und Umformen von Verbindungen aus Stahl und Aluminium // Schweissen und Schneiden. — 2006. — **58**, № 1. — S. 23–28.
12. *Рябов В. П.* Сварка плавлением алюминия со сталью. — Киев: Наук. думка, 1969. — 232 с.
13. *Fuessel U., Zschetsche J., Juettner S.* Worum nicht Aluminium mit Stahl durch Metall-Inertgasloten verbinden? // Praktiker. — 2003. — № 4. — S. 120–121.
14. *Kiesche M., Prietzel H., Thomas W.* Verbindungsschweißen von Stahl mit Aluminium // ZIS-Mitteilungen. — 1973. — № 5. — S. 536–545.
15. *Bruckner J.* Cold metal transfer has a future joining steel to aluminium // Welding J. — 2005. — **84**, № 6. — S. 38–40.
16. *Trommer G.* Das Beste aus zwei Werkstoffen // Praktiker. — 2012. — № 3. — S. 58–61.
17. *Esser-Ayertey C.* Hamburg ganz in Zeichen der Fuege-, Trenn- und Beschichtungstechnik // Schweissen und Schneiden. — 2011. — **63**, № 12. — S. 728–737.
18. *Heinz E.* Zwei Konkurrenten verbinden sich // Ibid. — 2009. — № 4. — S. 214–215.
19. *Сидякин В. А., Арбузов В. М., Хорстов В. С.* Стыковая сварка разнородных металлов в инертной среде низкого давления // Мир техники и технологий. — 2009. — № 10. — С. 40–45.
20. *Структура* переходной зоны соединений стали 12X18H10T с алюминиевым сплавом АД1 при сварке дугой низкого давления / А. Н. Муравейник, И. Я. Дзыкович, В. А. Веселов, В. А. Андриенко // Сварка разнородных, композиционных и многослойных материалов: Сб. науч. тр. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1990. — С. 58–62.
21. *Schweißtechnische* Einflußfaktoren bei Festigkeitsnachweisen von Druckbechtaltung // Schweissen und Schneiden. — 2005. — **57**, № 3. — S. 71–94.
22. *Heinz E.* Laserstrahlschweiß-Loeten von Stahl-Aluminium-Mischverbindungen: mechanisch-technologisches Eigenschaftsprofil und mikrostrukturelle Charakterisierung // Ibid. — 2010. — **62**, № 11. — S. 649–650.
23. *Corus* develops new steel-to-aluminium welding technique // Welding and Cutting. — 2007. — **6**, № 2. — P. 64.
24. *Kubaneck M., Janssen A.* Die Verbindungs Spezialisten 2007 — Bericht ueber die Vortraege der Großen Schweißtechnischen Tagung des DVS im September 2007 in Basel Teil 2 // Praktiker. — 2008. — № 1. — S. 32–44.
25. *Vollertsen F., Thomy C.* Laser-MIG hybrid welding of aluminium to steel. — A straightforward analytical model for wetting length. — S. 1., [2009]. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IIW-2041–09).
26. *Nishimoto K., Fujii H., Katoyama S.* Laser pressure welding of aluminium alloy and low carbon steel // Quarterly J. Jap. Weld. Soc. — 2004. — **22**, № 4. — P. 572–579.
27. *Kutsuma M., Rathod M., Ammar A.* A laser roll bonding of mild steel to aluminium and control of intermetallic composition and layer // Proc. of ICALEO, 2002.
28. *Rathod M., Kutsuma M.* Laser roll bonding of A5052 aluminium alloy and SPCC steel // Quarterly J. Jap. Weld. Soc. — 2003. — № 2. — P. 282–294.
29. *A laser* roll welding for joining of low-carbon steels to aluminium alloys / M. Kutsuma, N. Yamagami, M. J. Rathod, H. Y. Ammar // Welding Intern. — 2006. — **20**, № 6. — P. 446–450.
30. *Mechanical* properties of laser-pressure-welded joint between dissimilar galvanized steel and pure aluminium /



- K. Nishimoto, T. Harano, Y. Okumoto et al. // Ibid. — 2009. — 23, № 11. — P. 817–823.
31. *HR-TEM observation of laser pressure weld of galvanized steel and pure aluminium* / K. Nishimoto, Y. Okumoto, T. Harano et al. // Ibid. — 2009. — 23, № 11. — P. 824–829; *Laser pressure welding of aluminium and galvanized steel* // *Welding of Light Metals*. — 2008. — 46, № 10. — P. 23–33.
 32. Бондарев А. А., Ищенко А. Я. Технология электронно-лучевой сварки соединений нержавеющей сталь — алюминиевый сплав // *Автомат. сварка*. — 2006. — № 12. — С. 32–35.
 33. Моравский В. Э., Ворона Д. С. Технология и оборудование для точечной и рельефной конденсаторной сварки. — Киев: Наук. думка, 1985. — 272 с.
 34. *Resistance spot welding of aluminium alloy to steel with transition material — from process to performance*. Pt 1. Experimental study / X. Sun, E. V. Stephens, M. A. Khaleel et al. // *Welding J*. — 2004. — № 6. — P. 188s–195s.
 35. Корінець І.П., Сахачький В.А., Наконечний А. А. Контактне зварювання алюмінію зі сталлю з застосуванням композитного прошарку // *Зварювання та споріднені процеси і технології*. Матеріали конф. — К.: НТТУ «КІП», 2011. — С. 29–32.
 36. Rathod M. J., Kutsuma M. Joining of aluminium alloy 5052 and low-carbon steel by laser roll welding // *Welding J*. — 2004. — № 1. — P. 16s–26s.
 37. Мангур С. И., Шановалова О. М., Джур Е. А. Взаимодействие нержавеющей стали и алюминиевых сплавов при сварке взрывом // *Космична наука і технологія*. — 2003. — 9, № 1. — С. 48–49.
 38. Гульбин В. Н., Николаев В. Б. Исследование структуры и свойств сваренных взрывом биметаллических соединений // *Сварка разнородных, композиционных и много-*
 - лойных материалов: Сб. науч. тр. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1990. — С. 92–99.
 39. Гинзбург С. К., Прокофьев С. Н., Штернин Л. А. Условия образования прочного соединения при сварке трением алюминия со сталью // *Свароч. пр-во*. — 1962. — № 12. — С. 12–14.
 40. Scott M. H., Squires I. F., Met B. Metallurgical examination of aluminium-stainless steel friction welds // *British Welding J*. — 1966. — 13, № 3. — P. 151–164.
 41. Вилль В. И. Сварка металлов трением. — М.: Машиностроение, 1970. — 176 с.
 42. Третьяк Н. Г. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов // *Автомат. сварка*. — 2002. — № 7. — С. 12–21.
 43. *Spot welding between aluminium alloy and low-carbon steel by friction stirring* / K. Miyagawa, M. Tsubaki, T. Yasui, M. Fukamoto // *Welding Intern*. — 2009. — 23, № 8. — P. 559–564.
 44. *Spot welding between aluminium alloy and Zn-coated steel by friction welding* / K. Miyagawa, M. Tsubaki, T. Yasui, M. Fukamoto // Ibid. — 2009. — 23, № 9. — P. 648–653.
 45. Anders J. Verbindungen Al–Al, Al–Ti und Al–Stahl mittels Rührreisschweißen // *Schweißen und Schneiden*. — 2010. — 62, № 7/8. — S. 440–441.
 46. *Schweiß- und Prüftechnik* // *JOIN Sonderband*. — 2009. — S. 25–29.
 47. *Trabstition joints between dissimilar materials* / W. M. Thomas, D. J. Staines, I. M. Norris et al. // *Sudura*. — 2006. — 16, № 4. — S. 17–21.
 48. Калеко Д. М., Моравский В. Э., Чвертко Н. А. Ударная конденсаторная сварка. — Киев: Наук. думка, 1984. — 200 с.

Modern methods of welding aluminium alloys to steel were analyzed. Techniques of minimizing the thickness of intermetallic interlayer in the joints were noted which include heating of the joint metal below the steel melting temperature, accelerated cooling of the joint, and application of damping coatings or inserts.

Поступила в редакцию 06.07.2012

НОВАЯ КНИГА

Металлургия дуговой сварки и сварочные материалы. — Киев: Академперіодика, 2012. — 526 с. — Твердый переплет, 200×290 мм.

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

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

*По вопросам реализации просьба обращаться
в редакцию журнала «Автоматическая сварка»*



РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДВУХСТЕНЧАТОЙ СВАРНОЙ КОНСТРУКЦИИ ПРЕОБРАЗУЕМОГО ОБЪЕМА

Академик НАН Украины **Л. М. ЛОБАНОВ**, **В. С. ВОЛКОВ**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены конструкции преобразуемого объема (КПО) конического типа, являющиеся уникальной разработкой ИЭС им. Е. О. Патона и не имеющие аналогов за рубежом. Предложены технические решения, позволяющие повысить надежность оболочечных КПО, а также технологические подходы к их реализации. Представлено краткое описание технологии изготовления неразъемных тонколистовых соединений из аустенитной нержавеющей стали, способных обеспечить герметичность деформируемых оболочек.

Ключевые слова: конструкции преобразуемого объема, несущие оболочки, двухстенчатые трансформируемые оболочки

При разработке оболочечных конструкций одной из наиболее актуальных проблем является обеспечение их эксплуатационных характеристик — герметичности и долговечности, прочности и коррозионной стойкости сварных соединений. В конструкциях преобразуемого объема (КПО), разработанных в ИЭС им. Е. О. Патона, надежность швов и материала оболочки особенно важны, поскольку в процессе трансформации они подвергаются значительным изгибам, достигающим 150° в вершинах технологических гофров [1]. Перспективные области применения КПО в качестве резервуаров для хранения сыпучих и жидких веществ, в том числе веществ с повышенной химической активностью, требуют поиска эффективных способов повышения надежности оболочки. Наиболее рациональным решением можно считать создание двухслойной конструкции, в которой дублирование наружной стенки с разделением ее ограждающей и несущей функций способно предотвратить последствия возможной разгерметизации.

В большинстве случаев предпочтительной является технология изготовления КПО путем формирования гофрированных дисков из тонкостенных конических заготовок, позволяющая создавать конструкции широкого диапазона типоразмеров и параметров. Изометрическое преобразование замкнутой оболочки в виде усеченного кругового конуса может быть реализовано рассечением ее поверхности семейством плоскостей, нормальных к оси конуса, и последовательным зеркальным отражением частей поверхности относительно соответствующих плоскостей $\gamma_n, \gamma_{n+1}, \dots, \gamma_k$ (рис. 1). При пересечении преобразованной

Q_{n+1} и непреобразованной части поверхности Q_n образуется ребро в области пересечения, которое лежит в плоскости γ_n и перемещается вместе с ней в процессе преобразования. Сущность разработанного в ИЭС им. Е. О. Патона способа заключается в последовательном, близком к изометрическому, изгибании гладкой конической заготовки и формировании гофрированного диска локальным воздействием формирующего инструмента на вращающуюся оболочку [2]. Изгибаемый кольцевой участок заготовки охватывает рабочую поверхность инструмента, перемещается с наружной части его боковой поверхности на внутреннюю и принимает положение, зеркальное первоначальному, формируя внутреннюю стенку кольцевого гофра. Наружная стенка гофра формируется недеформируемым участком оболочки, который перемещается вдоль оси ее вращения. В ходе формообразования каждого последующего гофра глубиной k высота конической оболочки

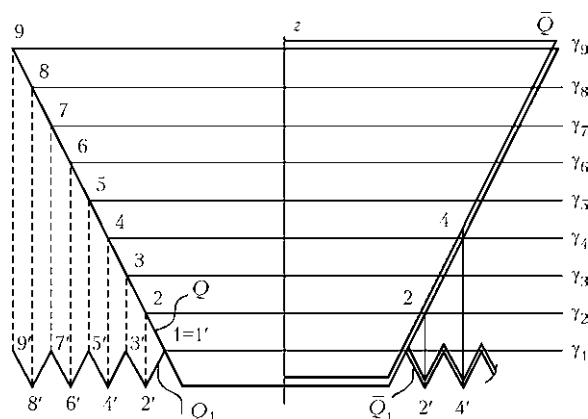


Рис. 1. Схема изометрического преобразования замкнутой конической оболочки: $\gamma_1 \dots \gamma_9$ — параллельные секущие плоскости; 1...9 — точки пересечения следов секущих плоскостей с боковой образующей конической поверхности; 1'...9' — точки отраженной части поверхности, соответствующие точкам 1...9; Q, Q_1 и Q, Q_2 — соответственно непреобразованная и преобразованная части поверхности кругового конуса



Толщина ленты, мм	Сварочный ток, А	Сварочное напряжение, В	Скорость сварки, см/с	Защитная среда	Результаты		
					ширина шва, мм	провар	депланация, мм
0,15	3,5	10	0,14	Гелий	1,35...1,4	Полный	0,45...0,5
0,15	5	10	0,28		1,2...1,3		0,5...0,6
0,15	7	10	0,42		1,4...1,5		0,3...0,35
0,15	8,5	10	0,55		1,3...1,4		0,2...0,3

уменьшается на значение, равное $2k$. Совместное формирование двух конических оболочек Q и $\bar{Q}$ в ходе одного технологического процесса позволяет получать топологически эквивалентные гофрированные поверхности Q_1 , $\bar{Q}_1$, совместимые движением вдоль оси симметрии.

Экспериментально определены оптимальные режимы формирования двухслойных гофрированных дисков изгибанием оболочек из стали марки 12X18H10T с наружным диаметром $D = 150$ мм и толщиной стенки 0,15 мм; одна из конических оболочек плотно вставляется в другую, после чего обе заготовки закрепляются в центрирующем коническом отверстии формы-матрицы. При оптимальных технологических параметрах процесса полученные диски лишены дефектов поверхности и имеют плотное прилегание между слоями оболочек при отсутствии тенденции к их последующему разделению: диапазон скоростей вращения заготовок при ротационном выдавливании на матрице находится в пределах 50...250 об/мин, скорость поступательной подачи формирующего инструмента — от 0,3 до 2,0 мм/об.

Предполагаемые области использования конических КПО требуют особой тщательности в отработке задач надежности и долговечности тонких оболочек, сборка которых подразумевает наличие прецизионных сварных швов большой протяженности. Определенные трудности возникают при последующей сварке двухслойных оболочек по кольцевым контурам. Несмотря на плотное примыкание кромок оболочек при сборке, под действием сварочного нагрева происходит увеличение зазора между слоями, что может привести к их несплавлению. Анализ существующих способов сварки и оценка их технологичности показывают, что:

- при сварке внахлестку роликовой машиной соединения в два раза толще основного металла. Шов имеет низкие пластические свойства, его исполнение требует сложных приспособлений, причем на швах большой протяженности ролики подгорают, что приводит к увеличению контактного сопротивления и снижению качества сварного соединения;

- при микроплазменной сварке плавлением получают соединения стабильно высокого качества, не требуется сложного оборудования и приспособлений.

При выполнении данного способа при сварке листов образуется ванна расплавленного металла объемом 0,12...0,17 мм³. Малейшие возмущения приводят к ее разрыву, т. е. к прожиганию; избежать этого можно благодаря точному соблюдению условий сборки и сварки; исследованные параметры режимов сварки приведены в таблице. Исходя из результатов исследования, можно выбрать режим применительно к конкретным условиям;

- сварка лазерным лучом требует сложного и дорогостоящего оборудования и прецизионной сборки свариваемых участков оболочек, что сопряжено со значительными трудностями; кроме того, вызывает сложности обеспечение защиты расплавленной зоны и зоны охлаждающегося шва. Тем не менее, данный способ позволяет получить высокое качество швов при их минимальной ширине, что важно для качественного формирования гофрированных дисков из свариваемых оболочек. При сварке волоконным лазером с мощностью лазерного пучка $P = 65$ Вт заготовок из стальной ленты марки 12X18H10T, аналогичным образцам из таблицы, со скоростью $v_{св} = 2$ см/с, ширина шва составила $w_{ш} = 0,6...0,7$ мм при полном проваре и депланации в пределах 0,15...0,25 мм (защитные среды: гелий сверху и аргон снизу шва) [3].

Продолжительность сварки стыковых соединений при изготовлении КПО конического типа и высокая относительная доля промежуточных сборочных операций при прочих равных условиях не позволяют считать скорость процесса сварки решающим фактором, определяющим преимущество одного из рассматриваемых методов. В условиях затрудненного доступа к корню шва и сложности совмещения стыка при сборке двух оболочек на силовых элементах в большинстве случаев предпочтителен способ микроплазменной сварки. Сварку лазерным лучом можно считать оптимальной на стадии изготовления исходных конических заготовок гофрированных дисков, требующих минимальных искажений поверхности при выполнении линейных швов малой ширины с малыми удельными тепловложениями.

При механических испытаниях исследуемых образцов моделировался характер деформаций каждого типа швов, используемых в линейных и кольцевых соединениях КПО. Для проверки характеристик прочности и пластичности соедине-

ний, полученных способом микроплазменной сварки, из каждого сварного шва изготавливали по три стандартных образца для испытаний на растяжение и изгиб. Результаты испытаний показали, что ни один из образцов не разрушился по сварному соединению; разрыв проходил по основному металлу под углом к оси образца. Диаграмма растяжения образцов стандартная, с выраженной площадкой текучести, характерной для используемой марки стали. Полученные характеристики (сталь 12X18H10T) в зависимости от толщины имеют следующий вид:

для $h = 0,15$ мм:

$$\sigma_T = 320...330 \text{ МПа}; \sigma_B = 68...71 \text{ МПа}; \\ \delta = 40...42 \%; \psi = 50...52 \%;$$

для $h = 0,1$ мм:

$$\sigma_T = 350...370 \text{ МПа}; \sigma_B = 70...72 \text{ МПа}; \\ \delta = 39...41 \%; \psi = 48...51 \%.$$

Все образцы испытывали на изгиб до угла 180° на оправке с радиусом, равным двум толщинам основного металла, при этом разрушений и трещин замечено не было. Для усложнения условий испытаний применяли метод сплющивания, при котором изгиб прямоугольного образца проводили до соприкосновения его противоположных кромок; в этом случае была заметна незначительная пластическая деформация на поверхности швов без признаков разрушения сварного соединения. Таким образом, прочность и пластичность полученных сварных соединений не уступают аналогичным характеристикам основного металла и позволяют осуществлять предусмотренное технологией формоизменение преобразуемых оболочек без нарушения их герметичности.

Испытания на прочность образцов стыковых соединений ленты 12X18H10T, полученных сваркой лазерным лучом, проводили на испытательной системе MTS 318.25 на приспособлении, представляющем собой сегмент ротационного

формирующего оборудования (матрицы) в области формирования гофра с максимальным диаметром и пуансона с формой рабочего торца, соответствующей профилю формирующего ролика для данной толщины материала (рис. 2, а). На рис. 2, б представлена диаграмма деформации, полученная при обратном изгибе образца толщиной 0,15 мм по оси, перпендикулярной к линии сварного шва. При повторной деформации каждого из трех испытываемых образцов кривые зависимости $P(l)$ характеризуются смещением точки $P_{\max}$ в сторону начальных значений осевых перемещений. После трех полных циклов изгиба на угол 180° все образцы исследовали капиллярными методами контроля с использованием пенетранта MR[®] 68 и проявителя MR[®] 70 производства MR[®] Chemie GmbH, при этом раскрытия дефектов и трещин обнаружено не было.

Герметизацию сформированных гофрированных дисков производили путем их сварки с плоскими доньшками из стали 12X18H10T по торцу малого кольцевого контура на профильной оправке, обеспечивающей плотность прилегания кромок совмещенных участков конических поверхностей заготовок и отвод тепла при сварке кольцевого шва (рис. 3, а). Отработку технологии проводили на оболочках с большим диаметром $D = 140$ мм, меньшим диаметром $d = 90$ мм, толщиной 0,15 мм в сборе с доньшками расчетной толщиной 0,3 мм, сварку вели без присадочного материала в автоматическом режиме с помощью микроплазменной горелки с системой позиционирования по оси шва и с контролем качества сварного соединения. Сварочный режим: $I_{\text{св}} = 3,5$ А, $U = 10$ В, $v_{\text{св}} = 0,33$ см/с.

Скорость сварки микроплазменной горелкой при соединении дисков задавали вращением конструкции на специальном стенде. Качество сварного соединения контролировали визуально, также во внутренней полости оболочки создавали избыточное давление $P = (0,2...0,3) \cdot 10^{-2}$ МПа с

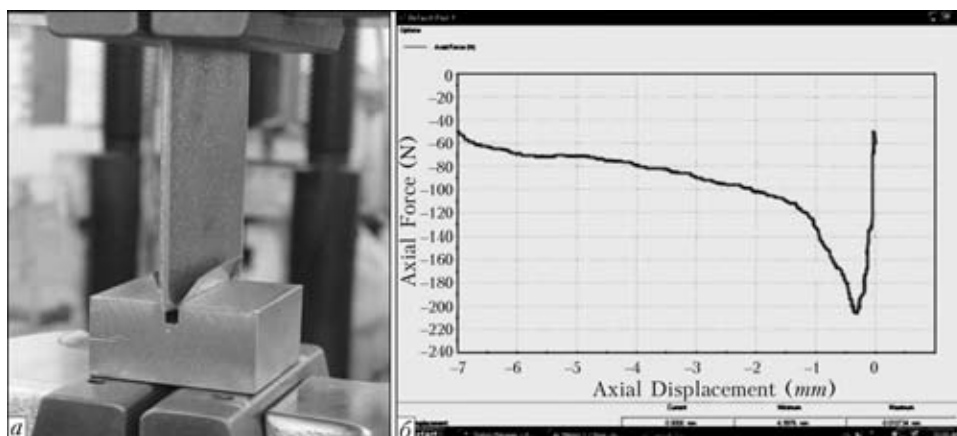


Рис. 2. Сегмент формирующей матрицы для испытаний фрагмента сварного шва на изгиб (а) и диаграмма деформации образца толщиной 0,15 мм (б); по оси ординат — формирующее усилие $P_{\max} = 230$ Н; по оси абсцисс — осевые перемещения, l , мм

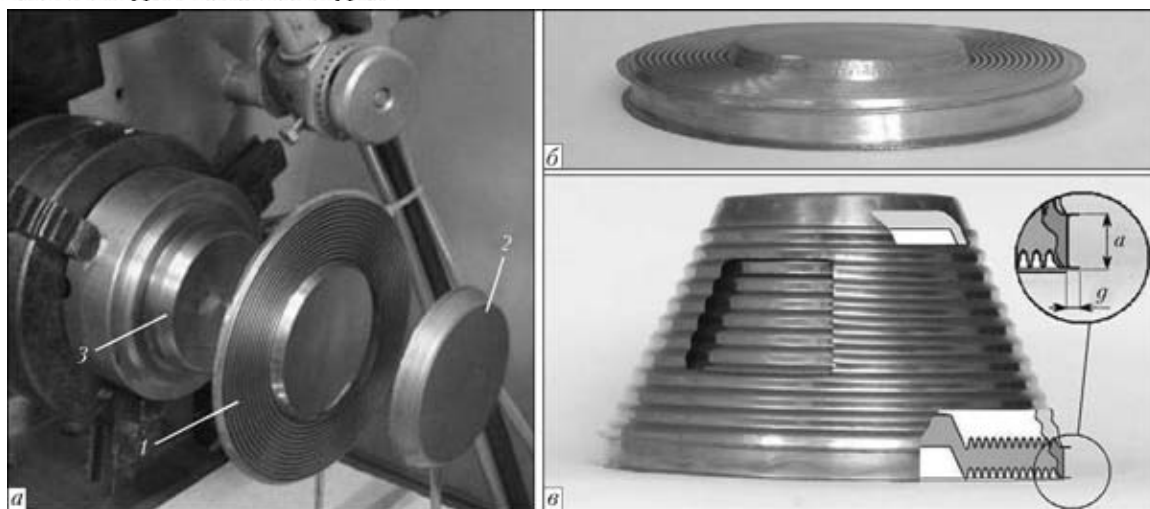


Рис. 3. Сборка исходных гофрированных дисков двухстенчатой конической оболочки (а) (1 — гофрированный диск; 2 — герметизирующее доньшко; 3 — профильная оправка), двухстенчатая КПО с радиусами оснований $R = 70$ мм, $r = 49$ мм и углом конусности $\alpha = 25^\circ$ в компактном (сложенном) состоянии (б) и та же конструкция в раскрытом состоянии (в); на разрезе справа показаны начальная и конечная фазы преобразования; a — высота шпангоута; g — ширина горизонтальных полок шпангоута

последующим контролем его падения в течение 60 мин.

При сборке гофрированных дисков на кольцевых несущих элементах (шпангоутах) требуется соблюдение соотношений их взаимных геометрических параметров на всех стадиях преобразования, которые обеспечивают свободное движение внутренней оболочки со сжатием воздуха в межстеночном пространстве (кессоне) до определенного давления, позволяющего в свою очередь произвести полное преобразование наружной оболочки к расчетным размерам. Ширина g горизонтальных полок шпангоута П-образной конфигурации (рис. 3, в) определяется технологией сварки по торцевым отгибам кольцевых контуров двух оболочек и находится в пределах $g = 40 \dots 50\Delta$, где Δ — толщина конструкционного материала оболочек; толщина стенки шпангоута рассчитывается с учетом действующих на конструкцию технологических и эксплуатационных нагрузок. Высота шпангоута a должна обеспечить возможность одновременного движения оболочек без касания любых точек их поверхностей.

Процесс раскрытия оболочек начинается с гофра максимального диаметра. Полученное экспериментальным путем значение избыточного давления, необходимое для полного раскрытия одинарной оболочки исследуемой конструкции, составляет 10^5 Па [4] и приблизительно соответствует значению нормального атмосферного давления. Таким образом, необходимым условием полного раскрытия наружной оболочки является двухкратное увеличение исходного давления воздуха P_1 в межстеночном кессоне при сближении оболочек на всех стадиях преобразования $P_2 = 2P_1$, следовательно, при изотермическом сжатии воздуха $V_2 = V_1/2$, где V_1 , V_2 — объемы кессона в началь-

ный момент раскрытия гофра внутренней оболочки и в начальный момент раскрытия соответствующего ему наружного гофра. Однако, как следует из условия сохранения изометричности S_1 и S_2 , на окончательной стадии трансформации объемы V_1 , V_2 и соответственно давления P_1 и P_2 равны, что означает невозможность полного раскрытия последнего гофра n_i с минимальным диаметром. Кроме того, требуемое соотношение $P_2 = 2P_1$ при формировании гофра n_1 с максимальным диаметром соответствует условию $l = a/2$, а для последующих гофров параметр l растет из-за изменения соотношения объемов преобразованного и непреобразованного участков межстеночного кессона, что может привести к механическому соприкосновению оболочек в области минимальных диаметров гофров, локальной потере устойчивости и искажению их поверхностей. Поэтому высота шпангоута a выбирается исходя из условия $a \geq k$, где k — глубина формирования гофра; максимальные значения a ограничены требованиями компактности конструкции и, следовательно, увеличения коэффициента ее трансформации.

На рис. 4, б представлена схема преобразования последнего гофра оболочек, имеющего минимальный диаметр. Межстеночное пространство V разделено на три условных объема, соотношения между которыми непрерывно изменяются в процессе раскрытия конструкции: V_K — ограниченного герметизирующими доньшками; V'_S и V_S — ограниченных соответственно преобразованными и непреобразованными участками боковых гофрированных поверхностей. При $l \approx a$ давление раскрытия гофра n_i $P_2 = P_1 V_1/V_2$ и $V_1/V_2 = 2$. Дальнейший процесс раскрытия наружного гофра с минимальным диаметром возможен лишь в том случае, если глубина k соответствующего ему

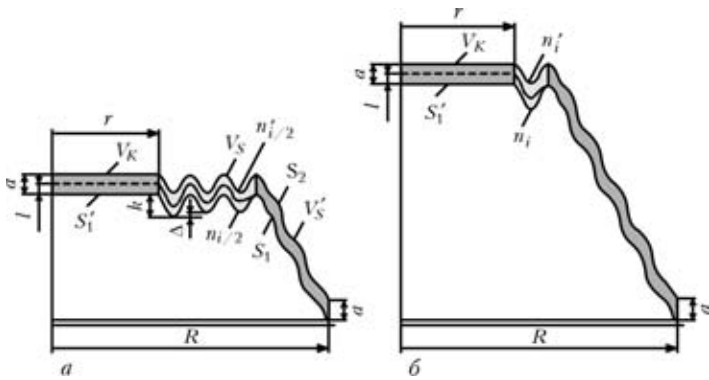


Рис. 4. Схема преобразования гофров двухстенчатой КПО со средним $n_{i/2}$ (а) и минимальным n_i (б) диаметрами

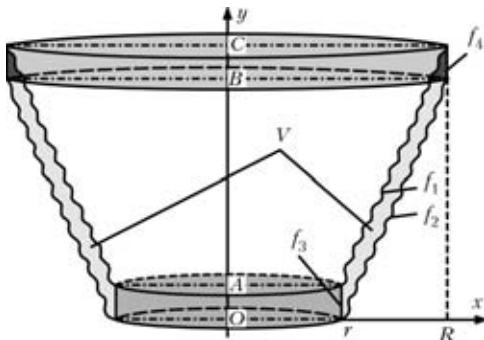


Рис. 5. Схема двухстенчатой КПО

внутреннего гофра принудительно увеличена на стадии формирования на $\tilde{\Delta} \leq a/2$. Очевидно, что после раскрытия гофра $n_{i/2}$ (рис. 4, а) преобразование недеформированной поверхности оболочки избыточным давлением возможно благодаря сжатию технологического кессона с объемом V_K , удовлетворяющим условию

$$V_K \geq V'_S \quad (1)$$

Следовательно, критерием полного раскрытия конструкции является соответствие этому же условию соотношения r/R при соблюдении изометричности оболочек на всех стадиях преобразования.

На рис. 5 представлена схема двухстенчатой КПО для определения соотношений условных объемов межстеночного пространства (V_1, V_2, V_3, V_4) исследуемой КПО, образованных вращением вокруг оси ординат профилей образующих f_1, f_2, f_3, f_4 . Объем межстеночного кессона V может быть выражен как $V_2 + V_4 - V_3 - V_1$, или с учетом равенства внутренних объемов преобразуемых оболочек $V = V_4 - V_3$. Конгруэнтность образующих исходных гофрированных оболочек в любом осевом сечении конструкции при расчетах объемов межстеночного кессона позволяет аппроксимировать их выражениями для цилиндрической поверхности.

Учитывая, что $OA = BC = a$, можно записать: $V = \pi a(R^2 - r^2)$. Так как условие (1) соответствует соотношению $\pi r^2 a \geq \pi a(R^2 - r^2)$, необходимое для полного раскрытия соотношение диаметров двухстенчатой КПО запишется как

$$r \geq \frac{R}{\sqrt{2}} \quad (2)$$

При объединении двухстенчатых КПО конического типа в единую структуру по соответствующим основаниям радиуса r и R может быть получена многоконусная КПО периодического профиля, способная раскрываться посекционно при создании избыточного давления во внутреннем объеме (рис. 6).

При этом сохраняются требования к конфигурации межстеночного пространства и соотношениям геометрических параметров, выраженным соотношениями (1), (2). Конструктивное решение, позволяющее герметично соединить между собой по малым радиусам наружные конические оболочки, обеспечив при этом возможность одновременного раскрытия связанных преобразуемых поверхностей, представлено на рис. 6, а, б. Герметичность и взаимная подвижность контуров K_1 и K_2 , образованных кромками радиальных отверстий в доньшках технологического

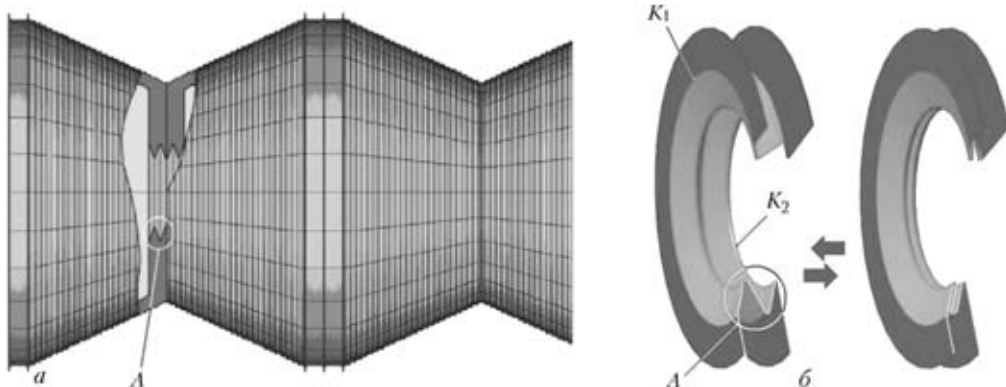


Рис. 6. Конструктивная схема многоконусной КПО периодического профиля (а) и компенсирующая кольцевая мембрана (б) в раскрытом и сложенном состоянии; K_1 и K_2 — радиальные контуры, связанные соответственно с внутренней и наружной преобразуемой оболочкой конструкции; А — складка компенсирующей кольцевой мембраны



кессона с объемом V_K (рис. 6, б) обеспечивается компенсирующей кольцевой мембраной со складкой, обратимо изменяющей угол раскрытия при преобразовании каждого последующего гофра двухстенчатой КПО. Радиусы контуров K_1 и K_2 (R_{K1} и R_{K2}) определяются конструктивными и технологическими соображениями, а соотношение (2) для многоконусной КПО приобретает вид

$$r_m = \sqrt{r^2 + R_K^2}, \text{ где } R_K = \frac{R_{K1} + R_{K2}}{2} \text{ — среднее значение радиуса складки кольцевой мембраны.}$$

Выводы

1. В исследуемом диапазоне геометрических параметров двухстенчатых КПО оптимальной является конструкция, в которой прямолинейные и кольцевые соединения с различными требованиями к прочности и пластичности сварных швов выполняются способами микроплазменной и лазерной сварки.

2. Исследованная технология создания неразъемных тонколистовых соединений из аустенитной нержавеющей стали позволяет обеспечить герметичность деформируемых оболочек как в процессе формоизменения, так и при обратном преобразовании с помощью избыточного давления.

3. Полное преобразование двухстенчатых КПО конического типа до проектного размера путем создания во внутренней полости избыточного давления возможно при соблюдении определенных

Transformable-shell structures (TSS) of a conical type are considered which are a unique development of PWI and have no foreign analogs. Technical solutions are proposed, which allow improvement of the reliability of shell TSS, as well as technological approaches to their realization. A brief description of the technology of producing permanent joints on sheets of austenitic stainless steel, capable of ensuring the leak-tightness of deformable shells, is given.

закономерностей геометрических параметров их внутренней и наружной оболочек. Необходимые соотношения рабочих объемов воздуха в межстеночном пространстве конструкции определяются относительными значениями радиусов ее оснований и не зависят от угла конусности боковых поверхностей при соблюдении условия их изометричности.

4. Конструкция, полученная герметичным соединением между собой двухстенчатых конических КПО, сохраняет функциональные свойства входящих в ее состав преобразуемых элементов. При этом изменение конфигурации межстеночных промежутков каждой двухстенчатой оболочки, связанное с необходимостью объединения внутреннего пространства конструкции в единый объем, должно сопровождаться соблюдением установленных зависимостей геометрических параметров на соединительных узлах.

1. *Космос: технологии, материаловедение, конструкции*. Сб. науч. тр. / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2000. — 528 с.
2. *Расчет и особенности технологии изготовления крупногабаритной сварной конструкции преобразуемого объема* / Б. Е. Патон, Л. М. Лобанов, В. Н. Самилов и др. // Автомат. сварка. — 2006. — № 7. — С. 3–12.
3. *Лазерная сварка тонколистовой нержавеющей стали* / В. Д. Шелягин, А. Г. Лукашенко, В. П. Гаращук и др. // Там же. — 2011. — № 4. — С. 45–49.
4. *Патон Б. Е., Лобанов Л. М., Волков В. С. Конструкции преобразуемого объема (Обзор)* // Там же. — 2011. — № 12. — С. 30–39.

Поступила в редакцию 22.05.2012

НОВАЯ КНИГА

М. О. Карпаш, І. В. Рибіцький, Т. Т. Котурбаш, О. Г. Бондаренко, О. М. Карпаш.
Акустичний контроль конструкцій та устаткування у нафтогазовій галузі.
— Вид-во ІФНТУНГ, 2012. — 420 с.

Монографія присвячена вирішенню важливого науково-технічного завдання — удосконалення методів і засобів акустичного контролю об'єктів підвищеної небезпеки, якими є бурове та нафтогазове устаткування, безпосередньо в умовах експлуатації. Авторами роботи успішно вирішена важлива науково-технічна проблема нафтогазової галузі — суттєве зменшення аварій та відмов нафтогазового устаткування й інструменту шляхом розроблення, впровадження нових методів і засобів виявлення на ранній стадії розвитку різних дефектів експлуатаційного походження методами неруйнівного контролю, у першу чергу акустичного.

Призначена для науковців — фахівців у галузі технічної діагностики і контролю конструкцій та устаткування, аспірантів, магістрів, студентів технічних спеціальностей.

*По вопросам приобретения обращаться
в редакцию журнала «Автоматическая сварка»*





ОСОБЕННОСТИ ИЗНОСА И КРИТЕРИИ РЕМОНТОПРИГОДНОСТИ БУРОВЫХ ДОЛОТ С АЛМАЗНО-ТВЕРДОСПЛАВНЫМИ РЕЗЦАМИ

Чл.-кор. НАН Украины **В. Ф. ХОРУНОВ**, **Б. В. СТЕФАНІВ**, канд. техн. наук,
О. М. САБАДАШ, **В. В. ВОРОНОВ**, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследованы степень износов и критерии ремонтпригодности буровых алмазных долот с алмазно-твердосплавными резцами. Проанализированы статистические данные отработки ресурса алмазных буровых долот разного сортамента.

Ключевые слова: проходка, механическая скорость, сверхтвердые материалы, алмазный слой, алмазно-твердосплавный резец (АТР), износостойкость, буровая скважина, поликристаллический алмазный резец (PDC)

Горные породы, слагающие разрез скважины, различны по составу и имеют различные свойства, в зависимости от которых их разрушают резанием, скалыванием, истиранием, дроблением. Характер разрушения зависит от твердости и пластичности горных пород, поэтому для бурения скважин применяют инструменты определенного типа. Основным инструментом для механического разрушения горных пород в процессе бурения скважины является долото. В современной практике применяют различные виды и типы долот.

Целью настоящей статьи являются исследования особенностей износа и критерии ремонтпригодности буровых долот с алмазно-твердосплавными резцами.

Объектами настоящего исследования являются инструменты вращательного способа бурения, такие, как долота, буры, различные коронки и бурильные головки, оснащенные алмазами, твердыми сплавами или алмазно-твердосплавными материалами в форме цилиндрических вставок. Бурильные долота и бурильные головки изготавливают из прочных и износостойких материалов, так как в процессе бурения на долото действуют осевые, в том числе ударные нагрузки, вращающий момент, а также давление и химическая активность промывочной жидкости.

При бурении рабочая поверхность вставок, изнашиваясь, изменяет первоначальную форму, что приводит к снижению технико-экономических показателей бурового инструмента. Аномальный износ и образование на рабочей поверхности долот кольцевых канавок приводит инструмент в непригодное состояние.

Износ рабочей поверхности бурового инструмента — сложный процесс, обусловленный многими факторами, в том числе свойствами инстру-

ментальных материалов и горных пород на забое скважины, качеством конструкции бурового инструмента, эффективностью очистки породоразрушающих элементов и промывки скважины.

В настоящее время накоплен значительный фактический материал относительно отработки ресурса долот с алмазно-твердосплавными резцами (АТР) и их ремонтпригодности. В Украине для бурения скважин по добычи нефти и газа в основном применяют буровые долота производства США, Китая, России и в меньшей степени Украины. Узким местом для бурения твердых и сверхтвердых пород буровых скважин является значительный износ отечественных долот и в какой-то мере зарубежных долот. Для увеличения срока службы необходимо производить ремонт этих дорогостоящих изделий. Однако в настоящее время в Украине ремонт и восстановление отечественных и зарубежных долот не проводится. Долота ведущих фирм «Reed Tools», «Smith Tools», «Hughes Christensen» и ВАТ «Волгабурмаш» (Россия), степень износа которых не превышает 30%, вывозятся за пределы страны для ремонта в США, Канаду и другие страны. Поэтому выявление особенностей износа и критериев ремонтпригодности отечественных и зарубежных долот является актуальной задачей, решение которой позволит увеличить ресурс долот и сэкономить значительные средства.

В ИЭС им. Е. О. Патона был проведен анализ особенностей износа АТР стальных и матричных буровых долот, бывших в использовании при бурении скважин в горных породах. За основу был взят метод описания износа долот, построенный по системе классификации, принятой Международной ассоциацией буровых подрядчиков (IADC) [1, 2], согласно которой для определения износа используют восемь параметров (табл. 1). В нашем случае для определения износа долот достаточно шести параметров, кроме 5-й и 8-й колонок данной таблицы.



Таблица 1. Классификация определения износа долот

Вооружение (режущая структура)				B	G	Примечания	
Внутренние ряды (I)	Внешние (наружные) ряды (O)	Характер износа (D)	Местоположение (L)	Уплотнение опоры (B)	Износ по диаметру (G) В 1/16	Другие типы износа (O)	Причина подъема из скважины (R)
1	2	3	4	5	6	7	8

Рассмотрим подробнее классификацию определения износа долот по табл. 1.

Износ внутренних и наружных рядов. Для описания износа режущей структуры используют 1, 2-ю колонки. В колонке 1 (I — внутренний ряд) ставится код износа той части режущей структуры, которая при работе долота на забое не касается стенок скважины. Как правило, внутренние ряды составляют 2/3 всей режущей структуры (рис. 1). Характеристика износа вооружения, расположенного на внутренних рядах, позволяет уменьшить количество вариантов износа и более детально определить его причину.

В колонке 2 (O — наружный ряд) ставится код износа режущей структуры долота, которая в процессе бурения непосредственно соприкасается со стенками скважины. Наружные ряды составляют 1/3 всей режущей структуры (рис. 1). Характеристика износа этой части вооружения помогает оценить правильность работы калибрующей части режущей структуры долота в скважине.

Для описания износа АТР или твердосплавных вставок применяют линейную шкалу в диапазоне от 0 до 8. Номер степени износа увеличивается с износом PDC-резца (рис. 2, а) и твердосплавных вставок (рис. 2, б).

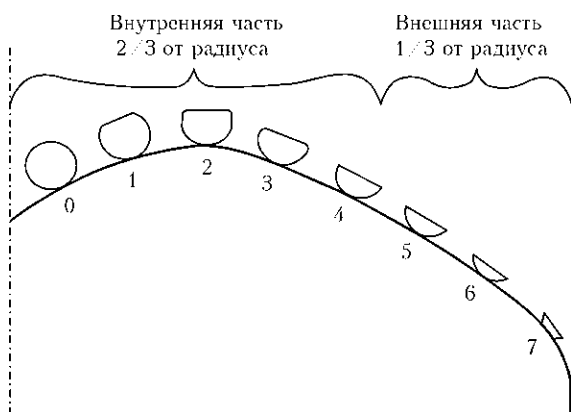


Рис. 1. Схема степени износа вооружения

Характеристики износа долота. В колонке 3 (D — характер износа) для указания основного (преобладающего) характера износа используют кодировку, приведенную в табл. 2.

В колонке 4 (L — местоположение) для указания места на поверхности долота, где произошел износ вооружения (рис. 3), используют буквенный или цифровой код. Коды, которые применяют для описания местоположения износа на буровых алмазных долотах, приведены на рис. 4.

Коды износостойкости цилиндрических АТР приведены на рис. 5.

Износ долота по диаметру. В колонке 6 (G — внешний диаметр) указывают износ долота по калибру. Для этого диаметр долота измеряют перед его спуском в скважину и при подъеме специальным калибровочным кольцом. Допуски наружного диаметра алмазных буровых долот по API представлены в табл. 3.

В колонке 7 (O — другие типы износа) для описания вторичной характеристики износа долота в дополнение к характеристикам износа вооружения, перечисленным в колонке 3, используют те же двухбуквенные коды, что и в табл. 2.

Применение долот нового поколения для добычи нефти и газа, оснащенных поликристалли-



Рис. 3. Местоположение вида износа на буровом долоте

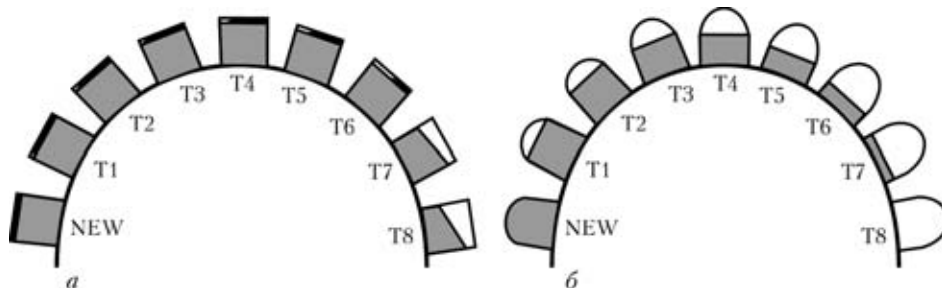


Рис. 2. Схема износа алмазно-твердосплавных резцов (а) и твердосплавных вставок (б): а: 0 — резец долота не изношен; 1–7 — резец изношен соответственно на 10, 15, 25, 30, 50, 70, 100 %; 8 — полная потеря вооружения; б: 0 — вставка долота не изношена; 2, 4, 6 — вставка изношена соответственно на 25, 50, 75 %

Таблица 2. Характер износа долот

BC	Слом части долота	LT	Потеря резцов
BT	Сломаны резцы	NO	Отсутствие износа
BU	Зашламованность долота	NR	Не пригодно для повторного спуска
CC	Образование трещин на долоте	OC	Эксцентрический износ
CD	Заклинивание долота	PB	Механическое повреждение долота при СПО
CI	Зацепление долота	PN	Закупорка насадки промыванием канала
CR	Кернение (износ вершины долота)	RG	Износ калибрующей части вооружения
CT	Скол резца	RO	Кольцевая выработка на долоте
ER	Эрозионный износ	RR	Долото пригодно для повторного спуска
FC	Плоский износ	SD	Повреждения козырька резца
HC	Термический нагрев резцов	SS	Эффект самозатачивания резцов
JD	Работа долота по металлу	TR	Образование гребней на долоте
LC	Потеря долота	WO	Размыв корпуса долота
LN	Потеря насадки	WT	Износ резцов

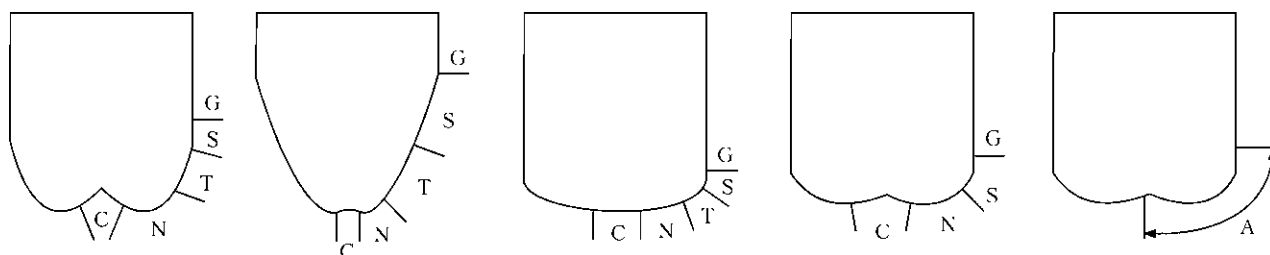


Рис. 4. Схемы и коды износа вооружения долот: N — режущая структура, расположенная ближе всего к вершине долота; M — средний ряд резцов долота, расположенный между рядами N и G; G — калибрующий ряд, режущая структура, находящаяся на калибрующей поверхности долота; A — все ряды (вся режущая структура долота); C — внутренняя конусная поверхность; T — наружная конусная поверхность; S — плечо

ческими алмазными резцами PDC (Polycrystalline Diamond Cutter) производства ведущих мировых марок (DDI, «Reed Hycalog», DPI, «Baker Hughes», «Smith International», «King Dream», «Security»), имеют существенные преимущества по сравнению с шарошечными долотами [3]: увеличение проходки на долото и механической скорости бурения в 4...5 раз; уменьшение количества спуско-подъемных операций; существенное снижение себестоимости метра проходки и стоимости одного часа работы буровой установки; высокую

износостойкость резцов; возможность эффективного повторного использования восстановленных долот без ухудшения эксплуатационных качеств вследствие отсутствия движущихся элементов; высокий моторесурс и др.

Основой восстановления эксплуатационных качеств буровых алмазных долот является замена PDC-резцов и восстановление поверхностного слоя матрицы. Выпайвание изношенных и пайка новых резцов с использованием серебряных припоев является основным технологическим процес-

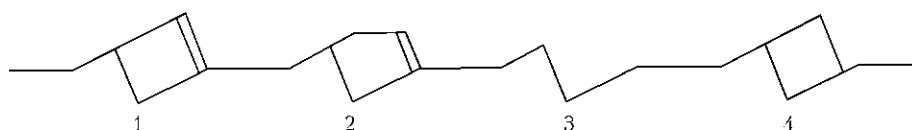


Рис. 5. Схема и коды износостойкости АТР: 1 — отсутствие износа; 2 — изношенные резцы (WT); 3 — потеря резца (LT); 4 — слом алмазной пластины (BF)

Таблица 3. Допуски наружного диаметра буровых долот

Номинальный наружный диаметр долота, мм	В дюймах	В миллиметрах
От 85,76 до 349,2 включительно	-0...+0,313(1/32)	-0...+0,794
От 355,6 до 444,5 включительно	-0...+0,625(1/16)	-0...+1,588
От 447,68 и более	-0...+0,938(3/32)	-0...+2,381

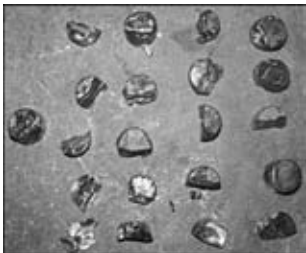
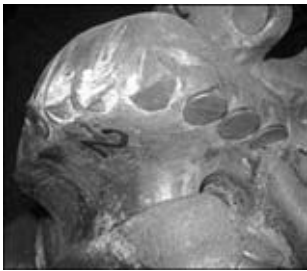


сом замены алмазно-твердосплавных резцов (PDC).

Масса фрезерованных, сварных и матричных долот, которая, как правило, мало отличается друг от друга, в зависимости от наружного диаметра (93...495 мм) она составляет от 5 до 200 кг. Конструкция лопастей, их количество, схемы размещения резцов в различных типах долот значительно отличаются, что также требует индивидуального подхода при выборе источников нагрева, его мощности и способа передачи тепловой энергии для обеспечения качественного восстановления каждого бурового долота.

Известно, что PDC-резцы долота изнашиваются неодинаково — наиболее изношенными являются центральные, а наименее периферийные, т. е.

Таблица 4. Характеристика износа матричного долота производства США (горные породы — песчаник серый, алевролит темно-серый, аргилит темно-серый)

Тип износа	Классификация данного износа согласно IADC	Пример износа
Износ режущих кромок PDC-резцов	SS — износ режущих кромок WT — общий износ	
Общий износ/разрушение PDC-резцов	WT — общий износ CT — сколотые резцы BT — сломанные резцы	
Местный износ покрытия и сердцевины корпуса с разрушением посадочных мест под PDC-резцы	RO — износ вооружения по окружности FC — плоский износ WO — размыв долота	
Общий износ корпуса долота	WO — размыв долота FC — плоский износ долота	

нагрузка на резцы долота распределяется статистически неопределенным образом. Таким образом, при внешнем осмотре долота необходимо составить дефектную ведомость для данного типа долота и определить количество и качество PDC-резцов для полной или частичной их замены.

При выборе источника нагрева для распайки PDC-резцов из гнезд лопастей долот необходимо учитывать температурную стойкость поликристаллического алмазного слоя, массу и количество лопастей долота, а также схему размещения резцов в долоте.

Проанализировав источники [4–10] тепловой энергии конструктивных типов (сварных, цельнофрезерованных, матричных) алмазных буровых долот и состояние их изношенности (не более

50 %), установлено, что объемные способы нагрева (в печи, солевой расплав) не соответствуют требованиям контроля температурно-временных режимов технологического процесса замены АТР. Наиболее рациональные способы выпайки PDC-резцов с точки зрения сохранения физико-химических свойств их алмазного слоя являются газопламенный и индукционный нагрев.

В результате проведенных исследовательских работ были установлены температурно-временные режимы выпайки PDC-резцов из буровых алмазных долот (сварочных стальных, с матричным корпусом и цельнофрезерованным стальным корпусом):

— для групповой (с целой лопастью) — наиболее приемлем индукционный нагрев с максимальной мощностью до 30 кВт;

— для выборочной (один или несколько) — нагрев одним или двумя газовыми горелками № 4 при максимальной мощности газовой смеси (кислород-пропан/бутан) до 10 кВт.

Особенности восстановления долот зависят от плотности и физико-химических свойств коррозионно-стойкого поверхностного слоя долот, а также влияния на температурно-временные режимы нагрева, устойчивости поликристаллического алмазного слоя и качества паяных соединений PDC резцов с матрицей долота.

Согласно данной классификации были определены степени износа буровых алмазных долот (сварочных стальных, с матричным корпусом и

цельнофрезерованным стальным корпусом), поставленных для ремонта в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. По результатам исследований были построены таблицы износа буровых долот в зависимости от физико-химических характеристик горных пород. В качестве примера приведены характеристики износа бурового матричного долота с АТР фирмы «Baker Hughes» производства США (табл. 4). Итоговая оценка износа данного долота согласно IADC: 3 7 RO T 0 I (CT, BT, WT, FC) PR — ремонту подлежит.

Выводы

1. Составлены таблицы особенностей износа долот и дефектов АТР и твердосплавных вставок согласно классификации IADC.

2. Определены критерии ремонтпригодности трех типов изношенных долот: стального сварного долота (Украина), долота с цельнофрезерованным стальным корпусом (Россия) и долота с матричным твердосплавным корпусом (США).

3. Основными видами износа PDC долот на месторождениях являются: износ резцов (17 %),

поломка резцов (30 %), скалывание резцов (31 %), выпадение резцов (3 %), отсутствие износа (19 %).

1. Коды износа алмазных долот. <http://vbs-service.ru>
2. Классификация долот по характеру износа. <http://vbs-service.ru>
3. Продаем PDC долота. Компания «ЮНИТУЛЗ» Рус. 02.03.2009. <http://www.unitools.ru>
4. Кортез А. Р. Сварка, резка, пайка металлов. — М.: ООО «Арфа СД», 1999. — 192 с.
5. Lindberg R. A., Braton N. R. Welding and other joining processes. Boston: Allyn and Bacon Inc., 1976. — 541 p. — (Welding and Other Joining Processes).
6. Сварка в машиностроении: Справ. 4 т. / Редкол. Г. Л. Николаев и др.; под ред. Н. А. Ольшанского. — М.: Машиностроение, 1978. — Т.1. — 504 с.
7. Глиزمانенко Д. Л., Евсеев Г. Б. Газовая сварка и резка металлов. — М.: Машгиз, 1954. — 512 с.
8. Николаев Г. И., Ольшанский Н. А. Специальные методы сварки. — М.: Машиностроение, 1974. — 232 с.
9. Богданов В. Н., Рыскин С. Е. Применение сквозного индукционного нагрева в промышленности. — М.; Л.: Машиностроение, 1965. — 96 с.
10. Справочник по пайке / Под ред. И. Е. Петрунина — 3-е изд. перераб. и доп. — М.: Машиностроение, 2007. — 480 с.

The degree of wear and criteria of repairability of diamond drill bits with diamond Ц hard alloy cutters (PDC) were investigated. Statistical data on service life of different types of diamond drill bits were analysed.

Поступила в редакцию 22.05.2012

НОВАЯ КНИГА

Современные технологии ремонта, восстановления и реновации. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2012. — 172 с. Мягкий переплет, 200×290 мм.

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

Сборник предназначен для научных сотрудников, инженеров, технологов, конструкторов и аспирантов, занимающихся проблемами сварки и других родственных технологий обработки материалов.

*По вопросам реализации просьба обращаться
в редакцию журнала Автоматическая сварка»*





ГАЗОТЕРМИЧЕСКОЕ НАПЫЛЕНИЕ ПОКРЫТИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НАСАДОК

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

Использование специальных насадок при газотермическом напылении уменьшает количество неуправляемых факторов, влияющих на процесс, повышает скорость истечения струи, снижает степень взаимодействия ее с окружающей атмосферой, уменьшает угол раскрытия. Приведены рекомендации для конструирования насадок, показана эффективность применения их при нанесении покрытий.

Ключевые слова: газотермическое напыление, покрытия, применение насадок, высокотемпературная газовая струя, распределение скорости, средняя температура области, напыляемые частицы, газодинамическое воздействие

Газотермическое нанесение (ГТН) покрытий относится к универсальной технологии, которая позволяет получать и применять покрытия из металлов, керамики, пластмасс и их композиций [1]. Такие возможности ГТН предопределили развитие процесса, создание большого количества напылительных устройств, разработку материалов для напыления, получение слоев со многими функциональными свойствами: от износостойких, антифрикционных, теплозащитных, электроизолирующих и прочих до покрытий с наноструктурами, с заданной пористостью, другими специальными свойствами [2–6].

При ГТН формирование покрытий происходит из отдельных частиц за счет их химической и физической активности, которая повышается в результате нагрева и ускорения. В таком активном состоянии частицы могут взаимодействовать с элементами напыляющей струи, окружающей газовой средой, подложкой. Благодаря активности напыляемого материала возможно его окисление, степень которого определяется многими факторами, в том числе способом напыления.

В случае применения обычной электродуговой металлизации окисление материала покрытия происходит при распылении проволок воздухом, при полете частиц и формировании покрытия [7]. С целью защиты от окисления, снижения кислорода в покрытии разработаны методы распыления проволок с применением инертных газов. Появились методы активированной (рис. 1), сверхзвуковой металлизации [8–11].

Применение защитной или восстановительной среды при электродуговой металлизации способствует повышению качества покрытий за счет снижения содержания оксидов, а при сверхзвуковой металлизации уменьшается время полета час-

тиц, снижается вероятность взаимодействия поверхности разогретых частиц с атмосферным кислородом, повышается плотность покрытий.

Высокоскоростное газопламенное и детонационное напыление характеризуются малым взаимодействием напыляемого материала с окружающей средой благодаря применению насадки в виде ствола и сверхзвуковой скорости напыляемых частиц. Однако использование для нагрева и разгона частиц продуктов сгорания горючих газов и кислорода создает условия для взаимодействия материала с кислородом напыляющей среды.

Для снижения степени окисления применяют избыток газа, создавая восстановительную среду, однако это не всегда возможно по технологическим соображениям.

При истечении плазменной высокотемпературной струи из плазматрона в неподвижную окружающую среду в результате термического сжатия дуги и струи в плазматроне возникает давление, которое при выходе из плазматрона превышает давление в окружающей среде. Это приводит к расширению струи, причем на самом срезе плазматрона ее расширение быстрее, чем на остальном участке, где разница давлений постепенно снижается [12]. Турбулентное перемешивание и вязкое трение напыляющей струи приводят к повышению содержания в ней окружающих газов, по-

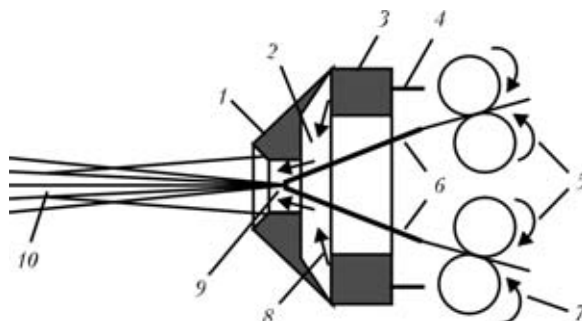


Рис. 1. Схема активированной электродуговой металлизации [8]: 1 — сопло; 2 — коллектор; 3 — камера сгорания; 4 — смесь воздуха с горючим газом; 5 — подающий механизм; 6 — направляющие; 7 — проволоки; 8 — распыляющий газ; 9 — дуга; 10 — струя

являются области с градиентом температуры и скорости в радиальном сечении струи. В формировании покрытия участвуют с разной степенью нагретые и ускоренные частицы из напыляемого материала, ожидаемых синтезируемых соединений или фаз, которые при этом могут неконтролируемо взаимодействовать с газами окружающей атмосферы. Такое взаимодействие можно отнести к неуправляемым факторам, влияющим на состав и свойства покрытий, которые получают при свободном истечении (затопленной) струи.

При наличии сопутствующего потока газа, как и в первом случае, степень расширения струи определяется разницей давлений в этих потоках. При незначительной разнице давлений в них степень перемешивания газовых сред уменьшается, образуется газовая защита основной струи. Создаваемый при подаче сопутствующего газа промежуточный слой не исключает возможности подмешивания в него окружающей атмосферы, но ограничивает или защищает напыляющую струю от взаимодействия с компонентами атмосферы.

При использовании насадки и сопутствующего защитного газа стремятся защитить насадку от проникновения в нее окружающей атмосферы и последующего перемешивания. При этом снижается риск образования областей с большим градиентом температуры, скорости. Как видно из рис. 2, применение насадки приводит к увеличению средней скорости потока, снижается градиент скорости и энтальпии по поперечному сечению струи в центре и на периферии.

Возможность взаимодействия напыляющей струи с окружающей средой определяет особенности нанесения покрытий при и без использования насадки. При этом учитываются не только свойства напыляющей струи, но и вид напыляемого материала. При напылении покрытий с использованием порошков они могут содержать частицы разных размеров, формы либо состоять из частиц с различной плотностью.

Как известно, силовое воздействие потока на частицу R определяется плотностью ρ , скоростью потока v , коэффициентом газодинамического (лобового) сопротивления C_d , эффективной площадью воздействия S_q :

$$R = C_d \rho v^2 / 2 S_q.$$

Коэффициент лобового сопротивления частицы зависит от ее формы. Для частиц некруглой формы Р. Бусройд [14] предложил использовать степень несферичности Φ , определяемую отношением площади поверхности сферы с объемом, равным объему частицы V_q , к площади поверхности частицы, увеличение которой вызывает возрастание коэффициента лобового сопротивления:

$$\Phi = \pi (6V_q/\pi)^{2/3} S_q^{-1}.$$

Для частиц чешуйчатой формы при различной ориентации, кроме изменения коэффициента лобового сопротивления, ускорения, могут возникать боковые составляющие от газодинамического воздействия струи на такие частицы, в результате чего часть их попадает на периферию струи. При применении затопленной струи это снижает степень нагрева таких частиц, влияет на их ускорение, предопределяет появление в структуре покрытия непрогретых частиц, что снижает качество покрытий. Если при напылении покрытий с использованием сферических порошков контроль над процессом обеспечивает незначительное отличие нагрева и ускорения частиц разных размеров, то при использовании частиц осколочной или чешуйчатой формы количество непрогретых или окисленных частиц неконтролируемо возрастает, ухудшается качество покрытий, снижается коэффициент использования материала.

Использование насадки и сопутствующего защитного газа ограничивает или предотвращает взаимодействие струи с окружающими газами, выравниваются температура и скорость струи по сечению, увеличивается протяженность высокотемпературной области. Это сказывается на степени нагрева, ускорении частиц, особенно частиц

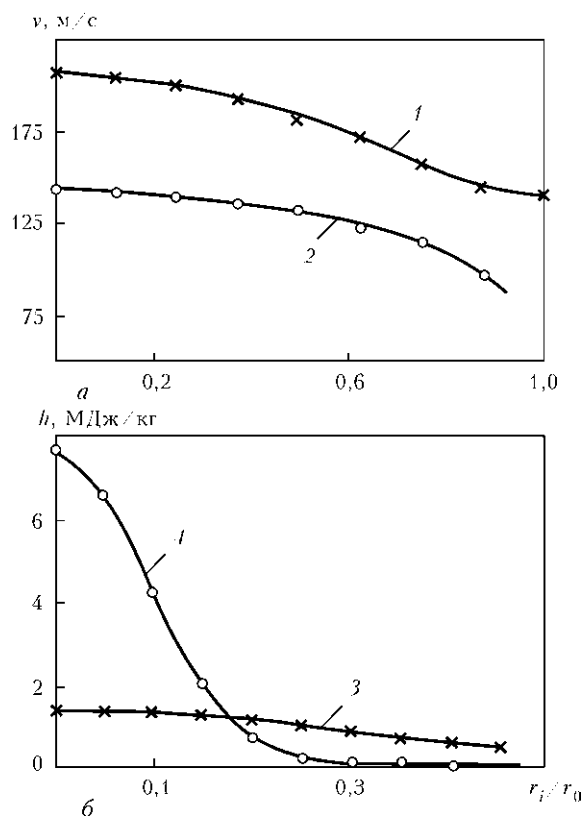


Рис. 2. Распределение скорости (а) и энтальпии (б) частиц по радиусу пятна напыления при использовании насадки (1, 3) и без нее (2, 4) [13]



Рис. 3. Вид плазменной струи при напылении металлического (а) и керамического (б) порошков

с большой разницей размеров, разной плотности или неправильной формы.

Отрицательный момент при оснащении насадки заключается в невозможности визуального контроля расход транспортирующего газа с порошком по форме напыляющей струи, возможности налипания напыляемого материала на боковую поверхность насадки с образованием «настыли», подсоса холодного воздуха внутрь насадки. Эти недостатки приводят к неудобству в работе, ухудшают технологичность процесса, ограничивают применение насадок в промышленности.

В работах [15, 16] приведены схемы существующих насадок. Рассмотрены конструкции, проведена классификация насадок по экономическим и технологическим показателям, проанализированы их особенности и эффективность защиты.

В работе [13] приведен вариант насадки с подачей защитного газа в ее нижней части и отсосом газа. Такое решение, а также использование «горячей внутренней стенки» понижает содержание кислорода в покрытии, позволяет повысить среднюю скорость и температуру напыляемых частиц.

В работе [17] приведена насадка, сконструированная для увеличения скорости истечения напыляющей струи и снижения подсоса окружающей атмосферы внутрь насадки. Как показал опыт эксплуатации, для обеспечения ее функций требуется большой расход (более $90 \text{ м}^3/\text{ч}$) периферийного газа.

В приведенных конструкциях насадок невозможно избежать как отложения напыляемого материала на боковых стенках насадок, так и подсоса окружающей атмосферы внутрь насадки.

Таким образом, в области конструирования защитных насадок отсутствуют критерии, определяющие оптимальность конструкций, ее способность обеспечивать повышение качества покрытий путем снижения уровня окисления материала, за счет отсутствия плохо прогретых частиц при

его формировании. В данной работе предпринята попытка разработать насадку, конструкция которой обеспечила бы качественное напыление покрытий без налипания напыляемого материала на внутреннюю стенку насадки при угле раскрытия, равном или меньшем углу раскрытия напыляющей затопленной струи, уменьшила или исключила наличие плохо прогретых частиц в покрытии, снизила бы содержание кислорода в покрытии. Кроме того, предполагалось повысить скорость истечения струи и скорость напыляемых частиц.

Для выбора формы насадки использовали опыт создания конструкций насадок [15, 16], а также закономерности истечения газовых струй, приведенные в работах по газовой динамике [18, 19]. С целью повышения скорости истечения газа внутренняя поверхность насадки должна представлять сужающийся и расширяющийся конус. В качестве сужающей может быть использована цилиндрическая поверхность с подачей сопутствующего газа, который при рабочих расходах образует клин при входе в конус. При этом может создаваться критическое сечение и обеспечиваться условие ускорения струи. Кроме того, полагаем, что при подаче сопутствующего газа будет формироваться пристеночный газовый слой и защищать внутреннюю поверхность насадки от налипания напыляемого материала, а наличие избыточного давления в слое будет препятствовать проникновению внутрь атмосферных газов.

Угол расширения конической части выбирали исходя из формы напыляющей струи, получаемой в случае напыления металлического и керамического порошков при свободном истечении плазменной струи. На рис. 3 показан вид напыляющей струи при использовании порошков ПТ-НА-01 (95Ni+5Al), фракцией +10–45 мкм и электрокорунда Al_2O_3 марки 15А со средним размером частиц 28 мкм. Угол раскрытия струи составлял 4 и 8° соответственно. Внутренний диаметр цилиндрической части равен 12...14, длина 15 мм. Для конической части насадки принят угол раскрытия, равный 6,5°. Ее минимальный внутренний диаметр выбран больше внутреннего диаметра цилиндрической части на 0,5 мм. При этом поперечные размеры конуса составляют значение, равное сумме диаметра струи в этом сечении и величины зазора 1...1,5 мм для подачи сопутствующего газа.

Длина насадки составляет 90 мм, что при обычно используемой дистанции напыления 100...140 мм дает возможность контролировать процесс и снижает риск взаимодействия струи с окружающей средой.

С целью образования равномерно распределенного пристеночного слоя сопутствующий газ подавался по кольцу благодаря выборке на сопле (рис. 4).

В одном из вариантов цилиндрическая часть была выполнена в виде электроизоляционной вставки, что исключало возможность дугообразования между катодом и насадкой. Однако при использовании плазмообразующей среды аргон или аргон—азот дугообразование не происходит.

При транспортировании мелкого или плохо сыпучего порошка из-за возможного образования «пробок» устанавливают повышенный расход транспортирующего газа. При выходе из подающего штуцера, диаметр канала которого значительно меньше внутреннего диаметра трубопровода-порошковода, скорость частиц достигает значения, при котором они могут пролетать центральную часть струи. Попадая в периферийную зону струи, частицы могут налипать на внутреннюю поверхность насадки или пролетать зону нагрева и не участвовать в формообразовании покрытия.

Для снижения скорости частиц порошка при подаче его в плазмотрон при повышенном расходе транспортирующего газа подающий поток предварительно разделили на два канала. Порошок по каналам вводили в плазмотрон через два штуцера [3], расположенных симметрично в одной плоскости с осью струи. Для повышения эффективности нагрева и предотвращения налипания частиц на внутренней поверхности сопла порошок подавали в точку пересечения оси струи и линии среза плазмотрона под углом $-6...-30^\circ$ навстречу основной струе. При напылении покрытий из смеси порошков, имеющих разную температуру плавления, например, из металла и керамики, применили раздельную подачу порошков в разные точки ввода. Место ввода порошка предварительно определяли, используя программу расчета траектории полета и температуры частиц.

По компьютерной модели процесса плазменного напыления, проведенного с помощью системы CASPSP [20], предварительно выбраны условия подачи металлического (Ni) и керамического (Al_2O_3) порошков.

При вводе металлической частицы под углом $-6...-30^\circ$ и керамической частицы под углом -30° при расходе транспортирующего газа $0,12...0,18 \text{ м}^3/\text{ч}$ траектория частиц располагалась в центральной области струи, что соответствовало условию их нагрева от твердого состояния до состояния расплава. При этом расплавление частиц происходит на расстоянии около 20 мм от среза сопла.

Для получения покрытий, содержащих металлическую и керамическую составляющие, применяли двойную систему подачи для керамического и металлического порошков, которая содержала два питателя и два канала с двумя вводами. Это поз-

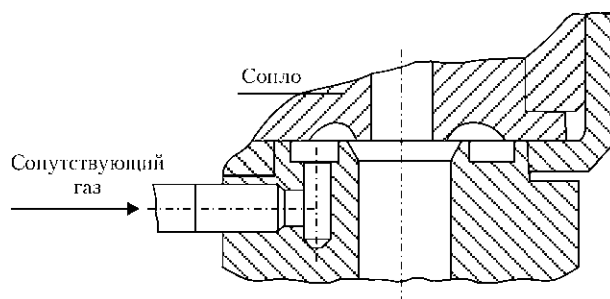


Рис. 4. Схема подачи сопутствующего газа в насадку

воляло наносить покрытия из металлов, керамики и их композиций, получать градиентные покрытия с содержанием компонентов от 0 до 100 %.

Проверка внутренней поверхности насадки показала, что налипание напыляемого материала на боковой стенке не наблюдается. При этом общий расход транспортирующего газа составлял $0,168...0,270 \text{ м}^3/\text{ч}$, что в два раза превышает его значение при напылении без насадки с одним штуцером. Расход сопутствующего газа составлял $0,28...0,30 \text{ м}^3/\text{ч}$.

Налипание части порошка на внутренней стенке насадки происходит при расходе сопутствующего газа менее $0,18 \text{ м}^3/\text{ч}$, при расходе транспортирующего газа менее $0,12 \text{ м}^3/\text{ч}$ или более $0,36 \text{ м}^3/\text{ч}$ и наблюдается в месте сужения, где цилиндрическая часть насадки переходит в коническую (рис. 5).

Можно предположить, что причиной налипания является попадание части напыляемого материала на периферию струи, где их приобретенная скорость и температура частиц достаточны для образования отложения на преграде (сужении). Это подтверждается полурасплавленным, рыхлым состоянием материала отложения. При этом покрытие, напыленное на образец, плотное, имеет мало дефектов на границе с подложкой.

Увеличение расхода сопутствующего газа более $0,48...0,60 \text{ м}^3/\text{ч}$ ведет к «захолаживанию» струи, что увеличивает количество «холодных» частиц и снижает коэффициент использования материала.

На рис. 6 приведен вид пятна напыления без и с использованием насадки. Пятно напыления

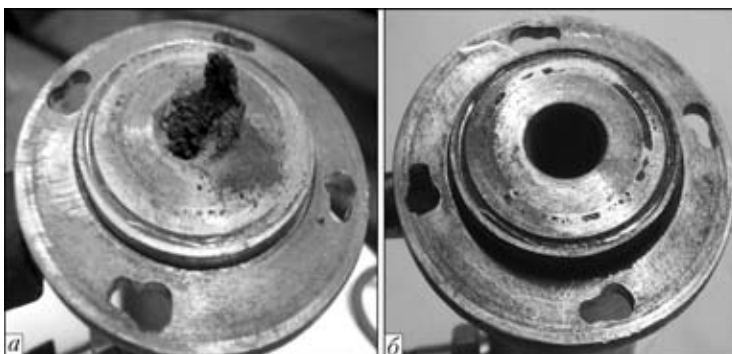


Рис. 5. Вид нижней части насадки после напыления с расходом транспортирующего газа $0,36$ (а) и $0,264$ (б) $\text{м}^3/\text{ч}$

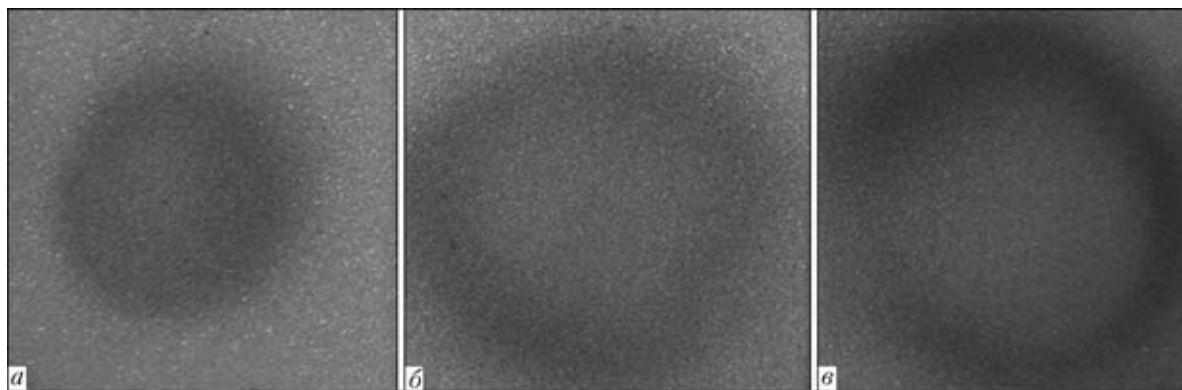


Рис. 6. Пятно напыления при нанесении покрытия с использованием насадки (а), цилиндрической части насадки (б) и без нее (в)

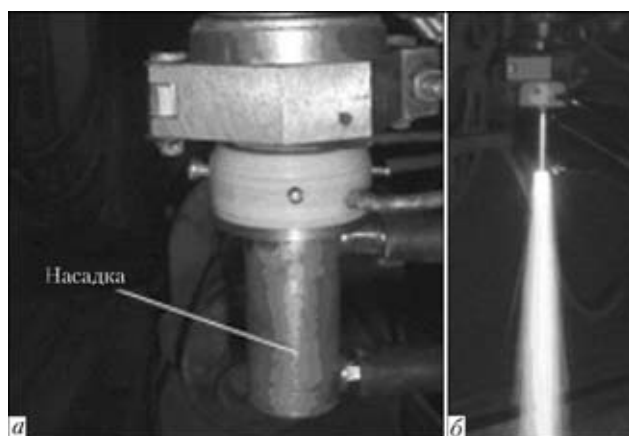


Рис. 7. Вид насадки (а) и напыляющей струи (б) при использовании порошка ПТ-НА-01

без насадки при том же материале и дистанции напыления в 1,5...2 раза больше, чем при напылении с насадкой. Это свидетельствует о снижении угла напыления при использовании насадки. Кроме разницы размеров пятна напыления, покрытия характеризуются степенью взаимодействия его материала с внешней средой.

В пятне напыления, полученном без использования защитной насадки, видны следы окисления порошка по периферии пятна. Покрытия, полученные с применением насадки, не имеют видимых мест окисления. Это подтверждает отсутствие окислительной среды внутри насадки и отсутствие подсоса воздуха.

При напылении металлического порошка, например, ПТ-НА-01 с размерами частиц 10...45 мкм, имеющих круглую форму, напыляющая струя имеет форму конуса с углом, близким углу внутренней поверхности насадки на длине более 250 мм от торца насадки (рис. 7). Конус струи при напылении покрытия из порошка оксида алюминия средней фракции 28 мкм осколочной формы сохраняет свою конфигурацию на длине 50...60 мм от среза насадки, после чего угол расширения увеличивается на 12° и более.

Закключение

При конструировании насадок для увеличения скорости истечения струи рекомендуется внутреннюю поверхность выполнять в виде расширяющегося конуса с углом до 8°.

Угол раскрытия напыляющей струи определяется формой и размерами внутренней поверхности насадки, плотностью материала напыляемого порошка, размером и формой его частиц. При напылении металлических порошков с округлой формой частиц угол составляет 4...6° и сохраняется на длине 250 мм и более. Для керамических порошков, имеющих частицы осколочной формы, угол раскрытия увеличивается до 8°. При этом после выхода струи из насадки увеличивается угол ее раскрытия и при дистанции напыления более 120 мм он составляет 12° и более.

Для исключения подсоса окружающей среды внутрь насадки и исключения взаимодействия со струей внутренняя геометрия насадки должна приближаться к форме и размерам затопленной струи, полученной при напылении сферических порошков, рекомендуется применение сопутствующего защитного газа и создание в насадке избыточного давления. Налипание напыляемого материала на внутреннюю стенку насадки определяется соотношением расходов сопутствующего и транспортирующего газов. Для насадки с углом раскрытия около 6° расход сопутствующего газа должен составлять не менее 0,28 м³/ч.

1. Кречман Э. Напыление металлов, керамики и пластмасс. — М.: Машиностроение, 1966. — 432 с.
2. Хасуй А. Техника напыления. — М.: Машиностроение, 1967. — 288 с.
3. Кудинов В. В. Плазменные покрытия. — М.: Наука, 1977. — 184 с.
4. Цветков Ю. В., Панфилов С. А. Низкотемпературная плазма в процессах восстановления. — М.: Наука, 1980. — 360 с.
5. Калина В. И. Физика, химия и механика формирования покрытий, упрочненных наноразмерными фазами // Физ. и химия обработки материалов. — 2005. — № 4. — С. 46–57.
6. Suzuki M., Sodeoka S., Inoue T. Study on alumina-based nanocomposite coating prepared by plasma spray // Proc. of the Intern. thermal spray conf., Ohio, USA, May 5–8, 2003.

7. Коробов Ю.С., Бороненков В.Н. Кинетика взаимодействия напыляемого металла с кислородом при электродуговой металллизации // Свароч. пр-во. — 2003. — № 7. — С. 30–36.
8. Дорожкин Н. Н., Барановский В. Е., Елистратов А. П. Активированный электродуговой металлizations процесс // Вести АН БССР. Сер. Физика и техника. — 1983. — № 3. — С. 73–78.
9. Verstak A., Baranovski V. HVAf arc spraying // Proc. of the Intern. thermal spray conf., Osaka, Japan, 10–12 May, 2004.
10. Карп И. Н., Петров С. В., Рудой А. П. Электродуговая металллизация в высокоскоростном потоке продуктов сгорания метана // Автомат. сварка. — 1991. — № 1. — С. 62–65.
11. Бурякин В. Совершенствование оборудования для газотермического напыления // Свароч. пр-во. — 2004. — № 5. — С. 30–35.
12. Физика и техника низкотемпературной струи / С. В. Дресвин, А. В. Донской, В. М. Голдфарб, В. С. Клубникин. — М.: Атомиздат, 1972. — 352 с.
13. Анализ распределения скоростей и удельной энтальпии частиц по радиусу пятна напыления при использовании конической насадки / В. В. Кудинов, В. И. Калита, Д. Н. Комлев, О. Г. Коптева // Физ. и химия обработки материалов. — 1992. — № 5. — С. 82–85.
14. Бусройд Р. Течение газа со взвешенными частицами. — М.: Мир, 1975. — 378 с.
15. Линник В. А., Пекшеев П. Ю. Современная техника газотермического нанесения покрытий. — М.: Машиностроение, 1985. — 127 с.
16. Кудинов В. В., Косолапов А. Н., Пекшеев П. Ю. Насадки для создания местной защиты при плазменном напылении // Изв. СО АН СССР. Сер. техн. наук. — 1967. — 21, вып. 6. — С. 69–75.
17. Оптимизация параметров и условий применения газодинамических насадок при газотермическом напылении / Ю. С. Борисов, В. Н. Коржик, А. В. Чернышов, А. П. Мурашов // Автомат. сварка. — 1991. — № 8. — С. 67–70.
18. Повх И. Л. Аэродинамический эксперимент в машиностроении. — Л.: Машиностроение, 1974. — 479 с.
19. Абрамович Г. Н. Прикладная газовая динамика. — М.: Наука, 1969. — 824 с.
20. Компьютерное моделирование процесса плазменного напыления / Ю. С. Борисов, И. В. Кривцун, А. Ф. Музыченко и др. // Автомат. сварка. — 2000. — № 12. — С. 42–51.

Application of special tips at thermal spraying reduces the number of uncontrolled factors, influencing the process, increases the speed of jet outflowing, lowers the degree of its interaction with the ambient atmosphere, and reduces the opening angle. The paper gives recommendations for designing the tips, and shows their effectiveness at coating deposition.

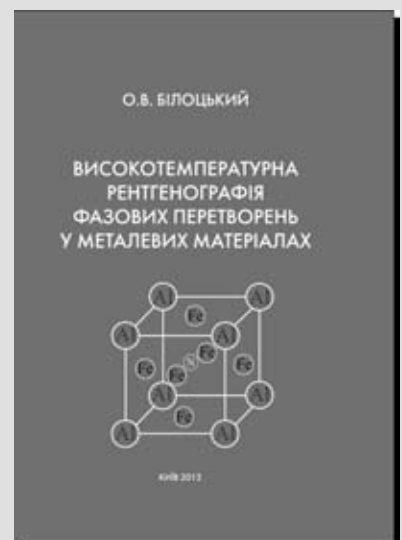
Поступила в редакцию 07.05.2012

НОВАЯ КНИГА

О. В. Білоцький. Високотемпературна рентгенографія фазових перетворень у металевих матеріалах. — К.: Міжнародна асоціація «Зварювання», 2012. — 222 с. — Укр. яз.

В монографії на основі системних досліджень изложены впервые разработанные методические основы и результаты особенностей кинетики фазових превращень в лучах высокотемпературної рентгенографії металевих матеріалів. Кинематографические съемки осуществлены на оригинальных конструкциях рентгеновского оборудования. Это обеспечило возможность регистрации полиморфных превращений, диффузионных процессов и изучения температурно-временных условий последовательности образования и распада твердых растворов и химических соединений. Показана доминирующая роль и значение изменений химического состава и физического состояния фазовых составляющих сплавов во время термической и химико-термической обработки как средства управления их структурой и свойствами.

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



По вопросам реализации просьба обращаться
в редакцию журнала «Автоматическая сварка»



УПРАВЛЕНИЕ ФОРМИРОВАНИЕМ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ЭШС (Обзор)

И. В. ПРОТOKОВИЛОВ, канд. техн. наук, **В. Б. ПОРОХОНЬКО**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены некоторые технологические приемы и методы воздействия на процесс электрошлаковой сварки (ЭШС), направленные на оптимизацию структуры металла шва и зоны термического влияния. Показано, что эффективным инструментом управления кристаллизацией металла при сварке являются внешние магнитные поля, позволяющие осуществлять силовое воздействие на сварочную ванну бесконтактным способом. Рассмотрены наиболее технологичные схемы электромагнитного управления процессом электрошлаковой сварки, обеспечивающие гомогенизацию и измельчение структуры металла шва.

Ключевые слова: электрошлаковая сварка, кристаллизация, макроструктура, сварной шов, электромагнитное воздействие, гидродинамика, магнитное поле

Электрошлаковая сварка (ЭШС) является эффективным способом соединения толстостенных изделий из сплавов на основе железа, титана, алюминия меди и других металлов. Одним из главных преимуществ ЭШС является ее высокая производительность и возможность соединения за один проход металла толщиной от 30 мм до нескольких метров без разделки кромок [1–5].

Однако несмотря на очевидные достоинства ЭШС зачастую ограничена в практическом применении из-за неблагоприятного влияния термического цикла сварки и гидродинамических процессов в сварочной ванне на формирование структуры металла шва и околошовной зоны. Указанные особенности ЭШС могут приводить к формированию грубой крупнозернистой структуры металла шва, охрупчиванию зоны термического влияния (ЗТВ) и негативно влиять на свойства сварных соединений.

Термическая обработка сварных соединений, как правило, устраняет неоднородность структуры и механических свойств различных участков сварного соединения, однако существенно усложняет и удорожает процесс ЭШС. Кроме того, она часто неприемлема для особо крупных изделий. В целях уменьшения перегрева металла в процессе сварки используют различные приемы, в ряде случаев позволяющие обеспечить требуемые свойства сварных соединений без последующей термической обработки. Однако снижение степени перегрева металла шва и ЗТВ было и остается одной из ключевых проблем технологии ЭШС [6].

В связи с изложенным актуальной задачей ЭШС является разработка технологических приемов и методов воздействия на процесс сварки, направленных на повышение структурной однородности металла шва и снижение негативного влияния термического цикла сварки на металл ЗТВ (рис. 1). Такие методы воздействия основаны на введении в сварочную ванну различных модификаторов и присадок [3, 7], использовании до-

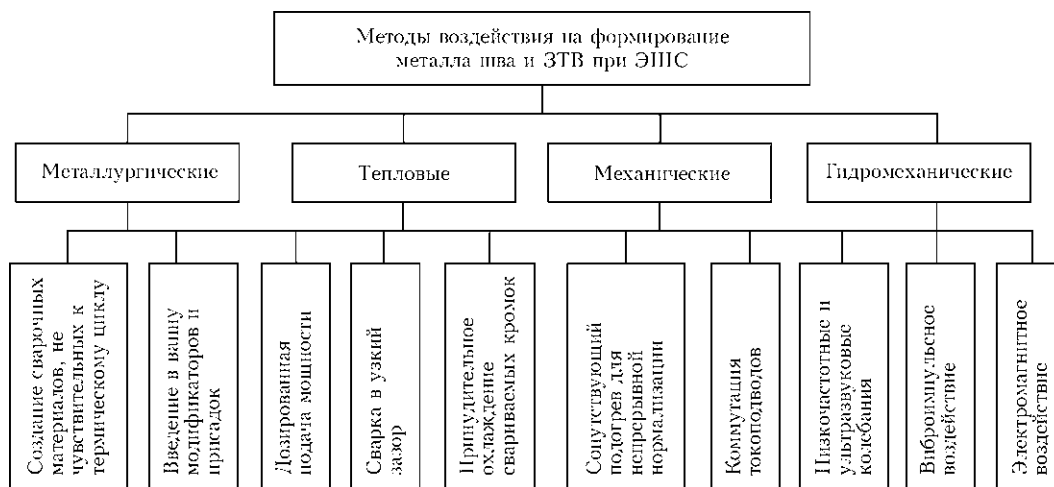


Рис. 1. Схема технологических приемов и методов воздействия на формирование металла шва и ЗТВ при ЭШС

полнительной проволоки без электрического потенциала на ней [8], применении принудительного охлаждения металла шва и ЗТВ [9], дозированной подачи мощности в зону сварки [10], увеличении сухого вылета электрода [11], сопутствующем подогреве металла шва и ЗТВ для местной непрерывной нормализации [3], введении ультразвуковых и механических колебаний [12], воздействии внешними магнитными полями [13, 14] и других принципах.

Металлургические методы повышения эффективности ЭШС направлены на создание новых сварочных материалов со специальными прочностными и теплофизическими свойствами, не чувствительных к термическому циклу сварки. Используют также введение в сварочную ванну различных модификаторов и присадок. Такие методы достаточно эффективны для управления свойствами металла шва, однако слабо влияют на металл ЗТВ. Кроме того, изменение химического состава металла шва по отношению к основному металлу зачастую является недопустимым.

Одним из методов, снижающим погонную энергию сварки и сужающим ЗТВ, является сварка в узкий зазор [15]. Этот способ сварки характеризуется уменьшением объема шлаковой ванны, присадочного материала и увеличением скорости сварки. Техника сварки в узкий зазор схожа со стандартным процессом ЭШС, однако требует применения дополнительных мер, направленных на предотвращение короткого замыкания электродов на свариваемые кромки и гарантированное проплавление основного металла.

В работе [15] представлены результаты исследований по разработке усовершенствованной технологии ЭШС в узкий зазор применительно к задачам мостостроения. Новая технология отличается снижением до 19 ± 1 мм сварочного зазора и применением специально разработанных плавящегося мундштука с электроизоляторами, никель-молибденовой электродной проволоки и нейтрального флюса. Режимы предложенного процесса и традиционной ЭШС стальных плит толщиной 50 мм приведены в табл. 1.

Отмечается, что новый процесс характеризуется высокой производительностью, обеспечивает улучшенные усталостные характеристики и ударную вязкость металла шва и ЗТВ. Указанные эффекты достигаются за счет снижения тепловложения, оптимизации формы металлической ванны, применения сварочной проволоки, улучшающей микроструктуру металла. В результате достигается высокое качество соединений без дополнительной термообработки.

На основании проведенных всесторонних исследований свойств соединений, полученных сваркой в узкий зазор, депар-

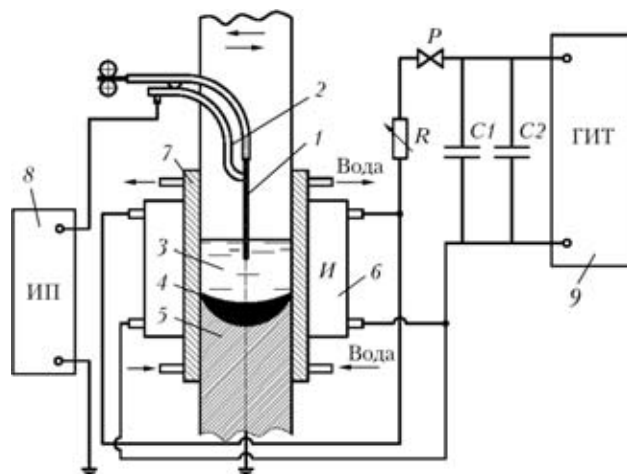


Рис. 2. Схема ЭШС с сопутствующей электроразрядной обработкой [12]: 1 — электрод; 2 — токоподвод; 3 — шлаковая ванна; 4 — металлическая ванна; 5 — сварной шов; 6 — индуктор; 7 — формирующие планки; 8 — источник питания; 9 — генератор импульсных токов; P — высоковольтный разрядник; C1, C2 — батареи высоковольтных конденсаторов; R — балластный реостат

тамент транспорта США выпустил меморандум о снятии моратория на использование ЭШС в мостостроении [16].

С целью управления кристаллизацией металла шва предложен метод виброимпульсного воздействия на сварочную ванну [12]. Суть данного метода заключается в следующем (рис. 2): с помощью генератора импульсных токов и батареи конденсаторов формируются импульсы электрического тока, которые через высоковольтный разрядник подаются на одновитковые индукторы, расположенные на медных формирующих ползунах, с противоположных сторон свариваемых изделий. При электродинамическом взаимодействии между индуктором и ползунами рабочие стенки последних передают расплавленному металлу жесткие механические удары, которые вызывают в нем периодическое появление гидродинамических волн. Интенсивные колебания жидкой фазы относительно твердой снижают градиент температуры на границе раздела фаз, приостанавливают рост кристаллов, нарушают периодичность и направленность дендритной кристаллизации.

Механизм виброимпульсного воздействия на металл ЗТВ авторы объясняют следующим образом. Расплавленный металл как жидкость сжи-

Таблица 1. Режимы ЭШС плит толщиной 50 мм [15]

Способ сварки	Сварочный зазор, мм	Сила тока, А	Напряжение, В	Скорость сварки, мм/мин	Тепловложение, кДж/мм
ЭШС					
традиционная	32 ± 2	600 ± 100	39 ± 1	28	50
в узкий зазор	19 ± 1	1000 ± 100	$35 \pm 0,5$	55	37

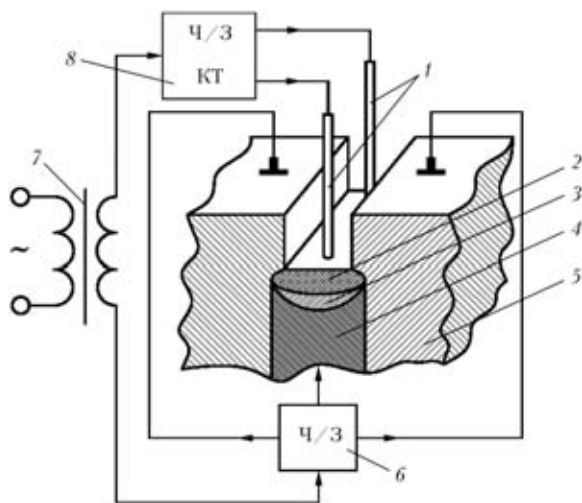


Рис. 3. Схема скоростной ЭШС [17]: 1 — электроды; 2 — шлаковая ванна; 3 — металлическая ванна; 4 — сварной шов; 5 — изделие; 6 — трехканальный преобразователь тока; 7 — источник питания; 8 — двухканальный коммутатор тока

мается плохо, вследствие чего при распространении ударной волны он ударяется о кромки основного металла, что приводит к измельчению структуры металла ЗТВ. Линия сплавления утрачивает четкие очертания и становится размытой.

Очевидно, что в данном случае, помимо механического воздействия на сварочную ванну, передаваемого ползунами, имеет место и воздействие электромагнитными силами, возникающими в результате взаимодействия импульсов магнитного поля, с электрическим током сварки.

На примере ЭШС сталей марок ВСтЗсп, 09Г2, 12Х18Н10Т с виброимпульсным воздействием показана возможность измельчения структуры металла шва, повышения стойкости сварных соединений против хрупких разрушений и коррозионной стойкости.

В работе [17] представлен способ скоростной ЭШС толстолистовых сталей типа 22К, 16ГНМА, 16ГС и других без последующей нормализации сварных соединений. Сущность способа заключается в принудительном изменении с заданной

частотой места подведения электрического тока к электродам и свариваемым кромкам (рис. 3). Коммутация токоподводов в процессе сварки приводит к перераспределению линий прохождения электрического тока в сварочной ванне. При этом резко меняется характер движения расплава шлак–металл и соответственно баланс температур в ванне. Большая часть энергии идет на плавление электродов, меньшая — передается основному металлу. Все это повышает скорость плавления электродов в 3...4 раза и снижает до минимума степень отвода тепла в стенки основного металла. Отмечается, что удельная погонная энергия процесса составляет 25...50 кДж/см², что в 4...5 раза меньше, чем при обычной ЭШС (104...208 кДж/см²). При этом термический цикл сварки становится близким к циклу дуговой сварки под флюсом.

Исследования сварных соединений толстолистовых сталей типа 22К, 16ГНМА, 16ГС и других, выполненных с применением разработанного процесса скоростной ЭШС, показали улучшение макроструктуры и механических свойств металла шва и ЗТВ, что исключает последующую высокотемпературную термообработку сварных соединений.

В работе [14] исследованы методы воздействия на электрошлаковый процесс с использованием внешних (реверсивных) магнитных полей. Отмечено, что для условий ЭШС электромагнитное перемешивание расплава ванны можно осуществлять с помощью магнитных полей, созданных соленоидом, размещенным на стержневом электроде, электромагнитами, которые расположены на ползунах, или сварочным кабелем, пропущенным через зазор.

Показано, что наиболее рациональной схемой электромагнитного воздействия при ЭШС является применение электромагнитов с одностержневым сердечником, смонтированных на формирующих устройствах (рис. 4). В данном случае магнитное поле пронизывает весь расплав сварочной ванны и влияет на изменение теплового состояния металла и шлака.

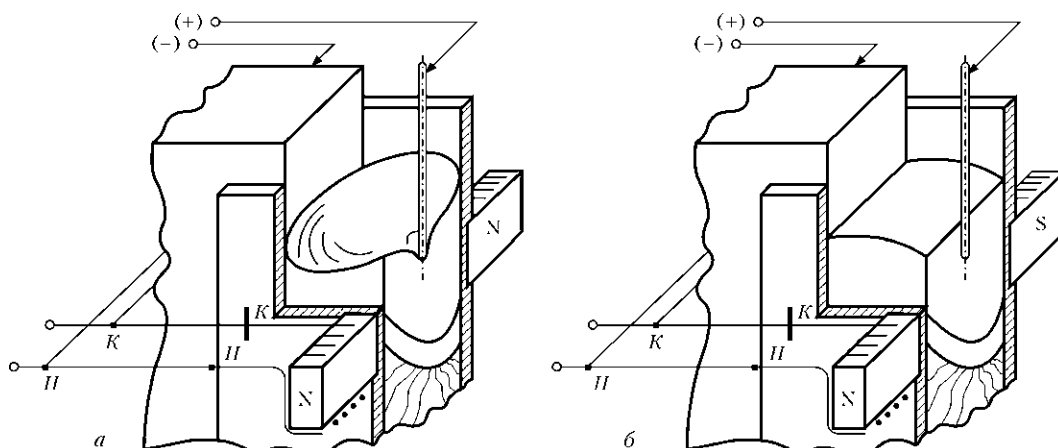


Рис. 4. Схемы ЭШС с электромагнитами, смонтированными на формирующих устройствах, при согласном (а) и встречном (б) подключении обмоток (Н, К — начало и конец обмоток) [14]

Исследования выполняли с использованием углеродистых и аустенитных сталей толщиной $\delta = 20 \dots 60$ мм в реверсируемом магнитном поле индукцией $B = 5 \dots 45$ мТл с интервалом реверсирования $t_p = 0,08 \dots 0,32$ с.

Были разработаны режимы сварки, включая магнитную индукцию и время реверсирования, обеспечивающие протекание электрошлакового процесса без нарушения его устойчивости. Установлено, что реверсируемое магнитное поле допускает большее предельное значение индукции по сравнению с одноподключенным полем.

Отмечается, что нарушению стабильности процесса способствует образование под действием одноподключенного магнитного поля параболоида вращения, у вершины которого обнажается металлическая ванна, что приводит к возникновению дуговых разрядов между торцом электрода и поверхностью металлической ванны.

Рекомендуемые параметры магнитного поля и сварочного процесса для стали 12Х18Н10Т приведены в табл. 2.

Металлографический анализ сварных соединений показал, что структура швов, полученных в обычных условиях сварки, существенно отличается от структуры швов, выполненных с использованием электромагнитного поля. Общим их признаком является меньший поперечный размер кристаллитов. Структурный анализ швов стали 09Г2С показал как изменение формы угла наклона кристаллитов, так и уменьшение их поперечного сечения.

При оценке свойств металла шва в качестве основного критерия принимали ударную вязкость, которую определяли для различных температур в зависимости от класса стали. Анализ полученных данных позволил выделить диапазон параметров управляющего магнитного поля, в котором возможно повышение ударной вязкости металла шва в два-три раза и получение ее значений на уровне, достигаемом в шве в результате высокотемпературной обработки.

Таблица 2. Рекомендуемые параметры ЭШС стали 12Х18Н10Т [14]

Сварочная проволока	Толщина металла, мм	Режимы сварки и управляющего магнитного поля			
		$I_{св}, A$	$U_{св}, B$	$B, мТл$	$t_p, с$
Св-06Х19Н9Т	23...35	550...600	Не более 55	18...20	0,32
Св-06Х19Н10МЗТ	23...35			18...20	0,32
Св-06Х19Н10МЗТ	23...35			25...35	0,08
Св-06Х19Н9Т	35...45			25...35	0,32
Св-05Х19Н10ФЗС2	45...60			35...45	0,32

В работе [13] обобщен материал по управлению гидродинамической обстановкой в металлической и шлаковой ваннах с помощью собственных и внешних магнитных полей. Показано решающее влияние электромагнитных сил на гидродинамику сварочной ванны, формирование структуры металла шва и свойства сварных соединений. На основании проведенных фундаментальных и прикладных исследований предложены методы электромагнитного воздействия при ЭШС, базируемые на создании в ванне электро-вихревых течений или вибрации расплава, с использованием продольных и поперечных магнитных полей (рис. 5).

Воздействие продольным магнитным полем (рис. 5, а) позволяет эффективно управлять формированием и отрывом капель электродного металла. Однако недостатком данного метода является сложность создания в ванне продольного поля достаточной индукции, что ограничивает его применение для управления структурой металла. Более эффективным для этих целей является использование поперечных магнитных полей (рис. 5, б, в).

Схема сварки, представленная на рис. 5, б, применяется при сварке компактными швами. В данном случае катушки электромагнита смонтированы на свариваемых деталях, одновременно выполняющих функции магнитопроводов, благодаря чему удается достичь высоких значений индукции

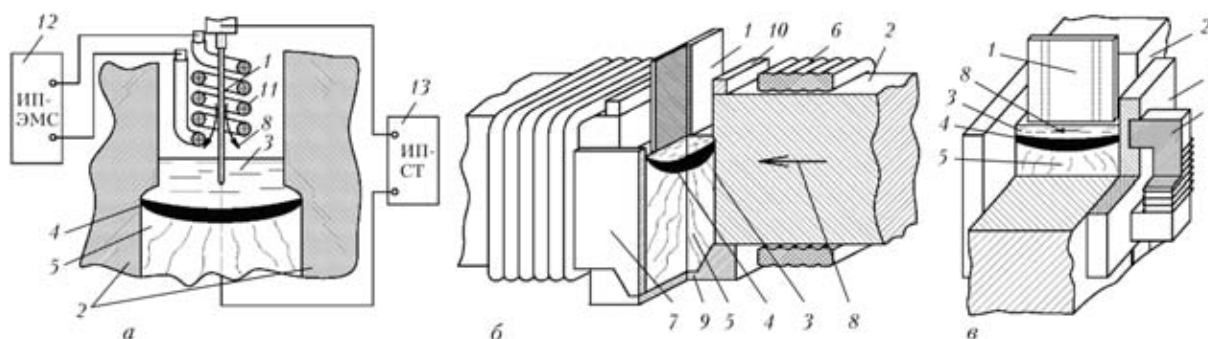


Рис. 5. Схема ЭШС в продольном (а) и поперечном (б, в) магнитных полях: 1 — плавящийся мундштук-электрод; 2 — свариваемые изделия; 3 — шлаковая ванна; 4 — металлическая ванна; 5 — сварной шов; 6 — электромагнитное устройство; 7 — формирующие планки; 8 — линии магнитного поля; 9 — входной карман; 10 — выводные планки; 11 — соленоид; 12 — источник питания электромагнитной системы; 13 — источник питания сварочного тока



магнитного поля в зоне сварки. Однако такую схему воздействия сложно реализовать при сварке крупногабаритных изделий и изделий сложной конфигурации.

При сварке протяженными швами целесообразно использование магнитной системы, расположенной с противоположных сторон свариваемых изделий, у водоохлаждаемых ползунов и перемещающейся вдоль кромок со скоростью сварки (см. рис. 5, в). В данном случае взаимодействие осевой составляющей переменного тока сварки с постоянным магнитным полем создает вибрацию расплава сварочной ванны поперек кромок. Такие возвратно-поступательные движения расплава в двухфазной области способствуют гомогенизации и измельчению структуры металла шва. Поперечная вибрация в сварочном зазоре также увеличивает проплавление свариваемых кромок, что позволяет снижать погонную энергию сварки. Недостатком данного способа является рассеивание магнитного поля, вследствие значительной величины зазора между полюсами электромагнита, определяемого толщиной свариваемых изделий и водоохлаждаемых ползунов. Соответственно с увеличением толщины изделий эффективность электромагнитного воздействия снижается.

Более поздние исследования показали перспективность использования импульсных магнитных полей для воздействия на расплав сварочной ванны [18]. В данном случае питание катушек электромагнитов осуществляется циклическими импульсами постоянного тока. При такой схеме электромагнитного воздействия на сварочный расплав возможности управления его гидродинамикой существенно возрастают. Это происходит благодаря возможности формирования мощных импульсов магнитного поля, а также за счет перестройки гидродинамической структуры ванны в момент их прохождения. Параметры импульсов варьируются в достаточно широких пределах: магнитная индукция поля 0,02...0,30 Тл, продолжительность импульса 0,3...10 с, продолжительность паузы 1...20 с. Реализация указанной схемы и режимов позволяет не только воздействовать на микроструктуру и химическую однородность металла шва, но и управлять его макроструктурой (рис. 6).

Заключение

В настоящее время разработаны разнообразные технологические приемы и методы воздействия на формирование металла шва и ЗТВ при ЭШС. В ряде случаев они эффективны и обеспечивают требуемые свойства сварных соединений без последующей высокотемпературной обработки. Тем не менее проблемы обеспечения мелкозернистой, однородной структуры металла шва и снижения негативного влияния термического цикла сварки

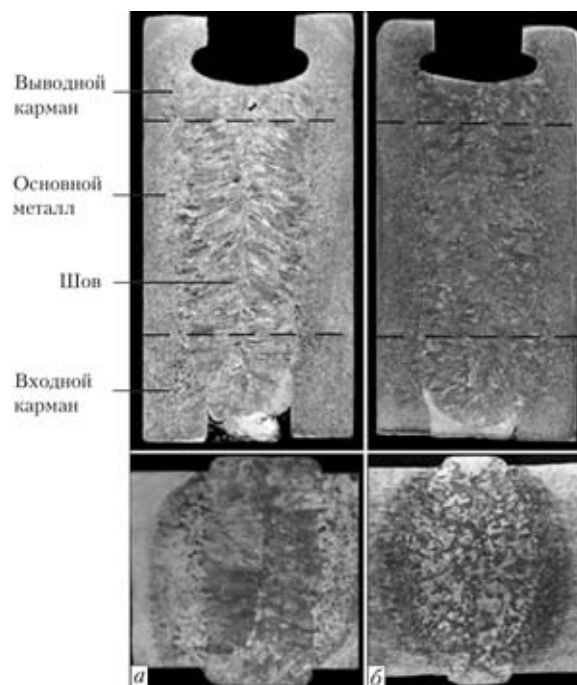


Рис. 6. Макроструктура сварных соединений сплава ВТ1, полученных без (а) и с электромагнитным воздействием (б)

на основной металл остаются одними из ключевых в технологии ЭШС.

Магнитное поле является эффективным инструментом управления гидродинамикой сварочной ванны и свойствами сварных соединений. Однако электромагнитное воздействие на макроструктуру сварных швов при ЭШС требует больших мощностей и массогабаритных параметров источников внешних магнитных полей. Это является серьезным препятствием на пути их практического использования. Очевидно, что разработка методов интенсификации электромагнитного воздействия на сварочную ванну и минимизация устройств для управления кристаллизацией шва являются актуальными проблемами повышения эффективности ЭШС. При этом дальнейшие исследования целесообразно направить на разработку комплексных методов управления процессом ЭШС, основанных на гидродинамических и тепловых механизмах воздействия.

1. *Электрошлаковая сварка и наплавка* / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1980. — 511 с.
2. *Yushchenko K. A., Lychko I. I., Sushchuk-Slyusarenko I. I. Effective techniques of electroslog welding and prospects for their application in welding production.* — 1999. — 2, pt 2. — 108 p. — (Welding and Surfacing Rev).
3. *Электрошлаковая технология за рубежом* / Б. И. Медовар, А. К. Цыкуленко, А. Г. Богаченко, В. М. Литвинчук. — Киев: Наук. думка, 1982. — 320 с.
4. *Ерегин Л. П. ЭШС плавящимся мундштуком* // Автомат. сварка. — 1999. — № 9. — С. 44–46.
5. *Семенов В. М. Повышение эффективности производства крупнотоннажных конструкций методом электрошлаковой сварки: Дис. ... д-ра техн. наук.* — Мариуполь, 2010. — 314 с.

6. *Электрошлаковая сварка (перспективы развития)* / Б. Е. Патон, Д. А. Дудко, А. М. Пальти и др. // Автомат. сварка. — 1999. — № 9. — С. 4–6.
7. *Ивочкин И. И.* Электрошлаковая сварка с применением порошкообразного присадочного металла // Свароч. пров. — 1972. — № 5. — С. 43–45.
8. *Электрошлаковая сварка с дополнительной присадочной проволокой деталей из стали 09Г2С толщиной 60...140 мм* / В. М. Семенов, В. П. Гулида, Л. И. Яковлева // Там же. — 1987. — № 2. — С. 15–18.
9. *Применение электрошлаковой сварки с зональным регулированием термических циклов для производства нефтехимической аппаратуры из сталей 16ГС и 09Г2С* / Е. М. Кузьмак, А. Н. Хакимов, Л. А. Ефименко и др. // Там же. — 1975. — № 6. — С. 16–19.
10. *Суцук-Слюсаренко И. И., Лычко И. И.* Техника выполнения электрошлаковой сварки. — Киев: Наук. думка, 1974. — 95 с.
11. *Электрошлаковая сварка с увеличенным вылетом электрода* / И. И. Суцук-Слюсаренко, Ф. Г. Брыженко, Н. Н. Шабалин и др. // Автомат. сварка. — 1975. — № 5. — С. 71–72.
12. *Дудко Д. А., Кузьменко А. Б.* Виброимпульсное воздействие на кристаллизующийся металл сварочной ванны при ЭШС // Там же. — 1997. — № 11. — С. 32–36.
13. *Компан Я. Ю., Щербинин Э. В.* Электрошлаковая сварка и плавка с управляемыми МГД-процессами. — М.: Машиностроение, 1989. — 272 с.
14. *Магнитное управление электрошлаковым процессом* / В. Д. Кузнецов, Н. К. Козаков, Л. М. Шальда. — Киев: Вища шк., 1987. — 64 с.
15. *Krishna K.* Narrow-gap improved electroslog welding for bridges // Welding in the World. — 1996. — **38**, № 11. — P. 325–335.
16. *FHWA Memorandum: Narrow-gap electroslog welding for bridges.* — March 20, 2000.
17. *Скоростная ЭШС толстолистового металла без нормализации сварных соединений* / О. П. Бондаренко, А. А. Москаленко, В. Г. Тюкалов, А. Р. Котельников // Автомат. сварка. — 1999. — № 9. — С. 28–31.
18. *Протокилов И. В., Компан Я. Ю.* Электрошлаковые технологии плавки и сварки титановых сплавов с управляемыми гидродинамическими процессами // Материалы междунар. конф. «Ti-2010 в СНГ», 16–19 мая 2010 г., Екатеринбург, 2010. — Киев, 2010. — С. 154–157.

Some technological approaches and methods for affecting the process of electroslog welding (ESW) aimed at optimisation of structure of the weld and heat-affected zone (HAZ) metals are considered. It is shown that the external magnetic fields providing the force effect on the weld pool by a contactless method are an efficient tool to control solidification of metal in ESW. The most effective schemes of electromagnetic control of the ESW process, ensuring homogenisation and refinement of structure of the weld metal, are considered.

Поступила в редакцию 24.05.2012

НОВАЯ КНИГА

Б. Е. Патон, Л. М. Лобанов, А. Я. Недосека, С. А. Недосека, М. А. Яременко / **Акустическая эмиссия и ресурс конструкций: Теория, методы, технологии, средства, применение.** — Киев: ИНДПРОМ, 2012. — 312 с.

Альбом наглядно описывает акустические явления в материалах, связанные с дискретным характером их разрушения при приложении нагрузки различных видов. Дискретный характер разрушения приводит к появлению импульсов упругих волн (квантов излучения), распространяющихся в материале от места разрушения и строго соответствующих характеру и виду разрушения или изменением его структуры. Это явление получило название акустической эмиссии (АЭ). Показаны основные факторы, снижающие предельные усилия, при которых появляется

АЭ. В альбоме также показано практическое применение АЭ при оценке состояния материалов конструкций, приведены разработанные на основе АЭ технологии контроля, необходимое оборудование и приборы. Показано, что в процессе непрерывного мониторинга контроль конструкций с оценкой их остаточного ресурса может осуществляться как на месте, так и дистанционно.

Альбом предназначен для специалистов, занимающихся технической диагностикой конструкций или проходящих переподготовку на курсах повышения квалификации, преподавателей соответствующих специальностей при чтении лекций и проведении практических занятий, а также студентов и аспирантов, изучающих явление акустической эмиссии и применяющих эти знания при практическом контроле работоспособности конструкций.

*По вопросам реализации просьба обращаться
в редакцию журнала «Автоматическая сварка»*



РОССИЙСКО-ГЕРМАНСКИМ РЕГИОНАЛЬНЫМ ЛАЗЕРНЫМ ЦЕНТРАМ 6 ЛЕТ

В Центральном выставочном комплексе «Экспо-центр» (Москва, Россия) с 28 мая по 1 июня 2012 г. проходила 13-я Международная специализированная выставка «Оборудование, приборы и инструменты для металлообрабатывающей промышленности» — «Металлообработка-2012».

Более 60 компаний продемонстрировали на выставке оборудование для лазерной обработки (резки, сварки, маркировки и других применений), среди них компании «Amada», «Bystronic Laser», «Ermak-san», «LaserMark», «Mitsubishi Electric», «PRECITEC», «Prima Power», «ROFIN-SINAR», «SISMA», «TRUMPF», «VANAD», «VNITEP», ЗАО «Лазерные комплексы», НТО «ИРЭ-Полус», ОКБ «Булат», ООО «ОКОиС», Юнимаш и др.

Одним из знаковых событий выставки «Металлообработка-2012» стал российско-германский семинар «Региональные лазерные инновационно-технологические центры как фактор поддержки процесса модернизации российской промышленности». Семинар был посвящен итогам 6-летней совместной программы создания в регионах России демонстрационных центров лазерных технологий. Участниками семинара были организаторы российско-германской программы создания в России региональных центров продвижения лазерных технологий, исполнители проектов лазерных инновационно-технологических центров (ЛИТЦ) в регионах, представители образовательных учреждений и промышленных предприятий.

В результате выполнения проекта, финансируемого Федеральным министерством образования и научных исследований Германии (BMBF) и при поддержке немецких производителей лазерной техники, были созданы 5 ЛИТЦ — в Москве, Санкт-Петербурге, Екатеринбурге, а также в Ростовской (Таганрог) и Калужской (Обнинск) областях.

С обзорным докладом о роли лазерных технологий в современной промышленности, сегодняшнем опыте их использования на российских предприятиях и реализованной Лазерной ассоциацией (ЛАС) программе создания в России системы региональных центров продвижения лазерных технологий в широкую промышленную практику выступил президент ЛАС профессор И. Б. Ковш. Он подчеркнул, что освоение лазерных технологий существенно повышает гибкость производств и конкурентоспособ-

ность предприятий, дает большой экономический эффект, поэтому в развитых странах такое освоение имеет серьезную государственную поддержку. Объем производства лазерных технологических установок для машиностроения за последние 15 лет вырос в мире почти в 10 раз. В то же время в России инновационный потенциал в части лазеров реализуется слабо и медленно. Отставание в части практического использования лазеров не только наносит стране прямой экономический ущерб, но и грозит вытеснением ее из международных коопераций, так как за рубежом применение лазерных технологий и методик уже предусмотрено многими отраслевыми стандартами. И. Б. Ковш с сожалением отметил, что в структурах федеральной власти усилия ЛАС по продвижению лазерных технологий в практику отечественной промышленности, в том числе по созданию системы РЛИТЦ, поддержки практически не находят, а также, что этим усилиям не способствует и отсутствие внятной государственной промышленной политики. Реальными партнерами ЛАС в программе создания ЛИТЦ в регионах России стали лазерные центры Ганновера и Баварии, действующие в рамках специализированного межправительственного российско-германского соглашения о научно-техническом сотрудничестве в области лазеров и оптических технологий.

К.-Д. Новицки из Лазерного центра Ганновера (LZH), немецкий координатор проекта «Региональные лазерные центры в России» выступил с презентацией «Итоги 6-летнего сотрудничества в части региональных ЛИТЦ: впечатления немецкой стороны». Он рассказал об истории создания сети сов-





местных ЛИТЦ; о целях и задачах проекта, которые ставила германская сторона; о стадиях развития проекта; итогах и перспективах дальнейшего развития сотрудничества.

В 1991 г. состоялась первая встреча Германии и СССР с целью кооперации в области лазерных технологий. В 1992 г. было подписано Соглашение между федеральными правительствами России и Германии о сотрудничестве в области лазерных технологий. Первые 10 лет сотрудничества характеризовались кооперацией в области исследований и разработок фундаментального характера. К.-Д. Новицки охарактеризовал этот этап сотрудничества как «взлеты и падения», но подчеркнул, что, несмотря на это за эти годы было проведено около 100 совместных НИОКР проектов в области лазерных технологий. Переломным стал 2003 г., когда обеими сторонами была принята замена старой парадигмы на новую с курсом на совместные прикладные проекты. Федеральным министерством образования и научных исследований Германии (BMBF) был выбран координатор проекта с немецкой стороны в лице «Технологического центра Союза немецких инженеров» (VDI Technologiezentrum), который начал подготовку к открытию первого российско-германского ЛИТЦ и в свою очередь выбрал в качестве непосредственного исполнителя и партнера будущих российских РЛИТЦ, LZH.

«Пилотным» проектом стала организация ЛИТЦ в Москве. Одним из первых шагов к его созданию от региональных властей России было принятое в мае 2003 г. решение Объединенной коллегии по промышленной политике при Правительстве Москвы о широком внедрении лазерных технологий на предприятиях города. В феврале 2005 г. два министра — министр образования и науки РФ А. А. Фурсенко и министр образования и научных исследований Германии Э. Бульман — подписали соглашение о «Стратегическом партнерстве в области образования, научных исследований и инноваций», что еще более укрепило сотрудничество двух стран. Это соглашение придало важные импульсы сотрудничеству и уже 12 сентября 2005 г. А. А. Фурсенко и Э. Бульман торжественно открыли московский ЛИТЦ. Изначально при создании данного центра был взят курс на направление трехмерной обработки материалов, потребность в которой, по словам К.-Д. Новицки, была и остается высокой в России. «Но уже тогда, — отметил он, — начала ощущаться серьезная нехватка квалифицированных кадров, которая сложилась в России на всех уровнях, начиная с рабочих и заканчивая квалифицированными инженерами и специалистами. Это является серьезным препятствием для внедрения высоких технологий в российскую промышленность». Поэтому одной из основных задач всех пяти региональных лазерных центров является подготовка и повышение квалификации кадров, свя-

занных как непосредственно с обслуживанием лазеров, так и с управленческими задачами.

По словам К.-Д. Новицки, за прошедшие пять лет удалось не только создать реальную сеть региональных лазерных центров, но и отработать механизм их функционирования и взаимодействия. Была выбрана модель бесприбыльных организаций так называемое некоммерческое партнерство, учредителями этих ЛИТЦ выступили ЛАС России, региональные власти и региональные учреждения. Партнеры проекта — фирмы «TRUMPF», «ROFIN», «Jenoptik», «Scansonic», KUKA, «Arnold», «CAM-Service», «Mars-Lasertechnik», LIMO — передают ЛИТЦ не только сами лазерные установки, но и связанные с этими установками технологии, активно внедряют свои знания на предприятиях российской промышленности. Оснащение техникой каждого ЛИТЦ индивидуально и зависит от потребностей промышленности каждого региона. Соответственно и размер финансирования для каждого из ЛИТЦ был свой. Так, на создание и оснащение ЛИТЦ в Москве от BMBF было выделено около 1,16 млн евро и еще около 0,4 млн евро от представителей германской промышленности (вклад российской стороны должен был составить около 0,54 млн евро). Для создания в 2009 г. ЛИТЦ в Санкт-Петербурге обе страны вложили более 6 млн евро (из них BMBF инвестировало 2 млн евро).

Все пять центров связаны между собой и имеют одинаковые задачи, первая из которых — консультирование предприятий российской промышленности (от малых до крупных) с целью модернизации производства. Консультирование включает вопросы практического применения лазерных технологий как в техническом, так и в экономическом аспектах. В перечень задач лазерных центров входят демонстрация возможностей лазерной техники, помощь в установлении контактов с разработчиками лазерных технологий и производителями лазерной техники, разработка и адаптация лазерных технологий к конкретным производствам и т. д. Еще одним направлением деятельности ЛИТЦ стала переподготовка специалистов в области использования лазерных технологий для различных отраслей промышленности, лазерной безопасности, менеджмента в Hi-Tech. И, наконец, разработка и адаптация технологий лазерной обработки металлов и других материалов, в том числе на собственных образцах продукции предприятий.

К.-Д. Новицки отметил, что при организации и работе ЛИТЦ возникали проблемы, связанные в первую очередь с: «очень амбициозными, но с трудом воплощаемыми в реальность инвестиционными обещаниями российской стороны»; «таможня — абсолютно автономный и труднопрогнозируемый тормоз»; сложные иерархические отношения на предприятиях и в образовательных учреждениях.

Подводя итог, К.-Д. Новицки подчеркнул, что в области машиностроения, нанотехнологий и оптических технологий Россия является важным и надежным партнером в исследованиях и привлекательным рынком для Германии. А реализованный проект создания сети совместных российско-германских ЛИТЦ был признан одним из самых успешных в Германии, он уникален в достаточной степени, потому что в отличие от многих реализующихся программ нацелен на поддержку не учебных, а малых предприятий в регионах России.

В своем докладе «Сеть российско-германских региональных лазерных центров. Опыт работы и перспективы» Председатель совета директоров российско-германских региональных лазерных центров, Генеральный директор Калужского ЛИТЦ Е. Б. Кульбацкий также отметил, что сеть РЛИТЦ является ярким примером успешного сотрудничества России и Германии. Он напомнил, что 25 лет назад СССР был в числе мировых лидеров по разработкам в области лазерной техники и технологий. В 1990-е годы в силу известных причин эти позиции были утрачены, сейчас они медленно восстанавливаются. В число мировых лидеров, активно использующих в промышленности лазерные технологии, а также поставляющих современное лазерное оборудование на рынок, в последние годы вышла Германия. Огромную роль в этом сыграло создание в Германии сети инновационных лазерных центров, оказывающих консультации заинтересованным предприятиям, а также производственные услуги по системе job-shop, организующих подготовку специалистов, разработку новых технологий.

Особенность созданных региональных ЛИТЦ, по словам Е. Б. Кульбацкого, — ориентированность на малые и средние предприятия. ЛИТЦ должны были занять позицию, которую раньше занимали отраслевые институты, т. е. осуществлять связь между фундаментальной наукой, вузами и конкретными промышленными предприятиями.

Е. Б. Кульбацкий подчеркнул, что решающая роль в создании ЛИТЦ в конкретных российских регионах принадлежит совместной работе именно региональной администрации (а не федеральной) и ЛАС. Дав краткий обзор сегодняшнего состояния промышленности в Калужской области, ее инновационного потенциала, Е. Б. Кульбацкий отметил, что создание Калужского ЛИТЦ — экономически обоснованный и перспективный проект. 40 % всей промышленности Калужской области — это машиностроение и металлообработка. Многие предприятия области были заинтересованы в освоении и применении лазерных технологий.

Центр внедрения лазерных и инновационных технологий Калужской области был учрежден в октябре 2007 г. в Обнинске. С ноября 2007 г. он начал активное сотрудничество с предприятиями Калужского региона. До этого времени инициативная

группа вела активную работу с Правительством Калужской области, ЛАС России, LZN, образовательными учреждениями Обнинска, результатом которой явились соглашения о поддержке деятельности созданного центра. С ноября 2008 г. предприятие было зарегистрировано как «Некоммерческое партнерство «Калужский лазерный инновационно-технологический центр» и входит в сеть российско-германских региональных лазерных центров — инфраструктуру, способствующую практическому освоению лазерных технологий отечественными предприятиями. Партнерами Калужского ЛИТЦ выступают ООО «РАСТР-технология» (г. Обнинск), Московский лазерный инновационно-технологический центр, ЛАС, LZN, а также ряд немецких компаний, поставляющих высококачественное лазерное оборудование на мировой рынок. Создание Калужского ЛИТЦ должно помочь развитию малого и среднего инновационного бизнеса региона.

Российско-германский лазерный центр «Некоммерческое партнерство «Уральский лазерный инновационно-технологический центр» открылся в Екатеринбурге в октябре 2008 г. В своей презентации «Программы повышения квалификации преподавателей, обучающихся лазерным технологиям, и опыт их реализации на Урале» технический директор «УралЛИТЦ» (г. Екатеринбург) В. Т. Комаров остановился не только на теме доклада, но и на истории создания и всех видах деятельности «УралЛИТЦ».

Предпосылками к открытию центра стали несколько факторов. Исследования, проведенные Правительством Свердловской области, показали, что (на момент открытия «УралЛИТЦ») около 60 предприятий Свердловской области уже использовали лазерное оборудование в своем производстве, еще около 100 испытывали в нем потребность. В Екатеринбурге успешно действует фирма «РЦЛ» — Региональный центр листообработки, оснащенный современными лазерными технологическими установками. Решение о создании в Екатеринбурге регионального ЛИТЦ было принято в Минпромэнерго Свердловской области, чему предшествовали переговоры с руководством ЛАС и LZN. Гарантии этих организаций в части поддержки проекта «Уральский ЛИТЦ в Екатеринбурге» были весьма важным аргументом для министерства при принятии решения о включении этого проекта в региональную программу создания центров новых технологий. Учредителями проекта выступили ОАО «УралНИТИ», ЗАО «Региональный центр листообработки» (г. Екатеринбург) и Лазерный инновационно-технологический центр (г. Москва). Немецкая сторона передала НП «УралЛИТЦ» во временное пользование многофункциональную пятиосевую лазерную установку TRUMPF «LASERCELL 1005» стоимостью несколько сот тысяч евро. Затем, когда стало ясно, что проект создания центра в Екатеринбурге успешно выполняется, LZN в мае



2009 г. передал эту установку в безвозвратное и безвозмездное пользование в качестве технической помощи. По заказу предприятий региона «Урал-ЛИТЦ» разрабатывает новые технологии объемной лазерной обработки для использования в производстве авиадвигателей и горноспасательного оборудования, в транспортном, химическом и тяжелом машиностроении, в энергетике, в перерабатывающей промышленности, строительстве. При необходимости эти технологии сопровождаются изготовлением опытных партий изделий. Партнерами «Урал-ЛИТЦ» стали ОАО «Авиадвигатель», ОАО «Пермский моторный завод», ОАО «ОКБ «Новатор», ОАО «Уральский завод транспортного машиностроения», ОАО «Уральская горно-металлургическая компания» и многие другие.

Подводя итоги работы семинара, президент ЛАС профессор И. Б. Ковш отметил, что опыт работы региональных ЛИТЦ убедительно свидетельствует о высокой эффективности таких центров в части стимулирования практического освоения лазерных технологий в своих регионах, конкретной помощи предприятиям, внедряющим такие технологии. Не заменяя собой имеющиеся специализированные НИИ, вузовские лаборатории и действующие учас-

тки лазерной обработки, региональные ЛИТЦ способствуют использованию их потенциала, обеспечивают доступ предприятий и к лазерным технологиям, отсутствующим в регионе, становятся базами для подготовки современных кадров. Особенно остро ощущают необходимость в таких центрах малые и средние предприятия. И. Б. Ковш подчеркнул, что ключевым моментом создания регионального ЛИТЦ является приобретение для него современного лазерного оборудования. Относительно высокая стоимость такого оборудования (порядка 500 тыс. евро за технологический комплекс) делает необходимым выделение лазерному центру целевого финансирования. Как показал опыт, увеличение после освоения лазерных технологий и соответствующего расширения своих производственных возможностей, объема налогов, уплачиваемых предприятиями региона, с большим превышением компенсирует бюджетные расходы на такое финансирование. Поэтому использование бюджетных средств для финансовой поддержки создания регионального ЛИТЦ является вполне оправданным.

А. В. Бернацкий, инж.

УДК 621.791:061.2/4

IX МЕЖДУНАРОДНЫЙ КОНКУРС СВАРЩИКОВ В УКРАИНЕ

Ежегодный IX Международный конкурс профессионального мастерства сварщиков состоялся в Одессе с 13 по 17 августа 2012 г. Организатор конкурса — Общество сварщиков Украины (ОСУ). Председатель оргкомитета — вице-президент ОСУ д-р техн. наук А. А. Кайдалов, зам. председателя — председатель правления Одесского областного отделения ОСУ А. Н. Воробьев. Конкурс проходил на учебно-аттестационной базе ОИАЦ «Прометей» по следующим номинациям: ручная дуговая сварка покрытым электродом (метод 111), дуговая сварка плавящимся электродом в активных газах (метод 135), дуговая сварка вольфрамовым электродом в инертных газах (метод 141). Был также проведен конкурс в дополнительной номинации: сварка методом 135 на новом сварочном аппарате, разработанном НПФ «Сварконтакт» (Харьков). В конкурсе приняли участие сварщики из Украины, Республики Беларусь и Российской Федерации — всего 37 сварщиков из 21 предприятия. Председатель жюри конкурса — директор НПЦ «Сварка и восстановление деталей» (Одесса) канд. техн. наук В. И. Дегтярь.

Финансово-материальную поддержку конкурса оказали предприятия и фирмы: АО «Одесский припортовый завод», ПАО «Азот» (г. Черкассы), НПЦ

«Сварка и восстановление деталей» (г. Одесса), ООО «Фрониус Украина» (Киевская обл.), ООО «ЭСАБ Украина» (г. Киев), ООО «Бинцель Украина» (г. Киев), ЧАО «Восток-сервис Украина» (г. Киев). Призы победителям, призерам и дипломантам конкурса предоставили следующие фирмы и организации: ООО «ЗМ Украина», (г. Киев), ООО «Фрониус Украина» (Киевская обл.), ООО «ЭСАБ Украина» (г. Киев), МЧП «Далет» (г. Одесса), ООО НПФ «Сварконтакт» (г. Харьков), завод автогенного оборудования «ДОНМЕТ» (г. Краматорск), фирма «Плазмотехнология» (г. Одесса), ЧАО «Восток-сервис Украина» (г. Киев).

Конкурсанты состязались как в выполнении практических заданий по сварке стальных пластин и труб, так и в знании теории, нормативных положений и техники безопасности.

Победители и призеры конкурса:

номинация 111

1-е место — А. В. Булыга (ОАО «Белтрансгаз», г. Минск, Республика Беларусь);

2-е место — Р. Г. Гарин (ООО «Карат», г. Ачинск, Российская Федерация);

3-е место — С. А. Тихонов (АО «Одесский припортовый завод», г. Южный, Украина), А. В. Ко-



роль (ОАО «Брестоблгаз», г. Брест, Республика Беларусь);

номинация 135

1-е место — А. В. Волочай (ОАО «Крюковский вагоностроительный завод», г. Кременчуг, Украина);

2-е место — В. А. Медник (ОАО «Беларуськалий», г. Солигорск, Республика Беларусь);

3-е место — С. Н. Силук (РУП «Брестэнерго», г. Белоозерск, Республика Беларусь);

номинация 141

1-е место — И. Л. Немченко (ЗАО «Новокраматорский машиностроительный завод», г. Краматорск, Украина);

2-е место — Р. Г. Гарин (ООО «Карат», г. Ачинск, Российская Федерация);

3-е место — В. И. Шкарбута (ПАО «Азот», г. Черкассы, Украина), А. С. Масловский (ОАО «Гродно Азот», г. Гродно, Республика Беларусь).

В дополнительной номинации конкурса, введенной оргкомитетом по предложению ООО НПФ «Сварконтакт», выполняли дуговую сварку плавящимся электродом в активных газах с помощью нового сварочного аппарата ВДУЧ-5000 с целью опробования его в условиях конкурса и выявления достоинств и недостатков. Конкурсанты сваривали по два образца из стальных пластин толщиной 10 мм: тавровое соединение вертикальным угловым швом и стыковое соединение в нижнем положении на весу. По окончании работы конкурсанты заполнили анкеты о работе нового сварочного аппарата.

Победителем и призерами в дополнительной номинации стали:

1-е место — Р. Г. Гарин (ООО «Карат», г. Ачинск, Российская Федерация);

2-е место — Д. Ю. Алюшкевич (ПРУП «Гроднооблгаз», г. Гродно, Республика Беларусь);

3-е место — А. В. Волочай (ОАО «Крюковский вагоностроительный завод», г. Кременчуг, Украина).

Им были вручены призы от ООО НПФ «Сварконтакт».

По решению ОИАЦ «Прометей» за лучшее качество выполненных сварных швов награждены Международным сертификатом «Bureau Veritas» сварщики:

— А. В. Волочай (ОАО «Крюковский вагоностроительный завод», г. Кременчуг, Украина);

— Р. Г. Гарин (ООО «Карат», г. Ачинск, Российская Федерация);

— Д. Ю. Алюшкевич (ПРУП «Гроднооблгаз», г. Гродно, Республика Беларусь).

В этом году оргкомитетом при поддержке спонсоров был учрежден приз за лучшие командные результаты. Сварочной маской типа «Хамелеон» награжден руководитель команды из Ачинска Красноярского края Российской Федерации А. Н. Стесиков (ООО «Карат»).

На техническом семинаре для конкурсантов и гостей конкурса были представлены подробные доклады о средствах индивидуальной защиты сварщиков и абразивных материалах, а также инструментах производства компании «3М» (ООО «3М Украина», г. Киев), сварочных аппаратах и технологических процессах сварки, разработанных в компании «Фрониус» (ООО «Фрониус Украина», Киевская обл.), новых



сварочных горелках (ООО «Бинцель Украина», г. Киев), новом инверторном источнике питания для дуговой сварки (ООО НПФ «Сварконтакт», г. Харьков), спецодежде, спецобуви и других приспособлениях по охране труда (ЧАО «Восток-сервис», г. Киев) и художественной сварке (Общество сварщиков Украины, г. Киев).

Для сопровождающих конкурсантов лиц и гостей конкурса были организованы экскурсии по Одессе и катание на яхте.

Подготовка и проведение конкурса сварщиков были организованы на высоком уровне. Работа

конкурса освещалось местным телевидением. Информация о конкурсе дана также на сайте Одесского областного отделения Общества сварщиков Украины www.tzu.od.ua.

Следующий конкурс сварщиков состоится в июле–августе 2013 г.

А. А. Кайдалов, д-р техн. наук,
вице-президент Общества сварщиков Украины
А. Н. Воробьев,
председатель Одесского областного
отделения Общества сварщиков Украины

УДК 621.791.009(100)

МЕЖДУНАРОДНЫЙ СЕМИНАР «МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ В ПРОЕКТАХ ЕС»

6 сентября 2012 г. в Институте электросварки им. Е. О. Патона состоялся международный семинар «Материаловедение в проектах ЕС». Организация семинара — результат сотрудничества Европейской комиссии, Государственного агентства по вопросам науки, инноваций и информатизации Украины и ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.

В работе семинара приняли участие представители ряда научно-исследовательских институтов НАН Украины при участии эксперта Европейской комиссии (ЕК) д-ра А. Сталиоса и первого секретаря ЕК в Украине Е. П. Дубинского. Семинар проходил в формате презентаций и обмена мнениями участников по каждому из представленных докладов.

Открывая семинар, первый заместитель председателя Государственного агентства по вопросам науки, инноваций и информатизации Украины академик НАН Украины Б. В. Гринев, отметил, что актуальность проведения семинара обусловлена необходимостью информирования ученых Украины об итогах и перспективах развития Седьмой рамочной программы Европейского Союза (ЕС) по научно-техническому сотрудничеству (FP7). Также актуальным является оказание информационной поддержки в области подготовки материалов проектов для получения финансирования по программе FP7 на 2013–2020 гг.

В своем докладе «Развитие науки, техники, инноваций в Украине» академик НАН Украины Б. В. Гринев представил данные о структуре исследований и финансовых аспектах деятельности научных организаций Украины, динамике инновационных показателей за период с 2000 по 2011 гг., а также кратко остановился на приоритетных направлениях развития науки и техники в Украине на период до 2020 г.

Информацию о достижениях Института электросварки им. Е. О. Патона в области фундаментальных исследований и создания прогрессивных тех-

нологий сварки и специальной металлургии представил академик НАН Украины К. А. Ющенко. В своем докладе он отметил актуальность развития взаимовыгодного сотрудничества ученых Украины и ЕС в совместных проектах по программе FP7.

Наибольший интерес присутствующих вызвал доклад эксперта ЕК д-ра А. Сталиоса «The 2012 SICA results. The NMP 2013 Framework Programme & the Horizon 2020». В докладе была представлена информация об организационной структуре программы FP7, итогах выполнения в 2012 г. проектов Специальных акций международного сотрудничества (Specific International Cooperation Actions (SICA)), а также перспективах финансирования проектов на период 2013–2020 гг.

Докладчиком было отмечено, что Украина относится к категории «Страны-партнеры международного сотрудничества» (ICPC), для которых существует два механизма участия в программе FP7.

Первый механизм — участие украинских научных коллективов в конкурсе совместных проектов с организациями стран-членов ЕС или ассоциированных стран (минимум три независимых юридических лица из разных стран-членов или кандидатов в ЕС). Для участия в конкурсах в большинстве случаев необходимо создание консорциума или подключение к уже существующему консорциуму.

Второй механизм — участие в рамках Специальных акций международного сотрудничества (SICA). Специальные акции международного сотрудничества нацелены на решение проблем, которые стоят перед Украиной или другими странами-партнерами международного сотрудничества или имеют глобальное значение. Решение этих проблем должно представлять взаимный интерес и выгоду и для стран ЕС, и для Украины. Минимальное количество участников для создания консорциума — четыре независимых юридических лица, из которых два — из стран-членов ЕС или ассоциированных

стран и два — из Украины (или других стран-партнеров международного сотрудничества).

В структуре программы FP7 выделены пять основных блоков: «Сотрудничество» (Cooperation), «Идеи» (Ideas), «Люди» (People), «Возможности» (Capacities), «Ядерные исследования» (Nuclear Research). Около двух третей общего бюджета FP7 выделяется на программу «Сотрудничество».

Докладчик кратко остановился на основных типах проектов, с помощью которых реализуется программа FP7. Существует шесть типов проектов или схем финансирования (Funding Schemes):

- совместный проект (Collaborative project) (CP), предусматривающий финансирование двух видов — совместных широкомасштабных проектов (Large — scale integrating project) (IP) и малых или средних научно-исследовательских проектов (Small or medium — scale focused research project) (STREP);

- совместный проект в рамках Специальных акций международного сотрудничества со странами-партнерами международного сотрудничества (Collaborative project for specific cooperation actions dedicated to international cooperation partner countries (SICA));

- исследования в интересах отдельных групп, в том числе, малых и средних предприятий (Research for the benefit of specific groups, such as SMEs);

- мероприятия по координации и поддержке (Coordination and support action (CSA));

- сеть передового научного опыта (Network of excellence) (NoE);

- проведение тренингов и мероприятий с целью развития профессиональных навыков исследователей (Support for training and career development of researchers).

Д-р А. Сталиос представил данные об организационных и финансовых аспектах выполнения работ в 2012 г. в рамках Специальных акций международного сотрудничества. Среди десяти основных тем (направлений) международного сотрудничества в рамках SICA докладчик подробно остановился на направлении, представляющем интерес для ученых в области материаловедения — «Нанонауки, нанотехнологии, новые материалы и производственные процессы» (Nanosciences, nanotechnologies, Materials and new Production technologies (NMP)).

В 2012 г. в рамках SICA на выполнение работ по программе NMP.2012.2.2-3 «Перспективные материалы для высокотемпературной энергетики» было выделено 13,752 млн евро. Из 23 представленных на конкурс проектов успешно прошли все стадии отбора только четыре проекта, в которых задействовано 13 научных и производственных коллективов из стран ICPC (Украина, Армения, Грузия, Беларусь).

Приведенные показатели позволяют оценить существенные сложности при прохождении представленными проектами всех стадий конкурсного отбора. Большинство представленных проектов оцениваются по 2-этапной процедуре. На первом этапе в дистанционном режиме проводится определение приемлемости (Eligibility), т. е. выполняется оценка по ограниченным критериям (научно-техническое качество, ожидаемые результаты). На втором этапе полная форма представленных предложений подвергается всестороннему анализу экспертов, членов программного комитета, комиссии по финансированию, и после консультаций, согласований и переговоров принимается решение о финансировании или отклонении проектов.

В 2013 г. на реализацию проектов, где рассматривается участие стран восточно-европейского партнерства Интеграция: NMP.2013.4.0-5 «Применение социально-полезных наноматериалов и (или) технологий в странах международного сотрудничества (ICP)», планируется выделить около 13,9 млн евро, из которых около 4 млн евро планируется выделить на финансирование проектов, соответствующих направлению Materials: NMP.2013 2.1-1.

Анализируя перспективы развития программы FP7 «Horizon 2020», д-р А. Сталиос отметил три приоритета, которым должны соответствовать представляемые на конкурс проекты — отличная наука, промышленное лидерство, социальные вызовы. Планируемый объем финансирования на реализацию проектов в 2014–2020 гг. составляет около 80 млн евро.

Подводя итоги работы семинара, академик НАН Украины Б. В. Гринев отметил его актуальность и полезность для дальнейшего развития сотрудничества ученых Украины и ЕС в совместных проектах в рамках Специальных акций международного сотрудничества.

И. В. Зяхор, канд. техн. наук

Контакты:

тел./факс: (38044) 200–82–77;
200–54–84

Подписано к печати 05.09.2012. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 9,09. Усл.-отт. 10,09. Уч.-изд. л. 10,22 + 8 цв. вклеек.

Печать ООО «Фирма «Эссе».

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

Д. Ф. ЧЕРНЕГЕ — 85



Дмитрию Федоровичу Чернеге, доктору технических наук, профессору, члену-корреспонденту НАН Украины, заведующему кафедрой физико-химических основ технологии металлов НТУУ «Киевский политехнический институт» исполнилось 85 лет.

Дмитрий Федорович родился 5 октября 1927 г. в Черниговской области, в Николаевке в крестьянской семье. После окончания в 1953 г. Киевского политехнического института по специальности инженер-металлург он работал на должностях ассистента, старшего преподавателя, доцента, профессора, по совместительству заместителем декана металлургического факультета (1959–1964), деканом общетехнического факультета (1955–1972), деканом механико-технологического факультета (1972–1975), названного по его предложению инженерно-физическим факультетом (1975–1988). По его инициативе была организована в 1977 г. кафедра физико-химических основ технологии металлов в НТУУ «КПИ», где он является неизменным заведующим и на которой по его инициативе впервые в мире ведется подготовка бакалавров, специалистов и магистров по специальности «Специальная металлургия». По поручению ректора КПИ Г. И. Денисенко он был ответственным за проектирование и строительство учебного корпуса № 9, который сдали в эксплуатацию в 1988 г.

В 1959 г. Д. Ф. Чернега защитил кандидатскую диссертацию, а в 1974 г. — докторскую.

Д. Ф. Чернега — известный ученый-металлург, один из ведущих ученых в направлениях: металлургии стали, специальной электрометаллургии, электрошлаковых технологий, металлургии цветных металлов и сплавов, физико-химических процессов и исследования металлургических процессов. Им создана научная школа, представители которой успешно работают в промышленности, НТУУ «Киевский политехнический институт», других учебных и научных заведениях НАН Украины и за границей.

Научные интересы Д. Ф. Чернеги охватывают важные вопросы металлургии: изучение свойств жидких сплавов; поведение газов в сплавах на ос-

нове железа и цветных металлов; азотации алюминиевых сплавов; электрофизической обработки сплавов для уменьшения водорода и улучшения качества слитков и отливок; модифицирование и микрореглирование сплавов; получение высококачественных отливок. Ряд трудов посвящен актуальной проблеме ресурсосбережения и разработке малоотходных технологий. Под его руководством выполнены фундаментальные исследования, которые не имеют аналогов в мировой науке по массопереносу газов в бинарных и многокомпонентных металлургических системах. Установлены закономерности процессов переноса водорода в жидких сплавах, которые позволили разработать и получить аппаратуру для экспрессного контроля содержания водорода в жидких сплавах непосредственно в плавильных печах и раздаточных установках.

Д. Ф. Чернега 9 раз лауреат конкурсов НТУУ «КПИ» (преподаватель-исследователь — 2, за учебники — 2, справочник — 1, лучшие дипломные и магистерские работы студентов — 4).

Д. Ф. Чернега — автор и соавтор более 680 опубликованных трудов, в том числе пяти монографий, справочника, 6 учебников, один из которых переведен на китайский и польский языки, 7 брошюр, 40 авторских свидетельств. Под его руководством успешно прошли защиту 31 магистр, 20 кандидатских и 10 докторских диссертаций.

Д. Ф. Чернега на протяжении десятков лет плодотворно сотрудничает с институтами НАН Украины материаловедческого направления, поддерживает связи с учеными из Китая, Франции, Чехии, Словакии, Польши, выступает с докладами на научных отечественных и международных конференциях, много лет возглавлял комиссию «Цветные металлы» при ученом совете АН СССР, десять лет выполнял обязанности заместителя главы методического совета по металлосведению и металлургии МОНСМ Украины, является главой специализированного совета по защите кандидатских диссертаций, членом редколлегии трех научно-технических журналов Украины, организатором многих международных научных конференций и семинаров, член Президиума Ассоциации по металлургическому образованию Украины.

Труд Д. Ф. Чернеги отмечен многими медалями, а также Орденом «За заслуги в науке и металлургии» (2006), Орденом «За заслуги» III, II степеней.

З. А. СИДЛИНУ — 70



Исполнилось 70 лет со дня рождения технического директора ООО «Техпром», доктора технических наук, заслуженного изобретателя РСФСР Зиновия Абрамовича Сидлина.

После окончания МАТИ им. К. Э. Циолковского (1965) З. А. Сидлин работал на Московском опытном сва-

рочном заводе, где прошел путь от инженера-исследователя до главного инженера завода. В течение 1996–1998 гг. работал директором НЦ «Сварочные материалы», осуществлял научное руководство реализации проекта создания фирмы «Спецэлектрод», с 1998 г. — директор по науке фирмы «Робекс-К», а с 2005 г. — технический директор ООО «Техпром».

З. А. Сидлин без отрыва от производства подготовил и успешно защитил кандидатскую (1974), а позже докторскую (1997) диссертации.

Вся трудовая деятельность З. А. Сидлина связана с разработкой, совершенствованием и освоением производства широкого спектра покрытых электродов, используемых во многих отраслях промышленности. Следует упомянуть электроды для сварки коррозионностойких аустенитных нержавеющей сталей с низким содержанием углерода (ОЗЛ-22, ОЗЛ-20), аустенитно-ферритных экономнолегированных сталей (ОЗЛ-40, ОЗЛ-41), сплавов никеля (ОЗЛ-35, ОЗЛ-44), меди (АНЦ-ОЗМ), технического алюминия и сулминов (серия ОЗАНА), бронз (серия ОЗБ), для дуговой резки (ОЗР-1, ОЗР-2, Робекс-Р). Ряд разработок отмечены знаками качества «Российская марка».

Значителен вклад З. А. Сидлина в установлении технологических параметров серийного изготовления электродов. Они легли в основу эффективно функционирующей системы управления качеством электродов при их производстве. Большинство разработанных материалов успешно внедрены под его руководством и непосредственном участии.

Созданное заложено в нормативно-техническую документацию: межгосударственные стандарты, от-

раслевые РТМ, ОСТ (химическое и нефтяное машиностроение, среднее машиностроение, оборонная и химическая промышленности, металлургия и др.), технические условия, проекты новых цехов, отражено в документах Международного института сварки.

Выполненные разработки постоянно экспонировались на ВДНХ СССР, где З. А. Сидлин был удостоен пяти медалей выставки и трех дипломов лауреата всесоюзных смотров НТТМ. За эффективную изобретательскую деятельность по разработке и внедрению результатов исследований в производство ему были присвоены почетные звания «Лучший молодой рационализатор Москвы» (1971), «Лучший изобретатель Москвы» (1980), «Лучший изобретатель черной металлургии» (1984) и «Заслуженный изобретатель РСФСР» (1984). В 2003 г. он был удостоен звания «Сварщик года» Международной инженерной академии.

З. А. Сидлин активно занимается общественной научно-технической работой в качестве члена Президиума Российского научно-технического сварочного общества, члена совета Ассоциации «Электрод» предприятий-стран СНГ, члена Национального комитета по сварке Российской Академии наук, члена редколлегии журнала «Сварочное производство» и др., был членом Совета Международной ассоциации «Сварка», руководителем консультационного пункта «Сварочные электроды» Московского городского дома научно-технической пропаганды и др.

Результаты выполненных им исследований, разработок, аналитической деятельности отражены в восьми книгах, в числе которых монография «Производство электродов для ручной дуговой сварки» (Экотехнология, Киев, 2009), более 30 брошюр, 210 публикациях в научно-технических изданиях, 43 внедренных изобретениях и патентах. Результаты работ докладывались на конференциях МИС, комиссиях СЭВ, конференциях, симпозиумах, семинарах, проводимых в различных регионах бывшего СССР, странах Европы и Азии.

З. А. Сидлин награжден медалями РФ.

*Сердечно поздравляем юбиляров,
желаем здоровья, благополучия и творческого долголетия!*



ПАМЯТИ А. А. ЗАГРЕБЕЛЬНОГО



5 сентября 2012 г. на 74-м году жизни после тяжелой и продолжительной болезни ушел из жизни крупный специалист в области космических технологий и конструкций, талантливый инженер и испытатель космической техники, ветеран Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, лауреат Государственной премии СССР, заслуженный испытатель космической техники Российской Федерации Александр Айзикович Загребельный.

После окончания Московского текстильного института в 1961 г. он работал в должности инженера-конструктора в Киевских экспериментальных мастерских Государственного комитета химической и нефтяной промышленности при Госплане СССР, а с 1964 г. до последних дней своей жизни — в Институте электросварки им. Е. О. Патона, где прошел путь от инженера до заместителя заведующего отделом космических технологий.

Всю свою творческую жизнь Александр Айзикович верно служил становлению нового научного направления, вошедшего, благодаря работам Института электросварки им. Е. О. Патона, в мировую науку и технику под названием «космические технологии». В течение почти 40 лет практически все работы по созданию космической сварочной аппаратуры, крупногабаритных космических конструкций в институте, их испытания проходили при его непосредственном участии, начиная с эксперимента «Вулкан», выполненного на борту космического корабля «Союз-6» в октябре 1969 г. Во время этого эксперимента впервые была продемонстрирована возможность сварки в условиях микрогравитации.

А. А. Загребельный принимал активное участие в разработке аппаратуры и технологий нанесения покрытий в космосе. Он прилагал большие усилия для создания ряда установок «Испаритель», «Испаритель-М» и «Янтарь», которые в 1979–1989 гг. работали на борту космических станций «Салют» и «Мир». За эти годы было проведено огромное количество экспериментов и получены уникальные результаты, которые дали возможность определить новые пути развития этого направления науки и техники.

А. А. Загребельный — один из создателей универсального ручного инструмента, с помощью которого в 1984 г. на станции «Салют-7» впервые в мире в открытом космосе выполнены эксперименты по сварке, резке, пайке и нанесению покрытий. Он много трудился над разработкой, изготовлением и ремонтом в космосе крупногабаритных конструкций.

А. А. Загребельный — блестящий испытатель космической сварочной техники, талантливый педагог-наставник, у которого обучались многие космонавты и астронавты.

Его научные работы опубликованы в отечественных и зарубежных изданиях, получено большое количество авторских свидетельств и патентов на изобретения. За свои трудовые заслуги А. А. Загребельный удостоен Государственной премии СССР, награжден орденом «За заслуги» III степени, памятной медалью им. С. П. Королева и другими медалями.

Будучи образованным и эрудированным специалистом, человеком высокой культуры Александр Айзикович пользовался глубоким уважением в кругах научной общественности, у космонавтов-исследователей, коллег, товарищей.

В правительственной телеграмме, присланной депутатом Государственной Думы РФ, дважды Героем Советского Союза, летчиком-космонавтом С. Е. Савицкой по случаю кончины А. А. Загребельного отмечается:

«ГЛУБОКОУВАЖАЕМЫЙ БОРИС ЕВГЕНЬЕВИЧ!

ПРОШУ ВАС ПРИНЯТЬ ОТ МЕНЯ И ЛЕТЧИКА-КОСМОНАВТА СССР, ДВАЖДЫ ГЕРОЯ СОВЕТСКОГО СОЮЗА В. А. ДЖАНИБЕКОВА САМЫЕ ИСКРЕННИЕ СОБОЛЕЗНОВАНИЯ В СВЯЗИ С КОНЧИНОЙ СОТРУДНИКА ВАШЕГО ИНСТИТУТА ЗАГРЕБЕЛЬНОГО АЛЕКСАНДРА АЙЗИКОВИЧА. АЛЕКСАНДР ЗАГРЕБЕЛЬНЫЙ БЫЛ ВЫСОКОКЛАССНЫМ ИСПЫТАТЕЛЕМ НОВЕЙШИХ ОБРАЗЦОВ ОБОРУДОВАНИЯ, СОЗДАННЫХ ВАШИМ ИНСТИТУТОМ, И ВНЕС ОГРОМНЫЙ ВКЛАД В ИСПЫТАНИЯ И ПОДГОТОВКУ АППАРАТА УРИ ДЛЯ РАБОТЫ В ОТКРЫТОМ КОСМОСЕ. МЫ С В. А. ДЖАНИБЕКОВЫМ ВСЕГДА БУДЕМ ПОМНИТЬ ПРЕКРАСНЫЕ ЧЕЛОВЕЧЕСКИЕ КАЧЕСТВА, ИНТЕЛЛИГЕНТНОСТЬ, ДОБРОЖЕЛАТЕЛЬНОСТЬ И ВЫСОЧАЙШИЙ ПРОФЕССИОНАЛИЗМ САШИ ЗАГРЕБЕЛЬНОГО, КОТОРЫЙ В ЗНАЧИТЕЛЬНОЙ СТЕПЕНИ СПОСОБСТВОВАЛ НАШЕЙ УСПЕШНОЙ РАБОТЕ В ОТКРЫТОМ КОСМОСЕ ПО ИСПЫТАНИЯМ УРИ. ПРОСИМ ПЕРЕДАТЬ НАШЕ ИСКРЕННЕЕ СОЧУВСТВИЕ ЛЮДМИЛЕ ПЕТРОВНЕ И В ВСЕМ РОДНЫМ И БЛИЗКИМ А. А. ЗАГРЕБЕЛЬНОГО.

ВСЕГДА ВАША СВЕТЛАНА САВИЦКАЯ».

Соболезнование поступило также от Ракетно-космической корпорации «Энергия» им. С. П. Королева, подписанное Первым заместителем генерального конструктора, руководителем полетов, летчиком-космонавтом, дважды Героем Советского Союза В. А. Соловьевым:

«ГЛУБОКОУВАЖАЕМЫЙ БОРИС ЕВГЕНЬЕВИЧ!

УВАЖАЕМЫЕ СОРАТНИКИ, ДРУЗЬЯ И РОДСТВЕННИКИ.

РУКОВОДСТВО И КОЛЛЕКТИВ РАКЕТНО-КОСМИЧЕСКОЙ КОРПОРАЦИИ ИМ. С. П. КОРОЛЕВА ПРИНОСИТ САМЫЕ ИСКРЕННИЕ СОБОЛЕЗНОВАНИЯ В СВЯЗИ СО СМЕРТЬЮ ВЫДАЮЩЕГОСЯ ИНЖЕНЕРА И ИСПЫТАТЕЛЯ КОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ ЗАГРЕБЕЛЬНОГО АЛЕКСАНДРА АЙЗИКОВИЧА. ВСЕ ЗНАЧИМЫЕ РАБОТЫ В ЭТОМ НАПРАВЛЕНИИ, НАЧИНАЯ ОТ ПЕРВОГО ЭКСПЕРИМЕНТА «ВУЛКАН» НА БОРТУ КОСМИЧЕСКОГО КОРАБЛЯ «СОЮЗ-6» В 1969 Г. ДО ЛЕТНЫХ ИСПЫТАНИЙ УНИКАЛЬНЫХ УСТАНОВОК, ИНСТРУМЕНТОВ И ТРАНСФОРМИРУЕМЫХ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ФЕРМ РАЗЛИЧНОГО НАЗНАЧЕНИЯ НА ОРБИТАЛЬНЫХ СТАНЦИЯХ «САЛЮТ» И «МИР», БЫЛИ УСПЕШНО ВЫПОЛНЕННЫ ПРИ НЕПОСРЕДСТВЕННОМ УЧАСТИИ И БЛАГОДАРЯ ПРОФЕССИОНАЛИЗМУ И ОРГАНИЗАТОРСКОМУ ТАЛАНТУ ЗАГРЕБЕЛЬНОГО АЛЕКСАНДРА АЙЗИКОВИЧА. ОН БЫЛ И ОСТАЕТСЯ ДЛЯ НОВЫХ ПОКОЛЕНИЙ ИНЖЕНЕРОВ ПРИМЕРОМ ДОСТОЙНО ПРОЖИТОЙ ЖИЗНИ. ПРОШУ ПЕРЕДАТЬ СЛОВА СОЧУВСТВИЯ И ПОДДЕРЖКИ ВСЕМ, КТО БЛИЗКО ЗНАЛ И ЦЕНИЛ АЛЕКСАНДРА АЙЗИКОВИЧА, ЕГО СУПРУГЕ ЛЮДМИЛЕ ПЕТРОВНЕ И СЫНОВЬЯМ. К СОБОЛЕЗНОВАНИЯМ ПРИСОЕДИНЯЮТСЯ МНОГИЕ СПЕЦИАЛИСТЫ РКК «ЭНЕРГИЯ», МНОГО ЛЕТ ПРОРАБОТАВШИЕ БОК О БОК С АЛЕКСАНДРОМ АЙЗИКОВИЧЕМ.

С ИСКРЕННИМ СОЧУВСТВИЕМ В. А. СОЛОВЬЁВ».

Светлая память об Александре Айзиковиче Загребельном, замечательном специалисте, добром и отзывчивом человеке навсегда останется в сердцах всех, кому посчастливилось работать и общаться с ним.

Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины

ВЫСОКОПРОИЗВОДИТЕЛЬНАЯ СВАРКА ОТ «FRONIUS» — СВАРОЧНЫЕ РЕШЕНИЯ, КОТОРЫЕ ВСЕГДА НА ШАГ ВПЕРЕДИ

Когда речь заходит о высокопроизводительной сварке, на передний план выходят сварочные системы «Fronius». Со скоростью подачи проволоки более 30 м/мин и производительностью наплавки до 20 кг/ч они соответствуют высочайшим требованиям относительно качества и продуктивности. Вне зависимости от задач и области применения сварочные системы «Fronius» проявляют себя с наилучшей стороны и отличаются высокой экономичностью.

С 1950 г. компания «Fronius» разрабатывает инновационные комплексные решения для электродуговой и контактной точечной сварки. Оборудование «Fronius» характеризуется высокой эффективностью и надежностью, а также гарантирует 100 % воспроизводимость результатов и безупречный внешний вид сварных швов. Цифровые источники питания в сочетании с периферийными компонентами образуют в высшей степени новаторские системы, отвечающие самым высоким производственным требованиям. Структурные элементы полуавтоматических и автоматизированных сварочных систем оптимально согласованы друг с другом и обеспечивают максимальную стабильность сварочного процесса.

Особое место среди технологических решений компании «Fronius» занимают системы высокопроизводительной сварки, т. е. системы, отличающиеся предельно высокой скоростью сварки и производительностью наплавки. Остановимся более подробно на основных процессах, характерных для данного класса оборудования.

TIME — это модифицированный способ сварки MAG, обеспечивающий увеличение производительности наплавки до 30 % путем оптимизации состава защитного газа и размера вылета электрода. На протяжении многих лет данный метод отлично проявил себя в рамках полуавтоматических и автоматизированных промышленных решений. В отличие от традиционной сварки MAG процесс TIME характеризуется большим вылетом электрода, а также более высокой скоростью подачи проволоки. Как правило, работа может производиться с двух-, трех- или четырехкомпонентным газом. Например, при необходимости получения швов со значением геометрического параметра a (так называемая высота шва) свыше 8 мм, при толщине основного металла от 25 мм и выше, а также для увеличения проплавления рекомендуется добавлять гелий в качестве дополнительного компонента газовой смеси.

Более высокая мощность означает и более высокие требования относительно эксплуатационных характеристик источника питания. TIME 5000 Digital обеспечивает максимальную продолжительность включения при рабочем напряжении до 48 В и скорости подачи проволоки 30 м/мин.

Специальный контактный наконечник делает возможным проведение сварки с очень большим вылетом электрода (от 15 до 25 мм). При увеличении длины вылета проволока нагревается сильнее, что позволяет достигать максимально высоких значений скорости подачи проволоки при минимальной силе тока.

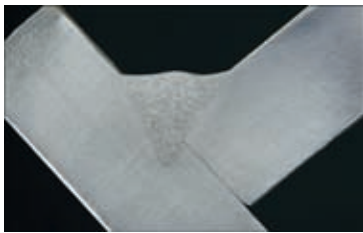
Отдельного внимания и рассмотрения заслуживают тандем-системы TimeTwin и CMT Twin, в которых процесс сварки синхронизировано регулируется двумя отдельно настраиваемыми источниками питания, два изолированных друг от друга проволочных электрода подаются в одно газовое сопло.

В основе технологии CMT Twin лежат те же компоненты, которые используются в проверенном методе сварки TimeTwin: два источника тока, одна сварочная горелка и два изолированных друг от друга контактных наконечника («ведущий»

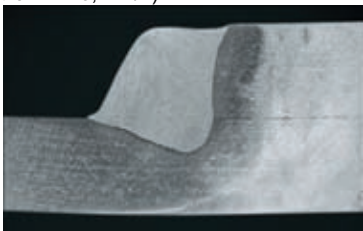


В основе технологии CMT Twin лежат те же компоненты, которые используются при тандем-сварке TimeTwin: два источника питания, два механизма подачи проволоки, одна сварочная горелка и два изолированных друг от друга контактных наконечника, однако они дополняются превосходными сварочными характеристиками CMT

* Статья на правах рекламы.



Сварной шов, выполненный методом TIME (угловой шов, сталь 20 мм, $a = 8$ мм, производительность наплавки 16,2 кг/ч)



Сварной шов, выполненный методом CMT Twin (угловой шов, сталь 3 мм, $V_{CB} = 300$ см/мин)

и «ведомый»). Однако они дополняются превосходными сварочными характеристиками CMT. Система CMT Twin отличается не только высокой скоростью сварки и стабильностью дуги, но и глубоким проплавлением, отсутствием брызг и простотой управления процессом.

Оба цифровых источника питания для сварки CMT идеально согласованы друг с другом благодаря использованию уникальной технологии CMT Twin. Дополненная специально разработанными графическими характеристиками она предназначена практически для любой области применения. Для сваривания материалов большой толщины рекомендуется использовать графическую характеристику «Heavy Duty».

Режим «Speed» оптимально подходит для сваривания тонких и особо тонких листов с наивысшей скоростью.

Новая, оптимизированная для высокопроизводительной тандем-сварки горелка Twin Compact Pro предназначена для универсального использования. Компактная конструкция с водяным охлаждением и изолированными друг от друга контакторами обеспечивает отличный доступ к свариваемым изделиям.

LaserHybrid — метод лазерно-гибридной сварки, который сочетает в себе процесс MIG и сварку лазерным лучом и позволяет использовать преимущества каждого из процессов по отдельности и их взаимодействия. Высокую скорость сварки и концентрированную энергию лазера в сочетании со сварочной дугой можно применять двумя способами: для сваривания тонколистовой стали на максимальной скорости, или для выполнения сварки более толстых материалов с максимальной глубиной проплавления.

Гибридная технология не имеет недостатков традиционных способов сварки. Превосходное перекрытие зазоров и простота подготовки изделия под сварку, характерные для процесса MIG, сочетаются в технологии Fronius LaserHybrid с минимальным тепловым воздействием, глубоким проплавлением и высокой скоростью лазерной сварки. LaserHybrid делает возможным высококачественное соединение самых различных деталей из алюминия и стали на скорости до 8 м/мин.

Система LaserHybrid работает с источником питания TPS 5000 и для удовлетворения различных производственных требований комплектуется специальными графическими характеристиками.

Все сварочные головки Fronius LaserHybrid оснащены запатентованной закрытой системой CrossJet. Эта уникальная система надежно предотвращает загрязнение защитного стекла оптики и обеспечивает оптимальную эксплуатационную готовность оборудования.

«Fronius» — это наивысшее качество продукции, экономичность и энергоэффективность. Компания «Fronius» обладает полным спектром сварочных технологий и гарантирует идеальное взаимодействие всех компонентов сварочных систем. Новейшие технологические разработки и цифровые системы управления в сочетании с высокими эксплуатационными характеристиками оборудования позволяют достигать невиданных ранее уровней производительности.

«Fronius» — это наивысшее качество продукции, экономичность и энергоэффективность. Компания «Fronius» обладает полным спектром сварочных технологий и гарантирует идеальное взаимодействие всех компонентов сварочных систем. Новейшие технологические разработки и цифровые системы управления в сочетании с высокими эксплуатационными характеристиками оборудования позволяют достигать невиданных ранее уровней производительности.



Сварной шов, выполненный методом TimeTwin (угловой шов, сталь 8 мм, $V_{CB} = 80$ см/мин, производительность наплавки до 22 кг/ч)



Сварной шов, выполненный методом LaserHybrid (стыковой шов, сталь 12 мм, сварочная головка 10 кВт)

«Fronius International» — австрийское предприятие, специализирующееся на системах для заряда батарей, сварочном оборудовании и солнечной электронике. Доля экспорта составляет 94 %, что достигается благодаря 19 дочерним компаниям, а также международным партнерам по сбыту и представителям «Fronius» более чем в 60 странах. Благодаря первоклассным товарам и услугам, а также 878 действующим патентам «Fronius» является лидером в области технологий на мировом рынке.



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