

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

УЧРЕДИТЕЛИ:

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

Адрес редакции:

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

Редакторы:

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

Свидетельство о государственной
регистрации KB 4788 от 09.01.2001
ISSN 0005-111X

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

Журнал переиздается
на английском языке

ИЭС им. Е. О. Патона под названием
«The Paton Welding Journal»
ISSN 0957-798X

The Paton
WELDING JOURNAL

За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет
Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ**НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ**

<i>Кучук-Яценко С. И., Швеиц Ю. В., Загадарчук В. Ф., Швеиц В. И., Хоменко В. И., Журавлев С. И., Сударкин А. Я.</i> Технология термической обработки соединений труб из стали класса прочности К56, выполненных контактной стыковой сваркой оплавлением	3
<i>Гончаров И. А., Галинич В. И., Мищенко Д. Д., Шевчук Р. Н., Дученко А. Н., Судащова В. С.</i> Способы управления активностью оксида кремния в шлаковых расплавах сварочных флюсов	9
<i>Махненко О. В., Мужиченко А. Ф., Прудкий И. И.</i> Математическое моделирование напряженно-деформированного состояния сварных стрингерных панелей из титанового сплава BT20	14
<i>Вржижевский Э. Л., Сабокаръ В. К., Ахонин С. В., Петриченко И. К.</i> Влияние локальной термической обработки при ЭЛС титановых сплавов с силицидным упрочнением на механические свойства металла швов	21
<i>Борисов Ю. С., Вигилянская Н. В., Демьянов И. А., Грищенко А. П., Мурашов А. П.</i> Исследование диспергирования разнородных проволоочных материалов в процессе электродугового напыления	25

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

<i>Хорунов В. Ф., Сабадаш О. М.</i> Флюсовая дуговая пайка алюминия с оцинкованной сталью	32
<i>Стефанив Б. Ф.</i> Разработка технологии пайки алмазно-твердосплавных резцов	38
<i>Голобородько Ж. Г.</i> Опыт Херсонского судостроительного завода по применению плазменной резки	43
<i>Соколов М., Салминен А.</i> Влияние качества поверхности кромки соединения на эффективность лазерной сварки низколегированных сталей	49
<i>Проценко П. П.</i> Международная квалификационная система подготовки персонала сварочного производства в Украине	54

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

<i>Воронов В. В.</i> Разработка технологии пайки титановых сплавов припоями на основе системы Al-Mg	57
Разработано в ИЭС	13, 37, 53

ХРОНИКА

Аудит системы подготовки персонала и сертификации сварочного производства	60
Научно-техническая конференция «Проблемы ресурса и безопасности эксплуатации конструкций, сооружений и машин»	61
В. Г. Фартушному — 75	64
Памяти В. В. Черных	65
ИНФОРМАЦИЯ	66

Журнал «Автоматическая сварка» представлен в «Google Scholar» (США), РИНЦ (Россия), реферативных журналах «Джерело» (Украина), «Сварка» (Россия), «Welding Abstracts» (Великобритания), реферируется в «Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach» (Польша) и «Rivista Italiana della Saldatura» (Италия), освещается в обзорах японских журналов «Journal of Light Metal Welding», «Journal of the Japan Welding Society», «Quarterly Journal of the Japan Welding Society», «Journal of Japan Institute of Metals», «Welding Technology».

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B. E. PATON

Yu. S. Borisov, G. M. Grigorenko,
A. T. Zelnichenko (exec. director),
A. Ya. Ishchenko, I. V. Krivtsun,
S. I. Kuchuk-Yatsenko (vice-chief ed.),
V. I. Kiryan, Yu. N. Lankin,
V. N. Lipodaev (vice-chief ed.),
L. M. Lobanov, A. A. Mazur,
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)
Guan Qiao (China)
A. S. Zubchenko (Russia)
M. Zinigrad (Israel)
V. I. Lysak (Russia)
B. E. Paton (Ukraine)
Ya. Pilarczyk (Poland)
O. I. Steklov (Russia)
G. A. Turichin (Russia)

FOUNDERS:

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

Address of Editorial Board:

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

Editors:

T. V. Yushtina, I. F. Sokolova
Electron galley:
I. R. Naumova, A. I. Sulima,
D. I. Sereda

State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001
ISSN 0005-111X

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

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

The Paton
WELDING JOURNAL

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

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

<i>Kuchuk-Yatsenko S. I., Shvets Yu. V., Zagadarchuk V. F., Shvets V. I., Khomenko V. I., Zhuravlyov S. I., Sudarkin A. Ya.</i> Technology of heat treatment of Cl.56 steel pipe joints made by the flash-butt welding	3
<i>Goncharov I. A., Galinich V. I., Mishchenko D. D., Shevchuk R. N., Duchenko A. N., Sudavtsova V. S.</i> Methods of control of silicon oxide activity in slag melts of welding fluxes	9
<i>Makhnenko O. V., Muzhichenko A. F., Prudkiy I. I.</i> Mathematical modeling of stress-strain state of stringer panels of titanium alloy VT20	14
<i>Vrzhizhevsky E. L., Sabokar V. K., Akhonin S. V., Petrchenko I. K.</i> Effect of local heat treatment in EBW of titanium alloys with silicide hardening on weld metal mechanical properties	21
<i>Borisov Yu. S., Vigilyanskaya N. V., Demjanov I. A., Grishchenko A. P., Murashov A. P.</i> Investigation of dispersion of dissimilar wire materials in the process of electric arc spraying	25

INDUSTRIAL

<i>Khorunov V. F., Sabadash O. M.</i> Flux arc brazing of aluminium with zinc-plated steel	32
<i>Stefaniv B. F.</i> Development of technology of brazing of diamond-hard-alloy cutters	38
<i>Goloborodko Zh. G.</i> Experience of Kherson Ship Building Works on application of plasma cutting	43
<i>Sokolov M., Salminen A.</i> Effect of quality of joint edge surface on efficiency of laser welding of low-alloy steels	49
<i>Protsenko P. P.</i> International qualification system for training the welding production personnel in Ukraine	54

BRIEF INFORMATION

<i>Voronov V. V.</i> Development of technology of titanium alloy brazing using brazing alloys on Al-Mg system base	57
Developed at PWI	13, 37, 53

NEWS

Audit of system of personnel training and certification of welding production	60
Scientific-Technical Conference «Problems of life and safety in service of structures, constructions and machines»	61
V. G. Fartysnyi is 75	64
In memory of V. V. Chernykh	65

INFORMATION	66
-------------------	----

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



ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБ ИЗ СТАЛИ КЛАССА ПРОЧНОСТИ K56, ВЫПОЛНЕННЫХ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКОЙ ОПЛАВЛЕНИЕМ

С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО¹, Ю. В. ШВЕЦ¹, В. Ф. ЗАГАДАРЧУК¹, В. И. ШВЕЦ¹,
В. И. ХОМЕНКО², С. И. ЖУРАВЛЕВ², А. Я. СУДАРКИН²

¹ ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11, E-mail: office@paton.kiev.ua

² ЗАО «Псковэлектросвар».

Россия, 180680, г. Псков, ул. Новаторов, 3. E-mail: info@pskovelectrosvar.ru

Для установления оптимального режима термообработки соединений труб из стали класса прочности K56, полученных контактной стыковой сваркой оплавлением, проведены исследования влияния времени выдержки и температуры термообработки на ударную вязкость и предел прочности. Испытания выполнены согласно международным стандартам API 1104 и DNV-OS-F101. Проведены металлографические исследования влияния микроструктуры на прочностные характеристики соединений на световом микроскопе «Неофот-32» и растровом электронном микроскопе JAMP 2000F. Анализ полученных данных позволил установить оптимальный режим термообработки, при котором соединения отвечают нормативным требованиям, предъявляемым к сварным швам при сооружении трубопроводов ответственного назначения, в том числе морских. Библиогр. 10, рис. 11.

Ключевые слова: контактная стыковая сварка оплавлением, трубные стали, трубопроводы, сварные соединения, механические свойства, микроструктура, ударная вязкость, термическая обработка, принудительное охлаждение

В последние годы в Российской Федерации развернулось строительство сверхмощных трубопроводов для транспортировки газа и нефти. Новые поколения трубопроводов эксплуатируются при повышенных по сравнению с традиционным рабочим давлением (газопроводы — 100...200 атм, нефтепроводы — 75...100 атм). При этом увеличена толщина стенок труб (до 39 мм) [1]. Для экономии металла и снижения стоимости строительства трубопроводов при сохранении их надежности повышаются требования к механическим свойствам металла труб, в частности, пластическим свойствам, хладостойкости и свариваемости. Металлургическими компаниями для выполнения предъявляемых к трубам высоких требований разработаны стали с ферритно-бейнитной и бейнитной структурами.

Наряду с этим возросли требования к механическим свойствам кольцевых соединений труб, выполненных в монтажных условиях [2]. Это прежде всего относится к показателям ударной вязкости при низких температурах испытаний.

Ранее нами была разработана [3] технология контактной стыковой сварки оплавлением (КССО) труб из стали класса прочности K56 диаметром 1219 мм и толщиной 27 мм, используемых для морских трубопроводов. Трубы были

изготовлены в соответствии с ТУ 14-3-1573-96. Химический состав металла труб, мас. %: 0,06 С; 0,21 Si; 1,42 Mn; 0,12 Ni; 0,07 Mo; 0,04 V; 0,04 Al; 0,02 Ti; 0,05 Cr; 0,02 Nb; 0,004 S; 0,012 P. Такой состав предполагает пониженное содержание углерода, легирование ниобием, титаном и ванадием, что в сочетании с методами термомеханической обработки [4] обеспечивает высокую прочность и хладостойкость, необходимые при эксплуатации трубопроводов.

Механические свойства металла труб: $\sigma_T = 484,4...493,5$ МПа; $\sigma_B = 546,7...556,8$ МПа; $KCV_{20} = 334,7...336,6$ Дж/см²; $KCV_{-40} = 333,0...336,6$ Дж/см²; твердость HV_5 1850...1950 МПа.

Требуемый комплекс свойств достигается за счет измельчения зерен, дисперсионного, дислокационного, субзеренного и твердорастворного упрочнения [5]. Микроструктура стали представляет собой ферритную матрицу с незначительным количеством включений бейнита и карбидов (рис. 1). Размер вытянутых вдоль проката зерен феррита составляет 5...10 мкм, что соответствует баллу 10-11.

Стали этого типа являются термически неустойчивыми. Сварочный нагрев ведет к изменениям микроструктуры, в результате которых ме-

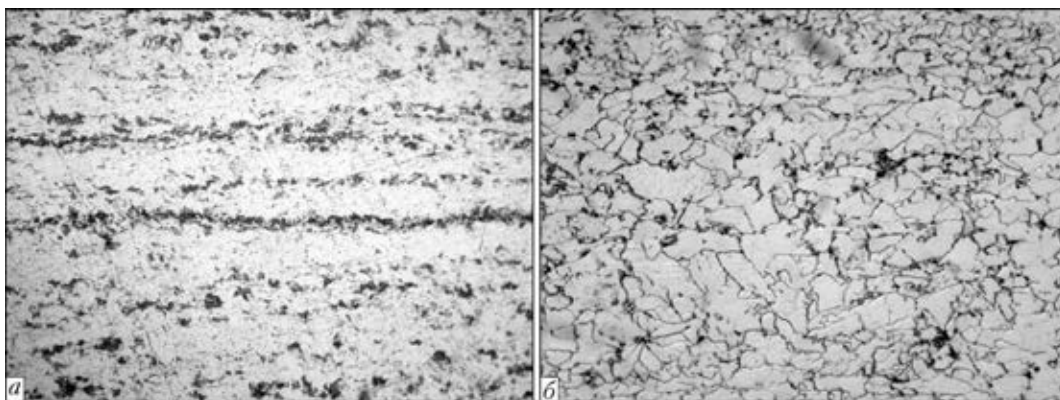


Рис. 1. Микроструктуры трубной стали: *a* — $\times 100$; *б* — $\times 400$

ханические свойства соединений отличаются от таковых основного металла.

При испытаниях на растяжение установлено, что предел прочности сварных соединений понижается примерно на 6 % по сравнению с основным металлом и составляет 520 МПа. Разрушение происходит на расстоянии около 18...20 мм от плоскости соединения. Согласно макроструктуре (рис. 2) место разрушения соответствует участку высокого отпуска, на котором твердость в соединении минимальна и составляет примерно $HV5$ 1700 МПа (рис. 3). Следует отметить, что непосредственно в зоне стыка твердость после сварки несколько выше твердости основного металла — примерно $HV5$ 2100 МПа. Снижение предела прочности на участке высокого отпуска можно предотвратить уменьшением тепловложения при сварке путем сокращения времени сварки, либо за счет увеличения скорости охлаждения.

При этом испытания на изгиб показали, что угол загиба всех сварных соединений составил 180 °С, трещины в шве отсутствовали. Критичными оказались испытания на ударный изгиб. Результаты испытаний образцов Шарпи с надрезом по линии соединения обнаруживают значительное снижение ударной вязкости в области стыка. В то время как ударная вязкость основного металла была 335,8 и 334,9 Дж/см² при 20 и –20 °С соответственно, средняя ударная вязкость на участке линии соединения снизилась до 15,0 Дж/см² при температуре 20 °С и до 8,1 Дж/см² при температуре –20 °С.

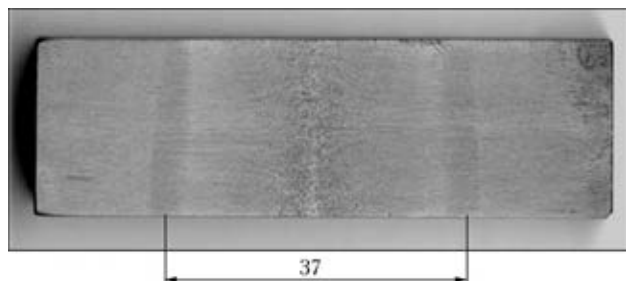


Рис. 2. Макроструктура соединения трубной стали, полученного КССО

Полученный уровень ударной вязкости не отвечает требованиям Морского стандарта DNV-OS-F101 [2].

Как показали металлографические исследования, невысокую ударную вязкость предопределяет микроструктура металла в зоне соединения. Она представляет собой бейнит с полигональными зернами доэвтектоидного феррита по границам первичных аустенитных зерен (рис. 4, *a*), размер которых соответствует баллу 3. Крупное зерно и полигональный феррит по границам зерен, как известно, являются факторами, снижающими хладостойкость [6].

Увеличение скорости охлаждения после сварки ведет к уменьшению объемной доли доэвтектоидного феррита и большей дисперсности бейнита (рис. 4, *б*). Однако это незначительно увеличивает ударную вязкость — от 6,9 до 8,1 Дж/см² при температуре –40 °С.

Известно [7], что перекристаллизация при нормализации улучшает микроструктуру шва. Представляется целесообразным для повышения ударной вязкости использовать локальную высокотемпературную термообработку (ТО) области стыка.

Ниже представлены результаты исследований по разработке базовой технологии ТО сварных соединений труб, выполненных КССО, из стали 10Г2ФБ (ТУ 14-3-1573-96).

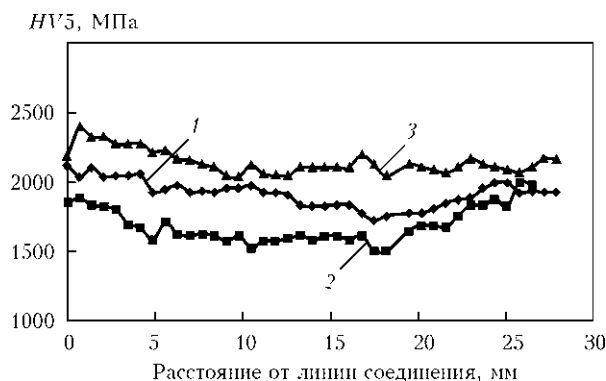


Рис. 3. Распределение твердости $HV5$ в сварном соединении: 1 — после сварки и остывания на воздухе; 2 — после ТО и остывания на воздухе; 3 — после ТО и охлаждения водовоздушной смесью

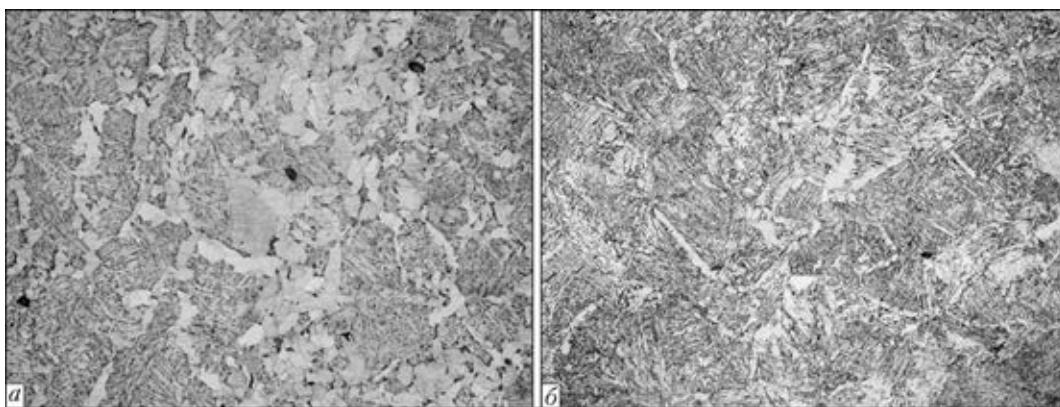


Рис. 4. Микроструктуры ($\times 100$) сварного соединения трубной стали после охлаждения на воздухе (а) и в воде (б)

Местный (локальный) нагрев сварных соединений шириной 320 мм со снятым gratом осуществляли одновитковым охватывающим индукционным нагревателем с частотой 2,4 кГц.

Контроль температуры проводили по схеме: датчик температуры — нормализатор сигнала датчика — аналого-цифровой преобразователь — компьютер. В качестве нормализаторов сигналов использовали многоканальные модули с индивидуальной гальванической развязкой по каналам типа HL-7B 30-06, обеспечивающие выходной сигнал напряжением 0...10 В постоянного тока при изменении термоЭДС в пределах 0...50 мВ. Внешний двенадцатиразрядный аналого-цифровой преобразователь типа АДС-12Е подключали к компьютеру типа ноутбук по параллельному интерфейсу. Датчиками температуры служили хромель-алюмелевые термопары диаметром 0,5 мм, которые приваривали к образцам в зоне нагрева конденсаторной сваркой.

Охлаждение осуществляли либо на воздухе, либо принудительно с двух сторон водовоздушным спреем.

Оценку показателей ударной вязкости соединений после ТО проводили на образцах Шарпи с острым надрезом по плоскости соединения, расположенным нормально поверхности трубы, при температуре $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$. Испытания проводили в сертифицированной лаборатории механических испытаний ИЭС.

Металлографические исследования проводили на световом микроскопе «Неофот-32» после травления шлифов в 4%-м спиртовом растворе азотной кислоты.

Режим ТО включает следующие составляющие: скорость нагрева, температуру нагрева, продолжительность выдержки при постоянной температуре, скорость охлаждения после выдержки.

Критерием выбора скорости нагрева является получение однородного температурного поля по толщине образца. В результате проведенных экспериментов установлено, что равномерный на-

грев стыков до температуры $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ по всей толщине достигается за 5 мин.

Определение нижнего предела температуры нормализации осуществляли на основе дилатометрического анализа стали, проведенного на установке «Gleeble». Согласно дилатометрическим кривым при продолжительности нагрева 5 мин полная аустенизация достигается при температуре $A_{c3} = 911\text{ }^{\circ}\text{C}$. Учитывая опыт проведения нормализации, предполагающий превышение температуры над точкой A_{c3} на $30...40^{\circ}$, нижняя температура нормализации была взята $950\text{ }^{\circ}\text{C}$.

При разработке оптимального режима ТО рассмотрены температуры нормализации в диапазоне $950...1100\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Согласно результатам испытаний соединений (рис. 5) с повышением температуры ТО средние значения ударной вязкости KCV_{-20} монотонно снижались от 140 Дж/см^2 при $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ до 38 Дж/см^2 при $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Металлографические исследования соединений после ТО показали, что микроструктура металла по зоне соединения представляет собой ферритную матрицу с островковыми включениями остаточного аустенита (рис. 6).

Ферритная матрица имеет зернистый вид и преимущественно состоит из полигонального ме-

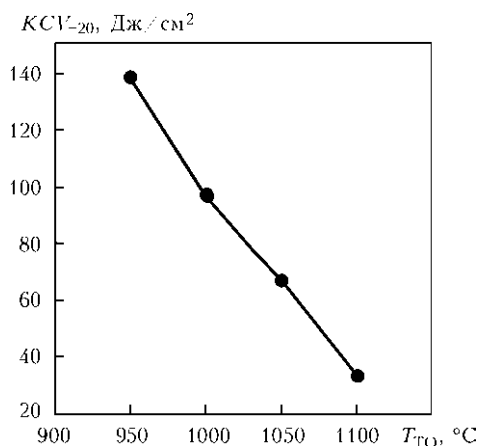


Рис. 5. Зависимость средних значений ударной вязкости соединений от температуры ТО

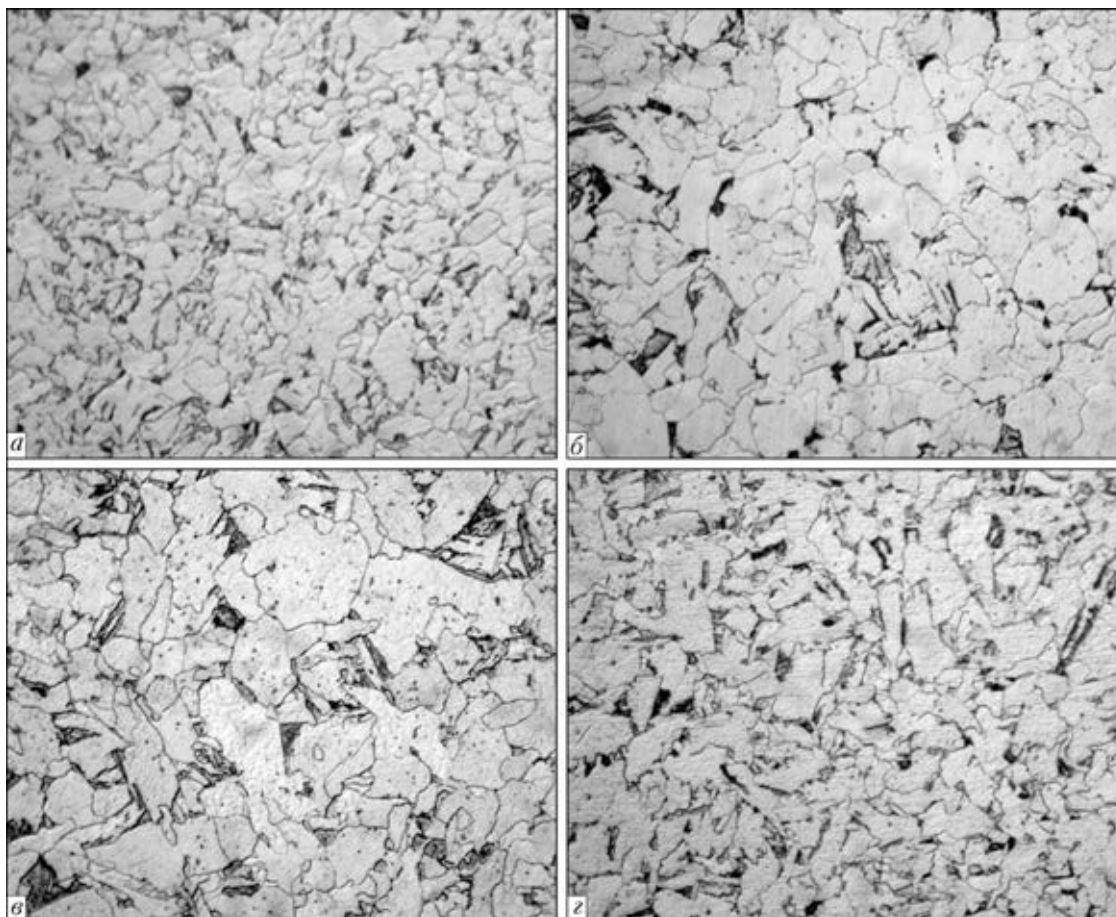
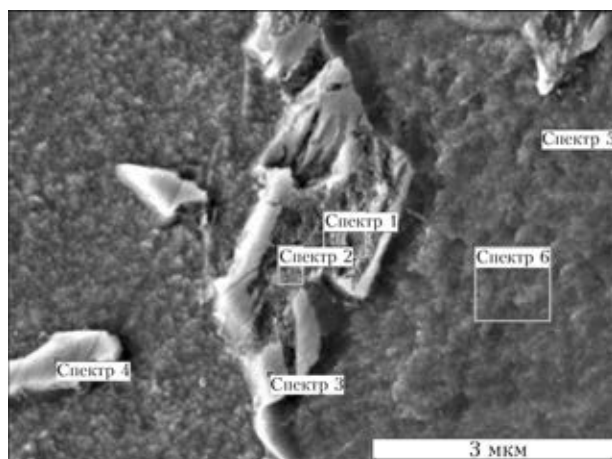


Рис. 6. Микроструктуры ($\times 1000$) металла по зоне соединения сварных стыков после ТО при температурах 950 (а), 1000 (б), 1050 (в), 1100 °С (г)



Номер спектра	C	O	V	Fe
1	2,37	2,23	0,00	95,41
2	3,20	2,35	0,86	93,59
3	1,81	1,33	0,00	96,86
4	1,48	1,27	0,00	97,25
5	1,01	0,88	0,43	97,68
6	1,24	1,13	0,13	97,50

Рис. 7. Микроструктура и химическая неоднородность остаточного аустенита, мас. %

зоферрита, образование которого по линии соединения в отличие от примыкающих к линии соединения слоев металла вызвано обезуглероживанием металла на этом участке.

В остаточном аустените наблюдаются структурно-неоднородные участки с повышенным содержанием углерода (рис. 7). Очевидно остаточный аустенит частично распадается. Продуктом распада является структура, описанная в работах [7–10] как зернистый бейнит, представляющая собой механическую смесь бейнитной α -фазы и карбидов.

Увеличение температуры ТО вызывает рост зерен феррита от 3...10 мкм при 950 °С до 10...30 мкм при 1050 °С (рис. 6, а–в). При температуре 1100 °С (рис. 6, г) рост зерен феррита несколько подавляется, однако при этом в матрице увеличивается объемная доля остаточного аустенита.

Известно [7], что увеличение размера зерен и количества второй фазы и являются факторами, снижающими хладостойкость. Это объясняет ход кривой температурной зависимости ударной вязкости.

Оптимальной температурой ТО с учетом возможной неоднородности температурного поля по толщине изделия является температура 1000 °С.

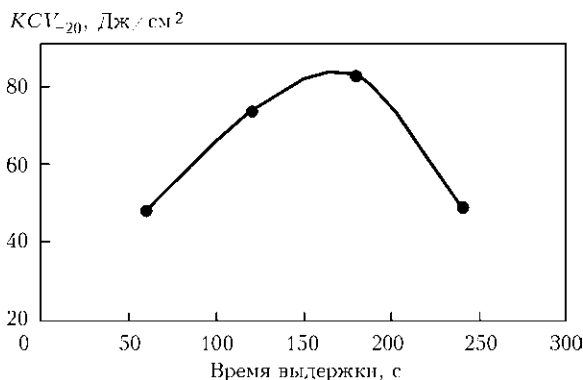


Рис. 8. Зависимость средних значений ударной вязкости от выдержки при температуре ТО, равной 1000 °С

Рис. 8 иллюстрирует влияние продолжительности выдержки образцов при температуре нормализации (1000 °С) на значение ударной вязкости, среднее значение ударной вязкости при времени выдержки 1 мин составило 47 Дж/см² (минимальные значения отдельных образцов не превышают 30 Дж/см²).

Увеличение продолжительности выдержки более одной минуты ведет к росту ударной вязкости. Очевидно, 1 мин недостаточна для полной перекристаллизации стали.

Зависимость ударной вязкости от времени выдержки носит экстремальный характер. Наиболее высокие и стабильные значения KCV_{20} получены в диапазоне 2,5...3,0 мин и составили более

80 Дж/см². Увеличение продолжительности выдержки более 3 мин ведет к снижению ударной вязкости и при выдержке 4 мин ударная вязкость составила около 50 Дж/см².

Резкое снижение ударной вязкости при времени выдержки более 3 мин обусловлено изменениями в микроструктуре металла. Так, если при выдержке 2 мин матрица преимущественно состоит из полигонального мезоферрита (рис. 9, б), то при выдержке 4 мин преобладает перисто-игольчатый феррит (рис. 9, з), идентифицируемый как продукт сдвигового превращения в отличие от мезоферрита, образующегося по диффузионному механизму. Остаточный аустенит располагается вдоль игл феррита.

Формирование такой микроструктуры происходит, вероятно, в силу обогащения аустенитной матрицы углеродом и, как следствие, подавления образования мезоферрита и увеличения количества остаточного аустенита.

Обогащение углеродом линии соединения возможно в результате, с одной стороны, выравнивания его концентрации в соединении при ТО (линия соединения после сварки обеднена углеродом), с другой — распада термически неустойчивых карбидов ванадия. Оба процесса развиваются во времени, что находит отражение на кривой зависимости ударной вязкости от продолжительности ТО.

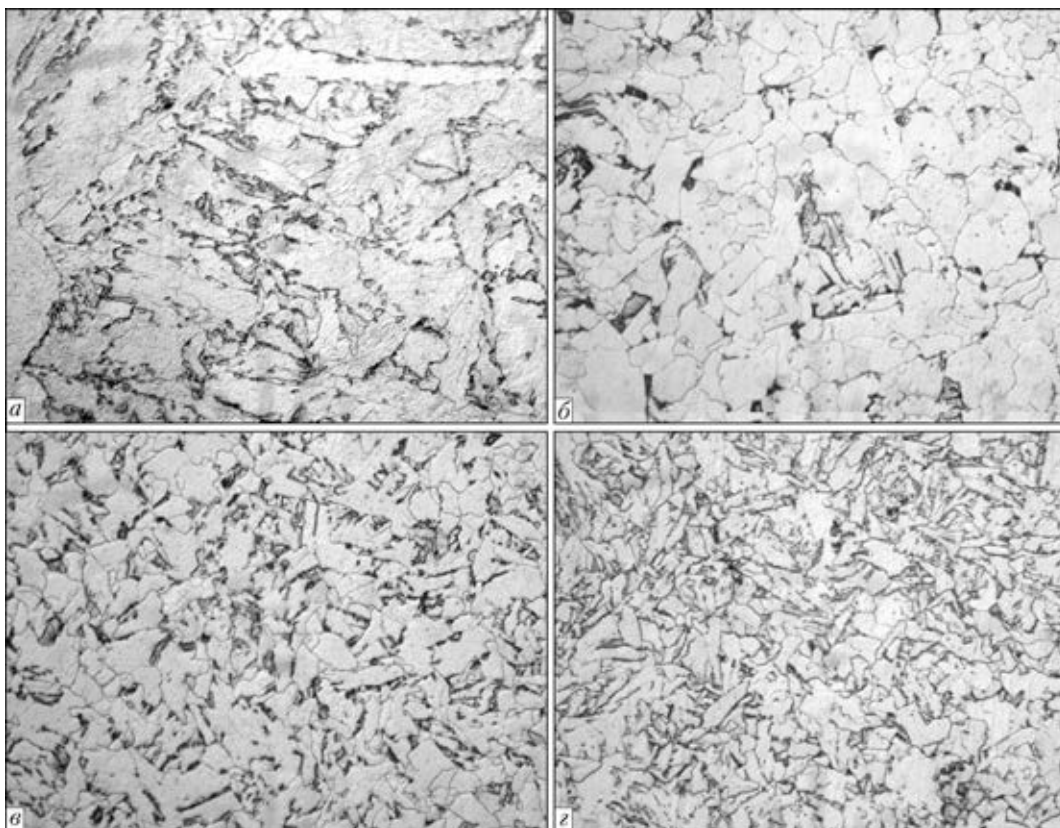


Рис. 9. Микроструктуры (×1000) металла по зоне соединения сварных стыков после ТО при 1000 °С с выдержкой 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 мин (з)

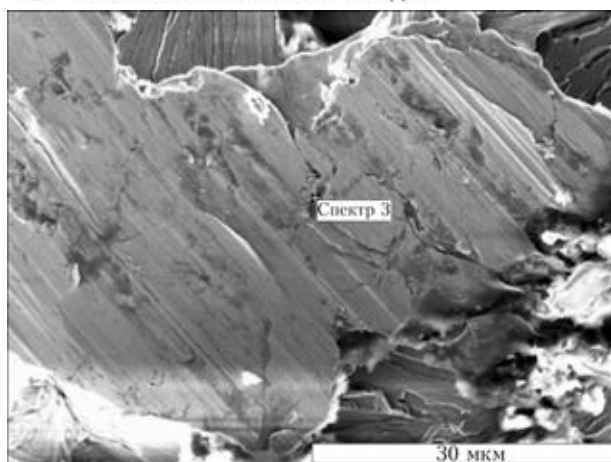


Рис. 10. Фрагмент поверхности излома соединения

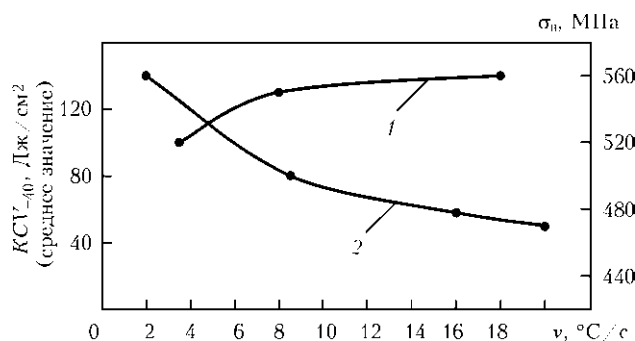


Рис. 11. Зависимость предела прочности (1) и ударной вязкости (2) от скорости охлаждения при ТО

Косвенное подтверждение диффузионного перераспределения углерода в матрице было получено при исследовании изломов соединений. На поверхности излома обнаружены участки с высоким содержанием углерода. В спектре № 3 (рис. 10) содержание элементов следующее, ат. %: 58,78 C; 5,79 O; 35,44 Fe.

Скорость охлаждения после ТО влияет на свойства соединения двояко: с одной стороны, ее увеличение приводит к повышению прочностных свойств соединения, с другой — снижаются вязкие свойства (рис. 11). Оптимальная скорость охлаждения с точки зрения обеспечения комплекса механических свойств находится в пределах 8...12 °C/с. При таких скоростях охлаждения показатели предела прочности сварного соединения сохраняются на уровне прочности основного металла.

Из анализа приведенных данных и с учетом возможного неоднородного нагрева труб большого диаметра в условиях реального строительства может быть реализован следующий режим ТО труб: температура нагрева 1000 °C, длительность

выдержки 2,5...3,0 мин, охлаждение водовоздушной смесью.

Из результатов механических испытаний соединений после базовой ТО, приведенных выше, видно, что они удовлетворяют требованиям, предъявляемым к кольцевым сварным соединениям труб [2].

Выводы

1. Разработана базовая технология ТО соединений толстостенных труб из сталей класса прочности K56, выполненных КССО, которая обеспечивает соответствие требованиям DNV-OS-F101 и API 1104 к механическим свойствам сварных швов для подводных трубопроводов.

2. Оптимальная температура нормализации сварных соединений составляет 950...1000 °C, длительность выдержки при этой температуре 2,5...3,0 мин, скорость охлаждения должна быть в пределах 8...12 °C/с.

3. Скорость нагрева при ТО не оказывает существенного влияния на показатели вязкости соединений.

1. *Высокопрочные трубные стали нового поколения с феррито-бейнитной структурой* / Ю. Д. Морозов, М. Ю. Матросов, С. Ю. Настич, А. Б. Арабей // *Металлург.* — 2008. — № 8. — С. 39–42.
2. *DNV-OS-F101. Offshore standard. Submarine pipeline systems.* — Jan., 2000.
3. *Контактная стыковая сварка оплавлением толстостенных труб из высокопрочных сталей класса прочности K56* / С. И. Кучук-Яценко, Ю. В. Швец, В. Ф. Загадарчук и др. // *Автомат. сварка.* — 2012. — № 5. — С. 5–11.
4. *Контролируемая прокатка* / В. И. Погоржельский, В. И. Литвиненко, Ю. И. Матросов, А. В. Иваницкий. — М.: *Металлургия*, 1979. — 184 с.
5. *Никобий-содержащие низколегированные стали* / Ф. Хейстеркамп, К. Хунна, Ю. И. Матросов и др. — М.: *СП Интермет Инжиниринг*, 1999. — 94 с.
6. *Лившиц Л. С., Хакимов А. Н.* *Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений.* — М.: *Машиностроение*, 1989. — 334 с.
7. *Грабин В. Ф., Денисенко А. В.* *Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей.* — Киев: *Наук. думка*, 1978. — 276 с.
8. *Свищенко В. В.* *Строение и механизм формирования зернистого бейнита* // *Тр. Алтай. гос. техн. ун-та им. И. И. Ползунова.* — Барнаул: *Изд-во АлтГТУ*, 1995. — С. 44–50.
9. *Кремнев Л. С., Свищенко В. В., Чепрасов Д. П.* *Строение и механизм формирования зернистого бейнита в стали 20Х2НАч* // *Металловедение и терм. обработка металлов.* — 1997. — № 9. — С. 6–9.
10. *Образование промежуточной структуры зернистой морфологии в низкоуглеродистой низколегированной стали в условиях ступенчато-изотермического распада аустенита* / В. В. Свищенко, Д. П. Чепрасов, В. Н. Шабалин, Ю. А. Филатов // *Ползуновский альманах.* — 2008. — № 3.

Поступила в редакцию 29.11.2012



УДК 621.791.011:54

СПОСОБЫ УПРАВЛЕНИЯ АКТИВНОСТЬЮ ОКСИДА КРЕМНИЯ В ШЛАКОВЫХ РАСПЛАВАХ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ

И. А. ГОНЧАРОВ¹, В. И. ГАЛИНИЧ¹, Д. Д. МИЩЕНКО¹, Р. Н. ШЕВЧУК¹,
А. Н. ДУЧЕНКО¹, В. С. СУДАВЦОВА²

¹ ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11, E-mail: office@paton.kiev.ua

² Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины.
03142, г. Киев, ул. Кржижановского, 3. E-mail: post@ipms.kiev.ua

Оксид кремния входит в состав флюсов для сварки углеродистых и низколегированных сталей. Для прогнозирования металлургических и сварочно-технологических свойств флюсов важно знать его активность в шлаковом расплаве. Целью данной работы является разработка методики экспрессной оценки активности (эффективной концентрации) оксида кремния SiO_2 в шлаковых расплавах и определение способов управления ею. Разработана конструкция оригинального электролитического датчика. Применение в качестве второго электрода сплава, содержащего 5 мас. % силиция, позволило повысить термостойкость датчика до температуры 1500 °С. С использованием разработанного датчика предложена методика определения активности SiO_2 в шлаковых расплавах методом электродвижущих сил, которая обеспечивает точность измерения электродвижущих сил в пределах 1...2 мВ. Данная методика может быть применима в металлургии непосредственно в процессе плавки, а также при разработке сварочных материалов. Установлено, что увеличение содержания MgO в шлаковом расплаве системы $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2-\text{CaF}_2$ вызывает снижение активности оксида кремния, что можно объяснить образованием тугоплавких и термодинамически стабильных силикатов и алюминатов магния. Определено влияние добавок (1 мас. %) металлов на активность SiO_2 в расплавах системы $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2-\text{CaF}_2$. Показана возможность управления термодинамической активностью оксида кремния в шлаках при сварке и соответственно процессами восстановления кремния и образования неметаллических включений в сварных швах. Библиогр. 5, табл. 3, рис. 1.

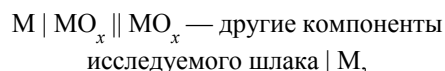
Ключевые слова: дуговая сварка, высокопрочные стали, шлаковые расплавы, термодинамические свойства, активность SiO_2 , электролитический датчик, способы управления

Оксидные и оксидно-фторидные расплавы широко применяются в металлургии и сварке. Для прогнозирования металлургических и технологических свойств шлаков в расплавленном состоянии важно знать их термодинамические свойства, в частности активность компонентов шлаковых расплавов. Основным компонентом, входящим в состав флюсов для сварки углеродистых и низколегированных сталей, является оксид кремния. Именно он определяет степень полимеризации расплава и соответственно его структурно-зависимые свойства. Комплекс этих свойств определяет технологические параметры флюсов в процессе сварки. В то же время присутствие оксида кремния в составе флюса является причиной протекания при сварке целого ряда окислительно-восстановительных реакций: восстановления кремния и образования силикатных неметаллических включений — нежелательных с точки зрения получения оптимальных микроструктур и механических свойств при сварке современных низколегированных высокопрочных сталей. Современные сварочные материалы являются, как правило, сложными многокомпонентными систе-

мами. Кроме того, на активность компонентов шлакового расплава при сварке влияют не только компоненты расплава, но и входящие в состав стали, проволоки и флюса металлы.

Целью данной работы является разработка методики экспрессной оценки активности (эффективной концентрации) оксида кремния SiO_2 в шлаковых расплавах и определение способов управления ею.

Наиболее точным методом определения активностей компонентов в сплавах является метод электродвижущих сил (ЭДС) [1]. Суть его заключается в том, что для исследования активности одного из компонентов оксидных систем создается концентрационный элемент без переноса ионов вида



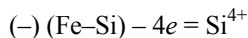
где M , MO_x — металл и низший оксид этого металла. Концентрационный элемент для измерения активности оксида кремния SiO_2 в расплаве системы $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2-\text{CaF}_2$ [2] схематично записывается так:



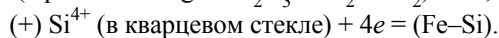
(+) (Fe–Si) | SiO₂ || MgO–Al₂O₃–SiO₂–CaF₂ | (Fe–Si) (–),

где (–), (+) — отрицательный и положительный полюсы.

При работе этого концентрационного элемента на электродах протекают следующие процессы:



(в расплаве MgO–Al₂O₃–SiO₂–CaF₂) + Fe,



Общий процесс:

$$Si^{4+} (в кварцевом стекле) = \\ = Si^{4+} (в расплаве MgO-Al_2O_3-SiO_2-CaF_2).$$

Активность SiO₂ рассчитывали по известному уравнению

$$E = RT/4F \ln a_{SiO_2} / a_{SiO_2}^{фл},$$

где E — ЭДС концентрационного элемента; R — газовая постоянная; a_{SiO_2} , $a_{SiO_2}^{фл}$ — активности оксида кремния SiO₂ соответственно в кварцевом стекле и жидком флюсе системы MgO–Al₂O₃–SiO₂–CaF₂.

При $T = 1673$ К $E = -0,036 \ln a_{SiO_2}^{фл}$, откуда $a_{SiO_2}^{фл} = e^{-E/0,036}$.

Такую ячейку можно изготовить следующим образом. В графитовом блоке высверливают два углубления для электрода Fe–Si (ферросилиций). Снизу или сбоку подводят токоотводы из вольфрама. Ячейку в таком виде нагревают до 1500 °С в инертной атмосфере и выдерживают 30...60 мин. Расплавленный ферросилиций будет иметь хороший контакт с токоотводами и стенками углублений. После этого на поверхность одного электрода Fe–Si засыпают кварцевое стекло, а на поверхность другого — исследуемый шлак. Определение активности SiO₂ с помощью такой методики является сложной задачей. Кроме того, во время опыта происходит взаимодействие оксидов и Fe–Si с графитом. В связи с этим возникает необходимость его замены на другие, более инертные материалы такие, как алюмонитрид бора.

Поэтому была поставлена задача создания оригинального электролитического датчика для экспрессного определения активности SiO₂ в оксидных и оксидно-фторидных расплавах. Были изготовлены специальные электроды, которые вначале в качестве кремнийсодержащей составляющей имели чистый Si, SiC или MoSi₂. В специальных опытах установлено, что на поверхностях SiC и MoSi₂ медленно образуется двойной электрический слой, так как кремний прочно связан с другими атомами — углерода или молибдена. Датчик с электродом из чистого кремния в качестве металлической составляющей позволял

проводить измерения лишь до 1400 °С. Поэтому на основе диаграммы состояния системы Fe–Si нами был подобран сплав, содержащий 5 мас. % Si и плавящийся при температуре 1500 °С, а также изготовлены ферросилицийсодержащие электроды по технологии, описанной ниже. Мелко измельченный силиций смешивали с порошкообразным карбонильным железом марки ОСЧ, засыпали в кварцевую ампулу диаметром 5 мм и длиной 4 см. Потом в эту смесь вставляли вольфрамовый прутки длиной 40...50 см. Для более качественного контакта между вольфрамовым прутком и сплавом, повышения прочности стыка стык зафиксировали замазкой из оксида алюминия и жидкого стекла. Вторым электродом концентрационного элемента представлял собой стержень из ферросилиция (5 мас. % Si), прикрепленный к вольфрамовому токоотводу тонким молибденовым проводом. Для этого в верхней части электрода алмазным кругом прорезали канавку, куда вставляли вольфрамовый провод диаметром 1 мм, крепящийся тонким молибденовым проводом. Место стыка замазывали смесью порошкообразного оксида алюминия с жидким стеклом. Вольфрамовые токоотводы изолировали, зачекляя их в фарфоровые трубки. Электроды изолировали один от другого корундовой пластиной и связывали молибденовым проводом. Схема концентрационного элемента, который использовали для экспрессного определения активности SiO₂ в оксидных и оксидно-фторидных расплавах приведена на рисунке.

Исследуемый шлак (масса 8 г) засыпали в корундовый круглодонный тигель, который помещали в печь Таммана. После нагрева до 1400 °С его выдерживали 3...5 мин при этой температуре (для гомогенизации). Затем в расплав медленно погружали два электрода, описанных выше. После прогревания электродов до заданной температуры значение ЭДС сохранялось постоянным в пределах 1...2 мВ.

Проверку точности и корректности разработанной методики проводили на шлаках системы CaO–SiO₂, ранее хорошо изученной. Оказалось, что определенные нами активности SiO₂ в пределах погрешностей эксперимента согласуются с литературными данными [2]. Это дало основание перейти к определению активности оксида кремния SiO₂ в модельных шлаках системы MgO–Al₂O₃–SiO₂–CaF₂, к которой относится целый ряд флюсов для сварки низколегированных высокопрочных сталей. Разработанная методика была использована для исследования зависимости влияния MgO на активность SiO₂. Полученные результаты приведены в табл. 1. Из таблицы видно, что введение MgO в шлаки системы MgO–Al₂O₃–SiO₂–CaF₂ обуславливает существенное снижение активности оксида кремния. Это можно объяснить

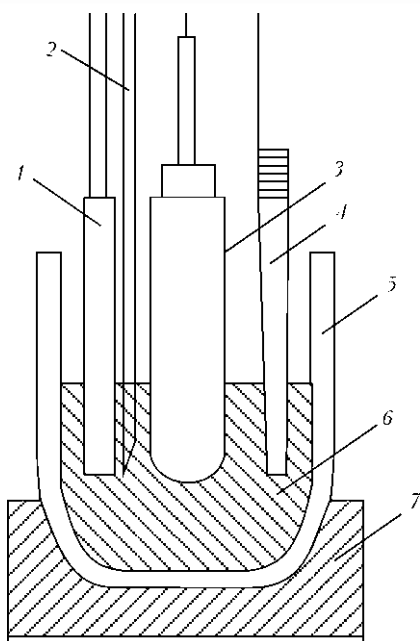


Схема концентрационного элемента: 1 — термопара ВР5-20; 2 — мешалка; 3 — стержень из Fe–Si, соединенный с вольфрамовым токоотводом в чехле из SiO₂; 4 — стержень из Fe–Si, соединенный с вольфрамовым токоотводом; 5 — корундовый тигель; 6 — исследуемый шлак; 7 — подставка из ниобиевой жести и алюминитрида бора

образованием комплексных соединений, близких по составу к Al₂MgO₄ и Mg₂SiO₄ [3], которые очень тугоплавки и термодинамически стабильны.

При сварке компоненты флюсов вступают во взаимодействие с легирующими элементами, входящими в состав электродной проволоки и стали. Кроме того, агломерированные флюсы, как правило, содержат легирующие элементы. Для исследования этого взаимодействия в окисно-фторидный расплав (34 мас. % SiO₂, 34 мас. % Al₂O₃, 17 мас. % MgO, 15 мас. % CaF₂) с помощью воронки с корундовой трубкой вводили порошкообразные сплавы в количестве 1 мас. %: ферросилиций ФС75 (75 мас. % Si), ферротитан ФТи70 (70 мас. % Ti), силикокальций СК30 (30 мас. % Ca), ферромарганец ФМн90 (90 мас. % Mn) и металлический марганец Мн998 (99,8 мас. % Mn).

Результаты измерений ЭДС, полученные с применением описанной выше методики, и соответствующие значения активности оксида кремния в шлаковом расплаве приведены в табл. 2. Из таблицы видно, что активность SiO₂ в расплаве

Таблица 2. Влияние добавок ферросплавов и металлического марганца на активность SiO₂ в расплаве

Расплав	E, мВ	a _{SiO₂} , мол. %
Флюс	75,5	0,123
Флюс+Fe–Mn	114	0,042
Флюс+Mn	141,7	0,020
Флюс+Fe–Si	161	0,011
Флюс+Fe–Ti	277,5	0,001
Флюс+Ca–Si	332,5	0,0001

системы MgO–Al₂O₃–SiO₂–CaF₂ при добавлении ферросплавов снижается. Это можно объяснить протеканием реакций между SiO₂ и металлами.

Для объяснения влияния различных металлов на активность SiO₂ в изученном окисном расплаве оценивали термодинамическую вероятность этих процессов. Для этого рассчитали изменение энергии Гиббса ΔG для каждой реакции, приведенной ниже (при 298 и 1673 К):

- 1) [Mn] + (SiO₂) → (MnO₂) + [Si],
- 2) 3[Mn] + 2(SiO₂) → (Mn₃O₄) + 2[Si],
- 3) 2[Mn] + (SiO₂) → 2(MnO) + [Si],
- 4) 4[Ti] + 3(SiO₂) → 2(Ti₂O₃) + 3[Si],
- 5) [Ti] + (SiO₂) → (TiO₂) + [Si],
- 6) 2[Fe] + (SiO₂) → 2(FeO) + [Si],
- 7) 4[Fe] + 3(SiO₂) → 2(Fe₂O₃) + 3[Si],
- 8) 3[Fe] + 2(SiO₂) → (Fe₃O₄) + 2[Si],
- 9) [Si] + (SiO₂) → 2{SiO},
- 10) 2[Ca] + (SiO₂) → 2(CaO) + [Si],

где (), [], { } — жидкое, твердое или газообразное состояние веществ.

Для расчета ΔG при 298 К используем формулу

$$\Delta G = \sum_i v_i (\Delta G_i^{\text{прод}}) - \sum_i v_i (\Delta G_i^{\text{реак}})$$

Так, для реакции 1) имеем

$$\Delta G_{298}^0 = \Delta G_{\text{MnO}_2, 298}^0 + \Delta G_{\text{SiO}, 298}^0 - \Delta G_{\text{Mn}, 298}^0 \quad (1)$$

Чтобы рассчитать ΔG при 1673 К, в первом, грубом приближении, предположим, что ΔC_p = 0. Тогда изменение энергии Гиббса для температуры 1673 К равно:

Таблица 1. Активность SiO₂ в модельных шлаках системы MgO–Al₂O₃–SiO₂–CaF₂

SiO ₂ , мас. %/молярная доля	Al ₂ O ₃ , мас. %/молярная доля	CaF ₂ , мас. %/молярная доля	MgO, мас. %/молярная доля	E, мВ	a _{SiO₂} , мол. %
40/0,507	40/0,298	20/0,195	0/0	20,0	0,573
38/0,462	38/0,272	19,2/0,179	4,8/0,087	47,0	0,27
36/0,418	36/0,246	18/0,161	10/0,174	49,0	0,25
34/0,380	34/0,223	17/0,146	15/0,251	75,0	0,123



$$\Delta G_{1673}^0 = \Delta H_{298}^0 - T\Delta S_{298}^0 \quad (2)$$

Для расчета изменения энтальпии реакции 1) используем формулу

$$\Delta H_{298}^0 = \sum_i v_i(\Delta H_{298}^0). \quad (3)$$

Для реакции 1) эта формула приобретает вид

$$\Delta H_{298}^0 = \Delta H_{\text{MnO}_2, 298}^0 + \Delta H_{\text{Si}, 298}^0 - \Delta H_{\text{SiO}_2, 298}^0 - \Delta H_{\text{Mn}, 298}^0 \quad (4)$$

где $\Delta H_{\text{MnO}_2, 298}^0$, $\Delta G_{\text{MnO}_2, 298}^0$ — энтальпия и энергии образования Гиббса MnO_2 .

Аналогично для изменения энтропии данной реакции:

$$\Delta S_{298}^0 = S_{\text{MnO}_2, 298}^0 + S_{\text{Si}, 298}^0 - S_{\text{SiO}_2, 298}^0 - S_{\text{Mn}, 298}^0 \quad (5)$$

Уравнение (2) дает достаточно точные результаты в широком диапазоне температур. Однако во многих случаях это обусловлено не тем, что ΔH и ΔS слабо зависят от температуры, а частичной взаимной компенсацией влияния изменений этих функций.

Во втором приближении (Улиха) температурная зависимость термодинамических функций принимается постоянной, т. е. изменение теплоемкости продуктов и реагентов реакции ΔC_p постоянно и равно изменению теплоемкости всех веществ при комнатной температуре:

$$\Delta G_T^0 = \Delta H_{298}^0 - T\Delta S_{298}^0 + \Delta C_{p, 298}(T - 298 - T \ln T/298). \quad (6)$$

В связи с тем, что для нас важно не точное значение ΔG , а ее порядок и знак, воспользуемся приближенными методами расчета ΔG по уравнению (2) и (6). При расчетах использовали ли-

тературные данные [4]. Для марганца брали данные для устойчивой при нормальных условиях α -формы. Результаты расчетов приведены в табл. 3.

Для реакций № 4, 5 и 10 ΔG_{1673}^0 отрицательная. Это свидетельствует о взаимодействии титана и кальция с SiO_2 , причем более вероятным является прохождение реакций № 4 и 10. Это хорошо согласуется с полученными нами экспериментальными данными по снижению активности SiO_2 при введении добавок ферротитана и силикокальция в шлаковый расплав системы $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2-\text{CaF}_2$. Результаты расчетов энергии Гиббса, приведенные в табл. 3, подтверждают то, что титан и кальций, входящие в состав ферросплавов, реагируют с оксидом кремния по приведенной выше схеме. Чтобы объяснить полученное экспериментально уменьшение активности SiO_2 при добавлении других ферросплавов, при расчете нужно использовать парциальные мольные энергии Гиббса металлов, учитывающие их активности, а также то, что эти металлы при контакте со шлаком находятся в жидком состоянии. Для этого применим модифицированное уравнение

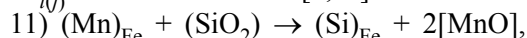
$$\Delta G = \sum_i a_i v_i (\Delta G_{i, \text{обр}}^{\text{прод}} - \sum_j a_j v_j (\Delta G_{j, \text{обр}}^{\text{реаг}}), \quad (7)$$

где ΔG_i , ΔG_j — парциальные мольные энергии Гиббса компонентов конечных и исходных расплавов.

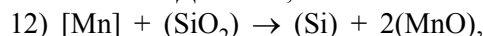
В свою очередь

$$\Delta G_{i(j)} = RT \ln a_{i(j)}. \quad (8)$$

Активности компонентов ферросплавов и шлаков $a_{i(j)}$ использовали из [1, 5]:



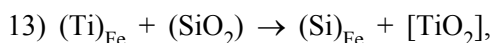
$$\Delta G = -460 \text{ кДж/моль};$$



$$\Delta G = -371 \text{ кДж/моль};$$

Таблица 3. Расчетные термодинамические функции для реакций металлов с SiO_2

Номер реакции	ΔH_{298}^0 , кДж/моль	ΔS_{298}^0 , Дж/моль	ΔC_p , Дж/моль	ΔG_{298}^0 , кДж/моль	ΔG_{1673}^0 , кДж/моль (1 пригл.)	ΔG_{1673}^0 , кДж/моль (2 пригл.)
1	337	-2,55	2,14	333,91	332,76	329,91
2	329	42,85	46,49	310,22	257,38	319,37
3	87,9	33,08	7,76	64,70	32,57	42,913
4	-463	-35,38	17,5	-471,9	-403,9	-380,6
5	-83	-3,97	4,36	-85,59	-76,68	-70,87
6	325	29,74	23,76	305,42	275,13	306,81
7	929	-0,46	31,6	913,00	930,22	972,35
8	598	17,26	23,37	666,99	568,97	600,13
9	635	351,1	15,57	524,35	47,16	67,92
10	-363	-25,38	7,5	-3316	-303,9	-280,6



$$\Delta G = -878 \text{ кДж/моль};$$



$$\Delta G = -86 \text{ кДж/моль}.$$

Значения энергии Гиббса реакций № 11–14 являются отрицательными, что свидетельствует о самопроизвольности их протекания в прямом направлении. Это хорошо согласуется с экспериментальными данными, согласно которым при добавлении указанных ферросплавов в исследуемый шлак активность SiO_2 существенно падает.

Таким образом, путем введения некоторых металлов в сложные оксидные расплавы можно управлять активностью его компонентов, в частности SiO_2 , и тем самым, металлургическими свойствами флюса при сварке. Снизив активность SiO_2 в шлаковом расплаве, можно подавить протекание нежелательных с точки зрения металлургии сварки низколегированных сталей реакций восстановления кремния и образования силикатных неметаллических включений.

Выводы

1. Методом ЭДС с использованием разработанного электролитического датчика определены активности SiO_2 в шлаковых расплавах системы $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaF}_2$.

2. Установлено, что увеличение содержания MgO в шлаковом расплаве системы $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaF}_2$ вызывает снижение активности оксида кремния, что можно объяснить образованием тугоплавких и термодинамически стабильных силикатов и алюминатов магния.

3. Изучено влияние добавок металлов на активность SiO_2 в расплавах системы $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaF}_2$. Установлено, что введение 1 % силикокальция, ферротитана, ферросилиция, ферромарганца и металлического марганца в расплав системы $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaF}_2$ приводит к скачкообразному падению активности оксида кремния. Наибольшее снижение (на 2-3 порядка) достигается при введении силикокальция и ферротитана.

1. *Судавацова В. С., Макара В. А., Галинич В. И.* Термодинамика металлургических и сварочных расплавов. Ч. 1. Сплавы на основе железа и алюминия. — Киев: Логос, 2005. — 192 с.
2. *Taylor J. R., Dinsdale A. T.* Thermodynamic and phase diagram data for the CaO-SiO_2 system // *Calphad*. — 1990. — 14, № 1. — P. 71–88.
3. *Образование шпинели в расплаве агломерированного сварочного флюса системы $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaF}_2$ и ее влияние на вязкость шлака / И. А. Гончаров, В. Э. Сокольский, А. О. Давиденко и др. // Автомат. сварка. — 2012. — № 12. — С. 21–28.*
4. *Термодинамические свойства индивидуальных веществ: Справ. изд. / Под ред. В. П. Глушко. — 3-е изд., перераб. и доп. — Т. II. Кн. 2. — М.: Наука, 1979. — 440 с.*
5. *Подгаецкий В. В., Кузьменко В. Г.* Сварочные шлаки. — Киев: Наук. думка, 1988. — 256 с.

Поступила в редакцию 17.12.2012

РАЗРАБОТАНО В ИЭС

ПОРОШКОВАЯ ПРОВОЛОКА ППР-АНЗ ДЛЯ МЕХАНИЗИРОВАННОЙ ДУГОВОЙ ПОДВОДНОЙ РЕЗКИ

Порошковая проволока ППР-АНЗ предназначена для механизированной дуговой подводной резки углеродистых и легированных сталей толщиной до 40 мм на глубинах до 60 м. Скорость резки низкоуглеродистой стали толщиной 20 мм составляет 15 м/ч. При этом расход проволоки составляет 0,6 кг на 1 пог. м реза.

Применяется для расчистки русел рек от затонувших кораблей, при ремонте шпунтовых стенок, судоподъеме, выполнении аварийно-спасательных операций и других работах.

ПОРОШКОВАЯ ПРОВОЛОКА ППС-АН2 ДЛЯ ДУГОВОЙ ПОДВОДНОЙ СВАРКИ

Порошковая проволока ППС-АН2 предназначена для сварки под водой на глубинах до 20 м металлоконструкций из низкоуглеродистых и низколегированных сталей с пределом текучести до 350 МПа. Обеспечивает получение механических свойств на уровне (не менее): $\sigma_T = 350 \text{ МПа}$, $\sigma_B = 430 \text{ МПа}$, $\delta = 16 \%$, $KCV_{-20} = 30 \text{ Дж/см}^2$. Соответствует требованиям класса В+ Классификации по подводной сварке ANSI/AWS D3.6.

Применяется для ремонта судов на плаву, трубопроводов, портовых сооружений и т. п.



МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СВАРНЫХ СТРИНГЕРНЫХ ПАНЕЛЕЙ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ20

О. В. МАХНЕНКО, А. Ф. МУЖИЧЕНКО, И. И. ПРУДКИЙ

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

Совершенствование методов прогнозирования напряженно-деформированного состояния сварных соединений тонколистовых конструкций является актуальной задачей. Это относится, в частности, к стрингерным панелям из титанового сплава ВТ20, к которым предъявляются требования по обеспечению высокой точности и прочности при циклических нагрузках. Проведено математическое моделирование в общей трехмерной постановке напряжений и деформаций в условиях автоматической дуговой сварки неплавящимся электродом прорезным швом малых образцов ($400 \times 100 \dots 200 \times 2,5$ мм) с одним ребром жесткости и полноразмерных стрингерных панелей ($1100 \times 550 \times 2,5$ мм) с четырьмя ребрами жесткости. Исследовано влияние предварительного упругого растяжения листа и ребер жесткости на остаточное напряженно-деформированное состояние панелей. Расчетные исследования напряженно-деформированного состояния для различных вариантов сварки образцов показали, что малая ширина образцов панелей (100 мм) недостаточна для определения влияния растяжения на остаточные напряжения и целесообразно применение для этих целей образцов шириной как минимум 200 мм. Результаты численных расчетов напряженно-деформированного состояния для различных вариантов сварки стрингерных панелей показали принципиальную возможность проведения в настоящее время таких расчетов в общей трехмерной постановке для крупной сварной конструкции с большим количеством сварных швов, но при достаточно длительной затрате времени на расчет. Библиогр. 20, табл. 3, рис. 9.

Ключевые слова: сварные стрингерные панели, титановый сплав ВТ20, сварочные напряжения и деформации, метод предварительного упругого растяжения, математическое моделирование

Прогнозирование сварочных деформаций и напряжений можно рассматривать как важный фактор технологической подготовки производства сварных конструкций для выбора рационального способа, режима и последовательности сварки, условий закрепления, а также геометрии ребер жесткости. В конечном счете все это направлено на снижение сварочных деформаций в тонколистовых конструкциях (пределы обычно заданы в технических требованиях).

При прогнозировании напряженно-деформированного состояния сварных панельных конструкций наибольшее распространение получили приближенные инженерные методы расчета, основанные на знании значений функции усадки сварного шва и применении методов теории упругости. При этом для решения задач применяют либо аналитические подходы [1–3], либо метод конечных элементов (МКЭ) [4]. Для исследовательских целей используют более общие подходы термопластического анализа в сочетании с МКЭ в двухмерной постановке, т. е. при допущении плоского напряженного состояния или плоской деформации [5]. Такое упрощение модели позволяет резко снизить требования к вычислитель-

ным возможностям системы и сократить время на расчет.

В настоящее время в развитых странах пытаются моделировать сварку панелей в трехмерной постановке с помощью МКЭ и методов теории термопластичности. Лидирующие позиции в разработке данной проблемы занимают следующие исследователи. Так, F. Boitout (ESI Group, Франция) проводит широкие расчетные исследования применительно к сварным конструкциям, в том числе и моделированию сварки панелей [6]. D. Camilleri и T. Gray (University of Strathclyde, Glasgow, Великобритания) проводили исследование по оптимизации процесса сварки легких сварных панелей с целью минимизации общих деформаций [7]. Под руководством Н. Murakawa (JWRI, Япония) проводятся систематические расчетные исследования по сварным конструкциям, в том числе оценке сварочных напряжений и деформаций [8–10]. P. Michaleris (Pennsylvania State University, США) с помощью трехмерной модели изучал деформации листа обшивки панели от приварки ребра жесткости, приводящие к потере устойчивости [11]. В последнее время исследования, проводимые в ИЭС им. Е. О. Патона, также связаны с изучением деформаций и напряжений при



сварке и термической правке тонколистовых конструкций типа панелей [12–14].

С учетом возможностей современной компьютерной техники и численных методов решения краевых задач для проведения расчетного исследования влияния различных технологических факторов на уровень остаточных напряжений и деформаций сварных стрингерных панелей из сплава ВТ20 разработана математическая модель для определения напряженно-деформированного состояния тонколистовых стрингерных панелей при сварке протяженных прорезных швов тавровых соединений в общей трехмерной постановке с применением МКЭ и методов теории термопластичности. Эта модель позволяет изучить, кроме основных видов деформаций, таких, как поперечная и продольная усадка, прогибы, угловые деформации, также крутильные деформации, вызванные неодновременностью выполнения сварных швов. В отличие от двухмерных моделей трехмерная позволяет определить влияние последовательности процесса сварки на остаточные напряжения и деформации.

Для предварительной оценки напряженно-деформированного состояния тонколистовых панелей при различных вариантах технологии автоматической сварки была разработана математическая модель сварки малого образца панели (400×100×2,5 мм) с одним ребром жесткости. Справочные данные [15–18] по теплофизическим и механическим свойствам сплава ВТ20, которые использовали при расчете, приведены в табл. 1. Температура плавления сплава $T_{пл} = 1668 \pm 5$ °С.

В основу разработанной расчетной модели положено численное решение соответствующих задач термопластичности путем последовательного прослеживания по времени при выполнении движущимся источником нагрева прорезного сварного шва образца панели развития температурных полей и связанной с ними кинетики упругопластических деформаций вплоть до остаточных (полное выравнивание температуры) [5].

Источник нагрева моделируется следующим образом. Коэффициент эффективности нагрева при автоматической аргонодуговой сварке неплавящимся электродом погруженной дугой задан $\eta_{и} = 0,6$ на основе сопоставления

расчетных и экспериментальных данных по размерам зоны проплавления. Погонная энергия сварки

$$q_{п} = \eta_{и} \frac{UI}{v_{св}}, \quad (1)$$

где U — напряжение, В; I — сварочный ток, А; $v_{св}$ — скорость сварки, мм/с.

Мощность нагрева W традиционно распределяется по закону Гаусса по поверхности и глубине нагреваемого металла, т. е. в произвольной точке x, y, z свариваемых элементов в зависимости от скорости сварки $v_{св}$ вдоль направления x , т. е. в декартовой системе координат при движении источника по поверхности $z = z_0 = 0$

$$W(x, y, z) = W_0 \exp \{ -K_x [(-v_{св}t)^2 + y^2] - K_z z^2 \}, \quad (2)$$

где K_x — коэффициент концентрации нагрева на поверхности, т. е. по направлениям x и y , а K_z — по толщине (рис. 1). Последние параметры выбирали из условий [19] $K_x = 12/B^2$, где B — ширина сварочной ванны. Параметр W_0 определяется из баланса энергии

Таблица 1. Теплофизические и механические свойства сплава ВТ20 в зависимости от температуры при $v = 0,35$

$T, ^\circ\text{C}$	$\lambda, \text{Вт/(мм}\cdot^\circ\text{C)}$	$c, \text{Дж/(кг}\cdot^\circ\text{град)}$	$E \cdot 10^{-5}, \text{МПа}$	$\alpha \cdot 10^6, 1/^\circ\text{C}$	$\sigma_T, \text{МПа}$
20	8,0	0,549	1,2	8	850
100	8,8	0,565	1,2	8,2	726
200	10,2	0,587	1,2	9,1	601
300	10,9	0,628	1,14	9,8	478
400	12,2	0,670	1,04	9,9	478
500	13,8	0,712	0,96	10,2	478
600	15,1	0,755	0,84	10,4	478
700	15,17	0,782	0,75	10,5	478
800	15,17	0,795	0,7	10,6	361
900	15,17	0,809	0,6	10,7	244
1000	15,02	0,808	0,5	10,7	128
1156	15,40	0,830	0,5	10,70	32
1157	15,30	0,770	0,54	9,50	32
1200	16,70	0,791	0,5	9,7	21
1400	18,30	0,827	0,5	10,99	21
1600	21,20	0,910	0,5	12,56	21
1800	23,70	0,997	0,5	12,56	21
1944	25,30	1,065	0,5	12,56	21
2000	25,30	1,230	0,5	12,56	21

Примечание. E — модуль упругости материала; ν — коэффициент Пуассона; α — коэффициент температурного расширения; λ — коэффициент теплопроводности; c — удельная теплоемкость; σ_T — предел текучести.



$$W_0 = 2\pi \int_0^\infty \int_0^\delta \exp[-K_x \rho^2 - K_z z^2] \rho d\rho dz = q_{\text{п}} \quad (3)$$

или

$$W_0 = \frac{2q_{\text{эф}}}{\frac{\pi}{K_x} \sqrt{\frac{\pi}{K_z}}},$$

где $\rho^2 = (-tv_{\text{св}})^2 + y^2$; t — время.

Отвод тепла осуществляется по механизму кондуктивной теплопроводности, т. е. определяется дифференциальным уравнением теплопроводности в декартовой системе координат

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) + W(x, y, z) = c\gamma \frac{\partial T}{\partial t}. \quad (4)$$

При $y = 0$ (линия сварки) выполняется условие симметрии

$$\frac{\partial T}{\partial y} = 0 \quad (5)$$

на поверхностях панели $z = 0, z = \delta$

$$\frac{\partial T}{\partial z} = \pm \alpha_{\text{т}} (T - T_0), \quad (6)$$

где T_0 — начальная равномерная температура, равная температуре окружающей среды; $\alpha_{\text{т}}$ — коэффициент поверхностной теплоотдачи.

Зная температурное поле $T(x, y, z, t)$ в различных точках (x, y, z) свариваемых элементов панели, можно рассчитать поля напряжений и поля деформаций, а также вектор перемещений U_j ($j = x, y, z$) в каждой точке (x, y, z) в момент времени t . Решение находим путем последовательного прослеживания развития упругопластических состояний во времени t , начиная с начального $t = 0$, $\sigma_{ij} = 0$ и $\varepsilon_{ij} = 0$, а $T = T_0$. Решение на каждом шаге прослеживания t основано на предыдущем шаге решения в момент $t - \Delta t$, где Δt — шаг прослеживания по времени t . Возмущающим фактором является температурное поле $T(x, y, z, t)$.

Задачу термопластичности решали с помощью теории пластического течения Прандтля–Рейсса, ассоциированной условием текучести Мизеса. На каждом этапе прослеживания линеаризованную задачу решали с помощью МКЭ. Физическая нелинейность реализовалась итерационным путем. При этом расчетная модель учитывала зависимость физико-механических свойств сплава ВТ20 от температуры (см. табл. 1). Для решения задачи использован разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона пакет компьютерных программ «Weldpredictions» [20].

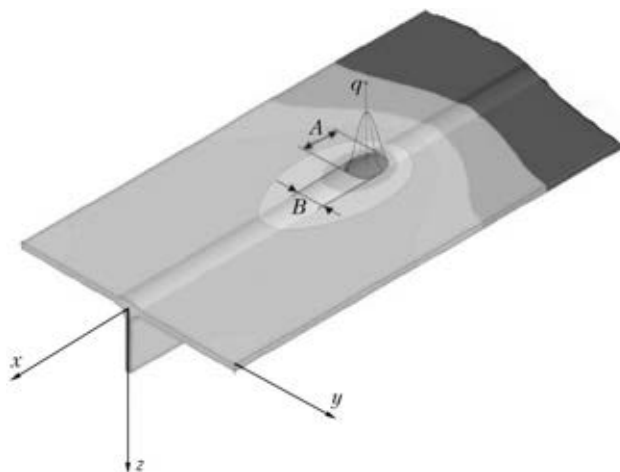


Рис. 1. Схема сварочного источника нагрева при сварке образца панели пререзным швом (A — длина сварочной ванны; B — ширина сварочной ванны, q — гауссово распределение тепловой мощности)

На основе разработанной математической модели проведено расчетное исследование напряженно-деформированного состояния малых образцов панели ($400 \times 100 \times 2,5$ мм) и ($400 \times 200 \times 2,5$ мм) с одним ребром жесткости при различных вариантах предварительного растяжения при сварке. По данным рис. 2 видно, что предварительное растяжение панелей мало влияет на уровень остаточных напряжений малого образца шириной 100 мм. Основное влияние оказывает жесткое закрепление при сварке образцов, что приводит к существенному снижению максимальных остаточных напряжений по сравнению со сваркой в свободном состоянии. Проанализировав расчетные данные, можно сделать вывод, что ширина 100 мм малых образцов панелей недостаточна для оценки эффективности влияния предварительного растяжения на остаточные напряжения в полноразмерных панелях.

Если ширина образца панели достигает 200 мм, то заметно увеличивается влияние предварительного растяжения на максимальные остаточные напряжения (рис. 2), а также принципи-

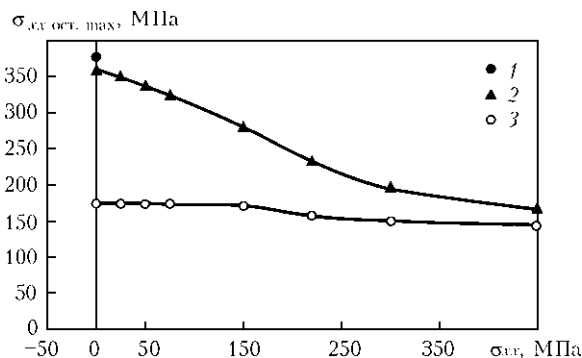


Рис. 2. Зависимость максимальных остаточных продольных напряжений $\sigma_{xx \text{ ост}}$ от предварительного растяжения σ_{xx} : 1 — сварка в свободном состоянии; 2, 3 — сварка с растяжением соответственно при $B = 200$ и 100 мм

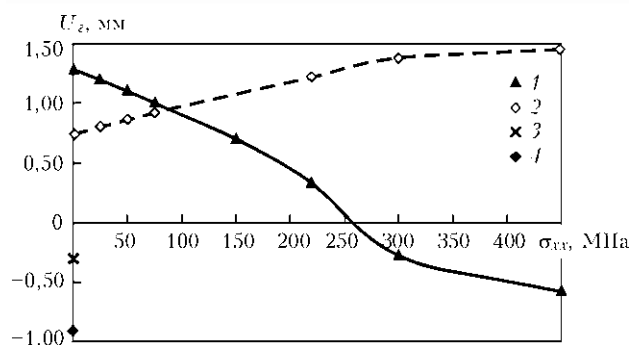


Рис. 3. Зависимость остаточного прогиба U_z от предварительного растяжения σ_{xx} : 1, 2 — сварка с растяжением соответственно при $B = 200$ и 100 мм; 3, 4 — сварка в свободном состоянии соответственно при $B = 200$ и 100 мм

ально изменяется влияние предварительного растяжения на остаточный прогиб панели (рис. 3). При этом предварительное растяжение полотна и ребра образца панели на уровне 250 МПа является оптимальным с точки зрения минимизации остаточных напряжений (снижение в 2 раза) и деформаций прогиба (близкие к нулевым).

Как видно из рис. 4, в случае сварки без предварительного упругого растяжения экспериментальные (кривая 1) и расчетные (кривая 4) данные достаточно хорошо совпадают за исключением зоны сварного шва, в которой экспериментальное определение остаточных напряжений путем измерения деформаций недостаточно точно, поскольку может быть проведено только с одной стороны образца, где нет ребра жесткости. При сварке образца с предварительным упругим растяжением листа на уровне 220 МПа экспериментальные данные (кривая 2) подтверждают расчетные (кривая 5).

Проведены расчетные эксперименты по определению влияния предварительного растяжения ребра на максимальные остаточные продольные напряжения в образце стрингерной панели ($400 \times 200 \times 25$ мм) при предварительном растяже-

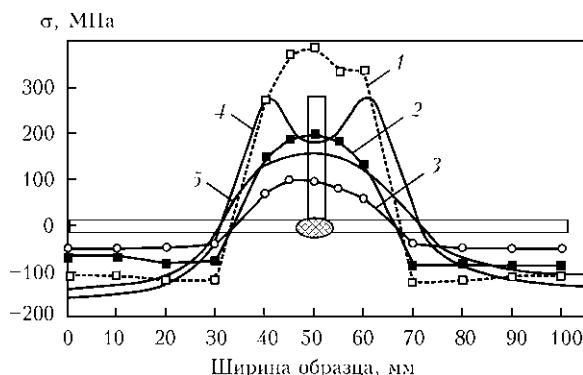


Рис. 4. Экспериментальные (1–3) и расчетные (4, 5) данные остаточных продольных напряжений при сварке образца: 1 — в оснастке без растяжения; 2, 3 — в условиях предварительного продольного упругого растяжения ($\sigma = 220, 450$ МПа соответственно); 4 — в оснастке без растяжения; 5 — в условиях предварительного продольного упругого растяжения ($\sigma = 220$ МПа)

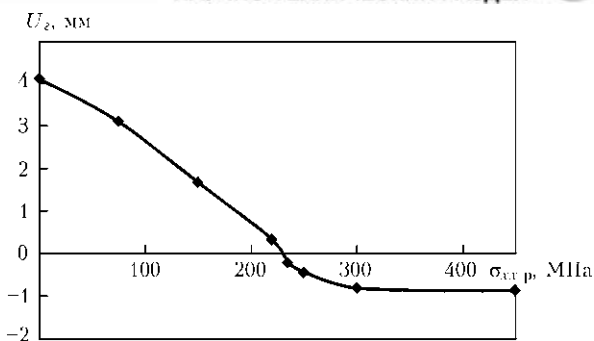


Рис. 5. Зависимости остаточного прогиба U_z от предварительного растяжения ребра σ_{xxp} , при растяжении листа $\sigma_{xxл} = 220$ МПа

нии листа на уровне 220 МПа. Из представленных расчетных результатов (рис. 5) видно, что предварительное растяжение ребра существенно влияет на остаточный прогиб образца стрингерной панели. Минимальный прогиб обеспечивается при значении предварительного растяжения ребра близком к предварительному растяжению листа ($\sigma_{xxp} = \sigma_{xxл} = 220$ МПа). Таким образом, при предварительном растяжении листа (220 МПа) целесообразно обеспечивать растяжение ребра либо на таком же уровне, либо немного выше (230...240 МПа) с целью снижения деформаций прогиба.

Расчетные результаты (рис. 6) показывают, что максимальные остаточные продольные напряжения образца стрингерной панели ($400 \times 200 \times 25$ мм) мало зависят от предварительного растяжения ребра в случае, если предварительное растяжение листа составляет 220 МПа. Отметим, что полученные расчетные данные по сварке стрингерных панелей подтверждаются экспериментальными.

На основе разработанной математической модели малого образца стрингерной панели была создана модель для определения напряженно-деформированного состояния при сварке стрингерной панели размером $1100 \times 550 \times 2,5$ мм с четырьмя ребрами жесткости. Расчетный алгоритм определения напряженно-деформированного состо-

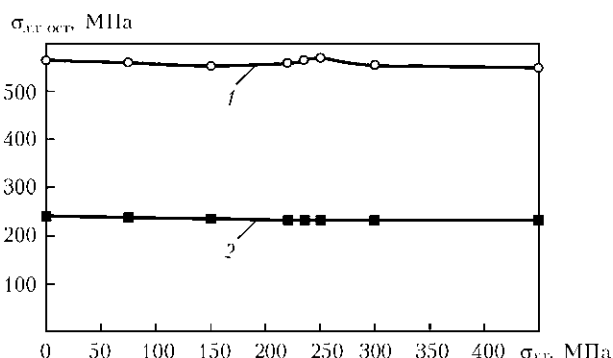


Рис. 6. Зависимость максимальных остаточных продольных напряжений $\sigma_{xx \text{ ост}}$ от предварительного растяжения ребра σ_{xx} после сварки (1) и после снятия растяжения (2) при растяжении листа $\sigma_{xxл} = 220$ МПа

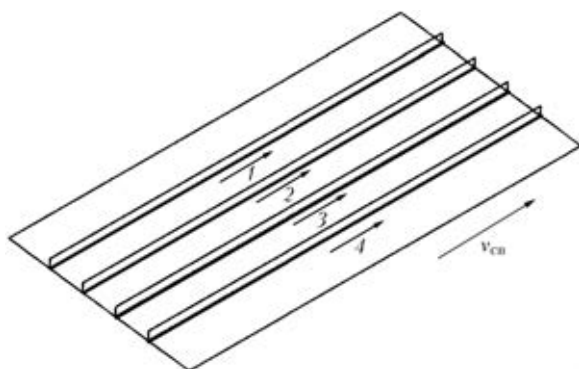


Рис. 7. Схема последовательности выполнения сварных швов при моделировании сварки стрингерной панели

яния при сварке стрингерной панели включает три основных последовательных этапа моделирования:

1) задание предварительного упругого растяжения σ за счет закрепления одной поперечной кромки листа и ребер и перемещения второй кромки в продольном направлении на величину $\Delta = 1100\sigma/E$ (мм), закрепление поперечных кромок из плоскости листа, а также закрепление продольных кромок ребер в направлении из плоскости листа;

2) моделирование сварки (прорезным швом) движущимся источником нагрева четырех продольных ребер в заданной последовательности и заданном направлении сварки;

3) освобождение сварной панели за счет снятия всех закреплений.

Первый и третий этапы моделирования выполняли за один временной шаг и связаны соответственно с нагрузкой или разгрузкой модели стрингерной панели в упругой области.

В процессе движения источника сварочного нагрева конечные элементы в пределах зоны проплавления закрепляются между собой, имитируя сплавление ребра и полотно между собой.

Расчет напряженно-деформированного состояния стрингерных панелей проводили при различном предварительном растяжении и заданной несимметричной последовательности сварки (рис. 7), т. е. выполняли сварные швы последовательно от одного края панели к другому и только в одном направлении, чтобы максимально проявился эффект неодновременности выполнения сварных швов на распределении остаточных напряжений и деформаций.

В табл. 2 представлены результаты расчета максимальных остаточных продольных напряжений и остаточных прогибов панели (1100×550×2,5 мм) в зависимости от общего предварительного растяжения.

Расчет напряженно-деформированного состояния при сварке стрингерных панелей достаточно продолжителен. На современном персональном компьютере с четырехъядерным процессором расчет одного варианта выполняли в среднем 15 су-

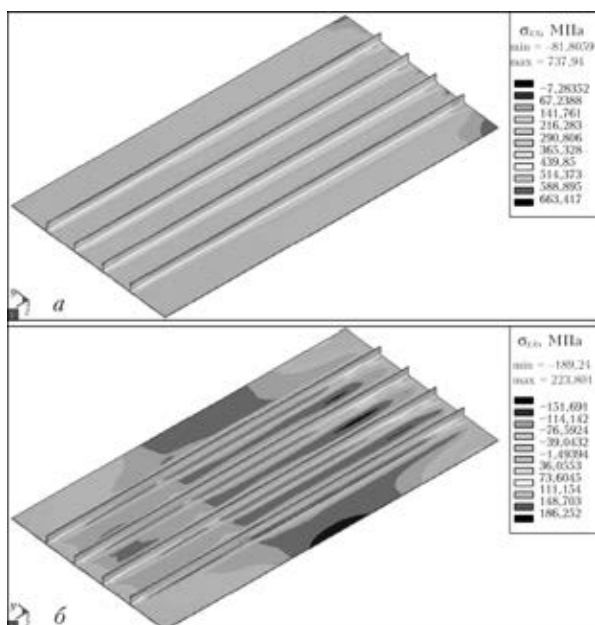


Рис. 8. Распределение остаточных продольных напряжений σ_{xx} после сварки и полного остывания всех четырех ребер (а) и после освобождения из закреплений (б)

ток, поэтому в данной работе приведены результаты только для четырех вариантов сварки стрингерных панелей. Это позволило показать принципиальную возможность проведения в настоящее время таких расчетов в общей трехмерной постановке для достаточно крупной сварной конструкции с большим количеством сварных швов.

На втором этапе моделирования сварки стрингерной панели получено распределение остаточных продольных напряжений σ_{xx} (рис. 8, а) на поверхности стрингерной панели после сварки всех сварных швов (сварка погруженной дугой: $v_{св} = 13$ м/ч, $I = 250$ А, $U = 11,5$ В) в условиях закрепления с предварительным растяжением ($\sigma_{xx} = 220$ МПа). В среднем сечении панели возникают максимальные продольные растягивающие остаточные напряжения на уровне 450...550 МПа, в зоне концевых эффектов сварки — до 650 МПа.

После освобождения стрингерной панели из закреплений происходит значительное перераспределение продольных остаточных напряжений

Таблица 2. Максимальные остаточные продольные напряжения и остаточные прогибы панели в зависимости от общего предварительного растяжения

Лист/ребро		$\sigma_{xx \text{ ост. max}}$, МПа		$U_{z \text{ ост.}}$, мм
σ , МПа	Δ , мм	после сварки	после снятия закреплений	
0/0	0/0	550	316	15,1
80/80	0,73/0,73	550	313	12,5
220/220	2,02/2,02	550	223	7,6
300/300	2,75/2,75	550	195	5,2



(рис. 8, б). В среднем сечении панели максимальные продольные растягивающие остаточные напряжения снижаются до 220 МПа. Наблюдается заметная асимметрия распределения остаточных напряжений, связанная с неодновременностью выполнения сварных швов. Значения остаточных напряжений в среднем сечении панели в зоне последнего сварного шва приблизительно на 40 МПа выше, чем в зоне предыдущих швов, для которых максимальные продольные растягивающие остаточные напряжения не превышают 180 МПа.

На третьем этапе моделирования также возникают остаточные деформации. Для рассмотренного случая сварки с предварительным растяжением $\sigma_{xx} = 220$ МПа максимальные остаточные деформации прогиба достигают 7,6 мм (рис. 9, б), что значительно ниже значения прогиба 15,1 мм для сварки стрингерной панели в закреплении без предварительного растяжения (рис. 9, а). Тем не менее значения прогибов для случаев сварки панели с предварительным растяжением $\sigma_{xx} = 220$ и $\sigma_{xx} = 300$ МПа в результате расчета оказались выше, чем прогнозировалось (расчет малых образцов панелей). Также наблюдается незначительная асимметрия распределения остаточных прогибов со смещением максимума в сторону последнего сварного шва, связанная с неодновременностью выполнения сварочных проходов. При этом какие-либо заметные деформации кручения стрингерной панели отсутствуют. Это видно по одинаковым значениям перемещений из плоскости углов панели. Таким образом, закрепление стрингерной панели во время сварки против перемещений из плоскости и торцов панели в продольном направлении является достаточно эффективным против возникновения остаточных крутильных деформаций.

Остаточные деформации коробления экспериментальных панелей в виде отклонения от плоскости измерялись как стрелки продольных прогибов по линии ребер W_{p1} , W_{p2} , W_{p3} , W_{p4} и как стрелки прогибов крайних и среднего поперечных сечений $W_{п1}$, $W_{п2}$, $W_{п3}$ и как угол α закручивания

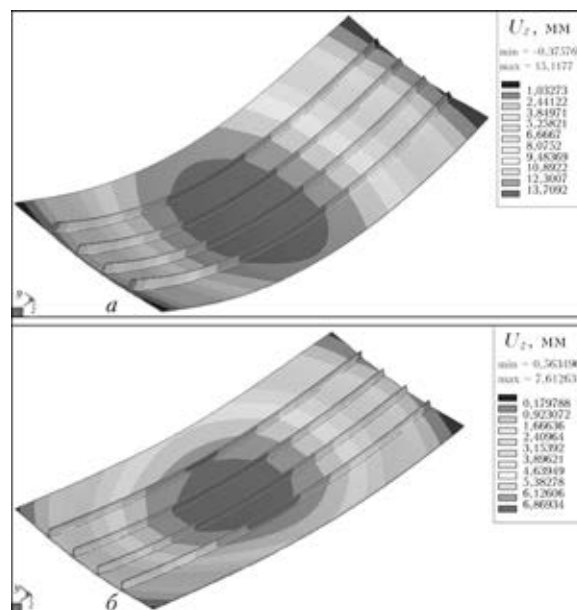


Рис. 9. Остаточные прогибы стрингерной панели при сварке в закреплении без предварительного растяжения ($U_{z \max} = 15,1$ мм) (а) и с предварительным растяжением $\sigma_{xx} = 220$ МПа ($U_{z \max} = 7,6$ мм) (б)

поперечных кромок относительно друг друга. Результаты измерений приведены в табл. 3.

Сравнение расчетных и экспериментальных данных (табл. 3) показывает, что характер распределения остаточных деформаций близок, однако значения продольного прогиба в первом случае являются завышенными (максимальный расчетный прогиб 7,6 мм, а экспериментальный 5,0 мм). Кроме того, расчетный угол α значительно ниже экспериментальных значений (расчетный $\alpha = 0,2$, а экспериментальный — $1,6^\circ$). Возможно, при проведении расчетов входные данные (параметры предварительного упругого растяжения) недостаточно точно соответствовали этим параметрам при эксперименте, либо разработанная математическая модель не полностью учитывает реальные условия сварки стрингерных панелей и требует дальнейшего совершенствования и экспериментальных проверок.

Т а б л и ц а 3. Экспериментальные и расчетные данные по остаточным деформациям прогиба и крутильным деформациям сварных стрингерных панелей

№ панели	W_{p1} , мм	W_{p2} , мм	W_{p3} , мм	W_{p4} , мм	$W_{п1}$, мм	$W_{п2}$, мм	$W_{п3}$, мм	α , град
1	2,5	3,5	2,0	2,0	3,0	5,0	3,5	2,5
2	2,0	2,5	3,0	3,0	4,0	4,5	4,0	3,0
3	1,5	2,0	2,0	1,5	2,5	3,5	2,0	1,0
4	1,5	2,0	1,5	1,5	1,5	2,0	2,0	1,0
5	1,0	1,0	1,5	1,5	1,5	1,5	3,5	1,5
6	0,5	1,5	1,0	0,5	1,0	2,0	1,0	0,5
Средние экспериментальные данные	1,5	2,1	1,8	1,7	2,3	3,1	2,7	1,6
Расчетные данные	6,9	7,4	7,5	7,1	5	7,6	5,5	0,2



В заключение отметим, что результаты моделирования напряженно-деформированного состояния для различных вариантов сварки малых образцов стрингерных панелей размером 400×100×2,5 мм и 400×200×2,5 мм с одним ребром жесткости показали:

— ширина 100 мм образца панелей недостаточна для определения эффективности влияния растяжения на остаточные напряжения;

— при ширине образца панели 200 мм заметно влияние предварительного растяжения на максимальные остаточные напряжения и на прогиб панели, при этом предварительное растяжение полотна и ребра образца панели на уровне 250 МПа является оптимальной с точки зрения минимизации остаточных напряжений (снижение в 2 раза) и деформаций прогиба (близкие к нулевым);

— предварительное растяжение ребра существенно влияет на остаточный прогиб образца размером 400×200×2,5 мм стрингерной панели, а также на то, что минимальный прогиб обеспечивается при значении предварительного растяжения ребра близком к предварительному растяжению листа ($\sigma_{\text{хх р}} = \sigma_{\text{хх л}} = 220$ МПа), т. е. при реализации предварительного растяжения листа на уровне 220 МПа целесообразно обеспечивать растяжение ребра либо на таком же уровне, либо немного выше (230...240 МПа) с целью снижения деформаций прогиба. При этом максимальные остаточные продольные напряжения образца стрингерной панели мало зависят от предварительного растяжения ребра.

Полученные результаты моделирования напряженно-деформированного состояния для различных вариантов сварки стрингерных панелей размером 1100×550×2,5 мм с четырьмя ребрами жесткости показали:

— принципиальную возможность проведения в настоящее время таких расчетов в общей трехмерной постановке для достаточно крупной сварной конструкции с большим количеством сварных швов, но с учетом достаточно длительного времени на расчет;

— высокую эффективность метода предварительного упругого растяжения по снижению уровня остаточных напряжений и деформаций прогиба стрингерных панелей;

— эффективность закрепления стрингерной панели во время сварки против перемещений из плоскости и торцов панели в продольном направлении для предотвращения возникновения остаточных крутильных деформаций.

1. Кузьминов С. А. Сварочные деформации судовых корпусных конструкций. — Л.: Судостроение, 1974. — 285 с.
2. Винокуров В. А. Сварочные деформации и напряжения. — М.: Машиностроение, 1968. — 235 с.
3. Талыпов Г. Б. Сварочные деформации и напряжения. — Л.: Машиностроение, 1974. — 280 с.
4. Prediction of deformation for large welded structures based on inherent strain / Yu Luo, D. Deng, L. Xie, H. Murakawa // Trans. JWRI. — 2004. — **33**, № 1. — P. 65–70.
5. Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 320 с.
6. Distortion control for large maritime and automotive structures coupling with stamping simulation SYSWELDV2004 / F. Boitout, D. Dry, Y. Gooroochurn et al. // SYSWELD Forum 2005, Weimar, Sept., 2005. — P. 107–120.
7. Camilleri D., Gray T. Optimization of welded lightweight multiple-stiffener plate structures to minimize unwanted shape distortion // Welding and Cutting. — 2006. — № 6. — P. 320–327.
8. Deng D., Ma N., Murakawa H. Finite element analysis of welding distortion in a large thin-plate // Transactions of JWRI. — 2011. — **40**, № 1. — P. 89–100.
9. FEM analysis of 3-D welding residual stresses and angular distortion in T-type fillet welds / N.-X. Ma, Y. Ueda, H. Murakawa, H. Maeda // Ibid. — 1995. — **24**, № 2. — P. 115–122.
10. Simulation of welding deformation for accurate ship assembly (Report 3) / S. M. Gu, H. Murakawa, Y. Ueda et al. // Ibid. — 1996. — **25**, № 1. — P. 69–79.
11. Deo M. V., Michaleris P. Mitigation of welding induced buckling distortion using transient thermal tensioning // Sci. and Technology of Welding and Joining. — 2003. — **8**, № 1. — P. 49–54.
12. Лобанов Л. М., Махненко О. В., Зайфферт П. Расчетное прогнозирование сварочных деформаций при изготовлении плоских секций с целью снижения объема пригоночных работ // Автомат. сварка. — 1997. — № 1. — С. 21–24.
13. Автоматизированная термическая правка сварных тонколистовых конструкций / Б. Е. Патон, Л. М. Лобанов, Г. А. Цыбулькин и др. // Там же. — 2003. — № 7. — С. 3–8.
14. Махненко О. В., Мужиченко А. Ф., Зайфферт П. Использование математического моделирования при термической правке судостроительных панелей // Там же. — 2009. — № 1. — С. 10–16.
15. Физические свойства сталей и сплавов, использованных в энергетике: Справочник / Под ред. Б. Е. Неймарка. — М.-Л.: Энергия, 1967. — 240 с.
16. ГОСТ 22178–76. Листы из титана и титановых сплавов. Технические условия. — М.: Стандартинформ, 2005. — 27 с. — Введ. 01.07.2005.
17. ГОСТ 19807–91. Титан и сплавы титановые деформируемые. Марки. — М.: Стандарт, 1991. — 7 с.
18. Зиновьев В. Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах: Справочник. — М.: Металлургия, 1989. — 384 с.
19. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1951. — 296 с.
20. Numerical methods for the prediction of welding stress and distortions / V. I. Makhnenko, E. A. Velikoivanenko, V. E. Pochinok et al. — 1999. — **13**, № 1. — 146 p. — (Welding and Surf. Rev.).

Поступила в редакцию 19.09.2012



УДК 621.791.947.2

ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПРИ ЭЛС ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С СИЛИЦИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ШВОВ

Э. Л. ВРЖИЖЕВСКИЙ, В. К. САБОКАРЬ, С. В. АХОНИН, И. К. ПЕТРИЧЕНКО
 ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11, E-mail: office@paton.kiev.ua

К недостаткам электронно-лучевой сварки сложнолегированных титановых сплавов относятся высокие скорости нагрева и охлаждения металла шва, приводящие к снижению пластических свойств. Цель настоящей работы состояла в определении влияния предварительного подогрева и локальной термической обработки электронным лучом на предотвращение образования дефектов в виде трещин и в улучшении пластических свойств сварных соединений жаропрочных титановых сплавов. Задачей исследований являлось определение температуры предварительного подогрева для предотвращения негативного влияния высокого градиента температур, характерного для электронно-лучевой сварки. В этом случае обеспечивается более плавный перепад температур при сварке, что препятствует образованию трещин. После сварки соединения подвергали локальному отжигу при температуре 900 °С в течение 10 мин. Все сварные соединения подвергали рентгенографическому контролю и металлографическим исследованиям. Выявлено, что, варьируя параметрами нагрева при локальной термообработке электронным лучом, можно влиять на скорость протекания фазовых и структурных превращений в титановых сплавах с силицидным упрочнением и тем самым менять структуру, а следовательно, и свойства сварных соединений, что позволяет сохранять сварные конструкции продолжительное время до проведения общей печной обработки. Предложенный подход может быть использован при производстве осевых компрессоров для газотурбинных двигателей и энергетических установок. Библиогр. 6, табл. 1, рис. 7.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, сложнолегированные титановые сплавы, металл шва, локальная термическая обработка, механические свойства, перспективы применения

Конструкционными материалами при изготовлении деталей авиационных двигателей являются жаропрочные титановые сплавы. С середины 1970-х годов широкое распространение получила электронно-лучевая сварка (ЭЛС) деталей из этих сплавов, позволяющая соединять их в узкий зазор с минимальным короблением, что необходимо при сварке осевых компрессоров. К недостаткам ЭЛС жаропрочных сложнолегированных титановых сплавов относятся высокие скорости нагрева и охлаждения металла шва и зоны термического влияния, приводящие к резкому снижению пластических свойств [1], что может обуславливать образование дефектов в виде поперечных трещин при остывании после сварки (рис. 1). Поэтому при сварке подобных конструкций целесообразно применение локальной термической обработки (ЛТО) непосредственно в камере электронно-лучевой сварочной установки [2]. Данная технология позволяет предотвратить образование трещин и улучшить пластические свойства металла сварного соединения применительно к изделиям небольшой массы.

В настоящей работе изучено влияние ЛТО электронным лучом на механические свойства металла швов экспериментальных титановых

сплавов с силицидным упрочнением состава Ti-6,08Al-2,18Sn-3,88Zr-0,39Mo-1,14V-0,65Si (сплав 1) и Ti-5,5Al-3,02Sn-4,58Zr-0,1Mo-0,8Nb-0,59V-0,6Si (сплав 2). Выплавку слитков осуществляли на гарнисажной электронно-лучевой установке ИСВ-004 [3]. После прокатки полученные сплавы отжигали по режимам, рекомендуемым для псевдо- α -сплавов [4]. Эксперименты проводили на плоских образцах размером 150×70×13 мм. Сварку электронным лучом осуществляли за один проход со сквозным проплавлением на установке УЛ 144, оснащенной энергоблоком ЭЛА 60/60. При ЛТО ширину прогреваемого участка определяли

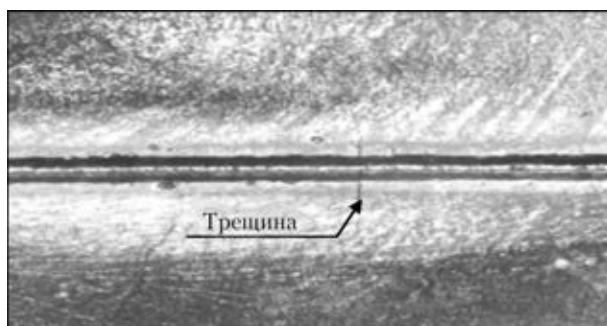


Рис. 1. Внешний вид шва, выполненного ЭЛС, с характерным дефектом в виде трещины

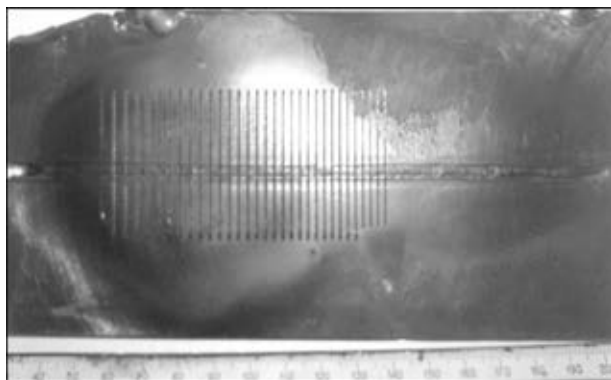


Рис. 2. Внешний вид прямоугольной развертки, используемой для ЛТО

таким образом, чтобы она перекрывала шов и зону термического влияния. На рис. 2 приведен внешний вид прямоугольной развертки в сфокусированном состоянии. При ЛТО силу тока луча, фокусировку, длительность воздействия и частоту сканирования луча выбирали из условия обеспечения на обрабатываемом участке температуры на уровне 750...950 °С.

Контроль температуры осуществляли с помощью термопар, прикрепленных с корневой стороны шва (рис. 3). Подобная методика опубликована в работе [5].

Как упоминалось выше, высокая скорость нагрева и охлаждения, характерная для ЭЛС, является одним из ее недостатков. Для предотвраще-

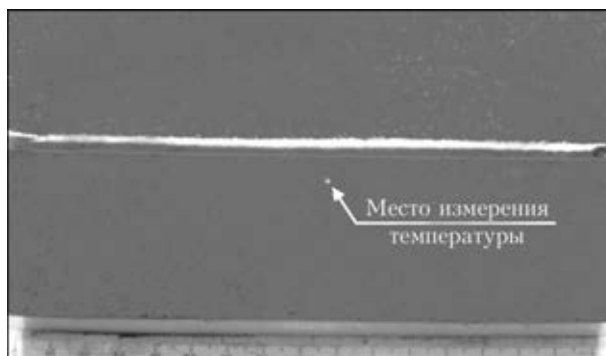


Рис. 3. Место установки термопары для измерения температуры при ЛТО

ния этого негативного влияния изучали воздействие предварительного подогрева на механические свойства металла швов опытных титановых сплавов 1 и 2. Такой метод при ЭЛС титановых сплавов ранее не применялся в отличие от последующей ЛТО электронным лучом [6].

Температуру предварительного подогрева выбирали из условия обеспечения снижения уровня деформаций свариваемых образцов. Нами были опробованы три температуры предварительного подогрева: 200, 300 и 400 °С, которые обеспечивали более плавный перепад температур при сварке. После каждой сварки с предварительным подогревом проводили механические испытания сварных соединений. Данные испытаний сведены в таблице. В результате проведенных испытаний

Механические свойства металла шва титановых сплавов с силицидным упрочнением*

Материал	Температура предварительного подогрева, °С, с выдержкой 5 мин	Температура (°С) и продолжительность (мин) ЛТО	Предел текучести, МПа	Временное сопротивление, МПа	Ударная вязкость, Дж/см ²	Примечания
Сплав 1	—	—	1106,4	1208,2	9,05	Основной металл
	Без т/о	—	—	1309,7	—	Хрупкое разрушение
	200	—	—	1187,6	5,40	—
	200	900, 10	810,5	1182,0	5,28	—
	300	—	—	1167,7	5,10	—
	300	900, 10	743,3	1088,9	4,97	—
	400	—	—	1192,0	3,88	—
	400	900, 10	789,8	1132,9	3,35	—
Сплав 2	—	—	1136	1273,6	10,4	Основной металл
	Без т/о	—	—	1190,6	—	Хрупкое разрушение
	200	—	—	1140,1	4,91	—
	200	900, 10	1024,1	1042,9	4,40	—
	300	—	—	1167,8	3,28	—
	300	900, 10	1010,0	1167,8	3,16	—
	400	—	—	1040,8	3,13	—
	400	900, 10	1006,1	1168,0	3,48	—

* Приведены средние значения после испытания трех образцов.



Рис. 4. Макрошлиф сварного соединения сплава 1, выполненный ЭЛС с предварительным подогревом 200 °С



Рис. 5. Макрошлиф сварного соединения сплава 1, выполненный ЭЛС с предварительным подогревом 200 °С и последующей ЛТО

определили, что оптимальная температура предварительного подогрева титановых сплавов 1 и 2 составляет 200 °С (рис. 4). Дальнейшее повышение температур предварительного подогрева до 300 и 400 °С приводит к снижению пластичности сварных соединений (см. таблицу).

После сварки соединений титановых сплавов 1 и 2 провели локальный отжиг при температуре 900 °С в течение 10 мин (рис. 5). Макроструктура сварного соединения после ЛТО не изменилась. Все сварные соединения были подвергнуты рентгенографическому контролю и металлографическим исследованиям. Трещин в сварных соедине-

ниях обнаружено не было, так как ЛТО способствовала снятию сварочных напряжений, являющихся основной причиной образования трещин. Как отмечалось в работе [2], варьируя параметрами нагрева при ЛТО электронным лучом, можно не только устранить сварочные напряжения, но и влиять на скорость протекания фазовых и структурных превращений в титановых сплавах и тем самым менять в благоприятном направлении структуру и свойства сварных соединений и обеспечивать их бездефектность.

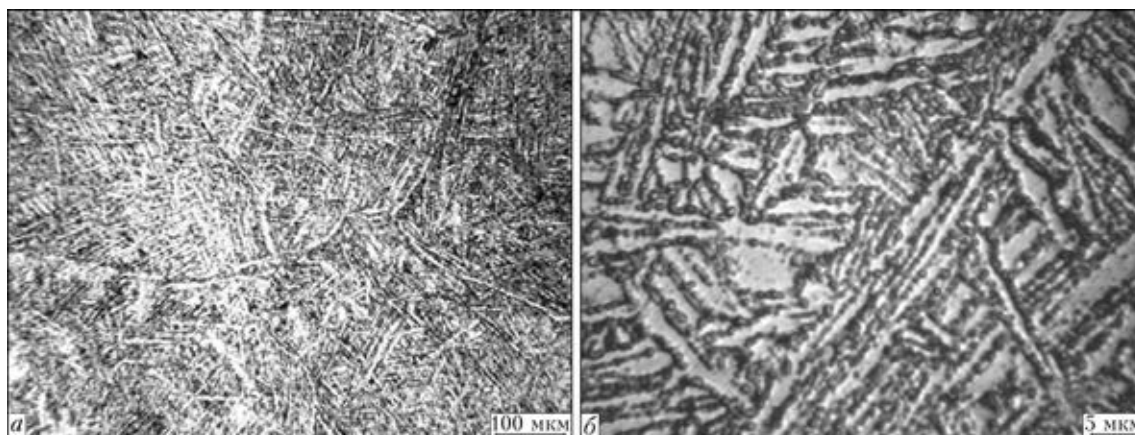


Рис. 6. Микроструктуры основного металла сплава 1

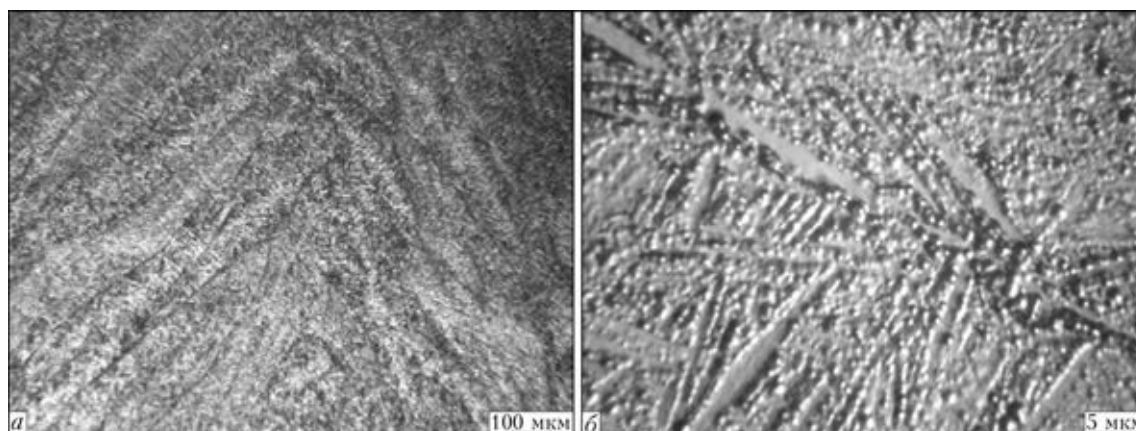


Рис. 7. Микроструктуры металла шва сплава 1 после ЭЛС с предварительным подогревом при 200 °С и последующей ЛТО



Технология сварки с последующей ЛТО позволяет предотвратить растрескивание сварных соединений до проведения общей печной обработки.

Исследуемый сплав 1 относится к группе псевдо- α -сплавов титана, коэффициент стабилизации β -фазы (K_β) которого составляет 0,1. В состоянии после прокатки сплав имеет пластинчатую структуру (рис. 6, а), в которой частицы силицидов располагаются относительно равномерно в пределах первичных β -зерен как по границам, так и в объеме α' -пластин. Отжиг стимулирует процессы диффузии, результатом которого является концентрация силицидов на границах α -пластин (рис. 6, б).

Микроструктуры сварного соединения сплава 1 показаны на рис. 7. Металл шва состоит из направленных в сторону теплоотвода первичных β -зерен с пластинчатой α' -фазой в объеме зерна. В верхней части сварного шва зерна растут с наклоном 45° к оси шва (рис. 7, а), в середине зерна срastaются под углом около 180° . После сварки частицы силицидов локализуются по границам как первичных β -зерен, так и в объеме α -пластин. После отжига частицы силицидов главным образом расположены на границах α -пластин (рис. 7, б).

Следует отметить, что микроструктуры сварных соединений сплавов 1 и 2 очень похожи, независимо от разницы в их химическом составе. Кро-

ме того, в этих двух сплавах приблизительно одинаковое содержание кремния.

Таким образом, проведенные исследования показали, что ЭЛС титановых сплавов с силицидным упрочнением с предварительным подогревом и последующей ЛТО предотвращает растрескивание сварных соединений в процессе остывания после сварки и обеспечивает удовлетворительные пластические свойства. Предложенная методика обеспечивает бездефектное формирование сварных соединений до проведения соответствующей печной обработки.

1. *Металлургия и технология сварки титана и его сплавов* / С. М. Гуревич, В. Н. Замков, В. Е. Блащук и др. — 2-е изд. доп. и перераб. — Киев: Наук. думка, 1986. — 74 с.
2. *Лясоцкая В. С.* Термическая обработка сварных соединений титановых сплавов. — М.: Экомет, 2003. — С. 261–262.
3. *Получение сложнолегированных титановых сплавов методом электронно-лучевой гарнисажной плавки* / Н. И. Левицкий, Е. А. Матвиец, Т. В. Лапшук и др. // *Металл и литье Украины*. — 2012. — № 4. — С. 6–9.
4. *Ильин А. А., Колачев Б. А., Полькин И. С.* Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: Справочник. — М.: ВИС-МАТИ, 2009. — 479 с.
5. *Лысенков Ю. Т., Власов Г. А., Овчинников В. В.* Повышение свойств сварных соединений сплава ВТ20 путем местной термической обработки электронным лучом // *Свароч. пр-во*. — 1980. — № 4. — С. 7–8.
6. *Улучшение свойств сварных соединений сплава ВТ9 путем локальной термической обработки электронным лучом* / В. С. Лясоцкая, Ю. Т. Лысенков, И. М. Бирюков и др. // Там же. — 1981. — № 11. — С. 19–20.

Поступила в редакцию 18.10.2012



X Международный конкурс сварщиков «Золотой кубок Бенардоса»

12-16 августа 2013 г.

Южный Одесской обл. (Украина)

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

Конкурс будет проходить в следующих номинациях:

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

Победители и призеры конкурса в личном и командном зачетах награждаются:

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

Организаторы конкурса:

Общество сварщиков Украины
Одесское областное Общество сварщиков Украины
Одесский припортовый завод

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



ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСПЕРГИРОВАНИЯ РАЗНОРОДНЫХ ПРОВОЛОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОДУГОВОГО НАПЫЛЕНИЯ

Ю. С. БОРИСОВ, Н. В. ВИГИЛЯНСКАЯ, И. А. ДЕМЬЯНОВ, А. П. ГРИЩЕНКО, А. П. МУРАШОВ
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11, E-mail: office@paton.kiev.ua

Исследован процесс совместного распыления стальной и медной проволок в условиях электродугового напыления. Установлено влияние параметров напыления на процесс распыления разнородных проволок, что делает возможным управление гранулометрическим составом продуктов распыления при электродуговом напылении псевдосплавных покрытий и соответственно структурой и свойствами получаемых покрытий. В качестве материалов использовали проволоки диаметром 2 мм: медную марки М1 и стальную Св-08А. Исследования проводили с помощью электродугового металлатора ЭМ-14М. С помощью математического планирования эксперимента получены уравнения регрессии, отражающие зависимость среднего размера частиц от электрической мощности, давления сжатого воздуха и дистанции напыления. Установлено, что средний размер частиц главным образом зависит от давления сжатого воздуха. В случае сочетания при распылении максимальных значений мощности (9,6 кВт) и давления сжатого воздуха (7 атм) образуются частицы минимального размера: 37 мкм при распылении медной проволоки, 54 мкм при распылении стальной проволоки Св-08А и 52 мкм при их совместном распылении. Совокупность минимальных значений мощности (1,7 кВт) и давления сжатого воздуха (6 атм) ведет к формированию частиц максимального размера: 54 мкм при распылении медной проволоки, 85 мкм при распылении стальной проволоки Св-08А и 85 мкм при их совместном распылении. Обнаружено, что в процессе совместного распыления медной и стальной проволок в результате межфазного взаимодействия их расплавов образуются псевдосплавные частицы, состоящие из частиц расплава стали с оболочкой из меди на их поверхности.

Ключевые слова: электродуговое напыление, стальная и медная проволоки, диспергирование расплава, межфазное взаимодействие, псевдосплав, гранулометрический состав, микроструктура частиц

Одним из ключевых факторов процесса газотермического нанесения покрытий является размер частиц напыляемого материала. Он во многом определяет условия нагрева и ускорения частиц, развития процесса их взаимодействия с окружающей средой и в конечном счете форму, размер частиц, деформирующихся при ударе о поверхность подложки, которые формируют слой покрытия [1, 2]. От толщины этих частиц (сплетов) зависит скорость их охлаждения, которая связана с возможностью появления в покрытии неравновесных структур (аморфных, пересыщенных твердых растворов и т. п.) [3]. Гранулометрический состав частиц напыляемого материала влияет также на однородность свойств покрытия, степень гетерогенности его структуры.

В условиях применения для газотермического напыления порошков этот фактор определяется выбранным гранулометрическим составом используемого исходного материала. Коренное отличие метода проволочного газотермического напыления покрытий от порошкового состоит в том, что формирование потока частиц напыляемого материала происходит непосредственно в течение процесса нанесения покрытия при диспергировании расплава используемой проволоки. Это пре-

доопределяет важность исследования процесса диспергирования, результаты которого необходимы для управления формированием покрытий и контроля их свойств.

Электродуговое напыление характеризуется большим количеством факторов, позволяющих управлять значениями скорости, температуры и особенно размерами напыляемых частиц [4], а следовательно, и свойствами покрытий.

Диспергирование расплава проволок при электродуговом напылении покрытий. При электродуговом напылении покрытие формируется из капель жидкого металла, движущихся в струе транспортирующего газа (рис. 1). Нагрев и плавление распыляемого металла происходит за счет тепла электрической дуги, горящей между расходуемыми проволоками — электродами, из которых образуется расплавленный металл. Жидкий металл сдувается с концов электродов, дробится под воздействием газодинамических и электромагнитных сил и в виде капель движется в направлении к поверхности напыляемой основы.

Процессы формирования и отрыва жидкого металла с торцов электродов проанализированы в работах [4–11]. Авторами рассмотрены основные силы, действующие на каплю расплавленного ме-

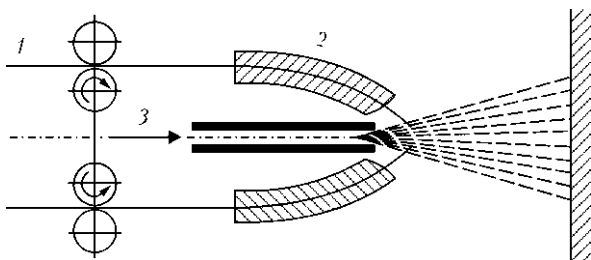


Рис. 1. Схема процесса электродугового напыления: 1 — проволоки; 2 — направляющие; 3 — сжатый воздух

талла, образующуюся на торце проволоки. Жидкий металл на торцах электродов удерживается силами поверхностного натяжения. По мере накопления металл под действием электродинамических сил выталкивается к периферийным частям электродов, где под действием газового потока происходит отрыв и перенос частиц. Сила, которая стремится оторвать каплю, зависит от скорости струи, а сила, удерживающая каплю, пропорциональна ее диаметру и поверхностному натяжению расплава материала проволоки. Баланс этих сил можно представить в виде уравнения [9]:

$$0,5C_d S \rho_g (W_g - W_p)^2 = \pi d_n \sigma, \quad (1)$$

где C_d — коэффициент аэродинамического сопротивления; $S = \pi d_{\max}^2 / 4$ — площадь поперечного сечения капли, м^2 ; ρ — плотность, кг/м^3 ; σ — поверхностное натяжение, Н/м ; d_n — диаметр перемычки отрыва, м ; W — скорость, м/с , а индексы p, g относятся к каплям и газу соответственно.

Изменение параметров напыления (скорости подачи проволоки, тока и напряжения на электродах, давления сжатого воздуха) ведет к изменению механизма плавления проволок. Если между средней скоростью перемещения фронта плавления и скоростью подачи электродов существует динамическое равновесие, то наблюдается стабильное горение дуги. При таком режиме газовый поток обеспечивает эвакуацию и распыление жидкого металла с электродов до их столкновения и короткого замыкания. Далее расплавленный металл снова накапливается на торцах электродов, столб дуги сокращается и цикл повторяется. Вместе с периодическим выбросом порций металла из межэлектродного промежутка имеет место также непрерывное струйное стекание перегретого металла с поверхности электродов. Это результат уменьшения сил поверхностного натяжения при сильном перегреве расплавленного металла и, как следствие, невозможность удерживания им оплавленного слоя на поверхности электродов. Под действием струи газа этот оплавленный слой смывается с поверхности электродов и распыляется [12].

По условию равенства сил поверхностного натяжения и силы аэродинамического сопротивления для дуговой металлизации выполнена оценка максимального размера капель, срываемых с проволоки [13]:

$$d_{\max} = 1 / (W_g - W_p) \sqrt{8 \sigma d_n / (C_d \rho_g)}. \quad (2)$$

Решение обратной задачи позволяет определить необходимые условия, а именно, скорость истечения струи при распылении проволоки определенного диаметра.

Экспериментальные данные [8] показывают, что изменение электрических параметров процесса в некотором диапазоне позволяет варьировать не только температуру напыляемых частиц, но и их гранулометрический состав. В работах [5, 6, 14, 15] указывается, что основными параметрами, влияющими на распределение частиц по размерам при дуговой металлизации, являются напряжение на электродах дуги и давление сжатого воздуха.

На дисперсность напыляемого металла влияет также энергия воздушной струи, которая в свою очередь зависит от диаметра воздушного сопла и может быть выражена формулой [5]:

$$d_{\text{ср}} = K_1 (3,75 / R_0 + 0,29) \sqrt{G / \gamma \mu_2} \quad [\text{мм}], \quad (3)$$

где K_1 — коэффициент размерности; R_0 — радиус воздушного сопла; G — производительность аппарата, кг/с ; γ — плотность напыляемого металла кг/м^3 ; μ_2 — коэффициент равномерности распыления.

Физико-химические процессы, протекающие в жидком металле при расплавлении электродов дугой, размеры частиц распыляемого расплава, свойства покрытий зависят также от интенсивности плавления электродов и массы жидкого металла на их торцах. В работе [7] предложены формулы приближенного расчета массы жидкого металла, образующегося на торцах электродов в межэлектродном промежутке при плавлении сплошных и порошковых проволок. Они учитывают такие факторы процесса электродуговой металлизации, как ток дуги, скорость подачи электродов, частота сбросов жидкого металла, диаметр электродов.

При напылении псевдосплавных покрытий в электродуговые металлизаторы подают две проволоки из разнородных материалов, благодаря чему напыляемый слой представляет собой дисперсную смесь двух распыляемых материалов. При распылении разнородных проволок плавление может происходить неравномерно из-за разницы значений в температуре плавления. Экспериментальные результаты исследования характера расплавления частиц при одновременном распылении двух разнородных проволок отсутствуют. Данные



о влиянии режимов работы металлизатора на процесс распыления разнородных проволок позволят установить способы управления гранулометрическим составом продуктов распыления при электродуговом напылении псевдосплавных покрытий и соответственно структурой и свойствами получаемых покрытий.

В настоящей работе проведено исследование процесса совместного распыления в условиях электродуговой металлизации стальной и медной проволок, изучено также влияние технологических параметров на гранулометрический состав частиц расплавов и микроструктуру продуктов распыления.

Методика проведения эксперимента. Для исследования процесса распыления в качестве рабочих материалов использовали проволоки диаметром 2 мм: медную марки М1 и стальную Св-08А. Процесс проводили с помощью двухпроводного электродугового металлизатора ЭМ-14М. Для установления характера взаимосвязи между условиями распыления проволок и гранулометрическим составом частиц применяли метод математического планирования эксперимента [16]. В качестве изменяемых факторов оптимизации выбрали следующие параметры: мощность дуги; давление сжатого воздуха и дистанцию напыления. Выбор основывался на том, что эти факторы оказывают существенное влияние на процесс распыления проволок [5, 6, 10]. Условия проведения

эксперимента сведены в матрицу планирования (таблица).

Граничные условия факторов выбрали из анализа предыдущих экспериментов и опыта электродугового напыления покрытий из проволоочных материалов [17–19]. Кроме указанных изменяемых факторов, постоянными оставались такие факторы, как угол наклона струи к подложке — 90°, угол между электродами 30°.

Для исследования размера и структуры частиц, образующихся при распылении разнородных проволок, сбор частиц проводили путем распыления проволок в воду. Далее выполнили сепарацию частиц с использованием магнитной плиты.

Микроструктуру частиц исследовали на металлографическом микроскопе «Neophot-32». Измерение гранулометрического состава продуктов распыления проводили с использованием программы обработки изображений «Atlas».

Результаты анализа продуктов распыления.

На рис. 2 приведены гистограммы зависимости среднего размера частиц от режимов распыления, полученных при раздельном распылении медной и стальной проволок, а также при их одновременном распылении. Из них следует, что дисперсность распыленной меди меньше, чем стали и псевдосплава, что, по-видимому, связано с тем, что медь имеет меньший коэффициент поверхностного натяжения (поверхностное натяжение меди 1,35, стали 1,85 Н/м [20]).

В результате математической обработки результатов измерения получены следующие уравнения регрессии, выражающие зависимость размера частиц от условий распыления:

$$d_{\text{ср}}^{\text{Cu}} = 46 - 0,31W - 0,62P + 0,004H,$$

$$d_{\text{ср}}^{\text{Fe}} = 73 - 0,15W - 0,96P + 0,004H,$$

$$d_{\text{ср}}^{\text{Cu-Fe}} = 73 - 0,74W - 1,21P + 0,01H.$$

Анализ уравнений регрессии позволил определить влияние изменяемых факторов процесса на средний размер частиц для каждого из материалов.

Матрица математического планирования эксперимента

Номер режима	Мощность W , кВт	Давление сжатого воздуха P , атм	Дистанция напыления H , мм
1	9,6	7	200
2	9,6	6	60
3	4,4	7	60
4	4,4	6	200
5	3,8	7	60
6	3,8	6	200
7	1,7	7	200
8	1,7	6	60

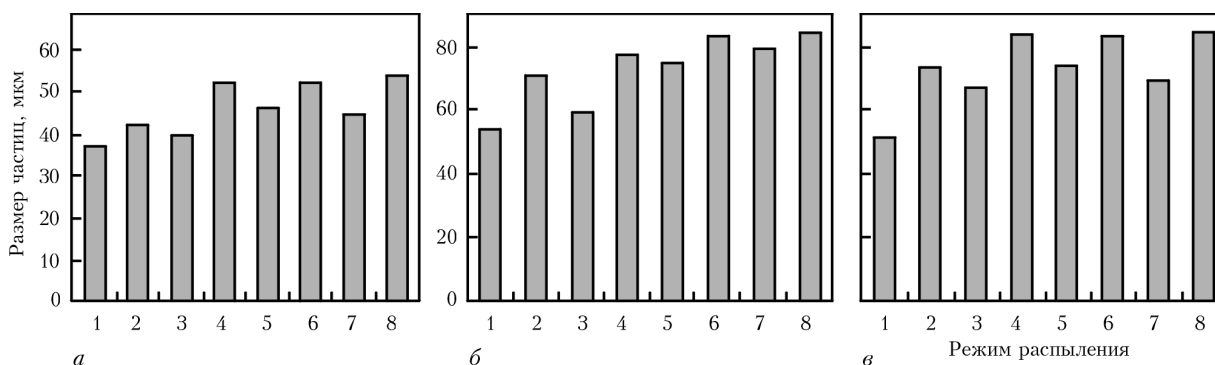


Рис. 2. Зависимость среднего размера частиц от режимов распыления: а — медные частицы; б — стальные; в — частицы псевдосплава сталь–медь



Уравнения регрессии свидетельствуют о том, что на размер частиц наибольшее влияние оказывает давление сжатого воздуха. Увеличение мощности и давления сжатого воздуха ведет к уменьшению диаметра частиц. Минимальный размер частиц получен при распылении в случае сочетания максимальных значений мощности и давления сжатого воздуха (режим № 1). Совокупность минимальных значений мощности и давления сжатого воздуха ведет к формированию частиц максимального размера (режим № 8).

Учитывая турбулентный характер струи при электродуговом напылении [13], образовавшиеся капли расплава меди и железа в процессе движения в струе могут сталкиваться, что определяет возможность развития процессов межфазного взаимодействия с явлениями взаимного смешивания и образования твердых растворов в системе медь-железо. Как видно из диаграммы состояния медь-железо (рис. 3), железо и медь ограниченно взаимно растворимы [21].

Существуют две области возможного взаимодействия — на начальной стадии плавления и отрыва капель с торцов медной и стальной проволок и в процессе их полета до поверхности подложки.

Для оценки возможности взаимодействия частиц в объеме струи распыления провели расчет условной объемной концентрации частиц расплава материала в струе напыления β' и оценили вероятность столкновения частиц в струе [22]. Условная объемная концентрация β' представляет собой отношение объема распыляемого материала к объему подаваемого газа (сжатого воздуха):

$$\beta' = V_{\text{пр}}/V_{\text{г}}, \quad (4)$$

где $V_{\text{г}}$ — объем сжатого воздуха, равный 1,2 м³/мин; $V_{\text{пр}}$ — объем подаваемой проволоки, м³/мин, равный:

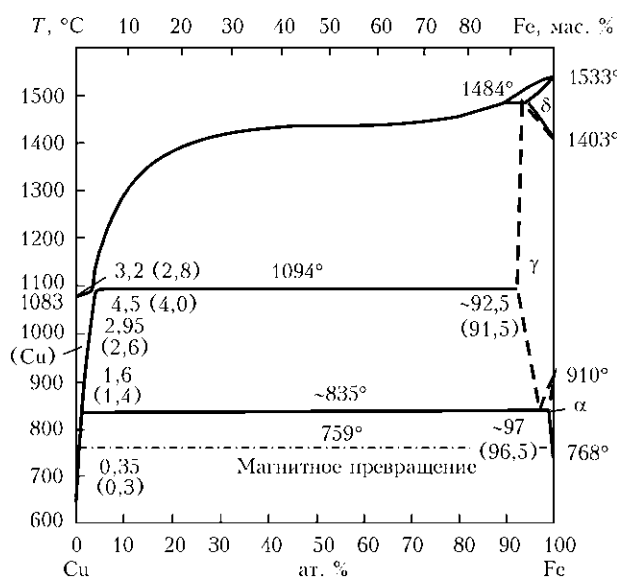


Рис. 3. Диаграмма состояния медь-железо

$$V_{\text{пр}} = \pi 2r^2 v_{\text{пр}}, \quad (5)$$

где r — радиус проволоки ($r = 0,001$ м); $v_{\text{пр}}$ — скорость подачи проволоки ($v_{\text{пр}} = 4,5$ м/мин).

Расчет β' по формуле (4) показал, что условная объемная концентрация частиц расплава материала в струе при металлизации составляет $0,28 \cdot 10^{-4}$, однако она выражает усредненное распределение дисперсного материала в объеме струи. Распределение частиц расплава материала по сечению струи неравномерно. Для его описания в первом приближении может быть применено гауссово распределение, которое наблюдается в распределении частиц, формирующих покрытие [23, 24]:

$$Y_i = Y_0 \exp(-r_i^2/2\delta^2), \quad (6)$$

где Y_i — плотность потока частиц в точке r_i сечения струи; Y_0 — плотность потока частиц на оси струи; r_i — текущий радиус сечения струи; δ — стандартное отклонение.

Интегрируя функцию Y_i по dr , получаем суммарную плотность потока дисперсного материала в сечении струи:

$$\int_{-\infty}^{+\infty} Y_i dr = Y_0 \sqrt{2\pi\delta}. \quad (7)$$

Суммарная плотность потока может быть получена при замене фигуры Гаусса равновеликим прямоугольником с базой $4r_p$ ($r_p = \sqrt{2}\delta$ — радиус рассеивания) и высотой, равной средней концентрации дисперсной среды в струе.

Заменяя r_p на $\sqrt{2}\delta$, получаем

$$Y_0/Y_{\text{ср}} = 4/\sqrt{\pi} = 2,26. \quad (8)$$

Таким образом, максимальные условные концентрации β' частиц расплава материала в струе при напылении, наблюдаемые в приосевой зоне, могут достигать $0,64 \cdot 10^{-4}$, а фактическая средняя объемная концентрация частиц расплава материала в струе составляет $\beta' < 0,5 \cdot 10^{-4}$.

Расчет отношения среднего расстояния между частицами в газовой струе к их размеру позволяет оценить возможность соударения частиц, коагуляции их в расплавленном состоянии и изменения вследствие этого состава и размера частиц напыляемого материала [23]. Отношение расстояния между частицами l к размеру частицы d_q соответственно

$$\frac{l}{d_q} = \frac{1}{\sqrt[3]{1,91\beta' - d_q}} - 1. \quad (9)$$

На рис. 4 представлены результаты расчета величины l/d_q при диаметре частицы 140 мкм в зависимости от β' . Из них следует, что при кон-

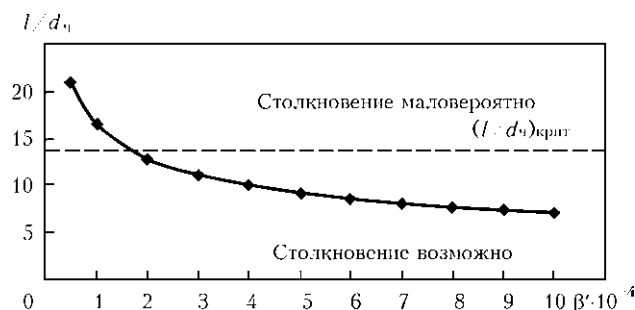


Рис. 4. Зависимость межчастичного расстояния от концентрации дисперсной фазы

центрациях частиц расплава материала менее $0,64 \cdot 10^{-4}$ процессы столкновения и коагуляции частиц при движении в объеме струи маловероятны.

При использовании данной методики оценки возможности взаимодействия частиц в объеме струи первоначально установлено, что частицы стали и меди в процессе полета в объеме струи не должны сталкиваться и взаимодействовать

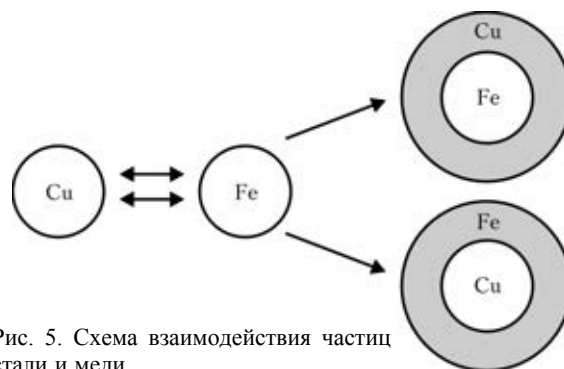


Рис. 5. Схема взаимодействия частиц стали и меди

между собой. Тем не менее результаты магнитной сепарации всей массы продукта диспергирования при совместном распылении медной и стальной проволок показали, что практически все частицы собранного порошка характеризуются магнитными свойствами, что указывает на наличие в каждой из них магнитного материала — железа. В связи с этим возникла необходимость анализа процесса контактного межфазного взаимодей-

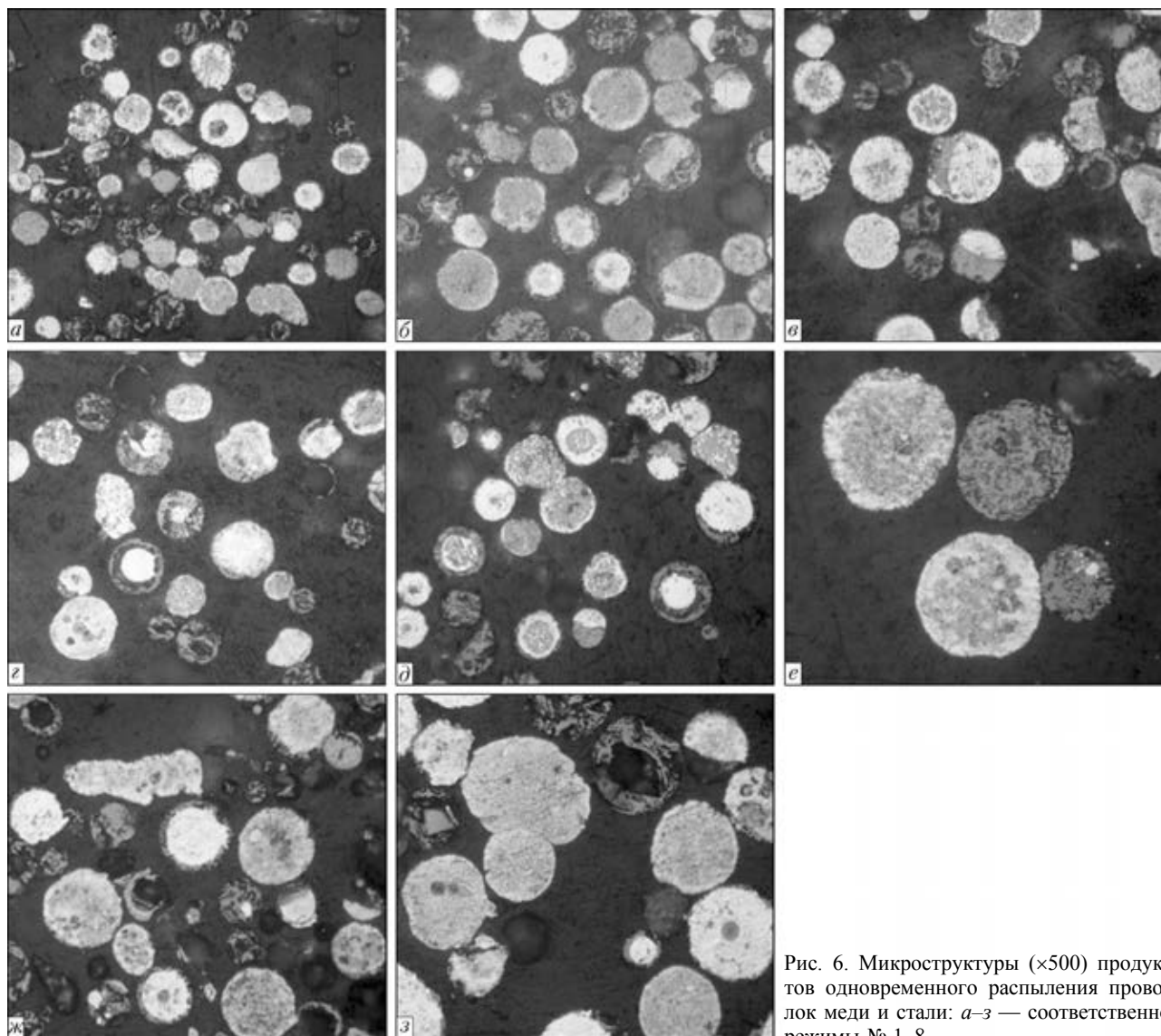


Рис. 6. Микроструктуры ($\times 500$) продуктов одновременного распыления проволок меди и стали: а-з — соответственно режимы № 1–8



твия частиц расплавов меди и железа в случае их столкновения.

Расчет поверхностной энергии расплава распыленных частиц стали и меди позволяет прогнозировать наиболее вероятный вид контактного взаимодействия частиц в зависимости от их диаметра. Свободная энергия поверхности капли жидкости F пропорциональна ее площади [24]:

$$F = \sigma S, \quad (10)$$

где $S = 4\pi r^2$ — площадь поверхности сферической частицы радиусом r ; σ — поверхностное натяжение жидкости.

Изменение свободной энергии частицы после взаимодействия определяется по формуле

$$\Delta F = F' - F, \quad (11)$$

где $F' = F'_1 + F'_2$ — энергия частицы после взаимодействия; $F = F_1 + F_2$ — энергия частицы до взаимодействия.

На рис. 5 приведены виды возможного взаимодействия частиц стали и меди.

В случае захвата медной частицей частицы стали изменение свободной энергии составляет $\Delta F = 3,6 \cdot 10^{-8}$ Дж, в случае захвата стальной частицей частицы меди $\Delta F = 4,9 \cdot 10^{-8}$ Дж. Результаты данного расчета поверхностной энергии частиц позволяют заключить, что наиболее вероятный процесс взаимодействия частиц стали и меди будет протекать в направлении захвата расплавом меди стальных капель.

Анализ микроструктуры частиц показал, что в процессе распыления при всех технологических режимах частицы меди и стали соединяются и образуют псевдосплавные частицы. Как видно из рис. 6, в продуктах распыления медной и стальной проволок встречаются отдельные частицы стали, тогда как все медные частицы находятся в виде псевдосплавных частиц медь–сталь, которые представляют собой частицы меди сферической и каплевидной формы, в которые внедрены мелкие или крупные частицы стали.

Исходя из предыдущей оценки вероятности столкновения частиц при полете в объеме струи, можно полагать, что частицы псевдосплава медь–сталь образуются в процессе начальной стадии плавления и отрыва капель расплава с концов проволок.

Выводы

1. С использованием математического планирования эксперимента по исследованию процесса диспергирования расплава медной и стальной проволок в условиях электродугового напыления получены уравнения регрессии, отражающие зависимость среднего размера частиц от значений

электрической мощности, давления сжатого воздуха и дистанции напыления.

2. Установлено, что при изменении электрической мощности в пределах 1,7...9,6 кВт, давления сжатого воздуха 6...7 атм, дистанции напыления 60...200 мм средний размер напыляемых частиц в случае раздельного распыления медной проволоки изменяется в пределах 37...54 мкм, проволоки Св-08А — 54...85 мкм. При совместном распылении этих проволок в указанных условиях образуются частицы с размером от 52 до 85 мкм.

3. Средний размер частиц главным образом зависит от давления сжатого воздуха — с его увеличением диаметр частиц уменьшается. При распылении в случае сочетания максимальных значений мощности (9,6 кВт) и давления сжатого воздуха (7 атм) образуются частицы минимального размера: 37 мкм при распылении медной проволоки, 54 мкм при распылении проволоки Св-08А и 52 мкм при их совместном распылении. Совокупность минимальных значений мощности (1,7 кВт) и давления сжатого воздуха (6 атм) ведет к формированию частиц максимального размера: 54 мкм при распылении медной проволоки, 85 мкм при распылении проволоки из Св-08А и 85 мкм при их совместном распылении (псевдосплавные частицы).

4. Обнаружено, что в процессе электродугового напыления покрытий из медной и стальной проволок происходит межфазное взаимодействие частиц расплавов, в результате которого происходит формирование оболочки из меди на поверхности частиц расплава стали с образованием частиц псевдосплавной структуры. Расчетно-теоретический анализ процесса взаимодействия показывает, что наиболее вероятной областью этого взаимодействия является начальный участок процесса диспергирования расплавов проволок.

1. Балдаев Л. Х., Борисов В. Н., Вахалин В. А. Газотермическое напыление: Уч. пособие для вузов / Под общ. ред. Л. Х. Балдаева. — М.: Маркет ДС, 2007. — 344 с.
2. Кудинов В. В., Бобров Г. В. Нанесение покрытий напылением: Теория, технология и оборудование: Учебник для металлургических и машиностроительных специальностей вузов / Под ред. Б. С. Митина. — М.: Металлургия, 1992. — 432 с.
3. Борисов Ю. С., Коржик В. Н. Аморфные газотермические покрытия. Теория и практика (Обзор) // Автомат. сварка. — 1995. — № 4. — С. 3–11.
4. Вахалин В. А., Кудинов В. В., Белащенко В. Е. Исследование эффективного КПД нагрева электродов и коэффициента использования материала при дуговой металллизации // Физ. и химия обработки материалов. — 1981. — № 8. — С. 65–69.
5. Катц Н. В., Антошин Е. В., Вадивасов Д. Г. Металлизация распылением. — М.: Машиностроение, 1966. — 200 с.
6. Троцкий А. Ф. Основы металллизации распылением. — Ташкент: Госиздат УзССР, 1960. — 184 с.
7. Роянов В. А. Плавление электродов при дуговой металллизации // Свароч. пр-во. — 1990. — № 2. — С. 35–38.



8. Анализ методов управления параметрами напыляемых частиц при электродуговой металлзации / В. А. Агеев, В. Е. Белашенко, И. Э. Фельдман, А. В. Черноиванов // Там же. — 1989. — № 12. — С. 30–32.
9. Коробов Ю. С. Оценка сил, действующих на распыляемый металл при электрометаллизации // Автомат. сварка. — 2004. — № 7. — С. 23–27.
10. Процесс плавления и распыления материала электродов при электродуговой металлзации / В. А. Вахалин, В. В. Кудинов, С. Б. Масленников и др. // Физ. и химия обработки материалов. — 1981. — № 3. — С. 58–63.
11. Коробов Ю. С., Бороненков В. Н. Расчет параметров движения, нагрева и окисления частиц при электродуговой металлзации // Свароч. пр-во. — 1998. — № 3. — С. 9–13.
12. Кузнецов В. Д., Пащенко В. М. Фізико-хімічні основи створення покриттів: Навч. посібник. — К.: НМЦ ВО, 1999. — 176 с.
13. Бороненков В. Н., Коробов Ю. С. Основы дуговой металлзации. Физико-химические закономерности. — Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2012. — 265 с.
14. Newbery A. P., Granta P. S., Neiser R. A. The velocity and temperature of steel droplets during electric arc spraying // Surface and Coatings Technology. — 2005. — **195**, № 1. — P. 91–101.
15. Planch M. P., Liao H., Coddet C. Relationships between in-flight particle characteristics and coating microstructure with a twin wire arc spray process and different working conditions // Ibid. — 2004. — **182**, № 2-3. — P. 215–226.
16. Новик Ф. С., Арсов Я. Б. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов. — М.: Машиностроение, 1980. — 304 с.
17. Металлизация распылением / Н. В. Катц, Е. В. Антошин, Д. Г. Вадивасов и др. — М.: Машиностроение, 1966. — 200 с.
18. Шашков А. Н. Антифрикционные псевдосплавы. — М.: Машгиз, 1960. — 53 с.
19. Сложные металлзационные псевдосплавы как подшипниковые материалы / Л. В. Красниченко, А. И. Смолянинов, Е. Г. Подкович, В. М. Таратин // Применение новых материалов в сельскохозяйственном машиностроении: Сб. ст. — Ростов-на-Дону, 1966. — С. 3–20.
20. Свойства элементов: Справ. изд. / Под ред. М. Е. Дрицы. — М.: Металлургия, 1985. — 672 с.
21. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов: В 2-х т. — М.: Металлургиздат, 1962. — Т. 2. — 624 с.
22. Детлаф А. А., Яворский Б. М. Курс физики. Механика. Основы молекулярной физики и термодинамики. — 4-е изд., перераб.: Учеб. пособие для вузов. — М.: Высш. шк., 1973. — Т. 1. — 384 с.
23. Борисов Ю. С. Теоретические и технологические основы получения плазменных покрытий из композиционных порошков: Дис. ... д-ра техн. наук. — Киев, 1982. — 514 с.
24. Формирование напыляемого слоя. <http://www.hvof.org-theory/forming/>.

Поступила в редакцию 26.11.2012

НОВАЯ КНИГА

Шаповалов В. О., Шейко І. В., Ремізов Г. О. Плазмові процеси та устаткування в металургії. — К.: Хімджест, 2012. — 384 с. (укр. яз.).

В учебнике обобщены многочисленные материалы о развитии, становлении и применении низкотемпературной плазмы в металлургии. Освещены вопросы теории и практики получения низкотемпературной плазмы, описаны разные типы и конструкции плазмотронов и их работа.

Рассмотрены разнообразные процессы и технологии практического применения низкотемпературной плазмы в металлургии: плавка металлов и сплавов в печах с керамическим подом, рафинирующий переплав металлов с формированием слитка в охлаждаемом кристаллизаторе, интенсификация плавки в открытых и вакуумных индукционных тигельных печах, послепечная обработка металлических расплавов в агрегатах типа ковш–печь, рафинирующий переплав поверхности слитков и заготовок.

Показаны возможности применения низкотемпературной плазмы для получения металлических материалов с высокими функциональными свойствами: монокристаллов тугоплавких металлов, гранулированных металлических порошков, лент с аморфной структурой.

Изложены методики расчета плазменно-дуговых печей с керамическим подом, гарнисажных печей и переплавных агрегатов, у которых слиток формируется в водоохлаждающем кристаллизаторе.

Для студентов металлургических и материаловедческих специальностей высших учебных заведений, аспирантов, преподавателей и специалистов, работающих в металлургической области.



ФЛЮСОВАЯ ДУГОВАЯ ПАЙКА АЛЮМИНИЯ С ОЦИНКОВАННОЙ СТАЛЬЮ

В. Ф. ХОРУНОВ, О. М. САБАДАШ

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

Работа посвящена исследованию процессов при флюсовой дуговой пайке на постоянном токе нахлесточных тонколистовых соединений алюминия с оцинкованной сталью. В экспериментах использовали алюминий АД1, оцинкованную сталь 08Ю и реактивный флюс солевой системы $KF-AlF_3-K_2SiF_6-KZnF_3$. Показано, что при пайке без прохождения припоя через дуговой промежуток реактивный флюс системы $K-Al-SiF$ улучшает условия формирования нахлесточных соединений (смачивание, растекание и заполнение капиллярных зазоров алюминиево-кремниевым припоем) алюминия с оцинкованной сталью за счет быстрого разрушения пленки оксидов и образования слоев из легкоплавких металлических расплавов в месте пайки вследствие реакций флюса с паяемыми материалами. Установлено, что при пайке в условиях дугового нагрева скорость растекания припоя по оцинкованной стали примерно в 3 раза выше, чем по алюминию. Неравновесный угол смачивания на оцинкованной стали составляет $28...33^\circ$, а на алюминии — $8...10^\circ$. Приведены данные о структуре паяных соединений, составе отдельных фаз и химической неоднородности соединений. Согласно результатам микрорентгеноспектрального анализа на контактной границе со сталью образуется переходный слой переменного состава системы $Al-Fe-Si$ толщиной $2...5$ мкм, в котором присутствуют небольшие количества марганца (из стали) и цинка (из покрытия). Показано, что соединения сплава АД1 с оцинкованной сталью 08Ю, паянные алюминиево-кремниевым припоем, равнопрочны алюминиевому сплаву. Нахлесточные соединения допускают загиб на угол 180° , а при многократном перегибе ($5...6$ раз) разрушение происходит по алюминию. Библиогр. 23, табл. 2, рис. 5.

Ключевые слова: алюминий, оцинкованная сталь, дуговая пайка, реактивный флюс, растекание припоя, реакционный слой, паяные соединения

Снижение массы конструкций при одновременном повышении их механических характеристик является одной из главных задач создания экономичных и надежных летательных аппаратов и наземной техники. Тонколистовые конструкции из алюминия и стали отличаются высокой конструктивной прочностью и коррозионной стойкостью, легче в два раза стальных, используются в сложных условиях воздействия знакопеременных нагрузок, температуры и агрессивной среды. В качестве примера можно привести автомобилестроение, где уменьшение массы позволяет повысить эксплуатационный ресурс, достичь существенной экономии топлива и уменьшить негативное влияние на окружающую среду. При этом одним из главных направлений уменьшения массы кузова автомобиля является применение высокопрочных сверхнизкоуглеродистых сталей [1] с алюминиевым или цинковым коррозионностойким покрытием и алюминиевых сплавов. Решение этой задачи связано с рядом сложных проблем. Сталь и алюминий значительно отличаются по физико-механическим (температуре плавления, коэффициенту термического расширения, теплоемкости, прочностным характеристикам) и химическим свойствам (предельная растворимость железа в твердом алюминии соответствует $0,03...0,05$ при эвтектической температуре [2, 3]),

что создает определенные трудности для получения прочных соединений.

Методы сварки алюминиевых сплавов со сталью в твердой фазе взрывом [4] и трением [5] из-за специфики тонколистовых конструкций находят ограниченное применение. В процессах сварки плавлением взаимодействие стали с алюминием в жидкой фазе является причиной формирования переходного слоя из хрупких интерметаллидных фаз системы $Al-Fe$, низкой прочности, пористости и образования трещин в сварных соединениях. Во избежание появления кристаллизационных трещин при сварке листов толщиной $3...4$ мм доля хрупких фаз в сварочной ванне не должна превышать 10 мас. % [6]. Альтернативой технологии дуговой сварки плавлением могут быть современные процессы ТИГ сваркопайки [7], сварки лазером [8, 9], модифицированной МИГ сваркопайки (СМТ процесс) [10–12] с локальным расплавлением алюминия или высокотемпературной пайки (лазером [13], МИГ процесс [14], сжатая дуга [15]), отличающимися меньшим тепловложением. Низкий уровень термомодеформационного воздействия в месте пайки благодаря малому тепловложению и высокая коррозионная стойкость соединений за счет сохранения цинкового покрытия являются основными преимуществами дуговой пайки. Причины, препятствующие широкому использованию дуговой

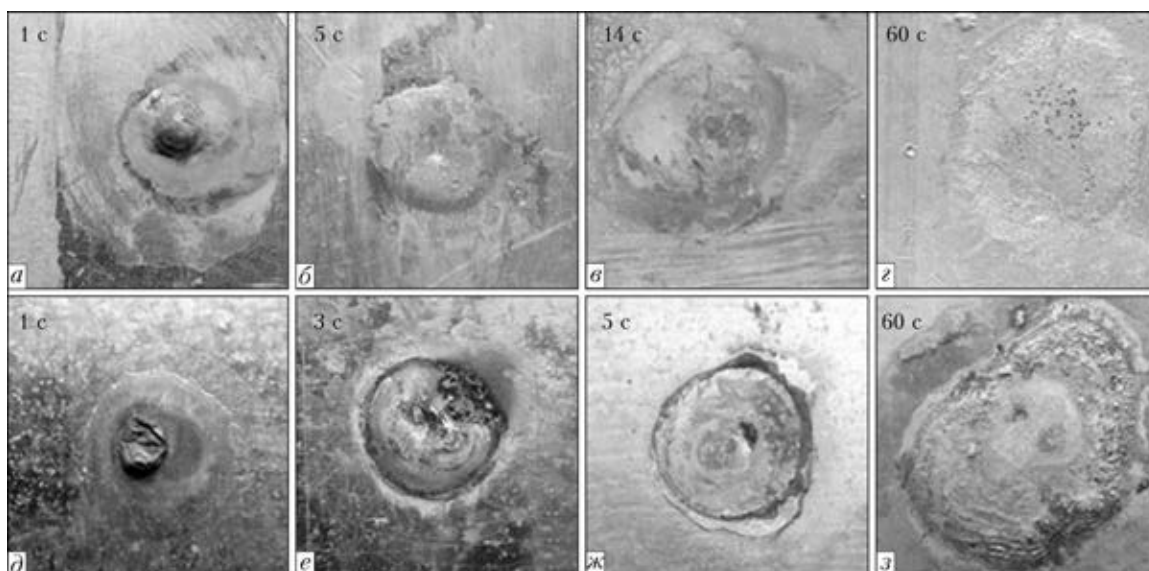


Рис. 1. Капли застывшего припоя системы Al–12Si на алюминии АД1 (а–д) и оцинкованной стали 08Ю (е–з): а–д — АД1; е–ж — сталь 08Ю (дуговая пайка в аргоне, $I_{\text{п}} = 25$ А, $T_{\text{п}} = 600...615$ °С, аппарат MASTERTIG MSL™ 2300 ACDC фирмы «Kemppi», Финляндия); з — сталь (печная пайка в азоте, $T_{\text{п}} = 600 \pm 3$ °С)

пайки в изготовлении прочных тонколистовых конструкций, в большей части связаны с трудностями в достижении высокого качества соединений. Это можно осуществить путем применения сварочных установок с обратной связью и малым тепловложением [16].

Для разных типов (нахлесточное, тавровое, стыковое) соединений тонколистовой оцинкованной стали с алюминием используют алюминиевые припои системы Al–Si. При растекании алюминия [17] и алюминиево-кремниевых расплавов [18] по углеродистой стали в результате реакционной диффузии на контактной границе образуется переходный слой (ПС) металлической системы Al–Fe–Si, тормозящий растекание и приводящий к его полной остановке. В то же время известно, что при высокотемпературной пайке алюминия [19] и его сплавов с нержавеющей сталью [20, 21] реактивные смеси солевой системы KF–AlF_3 , содержащие добавки гексафторсиликата калия и калий-цинкфторида, активно разрушают (растворяют) оксиды, образуют (из восстановленных кремния и цинка в составе фторидов) на алюминии слой легкоплавкого сплава Al–Si(Zn), который улучшает растекание и капиллярные свойства готового припоя.

Активирование процессов смачивания, растекания и улучшения капиллярных свойств алюминиевых припоев может быть осуществлено и при дуговой пайке за счет использования реактивных фторидных флюсов солевой системы KF–AlF_3 . В настоящей работе при проведении экспериментов использовали некоррозионно-активный флюс ФАФ 540, разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона [22].

В условиях ТИГ процесса смачивание паяемых материалов (алюминия АД1 и оцинкованной ста-

ли 08Ю) жидким припоем и активность флюса ФАФ 540 солевой системы $\text{KF–AlF}_3\text{–K}_2\text{SiF}_6\text{–KZnF}_3$ оценивали по площади растекания навески (массой 0,17 г) алюминиево-кремниевого сплава (Al–12 % Si). Аргонодуговую горелку устанавливали в центре образца так, чтобы дуга возбуждалась на навеску припоя. Температурный интервал пайки 600...615 °С задавали значением постоянного тока прямой полярности и временем выдержки. Подача защитного газа (аргона марки А) в зону пайки составляла 6...9 л/мин.

Значительное различие физико-химических свойств алюминия и стали, наличие цинкового покрытия на стали, локальный нагрев, кратковременное взаимодействие жидкой и твердой фаз в процессе пайки оказывают значительное влияние на растекание припоя.

Установлено, что в относительно равных временных интервалах и режимах дугового нагрева скорость перемещения периметра капли припоя и соответственно площадь растекания припоя по оцинкованной стали больше, чем по алюминию (рис. 1).

Кинетика растекания припоя связана со сложными процессами химического взаимодействия солевого и металлического расплавов на контактной границе с алюминием и оцинкованной сталью. Смачивание жидким припоем и растекание его по оцинкованной стали улучшается при разрушении поверхностной пленки оксидов (в результате химического взаимодействия с солевым расплавом) и распределении припоя по перегретому (примерно 200 °С выше температуры плавления) цинковому расплаву. При этом жидкотекучесть припоя незначительно изменяется при растворении в нем всего металла покрытия. Сог-

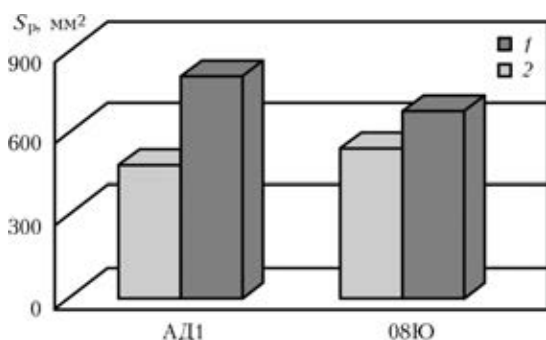


Рис. 2. Площадь растекания S_p припоя системы Al–12Si при флюсовой дуговой (1) и печной (2) пайке

ласно работе [23] жидкотекучесть алюминиевых сплавов с 7...11 % Si и 8...15 % Zn такая же, как и у промышленных силуминов, а механические свойства выше и зависят от содержания цинка, тогда как образование на межфазной границе со сталью ПС металлической системы Al–Fe–Si, как уже упоминалось, тормозит и останавливает растекание припоя.

Максимальная площадь растекания припоя на поверхности оцинкованной стали составляет $S_p = 540 \text{ мм}^2$ за время $t = 5 \text{ с}$ при установленном режиме (сила тока $I_n = 25 \text{ А}$, напряжение $U_n = 12 \pm 0,3 \text{ В}$) дугового нагрева. На тех же режимах пайки сравнимая площадь растекания ($S_p = 560 \text{ мм}^2$) припоя на алюминии может быть получена при большем (примерно в 3 раза) времени и локальным проплавлением этого материала (рис. 2).

При постоянной интенсивности теплоотдачи источника, ввиду высокой температуропроводности и теплоемкости алюминия, требуется большее количество тепла для получения одинаковой по сравнению со сталью площади растекания припоя. В неизотермических условиях растекание припоя по алюминию ограничивается областью существования тонкого слоя металлического расплава, по которому распределяется припой. Поэтому площадь растекания припоя при неравновесном дуговом нагреве существенно меньше (рис. 2), чем при равновесном процессе пайки в печи с высокой равномерностью температурного поля и максимально допустимом перепаде температуры $\pm 5 \text{ °C}$ по алюминиевому изделию. Не-

равновесный угол смачивания на оцинкованной стали составляет 28...33, а на алюминии — 8...10°.

Наиболее распространенным типовым соединением тонколистовых конструкций из алюминия и оцинкованной стали является нахлесточное соединение. Механические характеристики этого типа соединения повышаются с увеличением перекрытия (напуска кромок) тонких листов и качества заполнения припоем зазора с обязательным формированием галтелей вогнутой формы. Флюсовую дуговую пайку нахлесточных образцов из алюминия с оцинкованной сталью выполняли на пластинах толщиной 1 мм с установленным перекрытием кромок 2...6 мм. В качестве паяльных материалов использовали присадочную проволоку АК12 и некоррозионно-активный реактивный флюс ФАФ 540. Алюминиевые пластины перед пайкой подвергали травлению в водных растворах: щелочи (15 % NaOH) и смеси кислот (2 об. % HF и 20 об. % HNO₃), стальные обезжиривали ацетоном. В месте пайки на алюминиевую пластину наносили слой флюса (50%-ю водную суспензию). Пайку нахлесточных соединений алюминия с оцинкованной сталью выполняли на предварительно подготовленных пластинах. Влияние режимов дуговой пайки оценивали по качеству формирования, микроструктуре и химической неоднородности швов, способности паяных образцов к загибу на угол 180°, перегибу, кратковременной прочности паяных соединений при комнатной температуре.

Исследования процесса флюсовой дуговой пайки на постоянном токе прямой полярности алюминия с оцинкованной сталью позволили установить оптимальные режимы процесса формирования нахлесточных соединений (табл. 1).

Характерной особенностью техники флюсовой дуговой пайки является возбуждение короткой дуги и ведение ее по расплаву тонкого реакционного слоя на поверхности алюминия, примерно на расстоянии 2...3 мм от стыка, что позволяет уменьшить термическое воздействие на паяемые материалы и сохранить целостность цинкового покрытия. Подача присадочной проволоки осуществляется перед дугой под достаточно малыми уг-

Таблица 1. Ориентировочные режимы флюсовой дуговой пайки тонколистового (1 мм) алюминия АД1с оцинкованной сталью 08Ю

$D_{пр}$, мм	I_n , А	U_n , В	v_n , мм/с	Схема ТИГ процесса
1,6	47...50	9...11	12	
1,2	24...26	8...10	1,5...2,0	

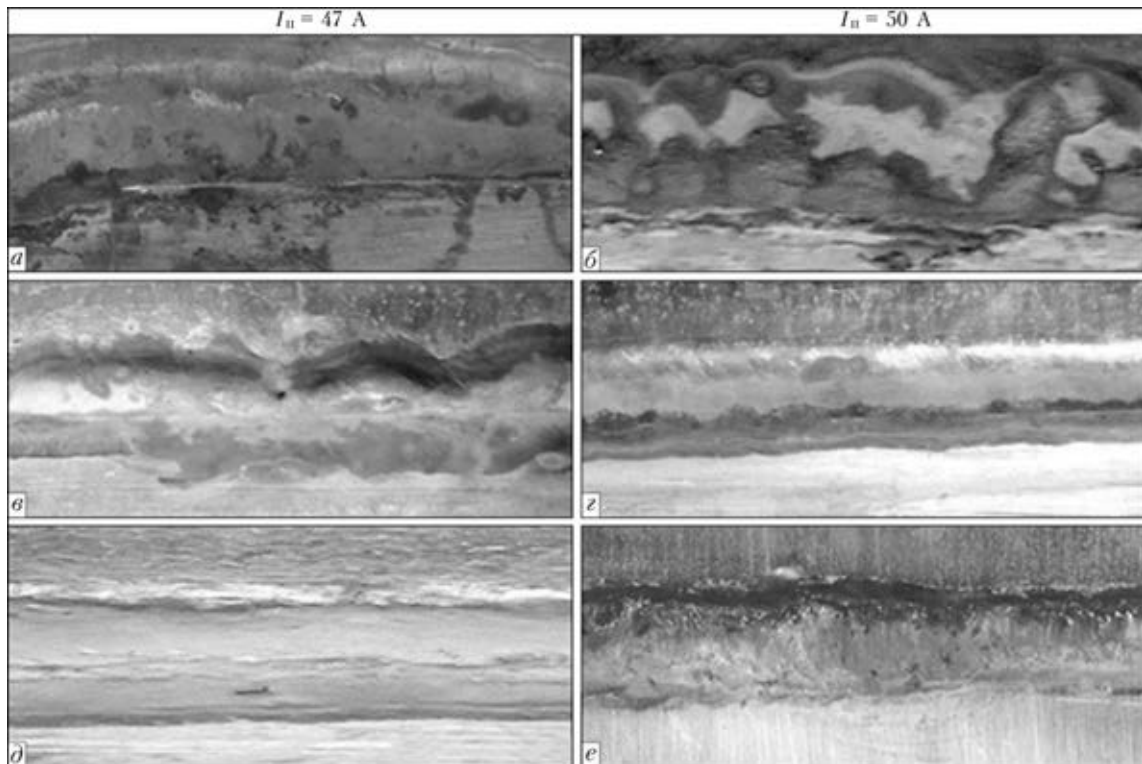


Рис. 3. Внешний вид соединений ($\times 2$) оцинкованной стали 08Ю с алюминием АД1, полученных при флюсовой дуговой ($y_p = 12$ мм/с) пайке: а, б — избыток флюса ($G_{\text{ф}} = 30$ г/м²); в, г — недостаток, д, е — оптимальный расход ($G_{\text{ф}} = 7 \dots 10$ г/м²)

лами, так, чтобы расплавление ее происходило в тонком слое металлического расплава. Оптимальные условия формирования паяного шва достигаются при плавлении присадки в относительно малом объеме жидкого металла реакционного слоя, растекании избытка расплава в зону более высокой температуры и быстром заполнении под действием капиллярных сил паяльного зазора. Это критическое условие обеспечивает установившийся процесс формирования паяного соединения при поддержании одинаковой температуры на кромках листов из соединяемых материалов. Надежность защиты в процессе пайки обеспечивается при расходе аргона марки А, равном 8...10 л/мин, и диаметре сопла горелки 10...12 мм.

Для обеспечения хорошего формирования швов (рис. 3, а, е) расход флюса строго ограничивается и выбирается в зависимости от режима пайки.

Нарушение устойчивого процесса плавления присадочной проволоки, связанное с изменением расхода флюса (отклонением от оптимального), приводит к нерациональному распределению припоя в паяном соединении: наплывам металла на кромку (см. рис. 3, а, б), непропаям (см. рис. 3, в, г) и другим дефектам паяных соединений. Нахлесточные сталеалюминиевые соединения, полученные при флюсовой дуговой пайке на оптимальных режимах, отличаются полным заполнением припоем переменного зазора при ширине перекрытия 5...6 мм. При этом паяные швы, как

правило, сегментной формы и имеют гладкую поверхность и плавные переходы к алюминию и стали (см. рис. 4). На обратной стороне стыка (участок галтели) припой образует вогнутый мениск с радиусом менее 0,5 мм. Гладкая поверхность шва с плавными галтелями способствует снижению концентрации напряжений, что особенно важно при изготовлении жестких узлов конструкций из этих разнородных металлов.

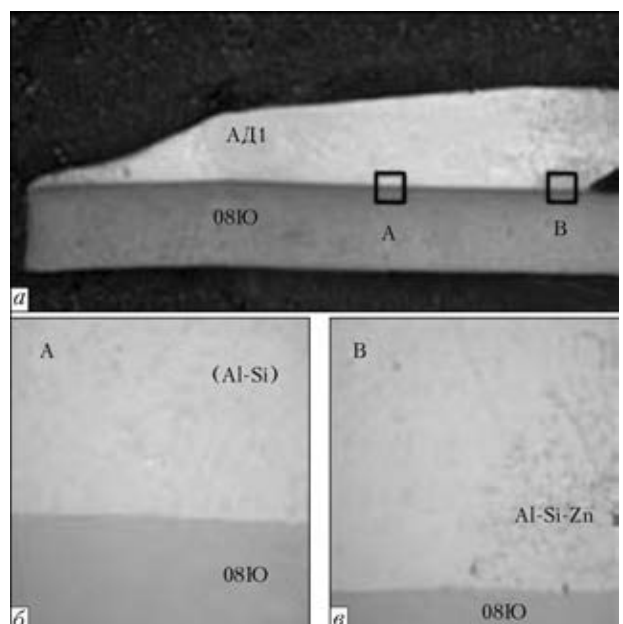
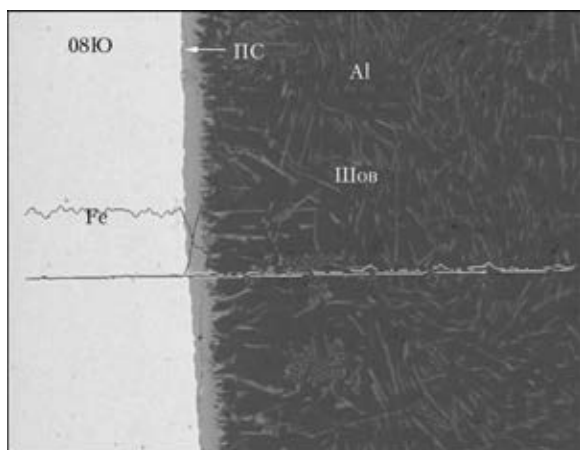


Рис. 4. Макро- (а, $\times 10$) и микроструктуры (б, в, $\times 400$) паяного соединения алюминия АД1 с оцинкованной сталью 08Ю



Таблица 2. Содержание элементов (мас. % в микрообъемах) в паяном соединении сплава АД1 с оцинкованной сталью 08Ю

Участок соединения	Al	Si	Mn	Fe	Zn
08Ю	—	—	0,32	99,68	—
ПС (~5 мкм)	65,58...59,93	5,11...4,75	0,12...0,09	29,20...34,89	0...0,35
Шов (матрица)	93,57...94,30	4,56...4,04	—	1,39...1,24	0,48...0,42

Рис. 5. Микроструктура ($\times 350$) и распределение элементов в паяном соединении алюминия АД1 с оцинкованной сталью 08Ю (микроскоп CamScan)

Паяные соединения алюминия АД1 с оцинкованной сталью 08Ю, полученные в неизотермических условиях (ТИГ процесс $I_{\text{п}} = 24$ А, $v_{\text{п}} = 1,5$ мм/с), имеют неоднородную структуру (рис. 4, 5).

Контактная граница с алюминием извилистая со следами глубокого (примерно до 180 мкм) межзеренного проникновения эвтектической фазы (Al + Si) в паяемый алюминиевый сплав. Центральную часть шва занимает α -твердый раствор на основе алюминия, в межзеренных прослойках которого расположена пластинчатая дисперсная эвтектика (Al + Si) (рис. 4, а — серые, рис. 5 — светлые ячейки). При исследовании химического состава галтели (см. рис. 4, в) выявлена тенденция легирования паяного шва цинком (образование сплава системы Al-Si-Zn) и увеличение его до 20 мас. % в периферийных участках, граничащих с цинковым покрытием. Согласно результатам микрорентгеноспектрального анализа на контактной границе со сталью образуется ПС переменного состава системы Al-Fe-Si (рис. 5, табл. 2) толщиной от 2 до 5 мкм, в котором присутствуют небольшие количества марганца (из стали) и цинка (из покрытия).

Диффузионная пористость и флюсовые включения в области ПС и паяном соединении алюминия с оцинкованной сталью не обнаружены. Не выявлено также заметных структурных изменений в стали.

Паяные нахлесточные соединения допускают загиб на угол 180° , а при многократном перегибе

(5...6 раз) разрушение происходит по алюминию. Испытания на растяжение при комнатной температуре показали, что соединения сплава АД1 с оцинкованной сталью 08Ю, паянные алюминиево-кремниевым припоем, равнопрочны алюминиевому сплаву.

Выводы

1. Активные слои расплавов (алюминиево-кремниевое и цинковое) существенно улучшают капиллярные свойства припоя, что позволяет соединять тонколистовой алюминий с оцинкованной сталью с большим (до шести толщин) перекрытием.

2. На основании полученных результатов установлены режимы дуговой пайки, обеспечивающие быстрое разрушение (растворение) оксидов, устойчивое плавление, растекание и полное заполнение припоем зазора.

3. В неравновесных условиях на контактной границе со сталью образуется интерметаллидный слой системы Al-Fe-Si шириной 2...5 мкм. Цинк в паяном шве в основном содержится в алюминиевом твердом растворе.

4. Кратковременными испытаниями на срез установлено, что паяные нахлесточные соединения равнопрочны алюминиевому сплаву.

1. Ductility of interstitial-free steel under high strain rate tension: Experiments and macroscopic modeling with a physically-based consideration / M. Kuroda, A. Uenishi, H. Yoshida, A. Igarashi // Int. J. Solids and Struct. — 2006. — 43. — P. 4465–4483.
2. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов: Пер. с англ. — М.: Металлургия, 1979. — 640 с.
3. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник в 3-х т. / Под общ. ред. Н. П. Лякишева. — М.: Машиностроение, 1997. — Т. 2 — 1024 с.
4. Han J. H., Ahn J. P., Shin M. C. Effect of interlayer thickness on shear deformation behaviour of AA5083 aluminum alloy/SS41 steel plates manufactured by explosive welding // J. Mat. Sci. — 2003. — 38. — P. 13–18.
5. Friction welding process of 5052 aluminium alloy to 304 stainless steel / S. Fukumoto, H. Tsubakino, K. Okita et al. // Mat. Sci. and Techn. — 1999. — 15. — P. 1080–1086.
6. Рябов В. Р., Рабкин Д. М. Сварка разнородных металлов и сплавов. — М.: Машиностроение, 1984. — 239 с.
7. Брукнер Й. Дуговая сварка стали с алюминием // Автомат. сварка. — 2003. — № 11. — С. 185–187.
8. Dissimilar material joining using laser (aluminum to steel using zinc-based filler wire) / A. Mathieua, R. Shabadib, A. Deschampsb et al. // Optics & Laser Technology. — 2007. — 39. — P. 652–661.
9. Gap-free fibre laser welding of Zn-coated steel on Al alloy for light-weight automotive applications / Hui-Chi Chen,

- A. J. Pinkerton, Lin Li et al. // Mater. and Design. — 2011. — 32. — P. 495–504.
10. *The arc characteristics and metal transfer behaviour of cold metal transfer and its use in joining aluminium to zinc-coated steel* / H. T. Zhanga, J. C. Feng, P. Heb et al. // Mater. Sci. and Eng. A. — 2009. — 499. — P. 111–113.
 11. *Interfacial microstructure and mechanical properties of aluminium-zinc-coated steel joints made by a modified metal inert gas welding-brazing process* / H. T. Zhang, J. C. Feng, P. He, H. Hack // Materials Characterization. — 2007. — 58. — P. 588–592.
 12. *Dissimilar metal joining of steel to aluminum using the arc heat source* / Y. Kim, K. Park, Y. Kim, S. Kim // Mater. Sci. Forum Vols. — 2012. — 706-709. — P. 2974–2979.
 13. *Laser brazing of a steel/aluminium assembly with hot filler wire (88% Al, 12% Si)* / A. Mathieu, S. Pontevicci, Jean-Claude Viala et al. // Mater. Sci. and Eng. A. — 2006. — 435-436. — P. 19–28.
 14. *Dissimilar metal joining of aluminum to steel by MIG arc brazing using flux cored wire* / M. Taichi, N. Kazuhiro, H. Tong, U. Masao // ISIJ International. — 2003. — 43, № 10. — P. 1596–1602.
 15. *Plasma arc brazing: a low-energy joining technique for sheet metal* / U. Draugelates, B. Bouaifi, A. Helmich et al. // Welding J. — 2002. — 81, № 3. — P. 38–42.
 16. *Siewert T., Samardzic I., Klaric S. Application of an on-line weld monitoring system* // 1st Intern. conf. on advanced technologies for developing countries, Slavonski Brod, Croatia, Sept. 12–14, 2002. — P. 1–6.
 17. *Кинетика растекания алюминия на железе* / В. Н. Еременко, Н. Д. Лесник, Т. С. Пестун, В. Р. Рябов // Физическая химия поверхностных явлений в расплавах. — Киев: Наук. думка, 1971. — С. 203–206.
 18. *О кинетике растекания алюмокремниевых расплавов по железу* / В. Н. Еременко, Н. Д. Лесник, Т. С. Пестун, В. Р. Рябов // Смачиваемость и поверхностные свойства расплавов и твердых тел. — Киев: Наук. думка, 1972. — С. 39–41.
 19. *Khorunov V. F., Sabadash O. M., Andreiko A. A. Investigation of fusibility and chemical interaction in the K, Al, Si/F salt system fluxes for high-temperature brazing of aluminium* // Intern. conf. «Brazing, high temperature brazing and diffusion welding». — Aachen, Germany, May, 1998. — P. 200–202.
 20. *Сабадаш О. М., Хорунов В. Ф. Материалы и технология флюсовой пайки алюминия и алюминия с нержавеющей сталью* // Автомат. сварка. — 2005. — № 8. — С. 69–74.
 21. *Хорунов В. Ф., Сабадаш О. М. Реактивный фторидный флюс для пайки алюминия и разнородных соединений* // Адгезия расплавов и пайка материалов. — 2006. — Вып. 39. — С. 68–75.
 22. *Сабадаш О. М., Хорунов В. Ф. Реактивный флюс для пайки алюминия* // Докл. 2-го науч.-техн. семинара «Сварка и родственные процессы в промышленности», 17 апр. 2007, г. Киев. — Киев: Екотехнологія, 2007. — С. 48–49.
 23. *Новые литейные сплавы. Цинковистые силумины* / А. А. Бочвар, З. Н. Свидерская, Н. И. Рытвин и др. — М.: ЦИИ ЦМ СССР, 1947. — 108 с.

Поступила в редакцию 13.11.2012

РАЗРАБОТАНО В ИЭС

ТЕХНОЛОГИЯ ВОСТАНОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ МЕТОДОМ ДЕТОНАЦИОННОГО НАПЫЛЕНИЯ

В ИЭС разработана установка детонационного напыления «Перун-С» и технология нанесения покрытий для защиты от износа и коррозии и для восстановления деталей машин и оборудования в различных отраслях промышленности — авиа-, авто-, турбостроении, энергетике, нефтехимии и др.

Детонационное напыление обеспечивает получение покрытий с прочностью сцепления до 100...150 МПа при пористости менее 1 %. Одной из основных областей применения детонационного напыления является упрочнение новых и ремонт после износа различных деталей и узлов авиационной техники, в частности, упрочнение контактных поверхностей бандажных полок лопаток, лопаток компрессора, топливных форсунок и др.

Результатом применения детонационных покрытий, содержащих карбиды вольфрама и хрома, является повышение срока службы изделий в 7-12 раз.

Накоплен опыт использования детонационных покрытий при восстановлении: корпуса II и III ступени газовой турбины авиационного двигателя, крышки III опоры двигателя вертолета, проставки КВД авиационного двигателя, соплового аппарата II ступени свободной турбины двигателя вертолета, антивибрационных полок лопаток АГТД. Одним из примеров служит восстановление изношенной поверхности монорельса закрылки ИЛ-76 после его эксплуатации с одновременным существенным повышением его износостойкости путем напыления покрытия из порошка механической смеси 35%WC+65%Ni-Cr-B-Si (микротвердость слоя 10500 МПа).





РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПАЙКИ АЛМАЗНО-ТВЕРДОСПЛАВНЫХ РЕЗЦОВ

Б. В. СТЕФАНОВ

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

Исследовано влияние температуры пайки на работоспособность алмазно-твердосплавных пластин (АТП) и алмазно-твердосплавных резцов (АТР). Установлено, что применение медно-цинковых и медно-марганцовистых припоев для пайки составного резца не является оптимальным из-за высокой температуры нагрева, что приводит к резкой деградации физико-механических свойств алмазного слоя АТП вследствие графитизации. Разработана технология пайки АТП с твердосплавной державкой, которая обеспечивает необходимые характеристики алмазного слоя как режущего инструмента. Разработан технологический процесс пайки АТР (АТП+ТД), позволяющий осуществлять пайку АТР с ТД без перегрева алмазного слоя АТП и сохранить его эксплуатационные характеристики на высоком уровне. Большое внимание уделено оценке работоспособности алмазного слоя АТР после нагрева под пайку путем строжки определенной горной породы. Показано, что предложенная технология пайки АТР с охлаждением алмазного слоя позволяет применять припои с температурой пайки более 700 °С без потери работоспособности этого слоя. В процессе исследований испытаны стандартные и разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины припои. В результате обобщения комплекса испытаний сделан вывод, что наиболее перспективными являются системы припоев Ag–Cu–Zn–Sn–Ni–Mn и Ag–Cu–Zn–Ni–Mn–Pd. Разработанная технология применена в изделиях и испытана в реальных условиях эксплуатации. Библиогр. 9, табл. 2, рис. 4.

Ключевые слова: пайка, припой, сверхтвердые материалы, алмазный слой, алмазно-твердосплавный резец, алмазно-твердосплавная пластина, твердосплавная державка, графитизация, долото, термостойкость

Для бурения нефтяных и газовых скважин в мягких, средних и твердых горных породах применяют буровые долота, резцы, вставки и другие типы инструментов, оснащенные режущими элементами в виде двухслойных алмазно-твердосплавных пластин (АТП) и алмазно-твердосплавных резцов (АТР). В Украине АТП изготавливают в Институте сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины (ИСМ). Они представляют собой двухслойные пластины [1] диаметром 13,5 мм и высотой 3,5 мм, один слой которых высотой 0,5...0,8 мм является алмазным поликристаллом, а другой — подложкой из твердого сплава. Поэтому для создания АТР необходимых размеров по высоте нужно соединить АТП с твердосплавной державкой (ТД).

Следует отметить, что зарубежные фирмы, например «Element-six», «Smith», «Hugnes», «Reed», «Security», «Ulterra» и «De Beers» изготавливают АТР необходимых размеров по высоте резца и операция пайки АТП к подложке из твердого сплава при их изготовлении не требуется.

Цель настоящей работы — разработка технологии пайки АТП с ТД, обеспечивающей минимальное влияние нагрева на свойства алмазного слоя, т. е. сохраняющей при этом физико-технологические характеристики алмазного слоя как режущего инструмента. Они в свою очередь влияют на механическую скорость и величину проходки

долота. В данной статье приведены результаты исследований по креплению АТП к ТД методом пайки твердыми припоями. Исследованы АТР, изготавливаемые ведущими зарубежными фирмами и отечественным производителем.

АТР фирмы «Element-six» (Великобритания) марки «Syndrill» и АТП ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины исследовали на термо- и износостойкость. Термин термостойкость АТП и АТР определяет границы температуры и времени нагрева, при которых алмазосодержащий слой сохраняет свои физико-механические характеристики, особенно показатели износостойкости. Это касается как процесса спекания пластин, так и их эксплуатации. Чем выше значение термостойкости АТП, тем лучше перспективы их использования для бурения нефтяных и газовых скважин алмазными буровыми долотами.

Нагрев АТП и АТР проводили в муфельной печи в температурном интервале 500...1000 °С в течение от 1 до 20 мин. Анализ полученных результатов показывает, что температура и время выдержки значительно влияют на термостойкость АТП и АТР (рис. 1). Для АТП отечественного производства нагрев при температуре выше $T = 650$ °С и выдержке 3 мин приводит к деградации алмазного слоя. Значительно лучшие результаты по термостойкости в сравнении с АТП получены для АТР фирмы «Element-six» марки «Syndrill». Их термостойкость составляет 850 °С при времени нагрева 3 мин.

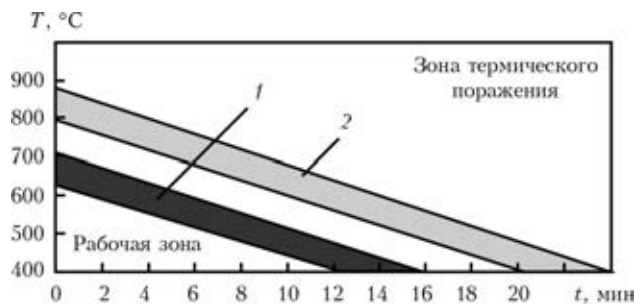
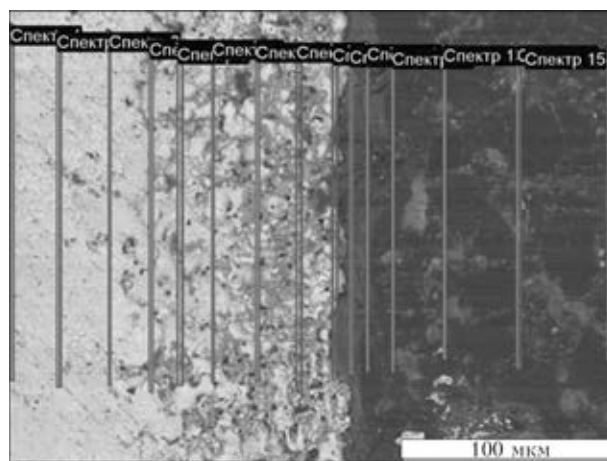
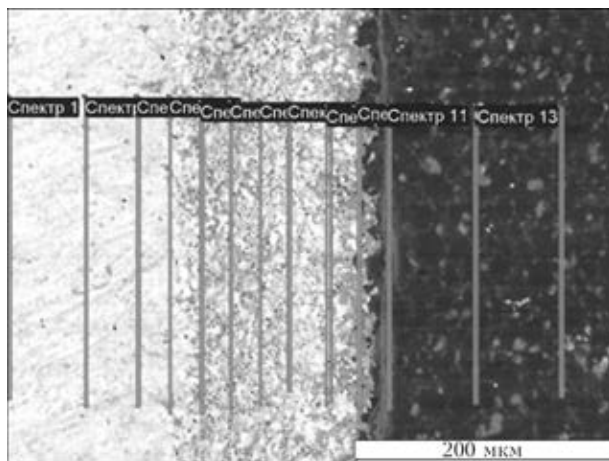


Рис. 1. Области термостойкости АТП и АТР: 1 — серийная технология ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины; 2 — технология фирмы «Element-six» (марка «Syndrill»)

Для определения различий в термостойкости АТП ИСМ им. В. Н. Бакуля НАНУ и АТР фирмы «Element-six» марки «Syndrill» провели исследования микроструктуры алмазосодержащего слоя (рис. 2). Из результатов исследований вытекает, что причиной низкой термостойкости образцов АТП (ИСМ им. В. Н. Бакуля НАНУ) является большое содержание кобальта в алмазном слое. Проведенные исследования на электронном микроскопе Zeiss EVO 50 XVP позволили установить, что в образцах АТР фирмы «Element-six» марки «Syndrill» наблюдается равномерное распределение кобальта в алмазосодержащем слое и его количество составляет 7 мас. %, в отличие от отечественных АТП, где количество кобальта сос-



Номер спектра	C	Co	W
1	28,72	4,24	67,04
2	30,70	4,04	65,26
3	31,00	3,19	65,81
4	35,78	2,73	61,49
5	44,06	3,61	52,33
6	48,21	3,36	48,43
7	46,95	3,23	49,82
8	38,77	2,74	58,49
9	34,18	3,73	62,09
10	40,71	6,97	52,32
11	93,01	2,34	4,65
12	95,95	1,70	2,35
13	95,11	2,53	2,36
Среднее значение	51,01	3,42	45,57
Стандартное отклонение	25,63	1,28	24,96
Максимальное значение	95,95	6,97	67,04
Минимальное значение	28,72	1,70	2,35

Номер спектра	C	Co	W
1	13,28	12,72	73,99
2	8,25	11,66	80,10
3	10,50	11,30	78,19
4	21,96	9,62	68,42
5	19,36	9,82	70,83
6	15,23	8,16	76,61
7	14,22	6,60	79,18
8	12,60	8,33	79,07
9	6,69	11,95	81,36
10	10,07	26,01	63,92
11	71,73	9,62	18,64
12	89,85	4,06	6,09
13	87,66	3,84	8,50
14	88,58	4,97	6,45
15	93,54	3,60	2,87
Среднее значение	37,57	9,48	52,95
Стандартное отклонение	36,13	5,51	33,01
Максимальное значение	93,54	26,01	81,36
Минимальное значение	6,69	3,60	2,87

а

б

Рис. 2. Микроструктуры и элементный состав спектров (мас. %) АТР фирмы «Element-six» марки «Syndrill» (а) и АТП ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины (б)

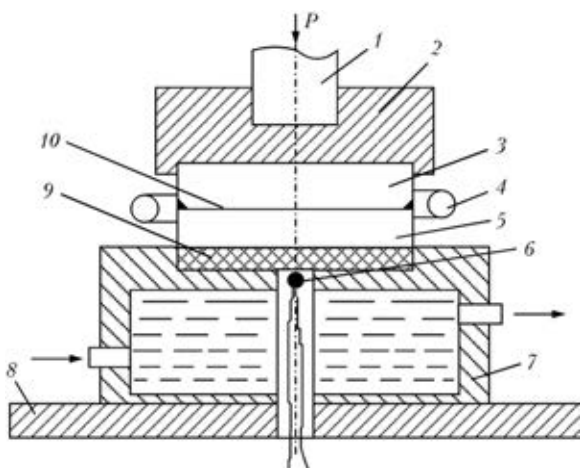


Рис. 3. Схема устройства для индукционной пайки АТР: 1 — суппорт; 2 — керамическая вставка; 3 — ТД; 4 — индуктор; 5 — АТП; 6 — термопара; 7 — холодильник; 8 — основание; 9 — алмазоносный слой; 10 — паяный шов

тавляет 26 мас. %. Увеличение содержания кобальта и уменьшение содержания углерода отрицательно влияют на термо- и износостойкость (снижают их значения). Это следует учитывать при соединении АТП (ИСМ им. В. Н. Бакуля НАНУ) с ТД.

При нагреве АТП до критической температуры (670...700 °С) [2] физико-механические свойства алмазного слоя резко деградируют вследствие диффузионного взаимодействия между алмазными частицами и кобальтом. Происходит графитизация поликристаллических синтетических алмазов, образование трещин, вызванных различием коэффициентов теплового расширения алмаза и кобальта, и, как следствие, разрушение алмазного слоя.

Ранее исследования процессов пайки АТР проводили в ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины [3]. Для экспериментальной отработки технологии пайки АТР использовали медно-цинковые припои марок Л63, ЛНКоМц 49-9-0,2-0,2, ЛНМц 60-9-5, МНМц 68-4-2, ЛМцЖ 51-1,5-0,75 с температурным интервалом плавления этих припоев от 880 до 1000 °С. Однако температура плавления этих припоев на 150...250 °С выше температуры деструкции синтетических алмазов, что требовало применения специальных мер по охлаждению алмазного слоя при пайке. Наибольшие трудности при отработке технологии пайки АТР представлял нагрев поверхности подложки АТП до температуры, обеспечивающей растекание припоя, при интенсивном одновременном охлаждении алмазного слоя.

Так как, по мнению авторов этой работы, температура алмазного слоя АТП не должна превышать 700...720 °С, а температура пайки поверхности подложки АТП должна составлять не менее 930...950 °С, то градиент температур по высоте АТП должен быть порядка 80...90 °С/мм. Анализ процесса образования паяного шва и его состо-

яние после испытания на срез показал, что лучшие и наиболее стабильные результаты были получены при использовании припоя ЛНКоМц. Однако авторы не приводят данные по износостойкости паяных соединений, что является основной характеристикой при эксплуатации буровых долот.

При соединении АТП с ТД фактически осуществляется пайка двух твердых сплавов, поскольку алмазное покрытие расположено на наружной поверхности АТП. Температура графитизации каждой марки синтетических поликристаллических алмазов зависит от многих факторов, в том числе степени чистоты (количества примесей металлов-катализаторов), среды нагрева и времени выдержки при повышенной температуре [4]. Такие особенности синтетических алмазов необходимо учитывать при выборе состава припоя, его температурного интервала плавления. В ИЭС им. Е. О. Патона проведены широкие исследования в этом направлении [5–7].

В результате исследований термостойкости АТР и АТП (см. рис. 1) установлено, что алмазный слой в отечественных АТП деградирует при температуре 650...680 °С. Поскольку существующие припои имеют температуру ликвидуса выше 700 °С, то для соединения АТП с ТД разработан метод пайки с принудительным охлаждением АТП. Это требование реализовано на специально спроектированной установке, имеющей оригинальное устройство (рис. 3), которое позволяет осуществлять совместный или раздельный нагрев АТП и ТД, замерять температуру на поверхности алмазного слоя АТП, а также изменять температуру нагрева и охлаждения АТП и ТД.

Расчет индуктора для пайки представляет значительные трудности. Вследствие поверхностного эффекта плотность тока неравномерно распределена по сечению индуктирующего провода. Фактически большинство индукторов для пайки, особенно на радиочастотах (СВЧ), делают на основании экспериментальных данных с последующей доводкой их после проверки в работе. При проектировании индуктора стремились к применению охватывающей конструкции, когда индуктор располагается снаружи паемого изделия и повторяет конфигурацию узла в зоне пайки. Охватывающие индукторы характеризуются наиболее высоким КПД и обеспечивают более равномерный нагрев [8].

При конструировании паемых деталей нами предусмотрена возможность размещения индуктора такой конфигурации, которая обеспечила бы прогрев требуемой зоны. Положение индуктора выбрано с учетом массы, теплофизических свойств материалов с таким расчетом, чтобы соединяемые части достигали температуры пайки одновременно.

Температуру нагрева АТП+ТД определяли с помощью термопар типа ТХА двухканального из-

мерителя-регулятора типа ТРМ 202. В результате проведенных экспериментов выбрали местоположение индуктора к сопрягаемым составным частям АТР. Нагрев вели от более массивной детали, учитывая, что менее массивная деталь может нагреваться как индукционными токами, так и за счет теплопередачи от массивной детали (рис. 4). Для повышения эффективности нагрева зазор между индуктором и нагреваемой поверхностью деталей выбрали минимальным в пределах 5...7 мм.

Продолжительность нагрева при пайке существенно влияет на качество паяных соединений. Малое время нагрева (менее 5...10 с) недостаточно для завершения процесса очистки флюсом паяемых поверхностей и достижения всеми элементами, участвующими в пайке, одинаковой температуры. При более продолжительном времени нагрева происходит окисление припоя и паяемого металла, что приводит к ухудшению результатов (дефектам) паяных соединений.

В результате проведения экспериментов по отработке технологических приемов и режимов нагрева построен график распределения температуры в теле паяемых деталей. На рис. 4 представлены кривые распределения температуры при индукционном нагреве твердосплавной подложки при условии, что на глубине 0,1 см температура равна 700 °С. Из приведенных данных следует, что чем меньше глубина проникновения тока, тем выше температура поверхности и ниже температура в более глубоких слоях. В нашем случае выбран индуктор, который дает равномерный нагрев температурного поля паяемых деталей.

Для выбора оптимального состава припоя при получении АТР необходимо определить прочность на срез паяных соединений и износостойкость. На первом этапе при пайке образцов для испытаний на срез применяли припои, приведенные в табл. 1. Там же приведены результаты испытаний, осуществляемые с помощью специаль-

Таблица 1. Прочность на срез соединений твердосплавных пластин ВК8+ВК8

Номер образца	Марка или система припоя	$T_n, ^\circ\text{C}$	Усилие сжатия P , кг	Прочность на срез $\tau_{ср}$, МПа
1	Ag-Cu-Zn-Ni-Mn	700	3217	225
2	Ag-Cu-Zn-Ni-Mn-2Pd	730	3575	250
3	ПМ-50	850	4032	282
4	ПМ-72	950	3675	257
5	ПСр-40	620	3500	245
6	Ag-Cu-Zn-Ni-Mn-5Pd	750	4500	315
7	Ag-Cu-Zn-Sn-Mn-Ni	750	5634	394

ного устройства на разрывной машине Р-05 в ИСМ им. В. Н. Бакуля НАНУ.

На втором этапе — при определении износостойкости соединяли АТР+ТД. Для этого изготовили АТР с помощью упомянутых выше припоев и провели испытания на износостойкость алмазного слоя АТР на специальном стенде, который имитирует реальные условия эксплуатации. Сущность этого метода [9] заключается в том, что производят трение испытуемого образца об абразивную поверхность и затем определяют интенсивность его изнашивания. Другими словами, осуществляют строжку той горной породы, для которой предназначен данный образец.

Пайка АТР без охлаждения различными припоями приводит к полному износу алмазного слоя. Результаты испытаний на износостойкость показали, что при пайке припоями марок ПМ-50 и ПМ-72 АТР характеризуются наименьшей износостойкостью даже при наличии охлаждения и не могут применяться при изготовлении бурового инструмента, хотя при исследовании смачивания твердосплавного материала данные припои показали один из наилучших результатов и удовлетворительную прочность на срез.

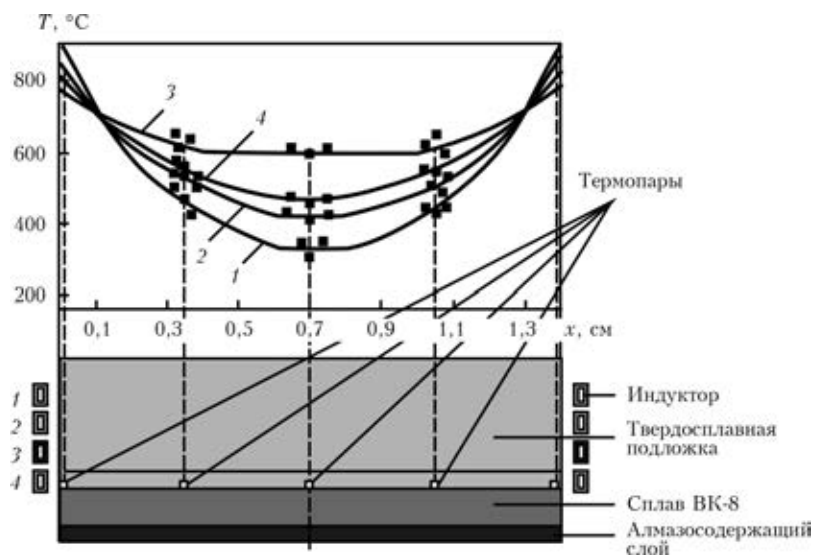


Рис. 4. Влияние положения индуктора (1–4) относительно заготовки на распределение температур по сечению твердосплавной подложки



Таблица 2. Испытания на износостойкость твердосплавных пластин АТР

Номер образца АТР (АТП+ТД)	Система легирования припоя	Охлаждение АТП	Путь резания, м (порода — песчанник)	Величина износа по одной грани h , мм
1	Ag–Cu–Zn–Cd (ПСр-40)	Есть	50	0,15...0,2
2	Ag–Cu–Zn–Ni–Mn	»	50	0,18...0,2
3	Ag–Cu–Zn–Ni–Mn–5Pd	Нет	30	Полный износ
4	Ag–Cu–Zn–Ni–Mn–5Pd	Есть	50	0,15...0,22
5	Cu–Zn–Mn–Ni–Sn–Cr (ПМ-50)	Нет	20	Полный износ
6	Cu–Zn–Mn–Ni–Sn–Cr (ПМ-50)	Есть	50	1,5...2,0
7	Cu–Mn–Ni–Si–Fe (ПМ-72)	»	15	Полный износ
8	Ag–Cu–Zn–Sn–Mn–Ni	»	50	0,15...0,22

Повысить износостойкость АТР при наличии системы охлаждения до требуемого уровня позволило применение припоев систем Ag–Cu–Zn–Cd, Ag–Cu–Zn–Ni–Mn, Ag–Cu–Zn–Ni–Mn–5Pd и Ag–Cu–Zn–Sn–Mn–Ni, имеющих более низкую температуру плавления (610, 700, 740 и 720 °С соответственно). Они обеспечивают требуемое значение износа, не превышающее 0,3 мм, что позволяет использовать их при изготовлении долот, предназначенных для бурения скважин по мягким, средним и твердым абразивным горным породам. Данные исследований приведены в табл. 2.

Выводы

1. Установлено влияние температурно-временного цикла пайки на алмазный слой АТР и его работоспособность (термо- и износостойкость).

2. Разработанная технология пайки АТП+ТД обеспечивает снижение теплового воздействия на алмазный слой и позволяет сохранять его эксплуатационные характеристики на высоком уровне.

1. ТУ 88. Украина 90. 1244–91. Пластины алмазно-твердосплавные для режущего инструмента. — К., 1991. — 24 с.
2. Новиков Н. В. Инструменты из сверхтвердых материалов. — М.: Машиностроение, 2005. — 555 с.
3. Артюхов В. П., Прусс О. П. Исследование процессов пайки алмазно-твердосплавных резцов // Сверхтвердые материалы. — 1997. — № 2. — С. 38–43.
4. Найдич Ю. В., Уманский В. П., Лавриненко И. А. Прочность алмазо-металлического контакта и пайка алмазов. — Киев: Наук. думка, 1988. — 136 с.
5. Хорунов В. Ф., Максимова С. В., Стефанив Б. В. Изготовление буровых долот для добычи рассеянного метана в шахтных выработках // Автомат. сварка. — 2010. — № 6. — С. 48–51.
6. Хорунов В. Ф., Максимова С. В., Стефанив Б. В. Влияние присадок олова на структуру и технологические свойства припоев системы Ag–Cu–Zn // Там же. — 2010. — № 7. — С. 19–24.
7. Хорунов В. Ф., Максимова С. В., Стефанив Б. В. Влияние палладия на структуру и технологические свойства припоев системы Ag–Cu–Zn–Ni–Mn // Там же. — 2012. — № 9. — С. 23–28.
8. Вологдин В. В., Куц Э. В. Индукционная пайка. — Л.: Машиностроение, 1979. — 80 с.
9. СТП 28.5 05417377 100 2003. Метод оценки износостойкости алмазно-твердосплавных пластин. — 2003.

Поступила в редакцию 29.11.2012

НКМЗ ЭКОНОМИТ ГАЗ

В кузнечно-прессовом цехе №2 Новокраматорского машиностроительного завода (г. Краматорск Донецкой обл.) введена в промышленную эксплуатацию еще одна новая современная нагревательная печь с выкатным подом. Это третья из таких печей, построенных в цехе в прошлом году в соответствии с проектом модернизации автоматизированного ковочного комплекса АКК-3000/30.

Согласно проекта в процессе обновления АКК-3000/30 были демонтированы старый пресс усилием 3000 тс, три из пяти нагревательных печей, вместо которых смонтированы и введены в эксплуатацию новый современный пресс с таким же усилием и три новые нагревательные печи. Входящие в новый АКК-3000/30 новый пресс усилием 3000 тс и нагревательные печи были спроектированы и изготовлены на НКМЗ.

В конструкции новых печей использованы эффективные решения, благодаря которым затраты на нагрев заготовок будут уменьшены на 30 %.

В нынешнем году в том же цехе уже запланирован ввод в эксплуатацию после коренной реконструкции семи новых печей.



УДК 621.791:629.12

ОПЫТ ХЕРСОНСКОГО СУДОСТРОИТЕЛЬНОГО ЗАВОДА ПО ПРИМЕНЕНИЮ ПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКИ

Ж. Г. ГОЛОБОРОДЬКО

ПАО «ХСЗ», Украина, 73019, г. Херсон, Карантинный остров, 1.

E-mail: repair@kherson-shipyard.com

Рассмотрены особенности применения плазменной резки при изготовлении судокорпусных деталей. Отмечены положительные и отрицательные явления. Проанализировано влияние состава плазмообразующей среды на основные технологические показатели процесса резки. Цель работы — представить опыт Херсонского судостроительного завода по применению плазменной резки с использованием плазмообразующей среды с добавкой небольшого количества воды. Описана конструкция плазмотрона ПМР 74М. Добавка воды приводит к повышению чистоты и снижению шероховатости поверхности реза. Дано пояснение наблюдаемому эффекту. Замена ацетиленокислородной резки плазменной в плазмообразующих средах воздух + вода позволяет повысить как производительность резки в 3...5 раз, уменьшить тепловые деформации, так и точность вырезаемых деталей, обеспечить простоту управления процессом резки, возможность автоматизации с применением гибких производственных систем. Эта технология реализована на автоматизированном участке предприятия в поточных линиях с машинами типа «Кристалл», устройствами ЧПУ 2Р32Т на базе микроЭВМ. Библиогр. 7, табл. 1, рис. 8.

Ключевые слова: плазменная резка, судокорпусные детали, конструкция плазмотрона, чистота поверхности реза, добавление воды, производительность, тепловые деформации, автоматизация, поточные линии

Перспективы развития судостроения Украины связаны с совершенствованием технологии постройки судов. Первым этапом постройки судна является изготовление деталей корпуса, количество которых достигает десятков тысяч на один корпус. Одной из основных технологических операций, определяющей качество сварки деталей и сварки судна в целом, является термическая резка, на долю которой в судостроении приходится около 80 % используемого металла. По трудоемкости эти работы составляют до 20 % всего объема работ корпусообработывающего цеха [1].

Основным способом термической резки является плазменная резка, по производительности и качеству существенно превосходящая газокислородную. В соответствии с правилами Российского морского регистра судоходства при изготовлении деталей плазменной резкой необходимо убедиться в отсутствии повышенного насыщения поверхности реза газами (азотом, водородом) во избежание ухудшения качества сварных швов. При этом должно быть обеспечено надлежащее качество поверхности реза по свободным кромкам [2].

Широкая практика промышленного применения плазменной резки при изготовлении судокорпусных деталей показала, что использование для плазмообразования высокоэнтальпийных газов (водорода, гелия, кислорода и др.) ведет к существенному изменению всего процесса плазменной резки. С одной стороны, достигается ее высокая эффективность, с другой — снижается стойкость

электродов плазмотрона и нарушается стабильность горения дуги.

Устранение нежелательных факторов достигается за счет применения высокоэнтальпийных газов не в чистом виде, а в смесях с более тяжелыми газами, т. е. переход от одно- к многокомпонентным газовым средам.

Плазмообразующая среда оказывает непосредственное влияние на все основные узлы оборудования для плазменной резки. Изменение качественного состава плазмообразующей среды позволяет существенно менять основные технологические показатели процесса и в первую очередь скорость и качество резки. Роль состава плазмообразующей среды в технологии резки определяется следующим образом [3]:

состав плазмообразующей среды при заданной геометрии сопла и токе резки определяет напряженность поля столба дуги как внутри, так и вне сопла. Следовательно, за счет изменения состава среды в широких пределах можно регулировать количество тепловой энергии, выделяющейся в дуге;

состав плазмообразующей среды существенно влияет на максимально допустимое значение I/d , что позволяет регулировать плотность тока в дуге, тепловой поток в полости реза и в итоге ширину реза и скорость резки.

В результате изменения состава среды можно создавать наиболее благоприятные условия удаления расплавленного металла из полости реза, предотвращая образование грат на нижних кром-



ках разрезаемого листа или делая его легко удаляемым.

В некоторых случаях следует также учитывать существенную добавку тепловой энергии за счет химического взаимодействия плазмобразующей среды с разрезаемым металлом. Дополнительный вклад химической реакции в общий тепловой баланс может достигать значения, соизмеримого с электрической мощностью дуги.

Состав плазмобразующей среды влияет также на физико-химические процессы на стенках реза; от него зависит степень насыщения стенок реза различными газами, а также глубина газонасыщенного слоя. Большое влияние на выбор плазмобразующей среды оказывают состав разрезаемых металлов и толщина листов. Чем выше теплопроводность материала и чем больше толщина листа, тем более жесткие требования предъявляют к составу плазмобразующей среды и тем более сужается диапазон используемых смесей.

При резке сталей наибольшее применение в качестве плазмобразующей среды получил сжатый воздух, как самый распространенный и экономически эффективный газ [4–6].

Применение дешевого и доступного сжатого воздуха в качестве плазмобразующей среды в сочетании с высокой производительностью и универсальностью процесса, пригодного для резки практически всех металлов обеспечивает значительные преимущества по сравнению с другими плазмобразующими средами. Однако отдельные недостатки плазменной резки в плазмобразующей среде воздуха, к которым относят повышение твердости металла кромок реза, не обеспечивают перпендикулярность кромок реза. Неперпендикулярность, составляющая 1,5...2,5 мм на каждую сторону, при уменьшении толщины разрезаемого металла увеличивается. Изменение химического и структурного состава, а также повышение пористости сварных швов, выполненных по кромкам после плазменной резки, сужают область ее применения. Причиной образования пор при сварке деталей, секций и корпусов судов из низкоуглеродистых и низколегированных сталей является азот, находящийся в кромках реза в состоянии пересыщенного раствора. Эффективным способом снижения концентрации азота в металле кромок является его связывание в термодинамически стабильные соединения при воздушно-плазменной резке.

Характер металлургических процессов, протекающих в полости реза, в основном определяется химическими свойствами плазмобразующего газа. Целесообразно исследовать плазменную струю с добавкой газов, обладающих восстановительными свойствами. К таким газам прежде всего относится водород, являющийся сильным восстановителем, и водородосодержащие смеси. Причем

использование последних из соображений безопасности и доступности во многих случаях является более предпочтительным. Преимуществами применения для плазменной резки водородосодержащих смесей являются низкая стоимость, доступность, легкость достижения восстановительных или окислительных свойств плазмобразующего газа, возможность изменения в нужном направлении характера протекающих в полости реза металлургических процессов.

Особое место в плазмобразующих средах занимает вода, в состав которой входит водород и кислород. Энергетические параметры дуги позволяют отнести воду к водородосодержащим смесям, а качество резки указывает на то, что кислород, освобождающийся в результате диссоциации воды, активно взаимодействует с выплавляемым металлом. В частности, при резке низкоуглеродистых сталей скорость резки при использовании воды такая же, как в водородосодержащих смесях, а качество резки такое же, как в кислородосодержащих.

Воду можно использовать в качестве плазмобразующей среды самостоятельно в виде пара или как добавку к плазмобразующему газу. Высокая напряженность столба дуги, высокая проникающая способность дуги, большая эффективность использования электрической мощности дуги достигается введением водорода.

Использование воды в качестве плазмобразующей среды не получило широкого промышленного применения. При водоелектрической резке возникают сложности с возбуждением дуги. Кроме того, применяемые графитовые электроды быстро расходуются, и для вертикального перемещения графитового электрода в направлении соплового узла в процессе резки необходимо дополнительное устройство, усложняющее конструкцию плазмотрона [3]. Все это делает процесс резки при использовании воды в качестве плазмобразующей среды ненадежным и недостаточно технологичным.

Такие зарубежные фирмы, как «ЭСАБ» (Швеция), «MESSER» (Германия) и другие, используют процесс плазменной резки под слоем воды. При этом процессе плазменная струя падает непосредственно в водяную ванну, отсутствует образование дыма, существенно снижается деформация деталей, уровни светового излучения и шума. В этих условиях вода существенно улучшает санитарно-гигиенические характеристики процесса, обеспечивает повышение качества кромок вырезаемых деталей.

Применение плазменной резки под слоем воды требует специальных раскроечных столов с системой управления уровнем воды. Вода должна быть «умягченной» для повышения стойкости сопел. Должна осуществляться водоподготовка во

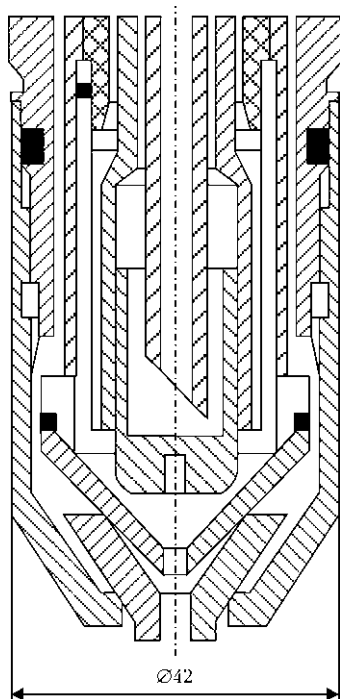


Рис. 1. Схема плазмотрона ПМР 74М

избежание окисления кромок реза и удаления продуктов плазмохимических реакций, протекающих в воде. При резке под водой оператор не может наблюдать за положением плазмотрона и качеством кромок реза. Требуется применение специальных стабилизаторов высоты и система аварийного выключения процесса при случайном опрокидывании мелких деталей. На современных линиях термической резки с применением движущихся раскроечных рам применение указанного способа резки практически невозможно.

В настоящее время на ПАО «ХСЗ» для плазменной резки судокорпусных сталей используют плазмообразующие среды с добавкой небольшого количества воды к плазмообразующему газу. Часть воды из системы охлаждения модернизированного плазмотрона ПМР 74М (рис. 1) подается в сопловой узел, состоящий из двух отдельных конусных сопел, входящих друг в друга (рис. 2). Наружное сопло меньших размеров имеет внутри шесть тангенциальных канавок ($0,15 \times 0,93$ мм), снаружи — 24 радиальных канавки ($0,1 \times 0,3$ мм) для подачи воды. Часть воды поступает по тангенциальным канавкам в канал сопла (в струю плазмы), а по радиальным — вокруг сопла. Для обеспечения инъекции воды в струю плазмы диаметры наружного и внутреннего сопел не равны между собой.

Внутри канала сопла вода подается с завихрением по часовой стрелке, т. е. в том же направлении, что и завихрение газа, дополнительно обжимая струю плазмы.

При добавлении воды в плазму образуется система, состоящая из азота, кислорода и водорода.

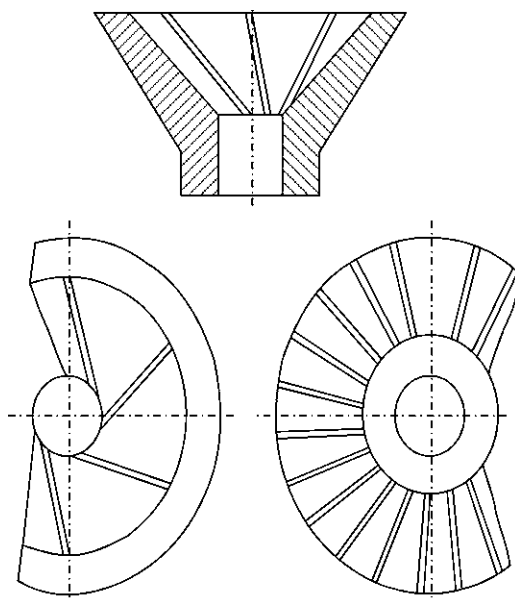


Рис. 2. Схема соплового узла для подачи воды

В этой системе протекают плазмохимические реакции связывания азота с одновременным получением таких продуктов, как NH_3 , N_2H_4 , NO , NO_2 , а также и других нерастворимых соединений азота в кромках реза [7]. Вода по радиальным канавкам поступает наружу вокруг сопла, образуя воздушно-водный душ.

В процессе резки использование рассмотренной конструкции сопла создает двойной эффект. Вода, поступающая внутрь канала сопла, частично испаряется, диссоциирует на водород и кислород, которые, смешиваясь с основной плазмообразующей средой, создают комбинированную плазмообразующую среду. Кроме того, вода обжимает и уплотняет струю плазмы в канале сопла, обеспечивая более высокие энергетические характеристики.

Вода, поступающая концентрично столбу плазмы, также частично испаряется и создает вокруг струи водопаровую завесу, ограничивая доступ атмосферного воздуха в зону резки. Образующиеся в процессе резки газы частично осаждаются водой. Общий вид работающего плазмотрона с добавкой к воздуху воды показан на рис. 3, 4.

Добавка небольшого количества воды к плазмообразующему газу повышает качество кромок реза. Энергетические параметры дуги позволяют отнести воду к водородосодержащим средам, а качество резки указывает на то, что кислород, освобождающийся в результате диссоциации воды, активно взаимодействует с выплавляемым металлом. При резке низкоуглеродистых сталей скорость резки при добавлении воды такая, как в водородосодержащих средах, а качество резки такое же, как кислородосодержащих.

Мощность дуги при плазменной резке в плазмообразующих средах с добавлением воды



Рис. 3. Плазматрон ПМР 74М для резки (плазмообразующая среда воздух + вода)

повышается благодаря росту напряжения U_d , в то время как ток I_d (при использовании вертикальной внешней характеристики источника питания) практически не изменяется. Такое влияние добавок воды можно объяснить теплофизическими свойствами водорода. При диссоциации водорода поглощается значительное количество энергии, потери которой компенсируются ростом напряжения на дуге; в результате рекомбинации атомарного газа на поверхности металла эта энергия передается аноду. При сравнительно малых напряжениях (130...150 В) при воздушно-плазменной резке рез получает значительную конусность за счет его ширины в верхней части разрезаемого листа. В результате этого количество расплавленного металла возрастает по сравнению с резом, кромки которого близки к параллельным.



Рис. 4. Процесс резки (плазмообразующая среда воздух + вода)

Повышение U_d (170...180 В) при плазменной резке в плазмообразующей среде воздух + вода уменьшает ширину реза и объем расплавленного металла на единицу длины реза. Факел плазмы удлиняется, достигая 200 мм. При экспериментальной проверке неперпендикулярность кромок составляла не более 1,0...1,2 мм на сторону, что соответствует второму классу по ГОСТ 14792–80 для толщин 5...12 мм.

Одним из показателей, определяющих класс качества вырезаемых деталей, является шероховатость поверхности реза по ГОСТ 14792–80. Характер и глубина бороздок, образующихся на поверхности реза, характеризуют пригодность к эксплуатации деталей, имеющих свободные кромки в условиях динамических нагрузок.

Добавка воды в плазмообразующую среду приводит к повышению чистоты поверхности реза конструкционных сталей. Поверхность реза гладкая, имеет серебристый цвет, выступы и впадины имеют плавные переходы, перепад высот составляет 10...20 мкм (таблица, рис. 5).

Шероховатость поверхности реза снижается с 120...90 мкм при обычных способах резки до 20...10 мкм при резке с добавлением воды, что соответствует первому классу качества поверхности по ГОСТ 14792–80.

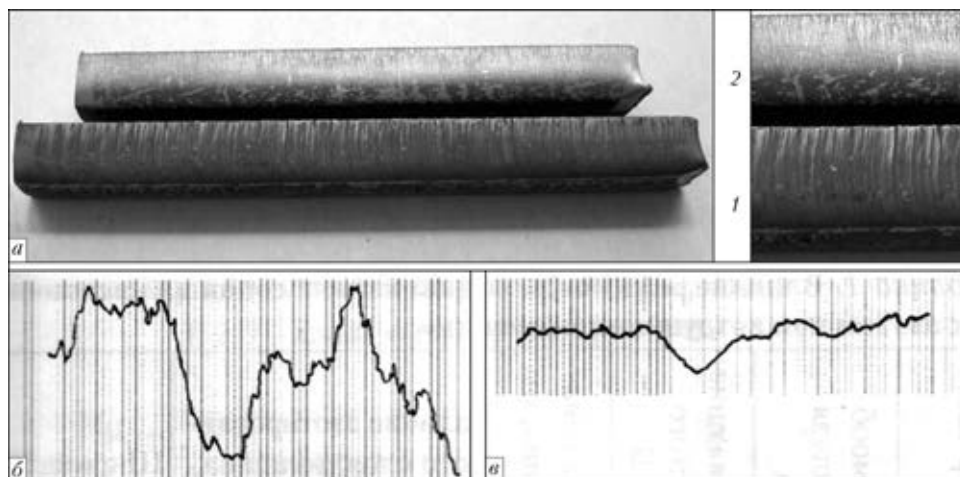


Рис. 5. Внешний вид (а) и профилограммы (б, в) поверхности плазменного реза в плазмообразующих средах: 1, б — воздух; 2, в — воздух + вода

Зависимость шероховатости и микротвердости поверхности реза от способа резки

Способ резки	Микротвердость, МПа	Ширина ЗТВ, мм	Шероховатость, мкм	Класс качества	Скорость резки, мм/с
Ацетиленокислородная	270	1,2...2,0	100...120	3	7,5
Плазменная (плазмообразующая среда воздух)	620	0,6	80...100	2	33,3
Плазменная (плазмообразующая среда воздух+вода)	366	0,46	10...20	1	33,3
Механическая обработка (полирование)	150	—	5...10	—	—



Рис. 6. ГАУ с машинами типа «Кристалл» для тепловой резки

Детали, изготавливаемые термической резкой, должны подвергаться дополнительным операциям обработки, правке, рихтовке. В настоящее время на практике применяют ряд технологических приемов по предупреждению и уменьшению тепловых деформаций: на технологических картах раскроя указывают начало и направление реза; последовательность вырезки деталей; места оставления перемычек; крепление листа к раскроечному столу и др.

Однако применение указанных приемов по борьбе с тепловыми деформациями не обеспечивает получение деталей в пределах требований РД 5.9091–80 «Изготовление стальных деталей корпусов металлических судов». В то же время эти приемы борьбы с деформациями отрицательно сказываются на производительности и качестве изготавливаемых деталей.

При плазменной резке в плазмообразующих средах с добавлением воды часть воды из системы охлаждения плазматрона поступает по радиальным канавкам наружу вокруг сопла, образуя воздушно-водный душ для локализации места нагрева и сокращения тепловых деформаций. Это охлаждение также влияет на структуру и механические свойства металла ЗТВ.

Наличие воды предотвращает распространение тепла за пределы водной душевой завесы, окружающей струю плазмы и непосредственно охлаждает кромки реза при продвижении плазматрона. Сопутствующее охлаждение кромок реза водой обеспечивает минимальные деформации из плоскости и на ребре. Правка деталей в соответствии с РД 5.9091–88 не требуется. Замена ацетиленокислородной резки плазменной в плазмообразующих средах воздух + вода позволила повысить



Рис. 7. Плазменная резка в плазмообразующих средах с добавлением воды

производительность резки (на толщине до 14 мм) в 3...5 раз; уменьшить тепловые деформации и повысить точность вырезаемых деталей; обеспечить простоту в управлении процессом резки, возможность автоматизации с применением гибких производственных систем. Система включает комплекс взаимосопреженных технических, программных, информационных и организационных средств, обеспечивающих проектирование геометрии плоских деталей; раскрой деталей на заказных листах; проектирование технологии вырезки деталей; автоматическую вырезку деталей; автоматическую транспортировку заготовок и деталей; управление процессом от ЭВМ.

Гибкий автоматизированный участок (ГАУ) на ПАО «ХСЗ» г. Херсон имеет две поточные линии с машинами типа «Кристалл», оснащенных устройствами ЧПУ 2Р32Т на базе микроЭВМ. Система управления ГАУ, включающая локальную вычислительную сеть, реализована на базе отечественной вычислительной техники (рис. 6).

При использовании оптимальных режимов плазменной резки с применением рекомендуемых плазмообразующих сред получаем достаточно высокие качественные показатели резки (рис. 7, 8).

По точности они сопоставимы с кислородной резкой за исключением несколько большей неперпендикулярности кромок реза. В то же время глубина ЗТВ и деформации вырезаемых деталей меньше, чем при других способах резки. Разработанные режимы плазменной резки с добавлением воды обеспечивают предотвращение пор в металле шва при сварке и позволяют снизить толщину разрезаемого металла до 3 мм.

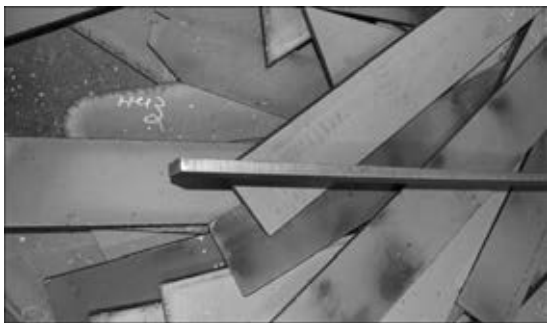


Рис. 8. Внешний вид заготовок после плазменной резки

Шероховатость поверхности реза (рис. 8) соответствует 1 классу качества по ГОСТ 14792–80, свободные кромки в соответствии с Правилами Российского морского регистра судоходства не требуют дополнительной механической обработки.

Выводы

1. Использование двухкомпонентных плазмообразующих смесей основано на том, что подбором соответствующих компонентов и их соотношений в смеси обеспечиваются наиболее оптимальные параметры дуги как с энергетической точки зрения, так и с точки зрения стабильности горения дуги.

2. Во всех смесях, содержащих водород, скорость и качество резки главным образом зависят от расхода водорода и в меньшей степени от расхода другого компонента смеси. Напряжение на дуге также в основном зависит от доли водорода в смеси и практически не зависит от того, в состав какой смеси входит водород. Таким образом, как тепло-, так и электрофизические параметры дуги определяются наличием в смеси водорода.

3. При использовании кислорода в смесях эффективность плазмообразующей смеси существ-

венно зависит от характера химического взаимодействия кислорода с разрезаемым металлом. Если добавка кислорода в смесь оказывает влияние на скорость резки, то это может быть объяснено только химическим взаимодействием кислорода с разрезаемым металлом. Применение кислородо-содержащих плазмообразующих смесей позволяет использовать при резке как электрическую, так и химическую энергию. В этом случае резка является частично процессом выплавки и частично процессом выгорания металла из полости реза.

4. Применение водовоздушных смесей при плазменной резке позволит снижать концентрацию газов, растворенных в кромках реза, изменять электрические и тепловые характеристики за счет диссоциации H_2 , сопровождающейся затратами энергии, потери которой компенсируются ростом напряженности столба дуги при одновременном перераспределении тепла и плотности тока по сравнению с дугой, стабилизированной воздухом.

1. Головченко В. С., Доброленский В. П., Мисюров И. П. Тепловая резка металлов в судостроении. — Л.: Судостроение, 1975. — 272 с.
2. Правила технического наблюдения за постройкой судов и изготовлением материалов и изделий для судов. — Т. 3. — С.-Петербург: РМРС, 2004. — 292 с.
3. Быховский Д. Г. Плазменная резка. — Л.: Машиностроение, 1972. — 168 с.
4. Васильев К. В. Плазменно-дуговая резка. — М.: Машиностроение, 1974. — 112 с.
5. Эсбиян Э. М. Воздушно-плазменная резка: состояние и перспективы // Автомат. сварка. — 2000. — № 12. — С. 6–16, 20.
6. Лащенко Г. И. Качество реза при плазменно-дуговой резке // Сварщик. — 2012. — № 4. — С. 34–39.
7. Голобородько Ж. Г., Квасницкий В. В. Исследования плазменной резки в плазмообразующих средах с добавлением воды // Зб. наук. праць УДМУ. — 2002. — № 5. — С. 37–46.

Поступила в редакцию 13.11.2012

На НКМЗ модернизирована установка дифференцированной термической обработки

На Новокраматорском машиностроительном заводе (г. Краматорск Донецкой обл.) после коренной модернизации введена в эксплуатацию установка дифференцированной термической обработки валков (ДТО). Единственная в СНГ установка ДТО работает на НКМЗ с 1996 года. С тех пор дифференцированной термообработке, придающей необходимые качества изделиям, подвергнуто более 50 тыс. т прокатных валков. За это время на заводе были разработаны новые марки сталей, расширилась номенклатура, повысились требования к качеству инструмента. В связи с этим остро назрела необходимость в проведении модернизации оборудования.

В результате модернизации печь скоростного нагрева получила дополнительный модуль, позволяющий проводить газоплазменный нагрев валков массой до 100 т с длиной бочки до 2800 мм и диаметром до 2000 мм. Создана также принципиально новая система охлаждения поверхности бочки валка на спрейерной установке. Модернизация установки ДТО позволила улучшить качество опорных валков горячей и холодной прокатки.



ВЛИЯНИЕ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТИ КРОМКИ СОЕДИНЕНИЯ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

М. СОКОЛОВ, А. САЛМИНЕН

Технологический университет, г. Лаппеенранта, Финляндия.

E-mail: mikhail.sokolov@lut.fi

Лазерные технологии находят все более широкое применение в промышленности. Многие публикации посвящены повышению эффективности применения лазерной сварки, особенно с глубоким проплавлением, на которую влияют различные параметры процесса. В данной работе изучено влияние шероховатости кромки и наличия зазора при выполнении стыковых соединений пластин из низкоуглеродистой Ст3 толщиной 20 мм. Сварку выполняли волоконным лазером мощностью 14 кВт с длиной волны 1070 нм. Эксперименты проводили в два этапа: на первом выполнили сварку пластин толщиной 16 мм с уровнем шероховатости Ra 2 мкм при скорости сварки 1...2 м/мин, мощности лазера 12...14 кВт и положением фокусной точки — 7,5 мм; на втором изменяли шероховатость кромки и зазор в стыке при скорости сварки 2 м/мин, мощности лазера 14 кВт и том же положении фокусной точки. Отмечено увеличение глубины проплавления до уровня шероховатости Ra 6,3 мкм с дополнительным зазором. Доказано, что роль шероховатости поверхности кромки имеет значительное влияние при возникновении парогазового канала (изменяется модель повторного отражения на кромке стыка). На этапе проектирования изделий, изготавливаемых с использованием стыковой сварки лазерным излучением, необходимо учитывать оба фактора. Библиогр. 26, рис. 4.

Ключевые слова: лазерная сварка, низколегированная сталь, волоконный лазер, высокая мощность, коэффициент поглощения, глубина проплавления, зазор, шероховатость поверхности кромки

Методы повышения коэффициента поглощения, а следовательно, эффективности сварочных процессов являются важной составляющей современного процесса лазерной сварки с глубоким проплавлением, поскольку коэффициент проплавления оказывает влияние на ряд параметров сварки, необходимый уровень поглощенной энергии лазерного излучения, скорость сварки и качество сварного шва. Коэффициент поглощения также определяет возможность образования парогазового канала, которое возможно, если плотность энергии в точке контакта лазер — металл достигает достаточно высокого уровня ($\sim 10^6$ Вт/см²). Металл плавится вдоль передней стенки парогазового канала при движении лазерного луча и затем перемещается через боковую стенку к задней стенке, где затвердевает, образуя узкий шов. Лазерный луч переотражается несколько раз от стенок канала проплавления и расплавленный металл поглощает часть энергии пучка всякий раз, когда луч ударяется о стенку канала (рис. 1).

Коэффициент поглощения зависит от свойств материала, качества и метода обработки поверхности кромки и параметров окружающей среды.

При образовании первоначального парогазового канала роль этих факторов значительна [1–3].

Повысить эффективность процесса лазерной сварки можно с помощью предварительного нагрева. Однако это подразумевает увеличение количества этапов технологического процесса и его применение усложняет процесс сварки. Использование гибридных технологий лазерной сварки, несмотря на значительные преимущества (более высокая стабильность процесса и меньшая вероятность образования сварных дефектов), имеет ощутимые недостатки (высокую сложность на-

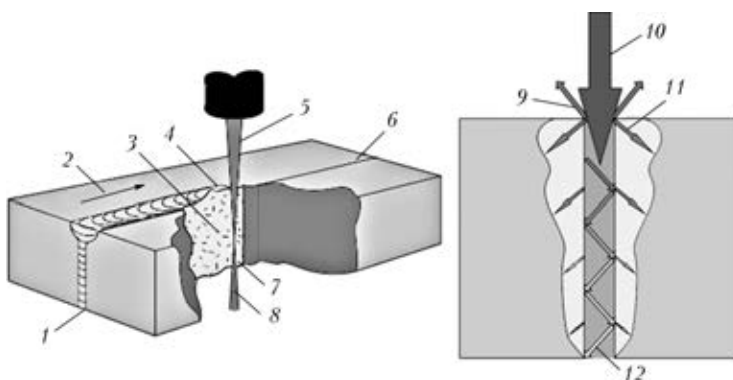


Рис. 1. Схема процесса лазерной сварки с парогазовым каналом [4]: 1 — валик шва; 2 — направление сварки; 3 — ЗТВ; 4 — парогазовый канал; 5 — лазерный пучок; 6 — кромка шва; 7 — жидкий металл; 8 — лазерный пучок, выходящий из обрабатываемого изделия; 9 — отраженное излучение; 10 — лазерный пучок; 11 — поглощенное излучение; 12 — переотражения от стенок парогазового канала



тройки оборудования и увеличение количества параметров контроля и оптимизации по сравнению с лазерной сваркой) [4–7].

Целью настоящей работы является изучение роста эффективности процесса лазерной стыковой сварки при использовании оптимизации уровня шероховатости поверхности кромок и зазора между пластинами.

Соотношение между коэффициентом поглощения и качеством поверхности кромки широко изучено при сварке CO_2 -лазером. В комплексных исследованиях уровня поглощения излучения CO_2 -лазера, проведенных Арата и Миямото в 1972 г., было показано, что уровень поглощения имеет тенденцию к росту с увеличением шероховатости поверхности кромок соединения. Но, когда поверхность расплавлялась, поглощение снижалось до постоянной величины [8]. Другие исследователи посчитали влияние уровня шероховатости поверхности кромок при обработке CO_2 -лазером незначительным [6, 7]. В более поздних исследованиях отмечено заметное увеличение уровня поглощения излучения на более шероховатых поверхностях по сравнению с отполированными [1, 9–12].

Вопрос о влиянии уровня шероховатости поверхности кромок на эффективность процесса лазерной сварки мощными волоконными лазерами практически не изучался. На сегодня исследования подобных процессов сварки направлены на

оптимизацию параметров самого процесса. Подготовка поверхности кромок соединения сводится к выполнению технических требований, основанных на стандартах для электронно-лучевой сварки и лазерной импульсной сварки. Исследование же влияния уровня шероховатости кромок при сварке мощными волоконными лазерами не получило широкого распространения [13–20]. Бергстром и др. с использованием Nd:YAG-лазера установили, что причиной увеличения коэффициента поглощения является угол падения излучения, при варьировании которого изменяется траектория отражения и последующего переотражения падающего луча [21].

В работах [22, 23] сделано предположение, что увеличение коэффициента поглощения при увеличении шероховатости поверхности кромок соединения можно объяснить увеличением размера зазора между пластинами, что ведет к изменению траектории переотражения.

Экспериментальная часть. Эксперименты по лазерной стыковой сварке стали [24] проводили с использованием мощного волоконного лазера IPG YLR 15000 в лаборатории лазерной сварки Санкт-Петербургского государственного политехнического университета (Россия). Химический состав стали Ст3 (ГОСТ 380–94) следующий, мас. %: 0,16 C; 0,19 Si; 0,44 Mn; 0,01 P; 0,01 S; 0,03 Cr; 0,01 Ni; 0,02 Cu; 0,03 Al; 0,01 N. Пластины

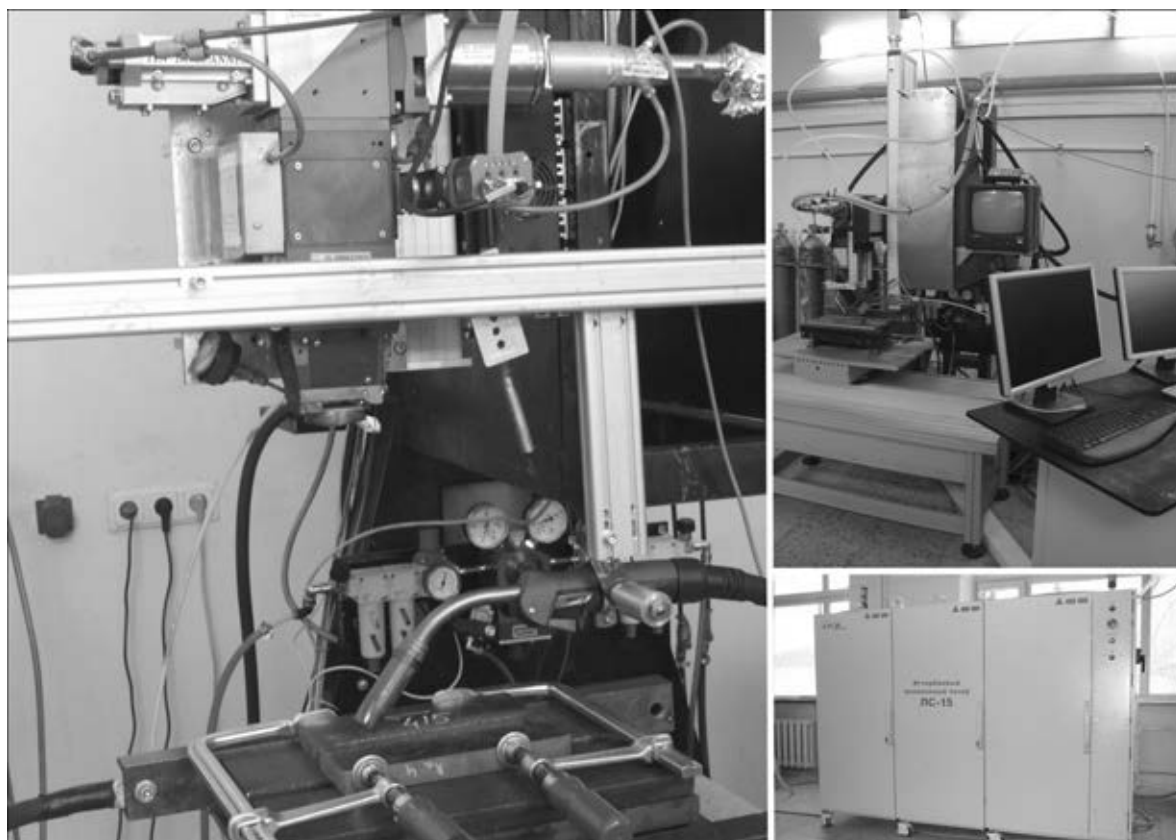


Рис. 2. Фрагменты компоновки оборудования для лазерной сварки образцов стали толщиной 16, 20 мм (фокусное расстояние 400 мм, диаметр фокусного пятна 0,4 мм)

образцов для испытаний ($200 \times 75 \times 20$ мм) были получены гидроабразивной резкой. Затем поверхности кромок были обработаны фрезерным станком для получения желаемого уровня шероховатости и очищены от слоя оксида низкоскоростной пескоструйной обработкой. Шероховатость поверхности кромок соединения измеряли с помощью контактного устройства для измерения шероховатости Taylor-Hobson Surtronic 10 Ra (диапазон измерения $0,1 \dots 40$ мкм) с округлением до ближайшего стандартного значения в соответствии с EN 10049 [25].

В экспериментах использовали два варианта компоновки: обычное стыковое соединение и стыковое соединение с увеличенным зазором. Для получения зазора была использована лента из углеродистой стали.

Схема расположения оборудования показана на рис. 2. В процессе эксперимента стальные образцы были плотно зафиксированы зажимом. Аргон (интенсивность подачи 20 л/мин) использовали в качестве защитного газа и направляли в шов с помощью сварочной горелки. Уровни проплавления и качества шва исследовали в соответствии с ISO 13919-1 [26].

Эксперименты провели в два этапа. На первом этапе использовали пластины толщиной $t = 16$ мм с уровнем шероховатости Ra 2 мкм, скорость сварки $v_w = 1 \dots 2$ м/мин, мощность лазера $P_L = 12 \dots 14$ кВт, положение фокусной точки $f_{pp} = 7,5$ мм.

Второй этап запланировали как двухуровневый факторный эксперимент: в качестве совокупности факторов использовали шероховатость поверхности кромок и зазор между пластинами. Выбор параметров сварки пластин ($t = 20$ мм) обоснован результатами первого этапа экспериментов: $v_w = 2$ м/мин, $P_L = 14$ кВт и $f_{pp} = 7,5$ мм.

Результаты и обсуждение. Результаты экспериментов первого этапа представлены на рис. 3. Любопытно, что использование увеличенного зазора привело как к увеличению глубины проплавления, так и к образованию дефекта неполного заполнения кромок.

На рис. 4 представлены результаты экспериментов второго этапа: отмечены незначительные изменения глубины проплавления или геометрии шва при уровнях шероховатости Ra 3,2...5 мкм. Добавление стальной ленты толщиной 0,2 мм для увеличения зазора между пластинами не изменяет общей тенденции на указанных уровнях шероховатости. При шероховатости кромок Ra 5 мкм зафиксировали образование дефектов при увеличении зазора между пластинами. Максимальный уровень проплавления 15 мм получен при шероховатости Ra 6,3 мкм. При добавлении зазора 0,2 мм, глубина проплавления увеличилась до 18,3 мм. В обоих случаях сварные швы характеризовались хорошим качеством.

Таким образом, при стыковой сварке лазерным лучом конструкционной стали Ст3 (уровни шероховатости кромок Ra 2,0...6,3 мкм) максимальные глубины проплавления были достигнуты при уровне шероховатости Ra 6,3 мкм. Использование ленты из нержавеющей стали толщиной 0,2 мм для увеличения зазора между стальными образцами обеспечило положительный результат при уровне шероховатости поверхности Ra 6,3 мкм — глубина проплавления увеличилась до 18,3 мм. При других исследованных уровнях шероховатости использование увеличенного зазора не привело к значительным изменениям геометрии шва.

На этапе проектирования изделия при стыковой сварке лазерным лучом необходимо учитывать как оптимальные уровни шероховатости поверхности кромок, так и дополнительный зазор

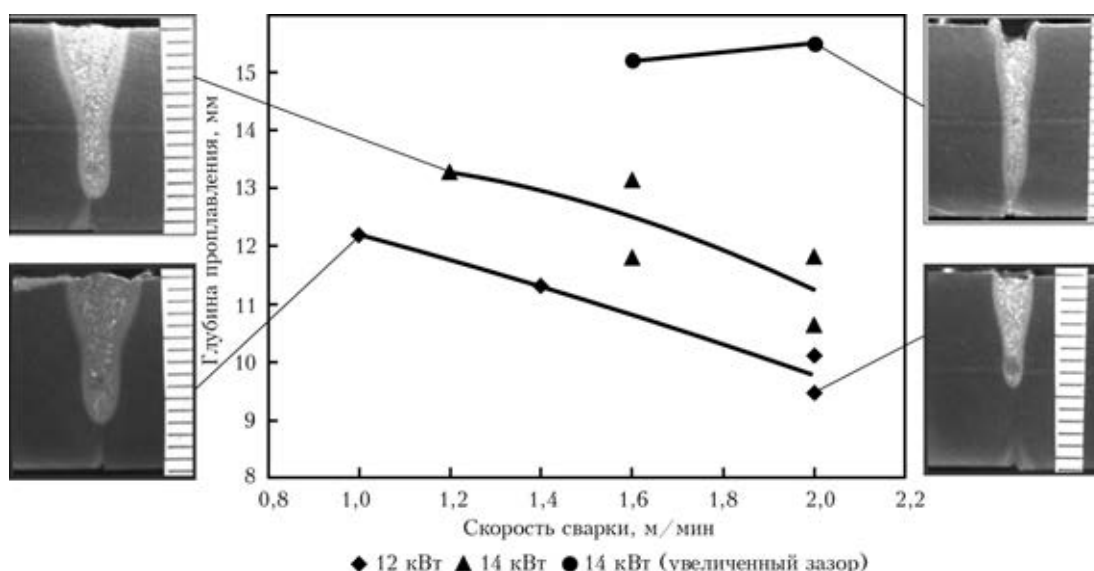


Рис. 3. Влияние различных параметров лазерной сварки на глубину проплавления образцов (Ст3, $t = 16$ мм)

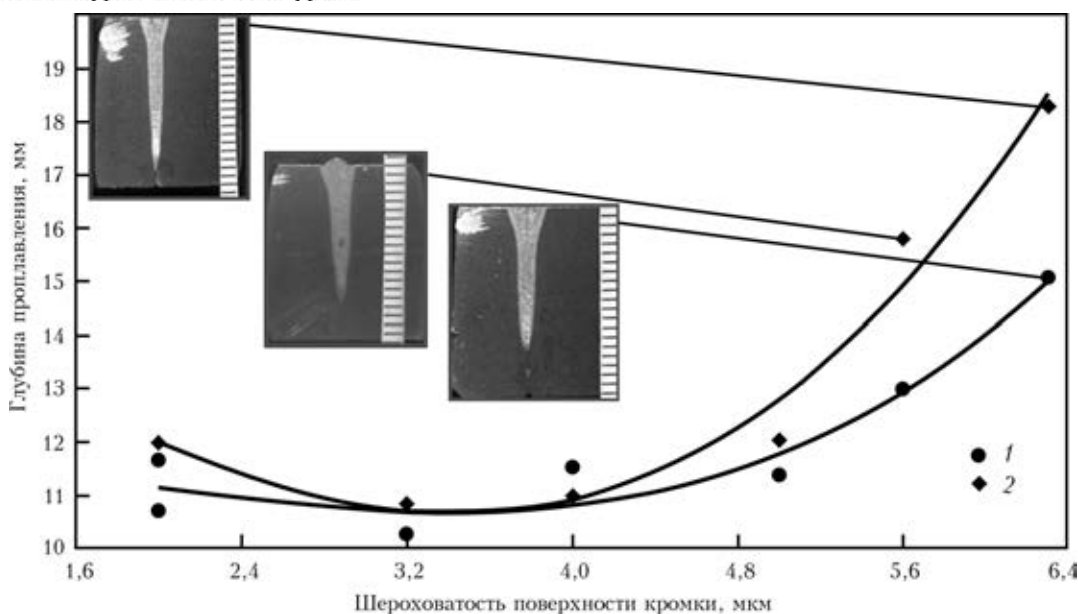


Рис. 4. Влияние уровня шероховатости поверхности кромки при лазерной стыковой сварке образцов без зазора (1) и с увеличенным зазором (2) на глубину проплавления (Ст3, $t = 20$ мм, $P_L = 14$ кВт, $v_W = 2$ м/мин, $f_{pp} = -7,5$ мм)

между пластинами. Кроме того, для данного исследования необходимо учитывать важные ограничения: способ сварки, оборудование и материалы, использованные для экспериментов.

Стоит отметить, что вопрос влияния уровня шероховатости на формирование сварного соединения нуждается в более подробном исследовании, чем просто определение диапазона оптимальных уровней шероховатостей. Предварительно определенные уровни шероховатости кромки можно использовать вместе с методиками предварительного подогрева с целью дополнительного увеличения коэффициента поглощения. Взаимосвязи этих показателей требуют дальнейших исследований на большем количестве разнообразных материалов, используя разные технологические установки на базе мощных волоконных лазеров. Результаты этого исследования будут способствовать разработке четких рекомендаций по определению оптимальных уровней шероховатости поверхности кромки соединения при сварке больших толщин с помощью лазеров высокой мощности.

Выводы

1. Увеличение глубины проплавления для уровня шероховатости Ra 6,3 мкм с дополнительным зазором можно объяснить изменениями в траектории повторного отражения лазерного луча внутри зазора, что приводит к увеличению коэффициента поглощения на поверхностях кромок. При дальнейшем увеличении уровня шероховатости и зазора значительная часть лазерного луча может «провалиться сквозь» зазор и коэффициент поглощения уменьшится.

2. Влияние шероховатости поверхности кромки может меняться в процессе сварки, в частности в момент расплавления металла перед парогазовым каналом. Это означает, что шероховатость поверхности кромки имеет значительное влияние на процесс сварки только во время возникновения парогазового канала, когда влияние шероховатости поверхности кромки с увеличенным зазором изменяет модель повторного отражения. Следовательно, коэффициент поглощения увеличивается, начальный парогазовый канал становится более глубоким и стабильным, тогда как для самого процесса сварки влияние шероховатости больше не является критичным.

1. Duley W. W. Laser welding. — New York: John Wiley & Sons Inc., 1998. — 253 p.
2. Ion J. C. Laser processing of engineering materials. — Oxford: Butterworth-Heinemann, 2005. — 576 p.
3. Xiangzhong J. A three-dimensional model of multiple reflections for high-speed deep penetration laser welding based on an actual keyhole // Optics and Lasers in Eng. — 2008. — 46, № 1. — P. 83–93.
4. Blondeau R. Metallurgy and mechanics of welding processes and industrial applications. — Saint-Etienne: ENSM, 2008. — 512 p.
5. Analysis of hybrid Nd:Yag laser-MAG arc welding processes / L. Guen, R. Fabbro, M. Carin et al. // Optics & Laser Technology. — 2011. — 43, № 7. — P. 1155–1166.
6. Kah P., Salminen A., Martikainen J. Laser-arc hybrid welding processes (review) // The Paton Welding J. — 2010. — № 6. — P. 32–40.
7. Bayraktar E., Moiron J., Kaplan D. Effect of welding conditions on the formability characteristics of thin sheet steels: Mechanical and metallurgical effects // J. Mat. Proc. Technol. — 2006. — 286, № 3. — P. 20–26.
8. Arata Y., Miyamoto I. Some fundamental properties of high power laser beam as a heat source (Report 2) // Transactions of the Japan Welding Society. — 1972. — № 3. — P. 163–180.
9. Laser welding of stainless steel: Influence of the edges morphology / L. Covelli, F. Jovane, L. De Lori V. Tagliaferri // CIRP Annals — Manufacturing Technology. — 1988. — № 37. — P. 545–548.

10. Ricciardi G., Cantello M. Laser material interaction: Absorption coefficient in welding and surface treatment // Ibid. — 1994. — **43**, № 1. P. 171–175.
11. Grigoryants A. G., Shiganov I. N. Misyurov A. I. Technological processes of laser treatment. — Moscow: Bauman Molcow State Technical University. — 2006. — 663 p. — In Russian.
12. Steen W. M. Laser material processing. — 3 ed. — London: Springer, 2003. — 408 p.
13. Phenomena of welding with high-power fiber laser / K. Kinoshita, M. Mirutani, Y. Kawahito, S. Katayama // Proc. of 25th Intern. Congress applications of lasers & electro-optics, 2006. — P. 535–542.
14. Weld penetration and phenomena in 10 kW fiber laser welding / S. Katayama, K. Kinoshita, Y. Kawahito et al. // Ibid. — 2007. — P. 360–369.
15. Salminen A., Lehtinen J., Harkko P. The effect of laser and welding parameters on keyhole and melt pool behavior during fiber laser welding // Ibid. — 2008. — P. 416–425.
16. Salminen A., Piili H., Purtonen T. The characteristics of high power fibre laser welding // Proc. of the Institution of Mechanical engineers, Part C // J. Mech. Eng. Sci. — 2010. — **224**, № 5. — P. 1019–1029.
17. Salminen A., Purtonen T. The effect of welding parameters on keyhole and melt pool dimensions and behavior during fiber laser welding // 12th Nordic conf. on laser materials processing. — NOLAMP 12, 2009. — 16 p.
18. Kaplan A., Wiklund G. Advanced welding analysis methods applied to heavy section welding with a 15kW fiber laser // Intern. conf. on welding of the IIW. — 2009. — **53**. — P. 295–300.
19. Katajama S., Kawahito Y., Mizutani M. Elucidation of laser welding phenomena and factors affecting weld penetration and welding defects // Phys. Procedia. — 2010. — № 5. — P. 9–17.
20. Laser welding and weld analysis of thick section S355 structural steel / M. Sokolov, A. Salminen, M. Kuznetsov, I. Tsi-bulskiy // Materials @ Design. — 2011. — **32**, № 10. — P. 5127–5131.
21. Bergstrom D., Powell J., Kaplan A. The absorption of light by rough metal surfaces. A three-dimensional ray-tracing analysis // Proc. of 26th Intern. congress on applications of lasers & electro-optics. — 2007. — P. 704–713.
22. Malashenko A. A., Mezenov A. V. Laser welding of metal. — M.: Mashinostroenie, 1984. — 45 p. — In Russian.
23. Laser welding of structural steels: Influence of the edge roughness level / M. Sokolov, A. Salminen, V. Somonov, A. Kaplan // Optics & Laser Technology. — 2012. — **44**, № 7. — P. 2064–2071.
24. GOST 380–94. Common quality carbon steel // Grades. — 1994. — In Russian.
25. EN 10049:2005. Measurement of roughness average. Ra and peak count R_{pc} on metallic flat products. — 2005.
26. ISO 13919-1:1996. Welding. Electrons and laser beam welded joints // Guidance on quality levels for imperfections. — Part 1: Steel. — 1996.

Поступила в редакцию 07.12.2012

РАЗРАБОТАНО В ИЭС

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ СВАРКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ТОЛЩИНОЙ ДО 400 мм

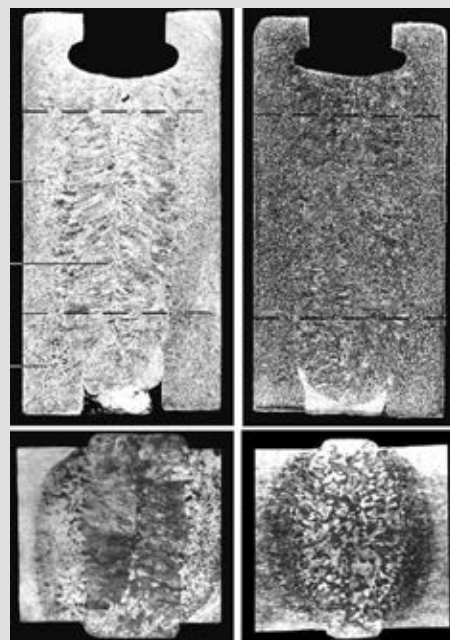
Технология предназначена для сварки деталей и узлов толщиной 40...400 мм из титана и его сплавов при выполнении стыковых, угловых и тавровых соединений.

Сварка осуществляется вертикальными швами за один проход без разделки кромок. Максимальная толщина свариваемого металла в месте стыка 400 мм при максимальной длине шва до 2 м и сварочном зазоре 22...30 мм. В зависимости от конструктивных особенностей изделий сварка может вестись с использованием проволочных электродов, плавящегося мундштука и пластинчатого электрода.

Отличительной особенностью технологии является использование электромагнитного воздействия на сварочную ванну, обеспечивающего высокое качество сварных соединений.

Преимущества:

- возможность сварки изделий толщиной до 400 мм за один проход без разделки кромок;
- высокая производительность процесса сварки;
- мелкозернистая структура металла шва без пор, шлаковых включений, несплавлений и прочих дефектов;
- простота и надежность используемого технологического оборудования.



Макрошлифы сварных соединений, выполненных без электромагнитного воздействия (слева) и с воздействием



МЕЖДУНАРОДНАЯ КВАЛИФИКАЦИОННАЯ СИСТЕМА ПОДГОТОВКИ ПЕРСОНАЛА СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА В УКРАИНЕ

П. П. ПРОЦЕНКО

Межотраслевой учебно-аттестационный центр ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ.
03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: paton_muac@ukr.net

Описана квалификационная система подготовки персонала сварочного производства в Украине, гармонизированная с учебными программами Международного института сварки (МИС) и Европейской сварочной федерации. Единая квалификационная система в Украине признана европейскими и международными аккредитационными органами. Накоплен 10-летний опыт подготовки отечественных специалистов. Для ряда ведущих предприятий по различным программам МИС прошли обучение свыше 200 специалистов. В дальнейшем важной задачей является создание единой для всех стран-членов МИС гармонизированной системы сертификации (аттестации) персонала сварочного производства от сварщика до инженера. Намечена разработка системы обязательного повышения квалификации всех уровней персонала на основе одно- или двухнедельных курсов с периодичностью раз в 2-3 года. Межотраслевой учебный центр ИЭС им. Е. О. Патона имеет все возможности по расширению перечня программ периодического повышения квалификации инженеров технического персонала.

Ключевые слова: подготовка кадров, квалификационные системы, сварочный персонал, аттестация и сертификация, учебный центр

Ключевой задачей современного сварочного производства является повышение конкурентоспособности продукции, что достигается за счет технологических преимуществ производителя. Они главным образом определяются наличием квалифицированного персонала, а не новейшим оборудованием и материалами, доступными конкурентам. Профессиональная подготовка персонала, способного реализовать преимущества современных сварочных технологий, имеет особенности, связанные со спецификой процесса сварки и высокими требованиями к сварочной продукции.

Эти особенности нашли свое отражение в учебных программах, разработанных Международным институтом сварки (МИС) и Европейской сварочной федерацией (ЕСФ), которые создали единую гармонизированную систему подготовки персонала всех категорий, начиная с квалифицированных рабочих-сварщиков и заканчивая дипломированными инженерами. Количество стран, присоединяющихся к этой гармонизированной международной системе подготовки персонала сварочного производства ежегодно увеличивается. К настоящему времени она используется в 37 странах: Австралии, Австрии, Англии, Бельгии, Болгарии, Бразилии, Венгрии, Германии, Голландии, Дании, Индии, Иране, Испании, Италии, Канаде, КНР, Нигерии, Норвегии, Польше, Португалии, России, Румынии, Сингапуре, Сербии, Словакии, Словении, США, Таиланде, Украине,

Финляндии, Франции, Хорватии, Чехии, Швейцарии, Швеции, Южной Африке и Японии. Благодаря использованию единых учебных программ и централизованной системе контроля за организацией и проведением квалификационных экзаменов в этих странах взаимно признаются дипломы, сертификаты и свидетельства, выдаваемые Уполномоченными национальными органами (УНО). Признаются они и в других странах-членах МИС, в который входит более 50 стран. Единая квалификационная система дает возможность определять условия гарантированного уровня качества изготовления сварных конструкций независимо от стран, в которых они производятся. Квалификационная система признана европейскими и международными аккредитационными органами, так как полностью соответствует международным стандартам серии ISO 3834 (введенным в качестве гармонизированных национальных стандартов Украины — ДСТУ ISO 3834), определяющим требования к качеству сварки.

В новой версии стандарта ISO 3834:2005 «Требования к качеству сварки плавлением металлических материалов» и ISO 14731:2006 «Координация сварочных работ. Задачи и функции» (вводится в качестве гармонизированного национального стандарта Украины — ДСТУ ISO 14731) регламентированы требования к персоналу сварочного производства разных квалификационных уровней. В качестве персонала, на который возлагаются функции по координации сварочных работ, рекомендуются международный инженер по



Квалификационная схема подготовки и переподготовки персонала сварочного производства

сварке (IWE), международный технолог по сварке (IWT), международный специалист по сварке (IWS). Инспекция сварки, как указано в стандарте ISO 3834:2005 (часть 5), относится к компетенции международного инспектора по сварке (IWI).

В Украине первые отечественные специалисты с подобными квалификациями были подготовлены 10 лет назад. В 1998 г. группа инженеров сварочного производства Украины прошла переподготовку по программам ЕСФ «Европейский инженер по сварке». Организация такого курса стала возможной благодаря участию Немецкого сварочного общества, имевшего соответствующую аккредитацию от ЕСФ, т. е. являющегося одним из УНО, в функции которых входит организация в своих странах гармонизированной международной системы подготовки персонала сварочного производства. В 2002 г. Украина также присоединилась к этой системе, получив соответствующую аккредитацию от МИСа на организацию подготовки специалистов по всем указанным выше четырем международным квалификациям, а также по Международному практику (IWP) и Международному сварщику (IW). Функции УНО в Украине выполняет Межотраслевой учебно-аттестационный центр (МУАЦ) ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. Из стран СНГ, кроме Украины, такую аккредитацию имеет Россия.

Таким образом, в Украине наряду с национальной действует международная квалифика-

ционная схема подготовки персонала сварочного производства, которая находится в полном соответствии с требованиями стандарта ISO 3834:2005.

Система квалификаций МИС–ЕСФ относится к категории последиplomного обучения. В связи с этим для каждой категории из утвержденных квалификаций определяют условия доступа к обучению, включающие требования к уровню образования. В разных странах требования к условиям доступа к курсам подготовки МИС–УСФ корректируют с учетом действующих национальных систем профессионального образования. Применительно к Украине условия доступа к обучению представлены в таблицах.

По состоянию на ноябрь 2008 г. в Украине по различным программам МИСа прошли обучение более 150 специалистов. Это представители Днепропетровского завода металлоконструкций им. И. В. Бабушкина, «Запорожстали», «Краяна», «Запорожкрана», Кременчугского сталелитейного завода, Крюковского вагоностроительного завода, Луганского трубного завода, «Лукойла», «Мотор-Січі», Новокраматорского машиностроительного завода, «Стирала», «Укрстальконструкции», Харьковского вагоноремонтного завода и многих других. Среди них были граждане Алжира, Германии, Израиля, Ирана, Казахстана, России, Узбекистана и Франции.

Особое значение для обеспечения качества в сварочном производстве имеет подготовка Меж-

**Международный инженер по сварке (IWE)**

Полный курс обучения (440 ч)	Сокращенный курс обучения (340 ч)	Короткий курс обучения (120 ч)
Диплом магистра, инженера или бакалавра в области механики, электротехники или металлургии	Диплом магистра, инженера или бакалавра по сварке	Диплом магистра, инженера или бакалавра по сварке, а также работа в течение четырех последних лет в должности инженера по сварке

Международный технолог по сварке (IWT)

Полный курс обучения (340 ч)	Сокращенный курс обучения (270 ч)	Короткий курс обучения (100 ч)
Диплом бакалавра или техника в области механики, электротехники или металлургии	Диплом бакалавра или техника (младшего специалиста) по сварке	Диплом бакалавра или техника по сварке, а также работа в течение четырех последних лет в должности технолога по сварке

Международный специалист по сварке (IWS)

Полный курс обучения (230 ч)	Сокращенный курс обучения (200 ч)	Короткий курс обучения (170 ч)
Техническое образование, а также работа в течение двух последних лет на производстве	Диплом техника по сварке, а также работа в течение двух последних лет на производстве	Диплом бакалавра, техника или инструктора по сварке, а также работа в течение трех последних лет в должности, соответствующей IWS

Международный практик по сварке (IWP)

Полный курс обучения (146 ч)	Короткий курс обучения (32 ч)
Свидетельство сварщика, а также работа в течение двух последних лет в сварочном производстве	Свидетельство сварщика, а также работа в течение трех последних лет в сварочном производстве в должности, соответствующей IWP

Международный инспектор по сварке (IWIP)

Квалификация	Полный курс обучения	Короткий курс обучения
Международный инспектор по сварке полного уровня (IWI-C)	Диплом бакалавра в области механики, электротехники или металлургии (курс — 220 ч)	Диплом магистра, инженера или бакалавра по сварке, а также работа в течение трех последних лет в сварочном производстве (курс — 100 ч)
Международный инспектор по сварке стандартного уровня (IWI-S)	Техническое образование, а также работа в течение двух последних лет на производстве (курс — 160 ч)	Диплом бакалавра или техника по сварке, а также работа в течение двух последних лет в сварочном производстве (курс — 70 ч)
Международный инспектор по сварке базового уровня (IWI-B)	Профессионально-техническое образование (курс — 110 ч)	Свидетельство контролера сварочных работ, а также работа в течение двух последних лет в сварочном производстве (курс — 50 ч)

дународных инспекторов по сварке. В 2008 г. МУАЦ ИЭС им. Е. О. Патона подготовил пять первых специалистов такого уровня для Крюковского вагоностроительного завода. Частично подготовка велась на территории завода без отрыва от производства.

Следующей важной задачей, к которой приступает МИС, является создание единой для всех стран-членов МИС гармонизированной системы сертификации (аттестации) персонала сварочного производства от сварщика до инженера, аналогичной уже действующей в ЕСФ. Предлагается

также разработать систему обязательного повышения квалификации всех уровней персонала сварочного производства на основе одно- или двухнедельных курсов, которые каждый специалист должен проходить раз в два-три года. Уже сегодня МУАЦ ИЭС им. Е. О. Патона имеет все условия для расширения перечня предлагаемых программ периодического повышения квалификации инженерно-технического персонала сварочного производства, а также предоставления услуг по их аттестации.

Поступила в редакцию 17.04.2012



УДК 621.791.3

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПАЙКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИПОЯМИ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al–Mg

В. В. ВОРОНОВ

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ.

03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11, E-mail: office@paton.kiev.ua

Отмечено, что несмотря на большое количество проведенных исследований по пайке титана алюминиевыми припоями, в настоящее время на территории Восточной Европы, и особенно в Украине, пайка титана припоями на основе системы Al–Mg не получила распространения. Однако на сегодня в мире увеличивается количество публикаций, освещающих разработки новых алюминиевых припоев для пайки титановых сплавов, что свидетельствует о потребности промышленности в коммерческих среднеплавких припоях для пайки титана и его сплавов. Целью проведенных исследований являлась разработка технологии пайки титановых сплавов припоями на основе системы Al–Mg. Представлены результаты исследований по пайке образцов из титанового сплава BT1-0 алюминиевыми припоями, выполненных с помощью радиационного нагрева в вакууме. Изучена структурная и химическая неоднородность паяных соединений. Установлено, что для получения качественных паяных соединений титановых сплавов приемлемо использование алюминиевых припоев на основе системы Al–Mg. При пайке макетов секций титановых пластинчато-ребристых теплообменников припоем AMg6 получены плотные бездефектные соединения, прочность которых вполне достаточна для изделий такого типа. Приемлемо использование также припоя TiBrazAl-665. Библиогр. 4, рис. 3.

Ключевые слова: пайка, припой, титановые сплавы, алюминиевые сплавы, пластинчато-ребристые теплообменники, сотовые конструкции, микроструктура, механические свойства

При изготовлении теплообменных аппаратов, сотовых конструкций и других сложных изделий машиностроения применение легких сплавов на основе титана и алюминия обеспечивает максимальное уменьшение их массы и повышение прочности, коррозионной стойкости и других эксплуатационных показателей. Наиболее перспективным способом изготовления таких конструкций является пайка.

Пайка пластинчато-ребристых теплообменников — сложный технологический процесс, связанный с одновременным получением швов большой протяженности (в теплообменниках могут быть сотни и даже тысячи метров паяных швов), а также невозможностью исправления образующихся внутри конструкции дефектов. Таким образом, учитывая отмеченное выше, а также высокую активность титана при повышенных температурах, при изготовлении теплообменников из титановых сплавов наиболее перспективной является вакуумная пайка [1, 2].

Состав припоя играет важную роль в процессе пайки пластинчато-ребристых теплообменников. Эрозионная активность припоя должна быть минимальной, поскольку теплообменники изготавливают из тонколистовых элементов. К тому же температура и время пайки теплообменников должны быть таковы, чтобы не допустить нежелательных изменений в структуре и свойствах основного металла [1–3]. Выбор алюминиевых припоев обусловлен их относительно низкой

стоимостью, хорошим смачиванием и растеканием этих припоев по титановой подложке [3, 4] при сравнительно низкой температуре, а также низким уровнем эрозии основного металла при пайке.

Несмотря на большое количество проведенных экспериментальных исследований по пайке титана алюминиевыми припоями, в настоящее время на территории Восточной Европы, и особенно в Украине, пайка титана припоями такого вида не получила распространения. Однако на сегодня в мире увеличивается количество публикаций, освещающих разработки новых алюминиевых припоев для пайки титановых сплавов, что свидетельствует о потребности промышленности в коммерческих среднеплавких припоях для пайки титана и его сплавов.

Цель проведенных экспериментальных исследований — разработка технологии пайки титановых сплавов припоями на основе системы Al–Mg. В качестве материала для изготовления элементов пластинчато-ребристого теплообменника был выбран сплав BT1-0 — практически нелегированный сплав на основе титана, обладающий хорошей для титановых сплавов теплопроводностью. В качестве припоев были выбраны — алюминиевый сплав AMg6 (Al–6Mg–0,6Mn–0,4Si–0,4Fe–0,1Ti) и современный промышленный припой TiBrazAl-665 (Al–2,5Mg–0,2Si–0,4Fe–0,2Cr). Эксперименты по пайке были проведены в вакуумной печи СГВ 2,4-2/15-ИЗ, в вакууме $5 \cdot 10^{-5}$ мм рт.ст. Для дополнительной доочистки паяльной

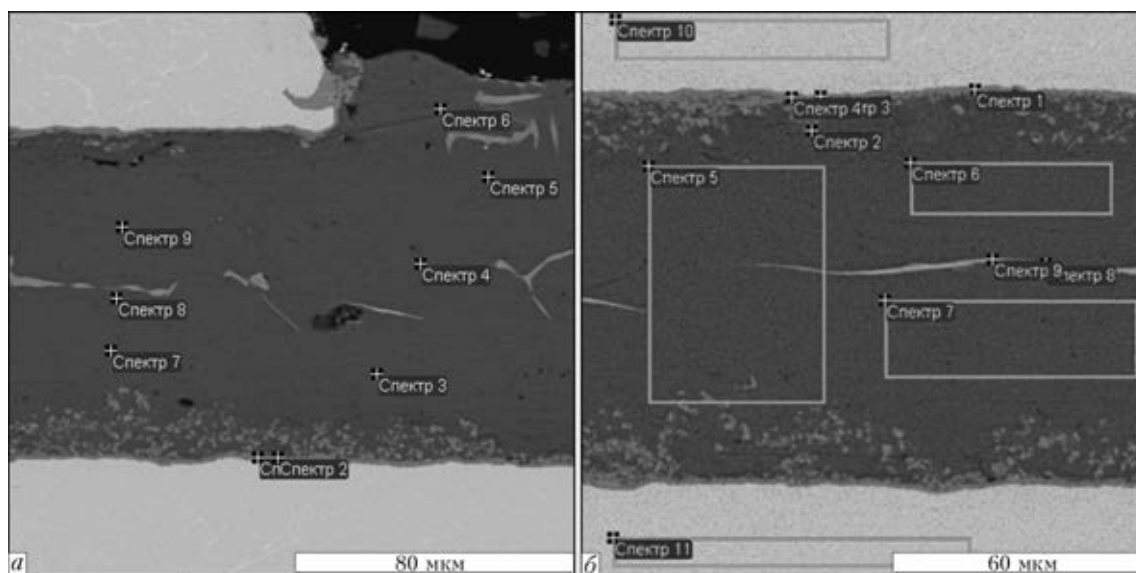


Рис. 1. Микроструктуры галтельного участка (а) и середины шва (б) паяного соединения титанового сплава BT1-0, выполненного припоем с магнием (AMg6) ($T_{\text{п}} = 685^{\circ}\text{C}$; вакуум $5 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст., $t = 3$ мин)

атмосферы пайку проводили в титановом контейнере с геттером.

Металлографические исследования паяных соединений, выполненных алюминиевыми припоями с магнием (рис. 1), показали наличие сплошной интерметаллидной прослойки на границе «припой–основной металл». Химический состав прослойки (мас. %) изменяется от 49,53Al–48,81Ti–1,06Si–0,6Mn в галтельном участке до 76,16Al–21,73Ti–0,79Mg–0,87Si–0,45Mn в середине шва. В первом случае это приблизительно соответствует составу интерметаллидного соединения TiAl_2 , а во втором случае — TiAl_3 . Низкое содержание магния в паяном шве ($\approx 1,2$ мас. %) объясняется испарением магния из металла шва в процессе нагрева и плавления припоя в вакууме, благодаря чему и про-

исходит разрушение пленки оксида алюминия на поверхности припоя.

Прочность соединений, выполненных с помощью припоя с магнием TiBrazAl–665 и сплава AMg6, практически одинакова и составляет 82...83 МПа. Полученная прочность паяных соединений является приемлемой при пайке сотовых, пластинчато-ребристых конструкций и пайке листовых изделий с большой площадью контакта.

Проведенные эксперименты по пайке секций пластинчато-ребристого теплообменника алюминиевым сплавом AMg6 показали, что паяные швы плотные, дефекты в швах отсутствуют (рис. 2, а). Проведенный анализ микроструктуры паяных соединений показал, что толщина интерметаллид-

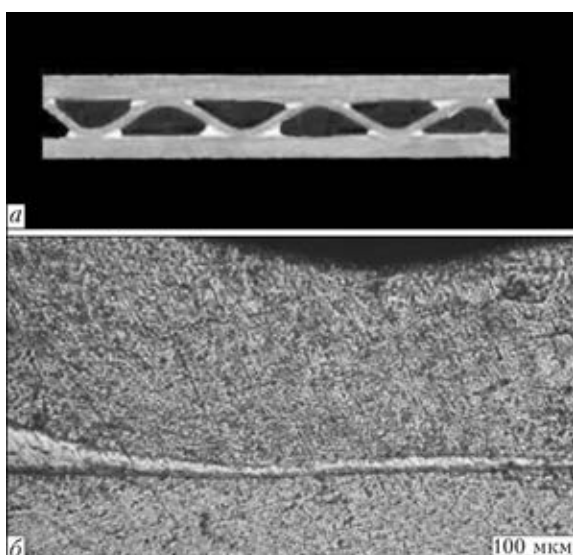


Рис. 2. Фрагмент высокоэффективного пластинчато-ребристого теплообменника (сплав BT1-0), полученный с помощью припоя AMg6 (а), и микроструктура ($\times 100$) участка соединения (б) (вакуум $5 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст., контейнер с геттером, $T_{\text{п}} = 680^{\circ}\text{C}$, $t = 3$ мин)

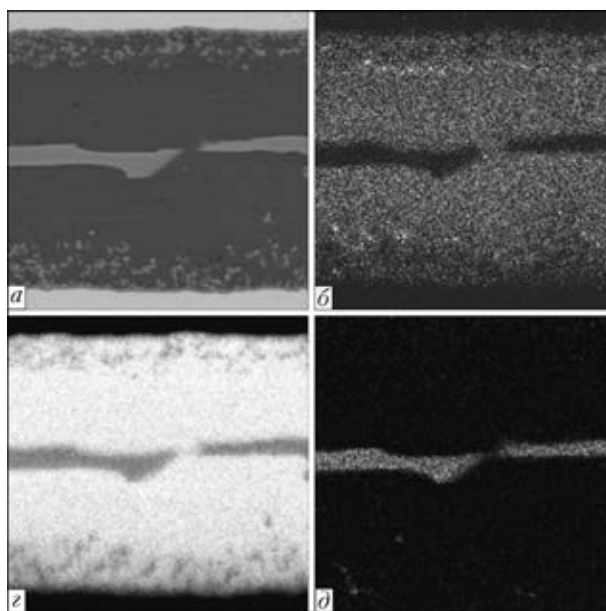


Рис. 3. Микроструктура участка соединения (а) и распределение в нем магния (б), алюминия (в), железа (г) в паяном соединении титанового сплава BT1-0, выполненного припоем AMg6 ($T_{\text{п}} = 685^{\circ}\text{C}$, вакуум $5 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст., $t = 3$ мин)



ной прослойки максимальна в районе галтелей соединения и не превышает 20 мкм, эрозия основного металла практически отсутствует (см. рис. 2, б, рис. 3, а, в).

Средняя часть шва представляет собой твердый раствор магния в алюминии (содержание магния до 1,2 мас. %). Светлая прослойка по оси шва образована фазой, обогащенной железом (до 8,66 мас. %).

Выводы

1. Анализ полученных результатов показывает, что для получения качественных паяных соединений титановых сплавов приемлемо использование алюминиевых припоев на основе системы Al-Mg (AMg6, TiBrazAl-665).

2. При пайке макетов секций титановых пластинчато-ребристых теплообменников припоем АМг6 ($T_{\text{п}} = 680^\circ\text{C}$, $t = 3$ мин) удалось получить плотные бездефектные соединения, прочность которых вполне достаточна для изделий такого типа.

1. Лашко Н. Ф., Лашко С. В. Пайка металлов. — М.: Машиностроение, 1977. — 328 с.
2. Shapiro A. E., Flom Y. A. Brazing of titanium at temperatures below 800°C : review and prospective applications. — http://www.titanium-brazing.com/publications/DVS-Manuscript_1020-Copy2-19-07.pdf.
3. Kimbal C. E. Acoustic structures in producing titanium honeycomb acoustic cylinders // Welding J. — 1980. — 59, № 10. — P. 26–30.
4. Нестеров А. Ф., Долгов Ю. С., Телков А. М. Пайка титановых конструкций алюминиевыми припоями // Припои для пайки современных материалов. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 1985. — С. 39–45.

Поступила в редакцию 16.11.2012

НОВАЯ КНИГА

Коротков В. А. Поверхностная плазменная закалка. — Нижний Тагил: НТИ (филиал) УрФУ, 2012. — 64 с.

Среди методов поверхностного упрочнения с помощью концентрированных потоков энергии закалка плазменной дугой занимает особое место как наиболее простая и технологичная операция. Несмотря на ряд очевидных преимуществ этого метода, его широкому распространению в промышленности препятствует, в том числе и недостаточное количество специальной литературы монографического и справочного характера. Рецензируемая книга является монографией и посвящена этому научно-практическому направлению. Настоятельная необходимость в расширении сферы применения поверхностного упрочнения, диктуемая требованиями производства, вполне очевидна, что повышает актуальность издания.

В монографии изложены результаты исследований и производственного опыта, позволившие решить ряд важных проблем повышения эксплуатационного ресурса изделий и технологического оборудования на ведущих предприятиях Урала. Приведены новые данные исследования скорости охлаждения при плазменной закалке, основные результаты по упрочнению промышленных железоуглеродистых сплавов. Показано, что при поверхностной обработке плазменной дугой низкоуглеродистых сталей, обычно не подвергающихся объемной закалке, в их структуре могут образовываться участки мартенсита с высокой твердостью, что позволяет упрочнять ряд корпусных деталей оборудования. Углеродистые и легированные стали под воздействием плазменной дуги могут существенно увеличивать твердость и износостойкость поверхности, продлевая эксплуатационный ресурс изготовленных из них деталей. Для упрочнения штампового инструмента и деталей вагонной тележки рекомендована плазменная поверхностная закалка чугуна.

Большое место уделено обобщению опыта промышленного применения оборудования для ручной плазменной закалки широкой гаммы деталей машин (зубчатые и шлицевые соединения, валы, ролики, барабаны, шкивы, направляющие и т. п.) и технологического оборудования на различных предприятиях. Рекомендованные режимы и технологические приемы упрочнения могут быть использованы для различных деталей аналогичного назначения.

Заключительный раздел книги посвящен методикам расчета экономической эффективности плазменной закалки, где даны систематические рекомендации по учету возможных статей экономии.

Подытоживая, следует отметить, что несомненным достоинством книги являются ее последовательная практическая направленность и информационная насыщенность экспериментально обоснованными научно-технологическими рекомендациями, пригодными для производственного упрочнения типовых изделий машиностроения.

Книга может быть полезна широкому кругу инженерно-технических работников предприятий, студентам и аспирантам металлургических и машиностроительных специальностей.

АУДИТ СИСТЕМЫ ПОДГОТОВКИ ПЕРСОНАЛА И СЕРТИФИКАЦИИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Международная система обучения и квалификации персонала в области сварки функционирует на основе гармонизированных программ Международного института сварки (МИС). Благодаря использованию единых учебных программ и централизованной системе контроля за сдачей экзаменов одна и та же международная квалификация может присваиваться в различных странах.

Контроль за внедрением и функционированием системы обеспечивает созданный МИСом и Европейской сварочной федерацией Международный совет по аккредитации (МСА). За выполнение учебных программ, проведение экзаменов и присвоение международных квалификаций в каждой стране отвечает аккредитованный МСА Уполномоченный национальный орган (УНО). В качестве УНО в Украине аккредитован Межотраслевой учебно-аттестационный центр Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины (МУАЦ ИЭС им. Е. О. Патона).

Украина принимает активное участие в подготовке персонала и сертификации сварочного производства согласно программам МИС уже более десяти лет. За это время было аттестовано более 300 кандидатов по десяти международным квалификациям.

19–22 ноября 2012 г. в рамках работ в системе МИС состоялся визит делегации от МСА. Члены делегации Х. Бодт (Нидерланды) и В. Минарик (Чешская Республика) посвятили четыре дня всесторонней проверке соответствия организации работ в МУАЦ ИЭС им. Е. О. Патона руководящим документам МИС.

В ходе вступительного совещания ведущий аудитор Х. Бодт отметил, что основной проблемой системы подготовки персонала и сертификации сварочного производства МИС является гарантия потребителям стабильно высокого качества работ в данной области во всех странах-участницах (на сегодня их 53). Для обеспечения функционирования международной системы существуют четыре ключевых инструмента. Во-первых, это руководящие документы, которые разрабатываются рабочими группами МИС (право принимать участие в разработке получают представители всех национальных органов), одинаковые для всех участников; во-вторых, равные требования для всех кандидатов (как специалистов,



Рабочий момент аудита

так и предприятий); в-третьих, гармонизированная система аттестации персонала (на сегодня находится в стадии апробации); в-четвертых, развитая система аудитов. Именно аудиты позволяют поддерживать стабильно высокий уровень подготовки персонала и организации производства, вовремя выявлять и устранять несоответствия и нарушения правил, актуализировать рабочие документы и процедуры.

Целью работы команды аудиторов в Киеве в 2012 г. стали сразу два аудита: МУАЦ ИЭС им. Е. О. Патона и надзорный для органа по сертификации сварочного производства (ПатонСерт). Аудиторы детально ознакомились с работой каждого из органов. Дополнительно было организовано посещение сварочного факультета НТУУ «Киевский политехнический институт», работающего в качес-



Встреча аудиторов с директором Института академиком Б. Е. Патоним



тве учебного центра по подготовке персонала сварочного производства.

Команда аудиторов отметила высокий уровень организации работ по подготовке и аттестации персонала, по сертификации производства, а также хорошую подготовку ответственных лиц.

Положительно были оценены разработанные МУАЦ ИЭС им. Е. О. Патона программы повышения квалификации инструкторов производственного обучения и преподавателей специальных дисциплин профессиональных технических училищ, гармонизированные с действующими программами подготовки персонала сварочного производства системы МИС. На сегодня эти программы позволяют инструкторам получить в ходе повышения квалификации диплом Международного практика по сварке, а преподавателям — Международного специалиста. Эти программы запущены в работу и в 2012 г. ими воспользовались 12 кандидатов. Аудиторы также одобрили другие аналогичные программы, в частности для студентов сварочных специальностей, обучающихся в НТУУ «Киевский политехнический институт» по интегрированному плану, с присвоением квалификации Международный технолог по сварке (программа разработана на сварочном факультете) и для сварщиков различного уровня квалификации с получением диплома

Международного сварщика (программа разработана в МУАЦ ИЭС им. Е. О. Патона).

Также удостоился похвалы и своеобразный «тандем» МУАЦ ИЭС им. Е. О. Патона (в качестве аттестационного органа) и сварочного факультета НТУУ «Киевский политехнический институт» в качестве учебного центра с развитой системой взаимной поддержки, начиная от библиотеки стандартов и заканчивая оборудованием для экзотических способов сварки. Положительные результаты аудита были оглашены ведущим аудитором Х. Бодтом на заключительном совещании с участием директора ИЭС им. Е. О. Патона академика Б. Е. Патона. На совещании были затронуты вопросы развития международной системы сертификации в области сварки и связанной с этим необходимости гармонизации национальной и международной систем сертификации сварочного производства в Украине. Борис Евгеньевич отметил важность внедрения и поддержки подобных программ для персонала в частности и производства в целом. Такие программы позволяют нашей стране расширять сотрудничество с иностранными партнерами, принимать участие в международных проектах и существенно способствуют мобильности кадров.

Е. П. Чвертко, П. П. Проценко

УДК 621.791:061.2/4

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ПРОБЛЕМЫ РЕСУРСА И БЕЗОПАСНОСТИ ЭКСПЛУАТАЦИИ КОНСТРУКЦИЙ, СООРУЖЕНИЙ И МАШИН»

22 января 2013 г. в Киеве в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины состоялась научно-техническая конференция, посвященная рассмотрению результатов работ по проектам целевой комплексной программы НАН Украины «Проблемы ресурса и безопасности эксплуатации конструкций, сооружений и машин» («Ресурс»), выполненным в 2010–2012 гг.

В работе конференции приняли участие около 200 ученых и специалистов в области сварки и смежных процессов, представляющих научно-исследовательские академические и отраслевые институты и предприятия Украины.

Открыл конференцию заместитель руководителя программы «Ресурс» академик НАН Украины, д-р техн. наук, проф. Л. М. Лобанов. Он рассказал, что нынешняя программа «Ресурс» состояла из девяти разделов, в состав которых входило 97 проектов, в ней участвовало 26 институтов семи отделений НАН Украины. Общие результаты по программе «Ресурс» ранее докладывались и обсуждались на заседании Президиума НАН Украины. На данной

конференции были заслушаны доклады руководителей отдельных разделов программы о результатах выполнения проектов.





Раздел 1 «Разработка методологических основ оценки технического состояния и обоснование безопасного срока эксплуатации конструктивных элементов объектов повышенной опасности на территории Украины» (руководитель раздела — академик НАН Украины В. И. Махненко, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины) включал шесть проектов. Известно, что безопасность эксплуатации современных ответственных конструкций длительного времени эксплуатации (трубопроводный транспорт, мосты, газо- и нефтехранилища, корпуса атомных реакторов и т. д.) обеспечивается соответствующими мерами как на стадии проектирования, так и эксплуатации. Особое значение на второй стадии имеет периодическая плановая оценка остаточного ресурса безопасной эксплуатации таких конструкций. Решению этой важной проблемы и были посвящены проекты этого раздела.

О проектах раздела 2 «Разработка методов и новых технических устройств неразрушающего контроля и диагностики состояния материалов и объектов длительной эксплуатации» доложил его руководитель академик НАН Украины З. Т. Назарчук (ФМИ им. Г. В. Карпенко НАН Украины). В рамках этого раздела выполнено 13 проектов, связанных с разработкой и внедрением методик и технических устройств неразрушающего контроля, диагностики состояния и оценки ресурса объектов длительной эксплуатации на транспорте, в энергетике, нефтехимической промышленности, машиностроении, коммунальном хозяйстве и строительстве. В нем принимали участие пять институтов НАН Украины. Особое внимание было уделено их практическому применению, т. е. внедрению в промышленность.

Проекты раздела 3 были посвящены разработке методов защиты от коррозии элементов конструкций объектов длительной эксплуатации. О результатах этих проектов рассказал заместитель руководителя раздела д-р техн. наук М. С. Хома (ФМИ им. Г. В. Карпенко НАН Украины). Проблема защиты от коррозии элементов различных конструкций является приоритетной для базовых отраслей промышленности Украины. В стране эксплуатируется более 35 млн т металлических строительных



конструкций, введенных в эксплуатацию в 1960–1980 гг. Коррозионное разрушение является одним из основных видов повреждения этих конструкций. По приблизительным оценкам потери от коррозии составляют около 10...15% всего выплавляемого в стране металла. Особую опасность представляет коррозионно-механическое изнашивание, которое достаточно часто приводит к аварийному выходу из строя трубопроводов, химического и энергетического оборудования и т. д.

В рамках этой программы была решена проблема высокотемпературной коррозии теплообменных поверхностей котлов ТЭЦ за счет нанесения электроудовых покрытий нового типа. Важное народно-хозяйственное значение имеют исследования, направленные на увеличение ресурса железобетонных конструкций промышленных и гражданских сооружений. В одном из проектов раздела разработан новый полиуретановый грунт с высокой адгезией для защиты от коррозии сварных соединений магистральных трубопроводов.

Раздел 4 «Разработка эффективных методов оценки и продления ресурса объектов атомной энергетики» включал 16 проектов. Об основных достижениях, полученных при выполнении этих проектов, доложил заместитель руководителя раздела чл.-кор. НАН Украины В. Н. Воеводин (ННЦ «Харьковский физико-технический институт»). Итоги работ этого раздела отражают прогресс в мониторинге изменений в материалах и конструкциях энергоблоков АЭС, в развитии методов контроля за процессами старения материалов и переходу к





управлению этими процессами. Материаловедческие, технологические и регламентные разработки были направлены на продление ресурса эксплуатации оборудования АЭС, прогнозирования его остаточного ресурса.

В ходе выполнения одного из проектов было показано, что внутрикорпусные устройства ядерных реакторов типа ВВЭР, изготовленные из стали 10X18H10T, подвержены радиационному распуханию, которое является важным фактором, ограничивающим ресурс работы реакторной установки. Полученные данные позволяют уточнить создаваемую модель прогнозирования радиационного распухания деталей реактора при эксплуатации с превышением проектного ресурса. Важной задачей является увеличение ресурса эксплуатации твэлов реакторов. Процесс коррозионного разрушения под напряжением циркониевых оболочек твэлов связан с образованием на их внутренней поверхности трещин. Разработана методика, которая позволяет определить значения трещиностойкости циркониевых труб твэлов и обосновать срок их службы. В связи с завершением проектных сроков эксплуатации реакторов ВВЭР в Украине и с учетом более длительных проектных сроков эксплуатации реакторов подобного типа в зарубежных странах принято решение о продлении сроков эксплуатации этих реакторов и в Украине с обязательным мониторингом всех систем, обеспечивающих их безопасность.

В разделе 5 было представлено 13 проектов, которые были посвящены повышению надежности и продлению ресурса энергетического оборудования и систем. В докладе руководителя раздела академика НАН Украины А. А. Долинского были рассмотрены основные достижения по каждому из проектов. В частности, разработана технология и оборудование для увеличения ресурса паровых котлов мощностью до 20 МВт с улучшением теплотехнических и экологических показателей. Интересные результаты получены при выполнении проекта, направленного на разработку путей снижения коррозионного и эрозионного разрушений энергетического оборудования за счет усовершенствования методов подготовки питательной воды.

О семи проектах раздела 6 «Создание систем мониторинга технического состояния трубопроводов и объектов газо- и нефтеперерабатывающей промышленности» рассказал руководитель раздела чл.-кор. НАН Украины А. Я. Красовский (Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины). В ходе выполнения проектов раздела проведена оценка технического состояния и анализ рисков магистральных газопроводов «Уренгой–Помары–Ужгород» и «Прогресс» с целью декларирования их безопасности и продления сроков эксплуатации, разработана методика расчета вероятности коррозионного растрескивания под напряжением участков магистральных трубопроводов, предложе-

на технология формирования клеесварных и металлополимерных муфт с целью повышения работоспособности и продления ресурса действующих трубопроводов.

Раздел 7 «Повышение надежности и продление ресурса мостов, строительных, промышленных и транспортных конструкций» включал 17 научно-технических проектов. Результаты этих проектов представлял руководитель раздела академик НАН Украины Л. М. Лобанов (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины). Проекты раздела были направлены на разработку методов оценки и средств увеличения длительности безопасной эксплуатации железнодорожных и автодорожных мостов, строительных металлических и железобетонных конструкций, подвижного состава железных дорог и электротранспорта, оборудования металлургических заводов, объектов коммунального хозяйства, агротехники.

Интересные результаты были получены при выполнении проекта, направленного на повышение ресурса медных плит кристаллизаторов МНЛЗ. Разработан процесс нанесения никелевых покрытий на медные панели кристаллизаторов методом наплавки трением с перемешиванием. Исследован также процесс нанесения на эти панели покрытий из никеля, молибдена и хастеллоя методом сварки взрывом. Ряд проектов был направлен на повышение ресурса железнодорожного транспорта, в том числе, рельсового пути, вагонных колес, мостов, грузовых вагонов. Для оптимизации сварочных работ в строительной отрасли разработано мобильное оборудование и технология прессовой стыковой сварки арматуры непосредственно на строительной площадке. С помощью этого оборудования была произведена сварка арматуры диаметром 32 мм при строительстве подъездной эстакады терминала D аэропорта Борисполь.

Руководитель раздела 8 академик НАН Украины К. А. Ющенко (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины) представил результаты проектов, выполненных в рамках раздела «Разработка технологий ремонта и восстановления элементов конструкций объектов повышенной опасности с целью продления их эксплуатации». Большинство проектов этого раздела было направлено на увеличение ресурса эксплуатации деталей ответственных конструкций за счет применения различных способов наплавки и нанесения покрытий. Ряд проектов был посвящен решению проблемы увеличения долговечности лопаток и других деталей авиационных газотурбинных двигателей. Перспективные результаты получены при выполнении работ по наплавке износостойких биметаллических листов. Из таких листов можно изготавливать различные футеровочные элементы, которые используются для увеличения долговечности различных машин и механизмов в горнорудной и металлургической промышленности.

Два проекта раздела были посвящены разработке расчетных методов оценки усталостной долговечности деталей в процессе эксплуатации и последующего восстановления различными методами, в том числе, наплавкой.

Шесть проектов раздела 9 «Подготовка нормативных документов и научно-технических пособий по вопросам оценки ресурса объектов длительной эксплуатации» условно можно разделить на два подраздела: научно-технические пособия и нормативные документы для инженерной практики. О результатах, полученных в ходе выполнения этих проектов, рассказал руководитель этого раздела программы академик НАН Украины В. В. Панасюк (ФМИ им. Г. В. Карпенко НАН Украины). За отчетный период было подготовлено два научно-технических пособия: «Працездатність матеріалів і елементів конструкцій з гострокінцевими концентраторами напружень» и «Концентрація напружень у твердих тілах з вирізами», а также несколько нормативных документов, в том числе, об оценке работоспособности высокопрочных сталей для цельнокатаных железнодорожных колес, а также о реализации ремонтных технологий восстановления работоспособности поврежденных поверхностей железнодорожных колес.

В обсуждении результатов выполнения программы «Ресурс» выступили д-р техн. наук В. Н. Гордеев («Укрстальконструкция»), д-р техн. наук П. И. Кривошеев (ГосНИИ строительных конструкций), д-р техн. наук А. И. Лантух-Лященко (Национальный транспортный университет).

С заключительным словом на конференции выступил вице-президент НАН Украины, академик НАН Украины А. Г. Наумовец. Он отметил высокий научный и практический уровень большинства проектов программы. Украина имеет большой промышленный потенциал, доставшийся ей в «наследство» от Советского Союза. К сожалению, многие промышленные, строительные, транспортные, энергетические объекты исчерпали, или находятся на грани исчерпания своего ресурса и нашим ученым и производственникам необходимо заниматься разработкой мер по продлению их безопасной эксплуатации. Учитывая эти обстоятельства, на Президиуме НАН Украины было принято решение продолжить работы по программе «Ресурс». Предложено также уделить большее внимание выполнению комплексных проектов, направленных на решение важных народно-хозяйственных проблем, необходимо также, чтобы проекты заканчивались практической реализацией. Для проектов подобного уровня допускается увеличение сроков их выполнения до пяти лет.

По результатам работы конференции было принято решение, в котором были отражены основные достижения при выполнении третьего этапа программы «Ресурс» и поставлены задачи на новый период.

Участники конференции имели возможность ознакомиться со сборником научных статей, который был подготовлен по результатам целевой комплексной программы «Ресурс», а также с журнальной и книжной продукцией ИЭС им. Е. О. Патона.

И. А. Рябцев

В. Г. ФАРТУШНОМУ — 75



В феврале исполнилось 75 лет со дня рождения известного специалиста в области сварки, кандидата технических наук, старшего научного сотрудника, президента Общества сварщиков Украины Владимира Григорьевича Фартушного.

В 1960 г. молодой выпускник Киевского политехнического института Владимир Фартушный был направлен на работу в Институт электросварки им. Е. О. Патона, где прошел путь от инженера до заведующего лабораторией сварки высоколегированных коррозионностойких сталей и сплавов. Успешное исследование особенностей сварки хромоникелевых сталей, разработка технологии их сварки позволили В. Г. Фартушному уже в 1966 г. защитить кандидатскую диссертацию.

За 20-летний период работы в ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ В. Г. Фартушный внес весомый вклад в создание и развитие научных основ сварки высоколегированных коррозионностойких сталей, разработку новых технологий и сварочных материалов применительно к актуальным задачам химического машиностроения. При его непосредственном участии, а также под его руководством выполнены комплексные исследования по разработке

технологии сварки новых марок аустенитных сталей с пониженным содержанием никеля, по исследованию свариваемости и разработке технологии сварки двухслойных сталей, по созданию высококремнистой аустенитной стали, предназначенной для изготовления оборудования, работающего в условиях воздействия крепкой азотной кислоты при высоких температурах.

В 1965-1971 гг. В. Г. Фартушный принимал активное участие в проведении исследований по подготовке экспериментов по сварке в космосе: участвовал в разработке и испытании установки «Вулкан», на которой в 1969 г. впервые в мире осуществлена сварка в космическом пространстве; с мая 1968 г. проходил подготовку в ЦПК в качестве бортинженера космического корабля «Союз».

В 1980 г. по инициативе Б. Е. Патона В. Г. Фартушный возглавил Всесоюзный проектно-конструкторский институт сварочного производства (ВИСП, а с 1992 г. — УкрИСП), где проработал до 2004 г. Здесь особо ярко раскрылись организаторские способности В. Г. Фартушного.

Под его руководством и при непосредственном участии выполнен огромный объем работ по соз-

данию средств комплексной механизации и автоматизации сварочного производства, в том числе серийного механического сварочного оборудования, комплексного оборудования для нанесения газотермических покрытий, робототехнических комплексов, которые успешно внедрены на заводах Украины и России.

В 1999 г. В. Г. Фартушный избран академиком Украинской академии наук. Он автор более 100 научных работ и изобретений.

В 1995 г. избран президентом Общества сварщиков Украины и на этом посту много сил и энергии отдает совершенствованию деятельности общества.

Свойственные юбиляру высокий профессионализм и трудолюбие, порядочность и доброжелательность снискали ему авторитет, уважение коллег и друзей.

Сердечно поздравляем юбиляра и желаем ему крепкого здоровья, жизненной энергии, благополучия и больших успехов!

Совет Общества сварщиков Украины
Редколлегия журнала

ПАМЯТИ В. В. ЧЕРНЫХ



Коллектив Института электросварки им. Е. О. Патона с глубоким прискорбием извещает о трагической кончине видного специалиста в области сварочного производства, металлургии и тяжелого машиностроения, кандидата технических наук, талантливого организатора и руководителя, человека, исповедовавшего высокие моральные

ценности, Виктора Васильевича Черных.

После окончания МВТУ им. Н. Э. Баумана в 1953 г. Виктор Васильевич был направлен в отдел сварки Новокраматорского машиностроительного завода, где проработал до 1965 г. Здесь он вырос до главного сварщика завода, проявив незаурядные способности инженера и организатора. Особо важный вклад Виктор Васильевич внес в дело внедрения, развития и совершенствования нового способа соединения крупногабаритных заготовок большой толщины — электрошлаковой сварки.

С 1965 по 1990 гг. он работал главным специалистом в Министерстве тяжелого, энергетического и транспортного машиностроения СССР, где занимался проблемами создания и внедрения передовых технологий производства, в том числе сварных конструкций ответственного назначения, организацией участия специалистов отрасли в работе ряда комитетов Международного института сварки.

С 1990 г. принимал активное участие в организации деятельности Российского научно-технического сварочного общества, являясь его техническим директором.

Виктор Васильевич всегда и везде был патриотом, отдававшим все свои силы, знания, талант и опыт служению научно-техническому прогрессу, укреплению сотрудничества сварочной науки и техники с производством. Он навсегда останется в памяти и сердцах многих сотрудников института, которые с ним работали и общались.

Выражаем глубокие соболезнования родным и близким погибшего.

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ
Редколлегия журнала

ПОДПИСКА — 2013 на журнал «Автоматическая сварка»

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
480 грн.	960 грн.	2700 руб.	5400 руб.	90 дол. США	180 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

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



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

По подписке доступны выпуски журнала, начиная с 2009 г. в формате *.pdf.

Подписка возможна на отдельные выпуски и на весь архив, включающий все выпуски за 2009–2011 гг. и текущие выпуски 2012 г.

Подписка доступна физическим и юридическим лицам.

РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки (190×190 мм) 700\$
- Вторая (550\$), третья (500\$) и четвертая (600\$) страницы обложки (200×290 мм)
- Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм) 400\$
- Вклейка А4 (200×290 мм) 340\$
- Разворот А3 (400×290 мм) 500\$
- 0,5 А4 (185×130 мм) 170\$

Технические требования к рекламным материалам

- Размер журнала после обрезки 200×290 мм
 - В рекламных макетах, для текста, логотипов и других элементов необходимо отступать от края модуля на 5 мм с целью избежания потери части информации
- Все файлы в формате IBM PC**
- Corell Draw, версия до 10.0
 - Adobe Photoshop, версия до 7.0
 - QuarkXPress, версия до 7.0
 - Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

Стоимость рекламы и оплата

- Цена договорная
- По вопросам стоимости размещения рекламы, свободной площади и сроков публикации просьба обращаться в редакцию
- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу
- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу
- Для постоянных партнеров предусмотрена система скидок
- Стоимость публикации статьи на правах рекламы составляет

Контакты:

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

Подписано к печати 24.01.2013. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 8,69. Усл.-отт. 8,94. Уч.-изд. л. 9,04 + 6 цв. вклеек.

Печать ООО «Фирма «Эссе».

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

Применения тележки продольного перемещения FDV 22 MF для сварки колонн на предприятии «Dürr»

Немецкая компания «Dürr» прошла путь более чем векового развития от небольшой мастерской до крупного международного концерна, занимающего лидирующие позиции в области автомобилестроения, машиностроения и строительства промышленных объектов. Имея в своем распоряжении около 130 сот-рудников, подразделение компании в г. Цистерсдорф, Австрия, производит высококачественные компоненты малярных цехов для большинства мировых автомобильных производителей и их партнеров.

Некоторое время назад основная производственная задача на заводе в Цистерсдорфе была непосредственно связана с изготовлением колонн длиной 4,5 м и весом 120 кг из специальных стальных заготовок толщиной 10 мм. Надежность конструкции и ее соответствие существующим стандартам напрямую зависит от качественного выполнения прямолинейного сварного шва, который располагается практически по всей длине колонны. Значительные габаритные размеры и большой вес изделия являются причиной существенного отклонения величины зазора от номинального значения на стадии заготовительных операций, а также во время сварки. Именно это обстоятельство, а также, естественно, экономический фактор послужили основными аргументами против внедрения на производстве полностью автоматизированной, или же роботизированной системы. Для двухпроходной сварки продольного стыкового шва к работе привлекались только опытные и высококвалифицированные сварщики. Но даже несмотря на это, после выполнения корневого прохода требовалась некоторая механическая обработка для подготовки изделия перед сваркой лицевого шва.



Работающая от аккумуляторной батареи тележка FDV 22 MF оснащена постоянным магнитом и предназначена для автоматической сварки прямолинейных швов способом MIG/MAG



Директор завода Петер Ханцлович отмечает значительный экономический эффект от внедрения новой сварочной системы

Директор завода Петер Ханцлович и его коллеги интенсивно занимались поисками более экономичного решения данной производственной задачи. Г-н Ханцлович вспоминает: «На одной специализированной выставке наше внимание привлекла тележка продольного перемещения FDV 22 MF. Компания-производитель, «Fronius», любезно согласилась предоставить нам данный продукт в аренду для проведения всеобъемлющего тестирования. Естественно, выполнялась также тестовая сварка с использованием решений от других производителей сварочного оборудования, но практически сразу стало очевидно, что тележка FDV 22 MF в комплекте с дополнительным устройством поперечных колебаний, имеет ряд существенных преимуществ относительно качества сварных швов и производительности процесса. Кроме этого, данная тележка в комплекте с цифровым инверторным источником питания TransPuls Synergic 2700 обеспечивает гарантированное проплавление и надежное перекрытие зазоров при выполнении корневых проходов».

Работающая от аккумуляторной батареи тележка продольного перемещения FDV 22 MF осна-

* Статья на правах рекламы.



При сварке с помощью тележки FDV 22 MF обеспечивается высокое качество сварных швов, а также гарантированное проплавление и надежное перекрытие зазоров



Корневой проход продольного стыкового шва выполняется на импульсном режиме с дополнительными поперечными колебаниями

щена постоянным магнитом и предназначена для автоматической сварки прямолинейных швов способом MIG/MAG. Встроенный магнит обеспечивает надежное перемещение в различных плоскостях по направляющим, или же непосредственно по поверхности металла и, таким образом, позволяет выполнять сварку в положениях PA, PB, PC, PF и PG. Автоматическая тележка способна достигать скорости 125 см/мин при вертикальном перемещении и 140 см/мин — при движении по горизонтальной плоскости. С помощью горелки, закрепленной непосредственно на тележке, выполняется сварка корневого шва с поперечными колебаниями. Данный корневой проход осуществляется импульсной дугой в соответствии с имеющимися технологическими картами WPS. Сварка лицевого шва протяженностью 4,45 м происходит с использованием порошковой проволоки.

Петер Ханцлович так описывает принцип работы новой сварочной системы: «Перед началом сварки оператор соответствующей квалификации задает все необходимые параметры, среди которых, основные сварочные параметры — ток, напряжение, скорость сварки и т. д., а также характеристики колебательных движений. Важно также отметить, что устанавливаемые значения параметров могут быть изменены не только перед началом, но и на протяжении всего сварочного процесса. Таким образом, оператор в любой момент может оперативно внести определенные коррективы в работу системы».

Директор завода в Цистерсдорфе выражает полное удовлетворение результатами применения тележки продольного перемещения для сварки колонн на предприятии «Dürr». Он отмечает два ключевых достижения данного проекта: «Во-первых, мы получили существенную экономию времени благодаря отсутствию обработки швов после сварки, а также увеличенную на 30 %, по сравнению с обычным полуавтоматическим процессом, производительность. Таким образом, нам удалось сократить время выполнения двухпроходного прямолинейного шва практически на 30 мин. Другим важным преимуществом использования тележки «Fronius» является высочайшее качество сварных соединений и полное их соответствие всем необходимым стандартам. Показательным является пример проводимых испытаний образцов, когда мы имели возможность наблюдать требуемое проплавление корня шва у всех до единого тестируемых образцов. Хочу также отметить немаловажный и весьма красноречивый факт — применение тележки продольного перемещения позволяет нам экономить до 25 евро на каждом изделии».



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