

**РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:**

Главный редактор

Б. Е. ПАТОН

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

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

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

УЧРЕДИТЕЛИ:

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

ИЗДАТЕЛЬ:

Международная ассоциация
«Сварка»

Адрес редакции:

03680, Украина, Киев-150,
ул. Боженко, 11
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАНУ
Тел.: (38044) 287 6302, 529 2623
Факс: (38044) 528 3484, 529 2623
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редакторы:

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

Свидетельство о государствен-
ной регистрации КВ 4788
от 09.01.2001.

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

За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет.
Цена договорная.

СОДЕРЖАНИЕ

НОВОСТИ 3

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Махненко В. И., Великоиваненко Е. А., Олейник О. И.
Характеристики сопротивления разрушению материала
трубопровода в зоне дефектов, риск отказа 5
*Туричин Г. А., Валдайцева Е. А., Поздеева Е. Ю., Земляков
Е. В., Гуменюк А. В.* Моделирование динамического поведения
сварочной ванны при лазерной и гибридной сварке с глубоким
проплавлением 15
Кондратьев И. А., Рябцев И. А., Богайчук И. Л., Новикова Д. П.
Структура наплавленного металла типа графитизированных
заэвтектоидных сталей 20
*Сокольский В. Э., Роик А. С., Казимиров В. П., Рябцев И. И.,
Мищенко Д. Д., Рябцев И. А., Котельчук А. С., Токарев В. С.*
Влияние диоксида циркония на свойства шлака при дуговой
наплавке низколегированной порошковой проволокой под
флюсом АН-348А 24

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Гедрович А. И., Ткаченко А. Н., Ткаченко С. Н., Елагин В. П.
Характер разрушения сварных соединений сталей 10X13Г18Д+
+09Г2С при вибрационных нагрузках 30
Царюк А. К., Скульский В. Ю., Моравецкий С. И., Сокирко В. А.
Изменение механических свойств сварных соединений
углеродистых и низколегированных сталей под влиянием
электромагнитных воздействий 33
Бернадский В. Н. Институт сварки Франции сегодня 38

ИЗ ИСТОРИИ СВАРКИ

Литвинов А. П. Разработка и развитие дуговой сварки в
активных газах 43

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

*Ющенко К. А., Савченко В. С., Червякова Л. В., Избаш В. И.,
Соляник В. Г.* Анализ причин разрушения лопаток осевого
компрессора агрегата ГТК-25И 49
Изобретения стран мира 51
По зарубежным журналам 53

ХРОНИКА

3-я Международная выставка «Schweissen & Schneiden India
2008» 56
5-я Отраслевая научно-производственная конференция
«Техническая диагностика-2008» 57
VI Научно-практическая конференция «Организация неразру-
шающего контроля качества продукции в промышленности» 59
В. М. Илюшенко — 70 61
М. В. Большакову — 70 62
Памяти В. К. Лебедева 63
Памяти В. В. Арсенюка 64

ИНФОРМАЦИЯ 65

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B.E.PATON

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

THE INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL:

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

FOUNDERS:

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

PUBLISHER:

International Association «Welding»
Address of Editorial Board:
11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 287 63 02, 529 26 23
Fax: (38044) 528 04 86
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Editors:

E. N. Kazarova, T. V. Yushtina
Electron galley:

I. S. Batasheva, L. N. Gerasimenko,
A.I.Sulima, I. R. Naumova,
I. V. Petushkov

State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001

All rights reserved.

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

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

CONTENTS

NEWS	3
------------	---

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

<i>Machnenko V. I., Velikoivanenko E. A., Oleinik O. I.</i> Fracture resistance characteristics of pipeline material within the defect zone, risk of failure	5
<i>Turichin G. A., Valdaitseva E. A., Pozdeeva E. Yu., Zemlyakov E. V., Gumenyuk A. V.</i> Modelling of dynamic behaviour of the weld pool in laser and hybrid welding with deep penetration	15
<i>Kondratiev I. A., Ryabtsev I. A., Bogaichuk I. L., Novikova D. P.</i> Structure of deposited metal of the type of graphitised hypereutectoid steels	20
<i>Sokolsky V. E., Roik A. S., Kazimirov V. P., Ryabtsev I. I., Mishchenko D. D., Ryabtsev I. A., Kotelchuk A. S., Tokarev V. S.</i> Effect of zirconia on properties of slag in submerged-arc surfacing using low-alloy flux-cored wire and flux AN-348A	24

INDUSTRIAL

<i>Gedrovich A. I., Tkachenko A. N., Tkachenko S. N., Elagin V. P.</i> The character of fracture of welded joints in steels 10Kh13G18D+09G2S under vibration loads	30
<i>Tsaryuk A. K., Skulsky V. Yu., Moravetsky S. I., Sokirko V. A.</i> Variations in mechanical properties of welded joints on carbon and low-alloy steels exposed to electromagnetic effects	33
<i>Bernadsky V. N.</i> The French Institute of welding today	38

FROM HISTORY OF WELDING

<i>Litvinov A. P.</i> Development and progress of arc welding in active gas atmosphere	43
--	----

BRIEF INFORMATION

<i>Yushchenko K. A., Savchenko V. S., Chervyakova L. V., Izbash V. I., Solyanik V. G.</i> Analysis of the causes of fracture of GTK-25I axial-flow compressor blades	49
Inventions in the world	51
From foreign journals	53

NEWS

3rd International Fair «Schweissen & Schneiden India 2008»	56
5th Scientific-Industrial Conference «Technical Diagnostics-2008»	57
VI Scientific-and-Practical Conference «Organisation of Non-destructive Testing of Products in Industry»	59
V. M. Ilyushenko is 70	61
M. V. Bolshakov is 70	62
In memory of V. K. Lebedev	63
In memory of V. V. Arsenyuk	64
INFORMATION	65

PULS-MIX ОБЪЕДИНЯЕТ СМТ ИМПУЛЬСНО-ДУГОВОЙ ПРОЦЕСС

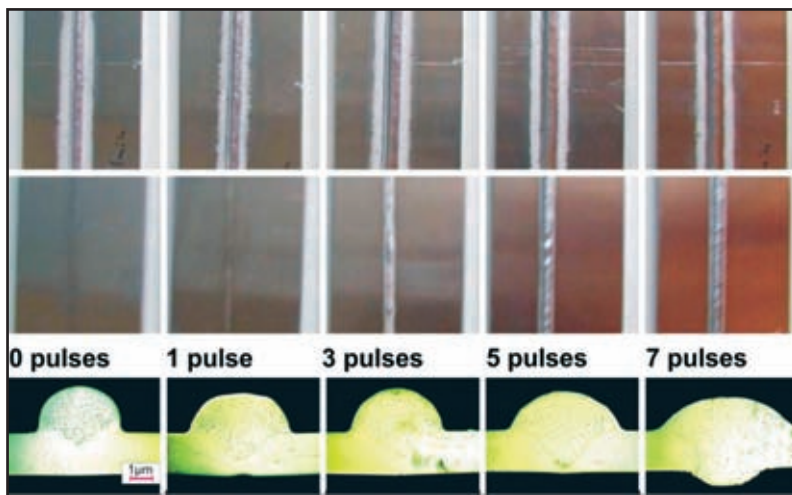
Процесс сварки СМТ (холодный перенос металла) от компании Фронюс привнес значительные усовершенствования в технологии дуговой МАГ сварки. К его преимуществам относятся: более низкий расход тепла и уменьшение де-

бильность процесса даже при эксплуатации «чистой» импульсной дуги благодаря преимуществам технологии контроля процесса СМТ.

Компанией Fronius и основными пользователями процесса СМТ установлено, что при сварке нержавеющей стали и алюминиевых сплавов критическим диапазоном толщин, определяющим наиболее предпочтительную область применения СМТ, является толщина 0,5...3,0 мм. Успешные



Фланец трубы из нержавеющей стали 1.4301, сваренный с помощью процесса Puls-Mix ($v_{св} = 60$ см/мин)



Формирование шва в зависимости от количества циклов импульсной дуги в процессе СМТ

формации, более стабильный контроль дуги, управляемый отрыв капли, предотвращение разбрызгивания, более узкий шов (даже у покрытого тонколистового металла), а также способность сваривать металлы различных толщин. До сих пор существовал верхний предел мощностей МАГ процесса. При совмещении его с импульсно-дуговым процессом такое ограничение исчезает. Новая версия процесса Puls-Mix от компании Fronius обеспечивает любое необходимое значение мощности в энергетическом диапазоне между процессом сварки СМТ и импульсно-дуговым процессом. К тому же, имеет место повышенная ста-

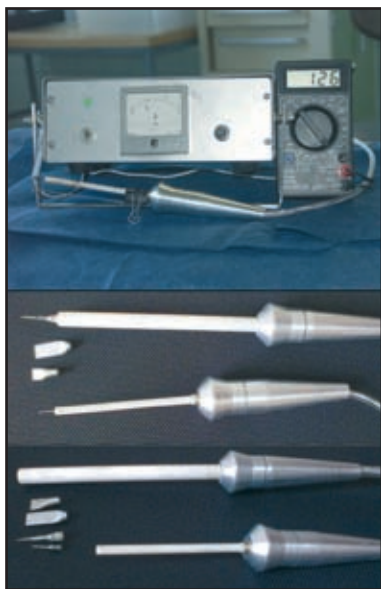
результаты были достигнуты при выполнении стыковых и нахлесточных швов, угловых и фланцевых швов. В отличие от других процессов основное преимущество предлагаемого процесса заключается в легкости контроля количества подводимого тепла и очень стабильной дуге. Пользователь может выбирать количество подводимого тепла практически непрерывно во всем диапазоне процесса СМТ и импульсно-дуговой сварки. Благодаря этому можно сознательно контролировать ЗТВ, поперечное сечение и форму шва. В то же время количество подводимого тепла можно варьировать без изменения основных параметров сварки. Это одновременно устраняет ограничение по мощности процесса и сохраняет его преимущества.

Типичной и уникальной характеристикой процесса СМТ является изменение направления движения дуги. В этом случае система контроля использует прямой механический контакт проволоки с поверхностью обрабатываемой детали для того, чтобы точно определить расстояние и соответственно длину дуги. Например, первый цикл СМТ (каждые 100 мс) между циклами импульсной дуги является достаточным для контроля длины дуги. Традиционные электрические методы измерения с помощью напряжения дуги очень легко могут быть искажены, например, при загрязнении свариваемых поверхностей, но это уже в прошлом для пользователей системы Puls-Mix.

МЕТОДЫ, ОБОРУДОВАНИЕ И ТЕХНОЛОГИИ ПЛАЗМЕННОЙ И ТЕРМОСТРУЙНОЙ СВАРКИ ЖИВЫХ МЯГКИХ ТКАНЕЙ И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ В ХИРУРГИИ

Сотрудниками Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины совместно со специалистами Института хирургии и трансплантологии А. А. Шалимова АМН Украины разработано специализированное оборудование и проведены доклинические исследования по оценке возможности применения технологии термоструйной сварки живых мягких тканей.

Эта технология разработана в



рамках новой отрасли медицинской науки — гипертермической хирургии — и является органичным продолжением разработанного ранее метода плазменной сварки и резки живых мягких тканей. Учитывая высокую стоимость аргоноплазменной аппаратуры для сварки живых мягких тканей, возникла необходимость разработки другой, более экономичной аппаратуры. Отличительной особенностью технологии термоструйной сварки является ее дешевизна, универсальность и расширенные функциональные возможности, а также портативность аппаратуры и автономность ее использования. Технология характеризуется особым режимом изменения состояния белковых структур в тканях без участков обугливания и полной деструкции. Оборудование включает набор рабочих инструментов, блок питания и управления с микропроцессором.

Рабочий инструмент комплектуется соплами различного диаметра и конфигурации выходного отверстия. Диаметр и конфигурация сопла, а также объемно-температурные характеристики газового потока определяются медицинскими показаниями при проведении конкретной манипуляции.

Минимальные габариты

рабочего инструмента от 200х30х30 мм при массе от 60 г.

Температура газового потока регулируется в диапазоне 80...150 °С при тепловом потоке от 900 до 3335 Вт/м² при постоянном или импульсном режиме подачи. Потребляемая мощность от сети до 60 В·А.

Блок питания выполнен по классу безопасности А и обеспечивает работу от электрической сети 220 В, 50...60 Гц или автономных источников питания постоянного тока 12 В (аккумулятор, генератор автомобиля). Габариты блока питания 160х205х75 мм. Время работы от сети 220 В не ограничено. При работе от автономного источника питания постоянного тока время работы ограничено емкостью источника.

УСТРОЙСТВО ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

ФГУП НИИ комплексных испытаний оптико-электронных приборов и систем (г. Сосновый Бор, Ленинградская обл.) разработал и выпускает устройство электроискрового легирования (УЭЛ). Оно предназначено для нанесения ручным способом посредством импульсного электрического разряда покрытия твердым сплавом ВК6-ОМ кромок ре-



жущего инструмента с целью увеличения твердости, износо- и жаростойкости: сверл, фрез, плашек, резцов, метчиков, гребенок резбонарезных, пил дисковых, цепных, ленточных, ножовок, гильотин, ножей, дисковых, профильных (для резки бумаги, картона, обра-



ботки древесины), столовых, мясорубок, ледобуров, матриц и пуансонов штампов вырубки в металлах, пластмассах, садового инвентаря (ножниц, секаторов, серпов, кос).

Принцип действия основан на переносе, осаждении и диффузии эродированного тока разряда материала анода (сплав ВК6-ОМ) на предварительно заточенном инструменте (катоде).

Легирование осуществляется в частотно-импульсном (100 Гц) режиме работы при трех значениях энергии, вводимой в разряд (в зависимости от типоразмера инструмента).

Время легирования площади в 1 см² не более 2 мин. Ресурс использования одного электрода (диаметр 2,5 мм, L = 35 мм) — 200...400 см².

Легирование режущих кромок инструмента увеличивает их твердость до значения более 80 HRC, что позволяет увеличивать время между перезаточками от 3-х до 6-ти раз, а также ресурс использования.

Дополнительное легирование хвостовой части сверл позволяет увеличить количество оборотов станка, скорость подачи, устранить задиры на хвостовике, уменьшить машинное время в 3 раза на проход, улучшить качество отверстия.

Технические характеристики: напряжение сети 220 В, 50 Гц; потребляемая мощность не более 60 Вт; количество режимов легирования 3; толщина покрытия до 20 мкм; глубина диффузного слоя до 60 мкм; масса источника питания 2,6 кг; масса вибратора 0,11 кг; габариты: источника питания 160х130х80 мм; вибратора — диаметр 18 мм, L = 160 мм.



УДК 621.791:621.643.054/.069

ХАРАКТЕРИСТИКИ СОПРОТИВЛЕНИЯ РАЗРУШЕНИЮ МАТЕРИАЛА ТРУБОПРОВОДА В ЗОНЕ ДЕФЕКТОВ, РИСК ОТКАЗА

Академик НАН Украины **В. И. МАХНЕНКО**, **Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО**, канд. физ.-мат. наук,
О. И. ОЛЕЙНИК, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены характеристики трубопроводных сталей и их сварных соединений, определяющие сопротивление разрушению в зоне обнаруженных дефектов. Акцентируется внимание на коррозионных дефектах утонения, а также развитии коррозионных трещин. На основе анализа литературных источников и исследований авторов даются рекомендации относительно количественных значений указанных характеристик при статической нагрузке магистрального трубопровода.

Ключевые слова: скорость почвенной коррозии, «равномерная» поверхностная коррозия, питтинги, канавочные дефекты, коррозионные трещины, вероятностные описания, риск отказа

Подход к оценке риска отказа с учетом обнаруженных дефектов в линейной части магистральных трубопроводов при статическом нагружении, изложенный в работах [1, 2], требует оперативного знания соответствующих характеристик материала, определяющих его сопротивление: развития коррозионных процессов, обуславливающих подрастание различных дефектов утонения; роста коррозионных трещин под напряжением; спонтанного распространения трещинообразных дефектов.

Указанные механизмы являются наиболее характерными для возникновения отказа в линейной части современных магистральных трубопроводов как при наличии дефектов, так и при оценке соответствующих ремонтных конструкций, связанных с устранением дефектов [3].

Из практики известно, что коррозионное воздействие, несмотря на серьезные меры по коррозионной защите в современных магистральных трубопроводах [4], является одним из наиболее распространенных механизмов возникновения дефектов и соответствующих отказов. Показателем коррозионной потери металла с поверхностей труб при нарушении антикоррозионной защиты является скорость поверхностной коррозии ($\text{г}/(\text{дм}^2 \cdot \text{год})$ или $\text{мм}/\text{год}$). В работе [5] приведены экспериментальные результаты относительно почвенной коррозии трубопроводной стали в естественных условиях, полученные на полевых станциях в различных районах бывшего СССР (табл. 1) и дополненные лабораторными исследованиями. Последние показали, что в процессах почвенной коррозии трубопроводной стали боль-

шое влияние на скорость коррозии как при равномерном, так и неравномерном разрушении (т. е. с образованием коррозионных каверн-питтингов), оказывают температурные условия. Лабораторные исследования, выполненные в работе [5], показывают (рис. 1, табл. 2), что в температурном интервале $20 < T \leq 60^\circ\text{C}$ скорость равномерной коррозии возрастает пропорционально температуре, достигая для стали 17Г1С при $T \approx 40^\circ\text{C}$ $25 \dots 50 \text{ г}/(\text{дм}^2 \cdot \text{год})$ ($0,32 \dots 0,64 \text{ мм}/\text{год}$ по толщине стенки трубы). Однако при температурах выше 80°C скорость резко снижается, что связано с высыханием почвенной среды.

При неравномерной коррозии, связанной с образованием макрокоррозионных пар, скорость коррозии может заметно возрастать с образованием каверн глубиной до $2,5 \text{ мм}/\text{год}$. Поэтому через $5 \dots 6$ лет трубопровод может прокорродировать на глубину $10 \dots 12 \text{ мм}$ по толщине стенки

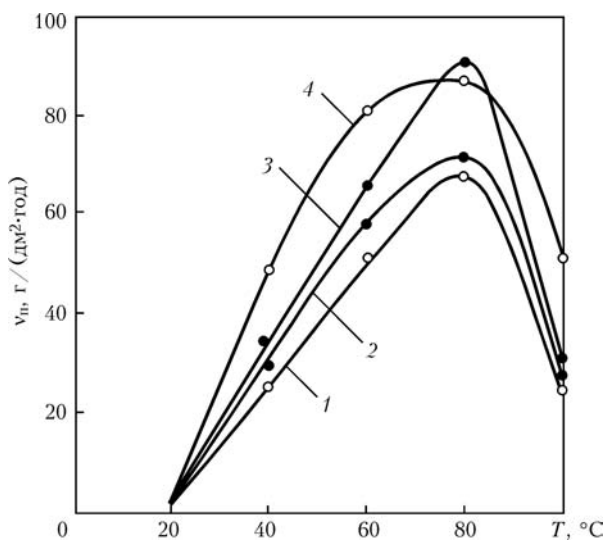


Рис. 1. Зависимость скорости коррозии стали 17Г1С от температуры и концентрации хлористого натрия в мягкой воде (1), 1% (2); 3% (3) и 6 %-м (4) растворе хлористого натрия



Т а б л и ц а 1. Данные почвенной коррозии трубопроводной стали в естественных условиях в различных районах [5]

Район размещения полевых станций	Общая характеристика почв на станции	Температура, °С, на глубине, м		Коррозия стали, г/(дм ² ·год), на глубине, м		Характер коррозионного разрушения	Глубина коррозионных каверн, мм	Удельное электросопротивление грунта в районе полевой станции, Ом·м
		0,6	1,2	0,6	1,2			
Крайний Север								
Салехард	Суглинок (мерзлота)	−1,5	−3,0	0,0	0,0	Равномерный	—	230
Тарка-Сале	Супесь	+1,2	−0,9	0,8	0,0			130
Игрим	Торфяник	+1,3	+0,8	1,6	0,6			100
Сургут	Супесь	+2,2	+1,3	1,2	1,3			150
Надым	Торфяник	+2,3	−1,2	1,4	0,0			90
Ухта	Суглинок	+3,2	−1,1	1,9	0,0			120
Западная и Восточная Сибирь								
Тюмень	Суглинок	+4,6	+2,3	2,2	1,1	Равномерный	—	190
Свердловск		+9,2	+4,6	1,7	0,9			110
Челябинск	Супесь	+7,2	+3,6	1,6	0,9			130
Новосибирск		+8,2	+4,1	1,9	0,7			160
Иркутск	Чернозем	+9,0	+5,0	2,1	0,9			100
Чита	Суглинок	+6,2	+4,2	1,3	1,1			145
Хабаровск	Чернозем	+9,3	+6,5	1,8	1,3			160
Омск	Супесь	+7,2	+4,3	2,0	1,4			180
Красноярск	Суглинок	+5,8	+6,4	1,2	0,43			120
Центральные и Южные районы								
Московская обл.	Супесь	+10,0	+8,3	7,8	4,8	Равномерный	—	98,0
Полтавская обл.	Чернозем	+16,0	+13,0	12,9	16,9	Неравномерный	0,2	280
Краснодарский край		+19,3	+15,8	18,2	17,31		0,5	250
Средняя Азия								
Ташкент	Суглинок (засоленный)	+19,0	+18,3	22,4	19,3	Равномерный	—	0,7...3,0
Самарканд	Супесь (засоленный)	+19,8	+21,1	22,9	18,7		—	0,5...2,5
Бухара	Известняк-песчаник	+24,3	+22,0	25,6	16,9	Неравномерный	До 0,8	280...300
Каган	Супесь	+26,0	+17,8	29,6	28,3		0,6...0,8	250...280
Ургенч	Суглинок (засоленный)	+28,4	+22,3	26,2	25,3	Равномерный	—	1,5...2,8
	Супесь	+26,5	+21,4	28,3	24,8	Неравномерный	0,5...0,7	230...250
Примечания. 1. Указанные в таблице температуры на Крайнем Севере, в Западной и Восточной Сибири измеряли летом, в Средней Азии — преимущественно осенью. 2. Температура и удельное электросопротивление измеряли во время закладки образцов на испытание и во время их извлечения. 3. Образцы извлекали во всех случаях ровно через год.								

трубы [5], т. е. скорость коррозии составит около 2 мм/год. Определенное влияние на скорость коррозии оказывает состав почвы (табл. 1, рис. 1). Однако с учетом температурного фактора и характера коррозионного разрушения (равномерное, неравномерное) это влияние относительно небольшое.

Аналогичное замечание можно сделать и по влиянию состава трубной стали (табл. 2).

С учетом изложенного, при отсутствии прямых наблюдений по скорости коррозионного утонения стенки трубы в зоне рассматриваемого дефекта можно с определенной консервативностью рекомендовать при оценке риска отказа зависимость для средней скорости почвенной коррозии при механизме равномерного разрушения

$$\bar{v}_n = 0,6 + 0,548T^{1,058} \text{ г/(дм}^2\cdot\text{год)} \approx 0,0077 + 0,0077T^{1,058} \text{ мм/год,} \quad (1)$$



Т а б л и ц а 2. Данные скорости почвенной коррозии трубопроводной стали от температуры в интервале 40...120 °С (60 % песка и 40 % глины) [5]

Температура, °С	Сталь	Влажность коррозионной среды, %	Коррозия трубопроводной стали, г/(дм ² ·год)	Среднее значение коррозии из трех образцов, г/(дм ² ·год)	Глубина коррозионных каверн, мм/год
40 ± 2	17Г1С	21,3...15,8	24,8	25,6	0,7
	Ст3		25,9		
	Шведская		26,0		
60 ± 2	17Г1С	29,7...17,0	46,9	44,5	0,9
	Ст3		41,6		
	Немецкая				
80 ± 2	17Г1С	19,6...13,7	74,5	79,9	1,2
	Ст3		85,0		
	Японская		80,3		
100 ± 2	17Г1С	15,4...9,1	53,4	62,7	1,8
	Ст3		69,6		
	Шведская		65,2		
120 ± 2	17Г1С	23,7...1,0	20,4	19,7	2,6
	Ст3**		19,6		
	Немецкая		19,2		

Примечание. Сталь марки 17Г1С и Ст3 отечественного производства.

где T — температура стенки трубы ($0 \leq T \leq 60$ °С). При $T = 40$ °С $\bar{v}_n = 0,354$ мм/год.

Естественно, такие значения $\bar{v}_n$ следует использовать для достаточно больших площадей утонения стенки трубы, выявленных при диагностике, т. е. когда имеет место механизм «равномерной» коррозии.

Для язвенных дефектов утонения стенки, как уже указывалось выше, скорость коррозии по толщине $\bar{v}_n \approx 2$ мм/год является достаточно реальной. Для дефектов типа канавочных утонений стенки, где избирательность коррозионного процесса трудно исключить, можно с определенной кон-

сервативностью принимать $\bar{v}_n = 1$ мм/год, как это сделано в работе [1]. Естественно, указанные средние значения скорости почвенной коррозии стенки трубы в ряде случаев могут существенно отличаться от реальных. Такие возможные отклонения в определенной степени можно учесть, используя вероятностные подходы к описанию риска аварии. Соответственно в этом случае следует считать скорость v_n случайной величиной, имеющей определенную плотность распределения ϕ_v . Например, в случае усеченного нормального нормированного закона распределения величины X (рис. 2)

$$\phi_X = \frac{1}{S_X} \left[\frac{1}{\sqrt{2\pi} \xi_X} \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{X - \bar{X}}{\xi_X} \right)^2 \right] \right], \quad A_X \leq X \leq B_X, \quad (2)$$

$$\text{где } S_X = \int_{A_X}^{B_X} \frac{1}{\sqrt{2\pi} \xi_X} \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{X - \bar{X}}{\xi_X} \right)^2 \right] dX;$$

A_X, B_X — границы усечения нормального закона распределения, выбираемые на основе реально возможных значений X ; ξ_X — стандарт отклонения случайной величины X .

В условиях ограниченной информации удобно границы усечения связывать с величиной ξ_X . Например, $A_X = \bar{X} - k\xi_X$, тогда в силу симметрии $B_X = \bar{X} + k\xi_X$, где k определяется условием $0 < k \leq 3$,

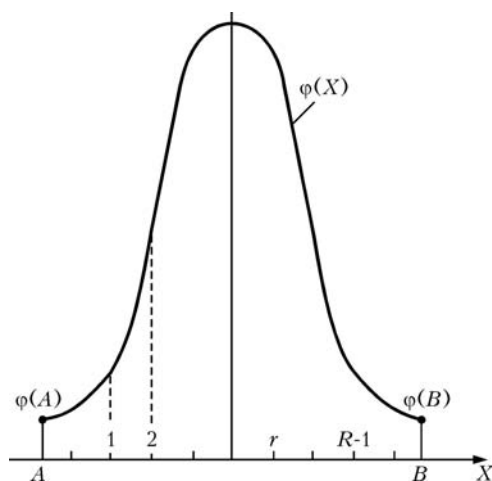


Рис. 2. Плотность распределения величин X , соответствующая усеченному нормальному закону распределения

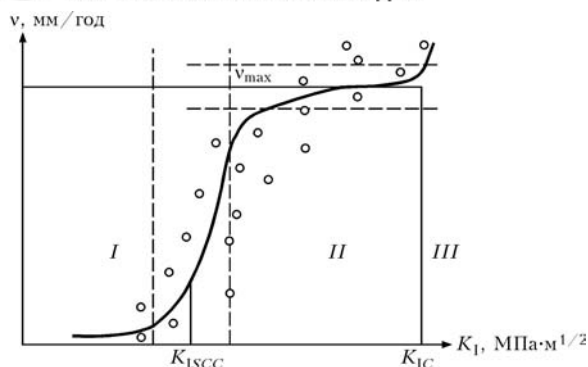


Рис. 3. Диаграмма коррозионной статической трещиностойкости (обозначения см. в тексте)

полагая, что при $k = 0$ величина X является детерминированной, равной $\bar{X}$, а при $k > 3$ плотность распределения величины X очень незначительно отличается от нормального закона, когда $A = -\infty$, $B = +\infty$.

Соответственно $\xi_X = \frac{X - A}{k}$, т. е., зная средние значения скорости почвенной коррозии $\bar{v}_n$ и примерно границу вероятного усечения A (например, $A_{v_n} \geq 0$), можно приближенно строить кривую плотности распределения ϕ_{v_n} . Чем больше конкретной информации относительно v_n , тем точнее будет распределение ϕ_{v_n} . При этом необязательно привязываться к нормальному закону распределения. Возможны и другие описания случайной величины v_n , в том числе и в виде графика $\phi_{v_n}(v_n)$, либо таблицы дискретных значений $\Pi_{v_n}(v_n)$ — частостей величины v_n , когда

$$\Pi_{v_n}(v_n) = \phi_{v_n}(v_n) \Delta v_n. \quad (3)$$

Одним из опасных проявлений процесса почвенной коррозии трубопроводов, особенно в зоне сварных соединений, является развитие коррозионных трещин под напряжением. В условиях статического нагружения характеристикой сопротивления такому виду разрушения в настоящее время служит соответствующая диаграмма коррозионной статической трещиностойкости материала трубы при действии конкретной по составу и температуре агрессивной среды (рис. 3).

Как видно из рис. 3, диаграмма коррозионной статической трещиностойкости связывает скорость роста размеров трещины (по глубине da/dt либо длине dc/dt) с величинами соответствующих значений коэффициента интенсивности напряжений $K_I(G)$ либо $K_I(D)$ в вершинах трещины. В достаточно общем случае такая диаграмма в зависимости от величин K_I имеет три участка. Участок I ($K_I < K_{ISCC}$) — зона развития трещины пре-

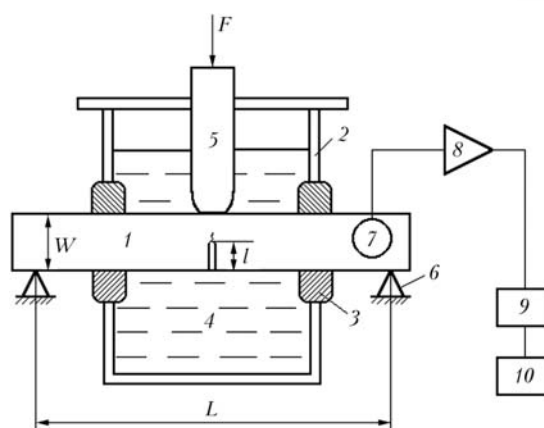


Рис. 4. Схема экспериментального исследования коррозионных трещин: 1 — призматический образец; 2 — камера; 3 — уплотнение; 4 — вода; 5 — индентор; 6 — опора; 7 — пьезоэлектрический датчик; 8 — усилитель; 9 — источник акустической эмиссии; 10 — регистратор

имущественно по механизму электрохимической коррозии, II ($K_{ISCC} < K_I < K_{IC}$) — зона развития трещины по механизму водородного охрупчивания и III ($K_I > K_{IC}$) — зона, соответствующая спонтанному росту трещины.

Получение такой диаграммы в каждом конкретном случае сочетания материала трубы, состава и температуры агрессивной среды представляет большой интерес для практики [6] и связано с большим объемом экспериментальных исследований, что требует значительных затрат времени [7]. Однако наиболее характерными параметрами являются величина K_{ISCC} и скорость роста $v(K_I)$ на участке II (рис. 3).

Экспериментальное получение зависимости $v - K_I$ на участке II требует значительно меньших затрат времени и позволяет использовать оперативные методы, один из которых, развиваемый в настоящее время в ИЭС им. Е. О. Патона, описан академиком НАН Украины З. Т. Назарчуком в работе [7]. Метод позволяет использовать образцы относительно небольшого сечения, поскольку операция мониторинга роста трещины основана не на текущих измерениях линейных размеров трещины, а на регистрации интервалов времени между скачками роста трещины с помощью акустической эмиссии (рис. 4). Используется фундаментальное положение, что при $K_I > K_{ISCC}$ трещина увеличивается во времени скачками величиной $\Delta l = \alpha K_I^2$, где α — коэффициент пропорциональности, примерно постоянный при $l_1 \leq l \leq \lambda_N$ (l_1 , l_N — соответственно начальный и конечный размеры трещины).

Для получения необходимой зависимости $v - K_I$ используются следующие уравнения:

$$\left. \begin{aligned} l_n &= l_{n-1} + \Delta l \\ n &= 1, 2, \dots, N \end{aligned} \right\}, \quad (4)$$



$$\alpha = \frac{l_N - l_1}{N}, \quad \Delta l_n = \alpha K_I^2(l_n), \quad (5)$$

$$\sum_{n=1} K_I^2(l_n)$$

$$K_I(l_n) = \frac{6F_n \sqrt{l_n}}{B} [1,93 - 3,07(l_n/W) + 14,53(l_n/W)^2 - 25,11(l_n/W)^3 + 25,8(l_n/W)^4], \quad (6)$$

где F — усилие нагрузки (рис. 4); W — толщина образца; l_n — длина трещины для n -го состояния.

Из зависимостей (4)–(6) путем последовательных приближений определяются величины α при измеренных $l_1, l_N, \Delta l_n, K_I(l_n)$. Затем, используя экспериментальные данные относительно временных интервалов Δt_n , получаем зависимость $v_n = \Delta l_n / \Delta t_n$ от $K_I(l_n)$. Зона резкого уменьшения v_n определяет величину K_{ISCC} .

На рис. 5, а приведены результаты, полученные по описанной методике для образца из стали 17Г1С в 3 %-м растворе NaCl. Получаемая таким путем зависимость $v - K_I$ при $K_I > K_{ISCC}$ имеет большой разброс экспериментальных данных, поскольку реальный процесс водородного охрупчивания при $\Delta l \approx 5 \dots 10$ мкм существенно зависит от геометрических и физических (микроструктурных) неоднородностей на пути роста трещины, а также от температуры.

Указанное обстоятельство требует применения статистических методов. Для скорости роста трещины при $K_I > K_{ISCC}$ (на рис. 5, а для $\log v = U$) можно использовать нормальный усеченный закон (2):

$$U = \frac{1}{N} \sum_{n=1}^N U_n, \quad \xi_U = \left[\frac{1}{N} \sum_{n=1}^N (U_n - U)^2 \right]^{0,5}, \quad A_U = U - 2\xi_U. \quad (7)$$

Для порогового значения коэффициента интенсивности напряжений K_{ISCC} более логичным является использование распределения Вейбулла, когда вероятность

$$p(K_I) = K_{ISCC} = 1 - \exp \left[- \left(\frac{K_I - K_0}{K_d - K_0} \right)^\eta \right], \quad (8)$$

где параметры K_0, K_d и η определяются при обработке экспериментальных значений K_I в зоне вероятных величин K_{ISCC} , среднее значение K_{ISCC} оценивают при $p = 0,5$, верхнее — при $p = 0,95$, нижнее — при $p = 0,05$ (рис. 5, а).

По описанной методике для данных, приведенных на рис. 5, получены следующие результаты:

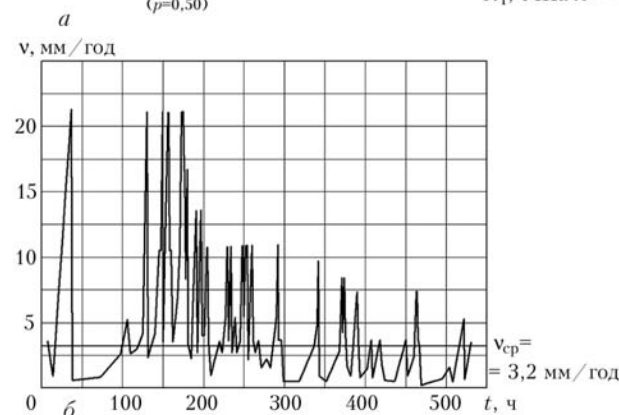
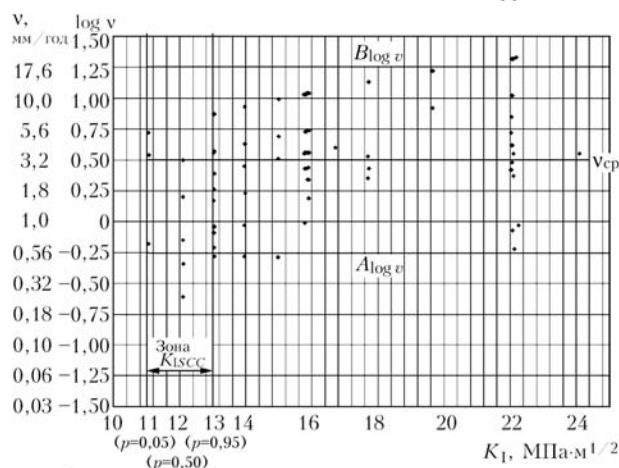


Рис. 5. Диаграмма статической коррозионной трещиностойкости для стали 17Г1С при температуре примерно 20 °С в 3%-м растворе NaCl (а) и полученная на основе кинетики испытания образца типа Шарпи с трещиной (б)

$$U = 0,5, \quad \bar{v} = 3,2 \text{ мм/год}, \quad \xi_U = 0,25, \\ \text{соответственно } A_U = 0, B_U = 1,0, \\ \text{или } A_v = 1 \text{ мм/год}, B_v = 10 \text{ мм/год}. \quad (9)$$

Решая уравнение относительно K_0, K_d при $\eta = 4,0$, получаем $K_d = 12,2 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, $K_0 = 9,91 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, т. е.

$$K_{ISCC}(p) = 9,9 + 2,29[-\ln(1-p)]^{0,25} (\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}). \quad (10)$$

Описанный подход к определению характеристик сопротивления материала трубопровода коррозионному разрушению в результате почвенной коррозии материала трубы при разрушении наружной антикоррозионной защиты может быть использован и для коррозионных дефектов на внутренней поверхности, естественно, при испытании материала стенки трубы в соответствующих условиях, определяемых в первую очередь составом агрессивной среды и ее температурой.

Остановимся еще на одной группе характеристик материала стальных трубопроводов, определяющих сопротивление спонтанному росту трещинообразных дефектов. В настоящее время в качестве критерия, формулирующего указанную возможность при статическом нагружении вязкохрупкого материала, достаточно широкое рас-

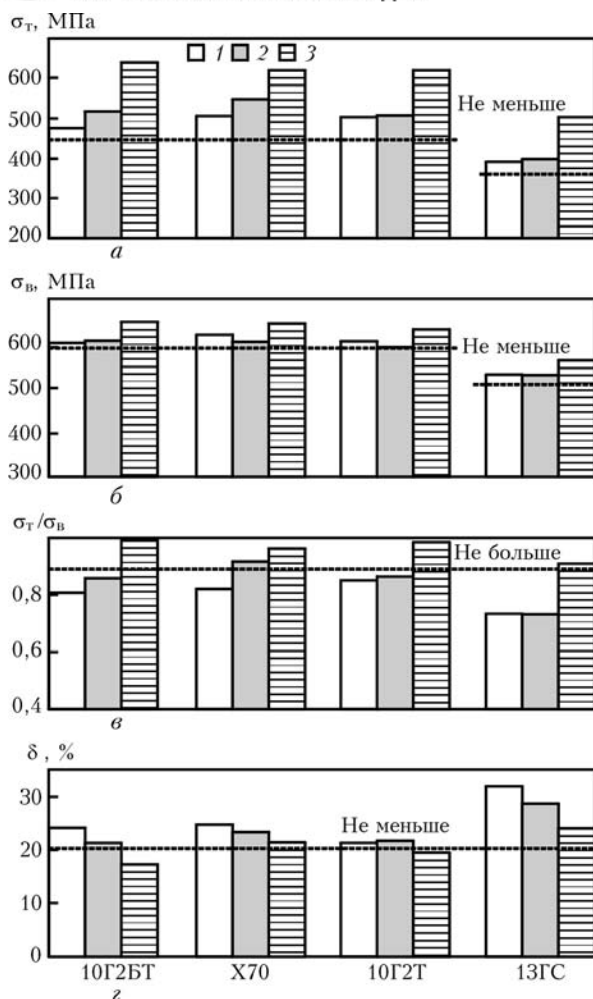


Рис. 6. Диаграммы механических свойств (а–е) металла труб аварийного запаса в исходном состоянии (1), после старения и нагрева до 250 °С (2), после старения с предыдущей деформацией 2 % (3) (точечная прямая — норма)

роостранение получил двухпараметрический критерий R6 [8], в котором сопротивление материала в зоне трещины вязкому разрушению отражается пределом текучести σ_T и временного сопротивления σ_B , а сопротивление хрупкому разрушению соответственно — критическим значением коэффициента интенсивности напряжений K_{IC} при соответствующей температуре с учетом возможной деградации материала в процессе многолетней эксплуатации. Последнее замечание достаточно актуально, учитывая, что во многих странах, в том числе и в Украине, магистральные трубопроводы проработали уже не один десяток лет. Кроме того, известно, что, несмотря на тщательный отбор трубных сталей, возможность деградации прочностных свойств не исключается.

Приведенные на рис. 6 экспериментальные данные из [9] относительно возможности старения трубных сталей и деградации их характеристик типа σ_T , σ_B , σ_T/σ_B , δ достаточно наглядно демонстрируют такую возможность, правда, в основном для зоны сварных швов, где предварительный нагрев до температуры 250 °С и пред-

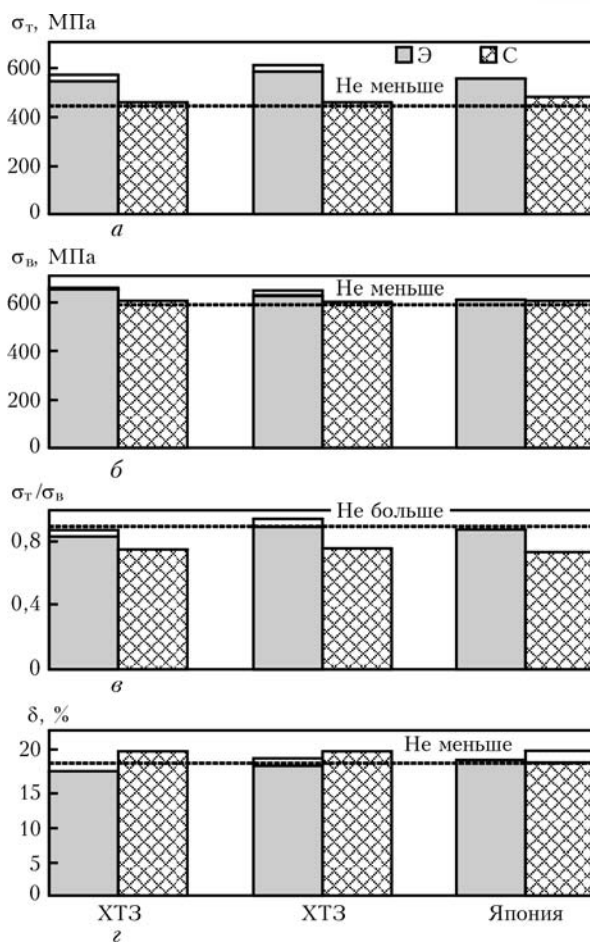


Рис. 7. Диаграммы механических свойств (а–е) материала газопроводных труб диаметром 1420 мм, изготовленных из стали Х70 контролируемой прокатки разными производителями: Э — трубы после долгосрочной эксплуатации (21 год); С — данные сертификатов (точечная прямая — норма)

варительное деформационное растяжение около 2 % вполне возможны.

Более реальны для основного металла труб данные из работы [9] на рис. 7 и 8, где сравниваются трубные материалы из запаса и после 21 года эксплуатации. Из данных на рис. 6, 7 следует, что характеристики σ_T и σ_B , ответственные в соответствии с критерием R6 [8] за развитие вязкого механизма разрушения в зоне трещинообразного дефекта, не остаются постоянными в процессе эксплуатации, т. е. при длительной эксплуатации примерно через 15–20 лет при соответствующих технических диагностиках заслуживает внимания уточнение реальных значений σ_T и σ_B по сравнению с нормативными по состоянию поставки (табл. 3).

Следует отметить, что для σ_T и σ_B всегда имеется определенный разброс значений, укладывающийся в нормальный усеченный закон распределения (2) при $\xi_\sigma \approx 20$ МПа.

Более сложной при технической диагностике является проблема оперативного определения значений K_{IC} в зоне обнаруженных дефектов в стенке



Таблица 3. Нормативные значения механических характеристик стальных труб по состоянию поставки [10]

Марка стали/диаметр; толщина, мм	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	KCV , Дж/см ² (при температуре, °C)
10Г2Т, 10Г2БТ/1420; 15,7	588	461	20	78,4 (-15)
10Г2ФБ/1420; 18,7	588	441	20	78,4 (-15)
X70/1420; 18,7	558,7	441	20	78,4 (-15)
09Г2ФБ, 08Г2ФЮ/1420; 16,8	549,2	421	19	78,4 (-15)
17Г1С-У/1020, 1220; 9,6-15,2	510	360	20	29,4 (-5)
17ГС/530; 7-10	510	353	20	29,4 (0)
13ГС/1020; 11,1, 1020; 9,5	510 539	363 402	20 20	29,4 (0) 29,4 (0)
17Г1С-У/1020; 9,6-14,9	510	363	20	39,6 (-40)
13Г2АФ/1020; 9,2-14,3	530	363	20	29,4 (-60)
09Г2ФБ, X70/1420; 15,7	588,7	441	20	78,4 (-15)
17Г1С/1220; 10,5-12,5 1220; 12	588,7 510	412 362	21	39,2 (-15) 39,2 (-15)

трубопровода, хотя для трубных сталей имеются многочисленные исследования в этом направлении, например, в табл. 4. Ограниченные толщины стенок (до 20...30 мм) не позволяют при характерных отношениях $(K_{IC}/\sigma_T)^2 > 50$ мм для трубных сталей использовать стандартные образцы непосредственно из стенки трубы, поскольку характерная толщина образца B должна удовлетворять условию $B > m (K_{IC}/\sigma_T)^2$, где коэффициент $m \approx 2,5$.

Указанное обстоятельство приводит к использованию косвенных методов, в основу которых положен эксперимент, связанный с измерением характеристики материала, достаточно хорошо коррелирующей с K_{IC} и не требующий образцов больших сечений. Это критическое значение g -интеграла J_C (МПа·м), когда [12]

Таблица 4. Результаты исследования вязкости разрушения K_{JC} для трубных сталей при температурах $-30\text{ °C} \leq T \leq 20\text{ °C}$ [11]

Сталь и зона исследования	T , °C	K_{JC} , МПа·м ^{1/2}
10Г2ФБ ОМ	-30	230
	+20	240
10Г2ФБ Металл шва	-30	146
	+20	206
10Г2ФБ ЗТВ	-30	182
	+20	240
06Г2НАВ ОМ	-30	150
	+20	130
06Г2НАВ Металл шва	-30	148
	+20	130
06Г2НАВ ЗТВ	-30	130
	+20	130
ВСт3кп ОМ	-30	134
	+20	170
17ГС	-30	126
	+20	136
17Г1С	-30	186
	+20	164
X70	-30	300
	+20	300
10ХГНМАЮ	-30	140
	+20	124

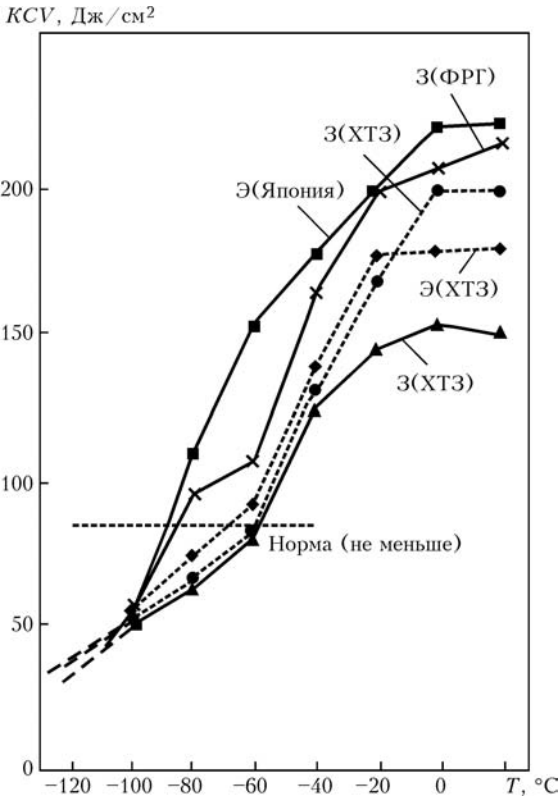


Рис. 8. Ударная вязкость металла труб диаметром 1420 мм из стали X70 разных производителей: 3 — аварийный запас; Э — после эксплуатации



Т а б л и ц а 5. Исходные данные для расчета риска отказа в зоне обнаруженных поверхностных трещин в условиях коррозии (сталь 17Г1С)

Номер трещин j	$a_0 \times 2c_0$, мм	Направление	σ_m , МПа	$\bar{\sigma}_T$, МПа	$\bar{\sigma}_B$, МПа	A_a , мм	ξ_a , мм	A_c , мм	ξ_c , мм
1	1,6×80	Вдоль образующей	307,5	360	510	1,2	0,2	—	—
2	1,6×80	» »	307,5	412	588	1,2	0,2	—	—
3	1,6×80	» »	263,5	360	510	1,2	0,2	—	—
4	1,6×80	» »	263,5	412	588	1,2	0,2	—	—
5	1,6×200	Вдоль окружности	154	360	510	—	—	90	5

Примечание. $K_{IC}(p) = 161,5[-\ln(1-p)]^{0,25} + 20$ (МПа·м^{1/2}); $K_{ISSC}(p)$ по (10); $\bar{U} = 0,5$; $\xi_U = 0,25$; $A_U = 0$; $B_U = 1,0$; $\xi_\sigma = 20$ МПа; $A_\sigma = \bar{\sigma} - 2\xi_\sigma$; $j = 1, 3, 5$ — без термообработки; $j = 2, 4$ — с термообработкой.

$$K_{IC} \cong \sqrt{\frac{EJ_C}{1-\nu^2}} \text{ (МПа·м}^{1/2}\text{)}, \quad (11)$$

где E — модуль упругости материала; ν — коэффициент Пуассона,

либо критическое раскрытие трещины нормального отрыва δ_C (м), когда [10]

$$K_{IC} = \sqrt{\delta_C \sigma_T E} \text{ (МПа·м}^{1/2}\text{)}, \quad (12)$$

либо энергия разрушения образцов Шарпи при ударе в соответствующих условиях для ферритной стали, когда

$$K_{IC} \approx 8,47(KCV)^{0,63} \text{ (МПа·м}^{1/2}\text{)}, \quad (13)$$

где KCV — энергия разрушения (Дж/см²) для стандартного образца Шарпи сечением 10×10 мм (см. табл. 3).

Температурную зависимость K_{IC} для трубных сталей при ограниченной экспериментальной информации можно выразить с помощью зависимости [12]

$$K_{IC}(p) = 30 + 70 \exp [0,019(T - T_0)], p = 0,5, \quad (14)$$

где T_0 определяется при известных K_{IC} для какой-либо температуры T , например, при температуре T_{KCV} получения KCV в (13), т. е.

$$T_0 \approx T_{KCV} - \frac{1}{0,019} \ln \left[\frac{8,47(KCV)^{0,63} - 30}{70} \right]. \quad (15)$$

Получив среднее значение $K_{IC}(p = 0,5)$ для температуры эксплуатации (например, +40 °С — температура стенки трубы), можно согласно [12] с учетом зависимости (8) при $K_0 = 20$ МПа·м^{1/2} и $\eta = 4$ [10] определить K_d , а затем вычислить значения K_{IC} для любого p :

$$K_{IC}(p) = (K_d - 20)[- \ln(1 - p)]^{0,25} + 20 \text{ (МПа·м}^{1/2}\text{)}. \quad (16)$$

В результате получим всю необходимую информацию относительно сопротивляемости материала трубопровода спонтанному росту трещин.

Из изложенного видно, что в каждом конкретном случае обнаруженного дефекта в трубо-

проводе из современных сталей можно найти характеристики материала, определяющие риск отказа при соответствующих условиях эксплуатации. Вариация этих характеристик в заданных пределах определяет количественно вероятность отказа, т. е. чем шире пределы варьирования, тем выше вероятность отказа при постоянных средних значениях.

Продemonстрируем это на примере расчета риска отказа для трубы из стали 17Г1С диаметром $d = 1220$ мм и толщиной стенки $\delta = 12,5$ мм при рабочем давлении в трубе $P_{\text{раб}} = 5,4$ МПа (мембранные напряжения $\sigma_m = 263,5$ МПа) и $P_{\text{раб}} = 6,3$ МПа ($\sigma_m = 307,4$ МПа) при исходных нормативных значениях механических свойств по табл. 5, принимаемых с определенной консервативностью в качестве средних значений. Обнаруженные дефекты трещинообразного вида описываются поверхностной полуэллиптической трещиной размерами $a_0 \times 2c_0$, расположенной вдоль образующей $j = 1 \dots 4$ и вдоль окружности $j = 5$ (табл. 5) на наружной поверхности трубы.

Предполагается, что в момент времени $t = 0$ произошло разрушение изоляции и рассматриваемые дефекты начинают подрастать во времени со скоростью ν по диаграмме $\nu - K_I$ на рис. 5, а при значениях ее параметров (9) и (10) и температуре трубы 40 °С (табл. 5). Величины $K_I(j)$, рассчитываются в вершинах трещины $j = G, D$ (рис. 9) по зависимостям [10] в различные моменты времени t , начиная с $t = 0$ последовательно с шагом Δt

$$K_{Ij}(j) = \frac{\sqrt{\pi a}}{Q} F_j(\sigma_m + H_j \sigma_B), j = D, G, \quad (17)$$

где

$$Q = 1 + 1,464(a/c)^{1,65};$$

$$F_j = [M_1 + M_2(a/\delta)^2 + M_3(a/\delta)^4] g_j;$$

$$M_1 = 1,11 + 0,09(a/c); M_2 = -0,54 - \frac{0,89}{0,2 + a/c};$$

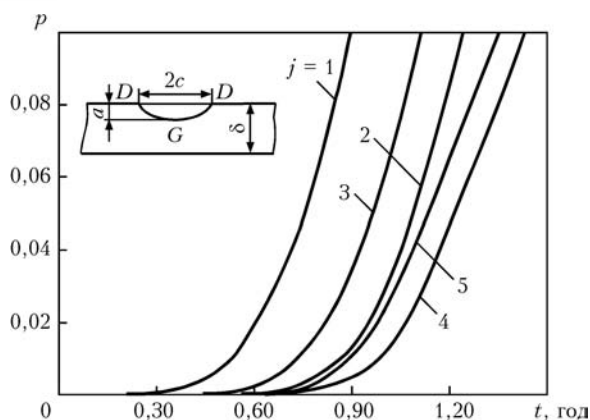


Рис. 9. Кинетика роста во времени t риска отказа для коррозионных трещин в стенке трубы 1220×12,5 мм из стали 17Г1С по табл. 5

$$\begin{aligned}
 M_3 &= 0,5 - \frac{1}{0,65 + a/c} + 14(1 - a/c)^{24}; \\
 g_G &= 1, g_D = [1 + (0,1 + 0,35)(a/\delta)^2] \sqrt{a/c}; \\
 H_G &= 1 - (1,22 + 0,12a/c) \frac{a}{\delta} + \\
 &+ [0,55 - 1,05(a/c)^{0,75} + 0,47(a/c)^{1,5}] (a/\delta)^2; \\
 H_D &= 1 - 0,34(a/\delta) - 0,11(a/c)(a/\delta); \\
 a(t) &= a(t - \Delta t) + v(K_{IG})\Delta t; \\
 c(t) &= c(t - \Delta t) + v(K_{ID})\Delta t.
 \end{aligned} \quad (18)$$

Для σ_{ref} ответственного за вязкое разрушение в зоне трещины в критерии R6 [8] только от мембранных напряжений σ_m , используются зависимости, описанные в работах [6, 12].

Для трещин вдоль образующей

$$\begin{aligned}
 \sigma_{ref} &= M_S \sigma_m, \quad M_S = \frac{1 - 0,85 a/\delta}{1 - 0,85 a/\delta} \frac{1}{M_t}, \\
 M_t &= \frac{1,0005 + 0,49001\lambda + 0,32409\lambda^2}{1,0 + 0,50144\lambda - 0,01106\lambda^2}, \quad \lambda = \frac{1,818a}{\sqrt{\delta d/2}}.
 \end{aligned} \quad (19)$$

Для трещин вдоль окружности

$$\begin{aligned}
 \sigma_{ref} &= \sigma_m Z, \quad Z = \left\{ \frac{2\alpha}{\pi} - \frac{(a/\delta)\theta}{\pi} \left[\frac{2 - (2 \cdot 2\delta/d) - 2a/d}{2 - 2\delta/d} \right] \right\}^{-1}, \\
 \theta &= \frac{2\pi c}{4d}, \quad \alpha = \arccos(A \sin \theta), \\
 A &= \chi \frac{(1 - \tau)(2 - 2\tau + \chi\tau) + (1 - \tau + \chi\tau)^2}{2[1 + (2 - \tau)(1 - \tau)]}, \quad \chi = \frac{a}{\delta}, \quad \tau = \frac{2\delta}{d}.
 \end{aligned} \quad (20)$$

Из приведенных на рис. 9 результатов расчета вероятности отказа следует, что в результате сокращения времени эксплуатации t при поврежденной антикоррозионной изоляции и снижения рабочего давления $P_{\text{раб}}$ можно заметно снизить вероятность отказа. Использование стали 17Г1С с более высокими σ_T и σ_B (после термообработки) также способствует таким результатам.

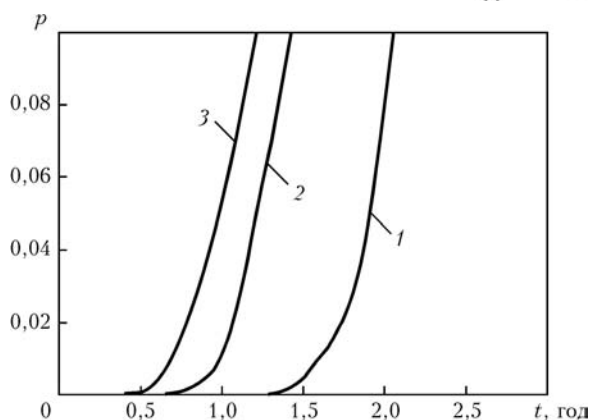


Рис. 10. Результаты расчета риска отказа для коррозионной трещины $j = 4$ по табл. 5 для трех вариантов усечения распределения функции $U = \log v$

Влияние разброса задаваемых значений скорости коррозионного роста рассматриваемой трещины приведено на рис. 10, где показаны расчетные значения вероятности отказа p для коррозионной трещины $j = 4$ по табл. 5 и рис. 9 для трех вариантов усечения принятого нормального закона распределения функции $U = \log v$ по рис. 5: $U = 0,5$, $\xi_U = 0,25$. Вариант 1: $A_U = 0,25$; $B_U = 0,75$, что соответствует $A_v = 1,78$ мм/год и $B_v = 5,62$ мм/год (рис. 11, кривая 1). Вариант 2: $A_U = 0$; $B_U = 1,0$, что соответствует $A_v = 1$ мм/год; $B_v = 10$ мм/год (рис. 11, кривая 2). Вариант 3: $A_U = -0,25$; $B_U = 1,25$, что соответствует $A_v = 0,56$ мм/год; $B_v = 17,8$ мм/год (рис. 11, кривая 3).

Из приведенных данных видно, что существенное ограничение области рассеивания значений v при переходе от варианта 3 к варианту 1 приводит к завышению ресурса безопасной эксплуатации трубопровода с рассматриваемым весьма опасным дефектом. И хотя это завышение не превышает одного года, тем не менее оно показывает важность учета «хвостов» в распределениях ϕ_X для исходных данных.

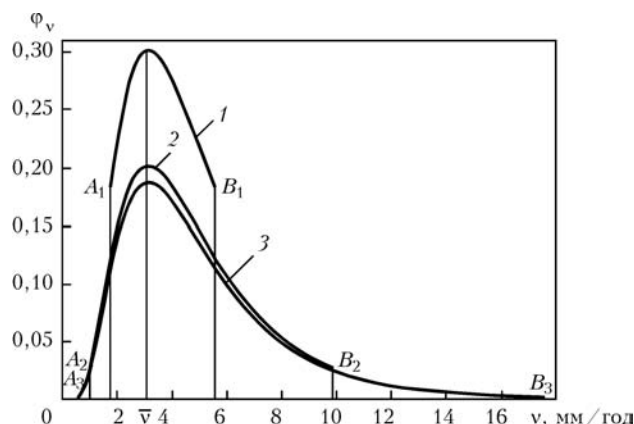


Рис. 11. Нормированные плотности распределений величин ϕ_v для трех вариантов усечения нормального распределения функции $U = \log v$ при $\bar{v} = 3,2$ мм/год (обозначения см. в тексте)



Выводы

1. Для современных подходов к оценке риска отката в зоне обнаруженных дефектов несплошности материала трубопроводов при статической нагрузке необходима информация относительно сопротивления материала коррозионным разрушениям (различные виды поверхностной коррозии и росту коррозионных трещин), а также спонтанному росту трещинообразных дефектов.

2. Имеющиеся литературные данные относительно скорости поверхностной почвенной коррозии, полученные в естественных условиях для образцов из трубных сталей в различных районах бывшего СССР, показывают, что значительное влияние на коррозионную скорость потери металла оказывают температурные условия.

При изменении температуры в пределах 10...60 °С скорость равномерной поверхностной коррозии увеличивается примерно в 5...6 раз.

На основе анализа имеющихся экспериментальных данных для скорости поверхностной почвенной коррозии можно рекомендовать использование усеченного нормального закона распределения при средних значениях $\bar{v}_n$, зависящих от температуры по (1) для равномерной коррозии, увеличивая эти значения примерно в 3 и 5 раз соответственно для канавочных и язвенных дефектов в условиях коррозии.

3. Накопление информации относительно скорости роста коррозионных трещин под напряжением для трубных сталей на основе современных подходов механики разрушения представляет большой интерес для практики, поскольку такие дефекты являются наиболее опасными в условиях коррозионного повреждения трубопровода.

4. Вязкость разрушения материала, определяющая сопротивление спонтанному росту трещинообразных дефектов в трубных сталях, в процессе длительной эксплуатации требует соответствующего контроля, реализация которого эк-

спериментально возможна в основном только косвенными методами. Особое внимание для описания стохастичности величин K_{IC} заслуживают подходы, основанные на распределении Вейбулла в сочетании с «мастер-кривой» (10).

1. Махненко В. И., Великоиваненко Е. А., Олейник О. И. Риск-анализ как средство формализации принятия решений, связанных с неплановым ремонтом сварных конструкций // Автомат. сварка. — 2008. — № 5. — С. 5–10.
2. ISO SD 16708 Standard. Petroleum and natural gas industrial. Pipeline transportation systems. Reliability. — Based Limit State Methods, 2000 (Oct.).
3. Бум В. С., Олейник О. И. Стратегія розвитку технологій ремонту діючих магістральних трубопроводів // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин / За ред. Б. Є. Патона. — К.: Ін-т електрозварювання ім. Є. О. Патона НАНУ, 2006. — С. 491–496.
4. ДСТУ 4219–2003. Трубопроводи сталеві, магістральні. Загальні вимоги до захисту від корозії. Чинний з 01.12.2003.
5. Марченко А. Ф. Почвенная коррозия трубопроводной стали и магистральных трубопроводов // Стр-во трубопроводов. — 1995. — № 1. — С. 29–34.
6. Махненко В. И. Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. — Киев: Наук. думка, 2006. — 618 с.
7. Механіка руйнування та міцність матеріалів: Довідник, посібник. — В 6 т. Т. 5. Неруйнівний контроль і технічна діагностика / За ред. З. Т. Назарчука. — Львів: ФМУ ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2001. — 1132 с.
8. Assessment of the integrity of structures containing defects / L. Milne, R. A. Ainsworth, A. R. Dowling, A. T. Stewart // CEBG, Report R/H/R6, Revision 3, April 1986.
9. Рибаків А. О., Семенов С. Є., Гончаренко Л. В. Оцінка стану та проявів деформаційного старіння металу газопроводів при використанні сталі контрольованої прокатки // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин / За ред. Б. Є. Патона. — К.: Ін-т електрозварювання ім. Є. О. Патона НАНУ, 2006. — С. 324–327.
10. ВБН В.2.3–00018201.04–2000. Расчеты на прочность действующих магистральных трубопроводов с дефектами. — Киев: Госнефтегазпром, 2000. — 56 с.
11. Красовский А. Я., Красико В. Н. Трещиностойкость сталей магистральных трубопроводов. — Киев: Наук. думка, 1990. — 172 с.
12. Fitness-for-service. American petroleum institute. Recommended Practice 579, 2000. — 625 p.

Considered are characteristics of pipeline steels and their welded joints, determining the fracture resistance in the zone of the found defects. Attention is focused on corrosion thinning defects, as well as development of corrosion cracks. Proceeding from analysis of the published sources and authors' investigations recommendations are given on quantitative values of the above characteristics at static load on the main pipeline.

Поступила в редакцию 18.01.2008



УДК 621.791.72:621.375.826

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ СВАРОЧНОЙ ВАННЫ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ И ГИБРИДНОЙ СВАРКЕ С ГЛУБОКИМ ПРОПЛАВЛЕНИЕМ*

Г. А. ТУРИЧИН, д-р техн. наук, Е. А. ВАЛДАЙЦЕВА, Е. Ю. ПОЗДЕЕВА, Е. В. ЗЕМЛЯКОВ, инженеры
(Санкт-Петербург. гос. политехн. ун-т, РФ),

А. В. ГУМЕНЮК, д-р техн. наук (Федерал. ин-т исследования и тестирования материалов, г. Берлин, Германия)

Описано моделирование динамических процессов в сварочной ванне при лазерной сварке с глубоким проплавлением. На основе формализма механики Лагранжа построена математическая модель динамического поведения сварочной ванны, учитывающая особенности гидродинамики и межфазного тепломассообмена в сварочной ванне. Полученные результаты позволяют количественно описать автоколебания формы канала проплавления и парогазового канала. Разработанная модель позволила проанализировать процессы схлопывания парогазового канала, приводящие к появлению дефектов.

Ключевые слова: лазерная сварка, автоколебательный процесс, дефекты, математическая модель, мониторинг

Процессы лазерной сварки с глубоким проплавлением так же, как и родственные процессы гибридной сварки, часто сопровождаются появлением пористости и формированием корневых пиков в сварных швах [1]. В соответствии с современными представлениями о физической природе процессов лазерной сварки причиной этого является развитие автоколебаний парогазового канала и сварочной ванны при сварке с глубоким проплавлением [2]. Многочисленные экспериментальные результаты подтверждают, что процесс сварки с глубоким проплавлением не является стационарным даже при стабилизации всех внешних факторов, влияющих на сварочную ванну [3]. В частности, с помощью высокоскоростной киносъемки процесса лазерной сварки образцов из металла и оптически прозрачного материала [4] выявлены непрерывное изменение формы канала, квазипериодическое движение зоны с максимальной яркостью по глубине канала, а также наличие таких зон на его задней стенке. Съемка плазменного факела показала также наличие его квазипериодических флуктуаций [5]. Сравнительные исследования движения жидкого металла на поверхности сварочной ванны и процесса образования корневых пиков подтверждают соответствие между пикообразованием и выплескиванием расплавленного металла из сварочной ванны. Такие же результаты получены позднее при рент-

геновской съемке [6]. Анализ автоколебательных процессов при воздействии концентрированных источников энергии на вещество основывается обычно на линейной теории устойчивости [7, 8] с учетом совместного развития тепловых, гидро- и газодинамических возмущений, релаксационных процессов и экранирования поверхности мишени продуктами испарения. Попытки учесть реальную геометрию поверхности канала при лазерной сварке предпринимались авторами работы [9], а в [10] исследована линейная устойчивость формы парогазового канала с учетом влияния пространственного распределения интенсивности падающего излучения и выведены условия устойчивого существования парогазового канала. Описание временной динамики радиуса парогазового канала на основе редукции задачи к одному обыкновенному дифференциальному уравнению приведено в работе [11]. Исследования природы автоколебаний при лазерной сварке продолжаются и в последние годы [12].

Для детального понимания природы динамических процессов, протекающих в сварочной ванне при сварке с глубоким проплавлением, необходимо иметь динамическую модель сварочного процесса, основанную на физически адекватной картине процесса лазерной сварки с глубоким проплавлением. Кроме того, использование такой модели в системах контроля и управления требует возможности ее работы в режиме реального времени. Эти требования не позволяют создать динамическую модель лазерной сварки на базе прямых решений всех взаимосвязанных физических задач, протекающих при лазерной сварке, как это сделано для стационарной модели [13–15]. Наиболее целесообразный путь разработки такой ди-

* По материалам международной конференции «Laser technologies in welding and materials processing», 29 May–1 June, 2007, vil. Katsiyeveli, Crimean, Ukraine.



намической модели — это использование минимальных вариационных принципов и формализма механики Лагранжа (или Гамильтона), что позволяет свести модель к системе обыкновенных дифференциальных уравнений.

Для построения динамического описания активной зоны при лазерной сварке с глубоким проплавлением на основе механики Лагранжа необходимо прежде всего выбрать обобщенные координаты, временная динамика которых позволит с необходимой точностью описать все интересные для практических приложений процессы такие, как волновое движение поверхности пароговального канала, изменение формы и размеров сварочной ванны во времени и влияние движения канала в целом на изменения его глубины и радиуса. Необходимо также принимать во внимание влияние вязких сил в расплаве, процессов испарения и давления отдачи при испарении на динамику расплава. Первым этапом на этом пути является построение в явном виде функции Лагранжа, что требует знания кинетической и потенциальной энергии системы. Кинетическая энергия определяется движением расплава и требует для расчета знания поля скоростей течения. Сложность задачи приводит к необходимости использования геометрии модели и возможных упрощений при выводе уравнений движения с помощью Лагранжева формализма. Положим, что глубина проплавления $H_p \gg a$ (где a — радиус пароговального канала), и будем игнорировать отклонение стенок канала и сварочной ванны от направления оси лазерного луча. Схематическое деление активной зоны на части для облегчения вычисления кинетической энергии течения расплава и представление активной зоны с помощью конформного отображения показано на рис. 1.

Поскольку диапазон чисел Рейнольдса для типичных режимов лазерной сварки составляет 10...100, то течение расплава с достаточной точностью может быть принято потенциальным с пограничными слоями. В объеме расплава такое течение описывается потенциалом течения ϕ ,

удовлетворяющим уравнению Лапласа $\Delta\phi = 0$ и следующим граничным условиям:

$$\frac{\partial\phi}{\partial n}|_{\partial\Omega_1} = 0; \quad \frac{\partial\phi}{\partial n}|_{\partial\Omega_2} = f(\theta, t),$$

где функция f , определяемая движением канала; n — нормаль к поверхности пароговального канала. Получить аналитическое решение задачи о потенциальном движении расплава в области, указанной на рис. 1, a невозможно, но с помощью конформного отображения, методы построения которого разработаны в [16], задачу можно свести к определению поля скоростей в области, ограниченной двумя коаксиальными цилиндрами с радиусами A и a , и далее строить все описание в пространстве отображения. Особенно удобно это сделать, если в пространстве отображения представить энергию как функцию только площадей сечения отображений канала проплавления S и пароговального канала s . Принимая во внимание волновое движение на поверхности канала и используя в этом случае разложение Фурье по s

$$s(z) = s_0 + \sum_{n=1}^{\infty} s_n \cos \frac{\pi n z}{H}$$

в неподвижной системе координат для описания формы поверхности, с использованием уравнения непрерывности можно получить выражение для вертикальной компоненты скорости v_z :

$$v_z = \frac{1}{S-s} \left(\dot{s}_0 z + s_0 \dot{H} + \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\dot{s}_n H}{\pi n} \sin \frac{\pi n z}{H} \right),$$

где S — площадь поперечного сечения отображения канала.

После ряда преобразований для расплава, находящегося между поверхностью образца и параллельной плоскостью, которая проходит через дно канала, получаем $E = E_{\perp} + E_z$, где $E_{\perp}$ — кинетическая энергия течения расплава в плоскости, параллельной поверхности изделия:

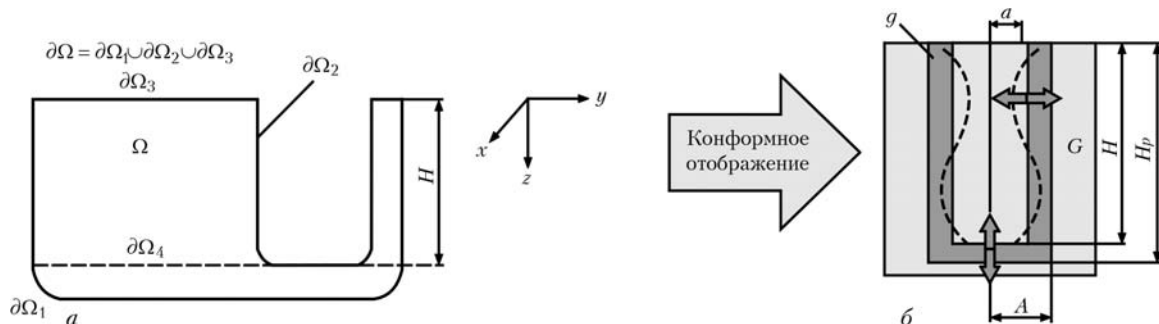


Рис. 1. Схема деления сварочной ванны (a) и ее конформное отображение (b): Ω — область расплава; $\partial\Omega$ — граница области расплава; A и a — соответственно радиусы образов пароговального канала и границы сплавления на плоскости конформного отображения; H — глубина пароговального канала; H_p — глубина проплавления; G и g — образы поверхности соответственно канала проплавления и порогового канала



$$E_{\perp} = \pi H a^2 \left(\frac{\rho v_0^2}{2} \frac{A^2 + a^2}{A^2 - a^2} + \frac{\rho \dot{a}^2}{2} \frac{A^4}{(A^2 - a^2)^2} \times \right. \\ \left. \times \left[\ln \frac{A^2}{a^2} - 2 \left(1 - \frac{1}{2} \frac{a^2}{A^2} \right)^2 + \frac{1}{2} \right] \right);$$

$$E_z = \frac{\rho}{2(S-s_0)} \left\{ \dot{s}_0^2 H^2 \left(\frac{1}{3} + \sum_{n=1}^{\infty} (-1)^n \frac{2s_n}{(\pi n)^2 (S-s_0)} \right) + s_0^2 \dot{H}^2 H + \sum_{n=1}^{\infty} \frac{H^3 \dot{s}_n^2}{2(\pi n)^2} + \right. \\ \left. + s_0 H^2 \dot{s}_0 \dot{H} \left(1 + \sum_{n=1}^{\infty} \frac{2(-1)^n - 1}{(\pi n)^2 (S-s_0)} \right) + \sum_{n=1}^{\infty} \sum_{k=1}^{\infty} \frac{1}{2} s_0 \dot{s}_n (\dot{s}_{n-k} - \dot{s}_{n+k}) \frac{H^3}{\pi^2 n k (S-s_0)} - \right. \\ \left. - \sum_{n=1}^{\infty} (-1)^n \dot{s}_0 \dot{s}_n \frac{H^3}{\pi^2 n} \left[\frac{2}{n} + \sum_{k=1}^{\infty} (-1)^k \frac{1}{\pi S-s_0} \left(\frac{1}{(n+k)^2} + \frac{1-\delta_{nk}}{(n-k)^2} \right) \right] + \right. \\ \left. + \sum_{n=1}^{\infty} s_0 H^2 \dot{s}_n \dot{H} \frac{1}{\pi^2 n} \left[\frac{2(1-(-1)^n)}{n} - \sum_{k=1}^{\infty} \frac{s_k}{S-s_0} \left(\frac{(-1)^{n+k} - 1}{n+k} + \frac{1-\delta_{nk}}{n-k} \right) \right] \right\}$$

где ρ — плотность расплава; v_0 — его скорость. Для придонной части канала кинетическая энергия E_b вычисляется аналогично:

$$E_b = \frac{\rho}{2} \frac{4\pi a^2 A^5}{2(A^2 - a^2)^2} \dot{H}^2 \frac{A}{H_p - H} \times \\ \times \sum_{i=1}^{\infty} \left(\frac{J_1(l_i \frac{a}{A})}{l_i^2 J_0(l_i)} + \frac{J_1(l_i \frac{a}{A})}{3l_i^2 J_0(l_i)} \left(\frac{H_p - H}{A} \right)^2 \right),$$

где l_i — корень уравнения $J_1(l_i) = 0$ (здесь J_0 и J_1 — функции Бесселя соответственно нулевого и первого порядка).

Поскольку потенциальная энергия активной зоны является поверхностной, то для ее определения достаточно вычислить площадь свободной поверхности и умножить ее на значение удельной поверхностной энергии, равной коэффициенту поверхностного натяжения σ . Опустив члены, содержащие малый параметр s_n/s_0 , получаем

$$\Pi = \sigma \left\{ \pi A^2 + 2\pi a H + \frac{\sqrt{\pi}}{4} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{n^2 s_n^2}{H \sqrt{s_0}} + 2H_1(A + a) \right\}.$$

Получить выражения для обобщенных сил Q_i , соответствующих выбранным обобщенным координатам s_0, s_n, H , можно используя определение $Q_i = \delta A_i / \delta q_i$, где δA_i — виртуальная работа на виртуальном перемещении δq_i . Тогда $Q_H = (p - p_0)s_0$, где p — давление пара внутри канала; p_0 — внешнее давление. Учитывая реактивную силу парового потока, окончательно можем записать

$$Q_H = (p - p_0 + \rho_0 v_0^2) s_0,$$

где ρ_0 — плотность парового потока на выходе из парогазового канала.

Определим теперь Q_s . После ряда преобразований, пренебрегая малыми членами, получаем

$$Q_{s_0} = (p(s_0) - p_0)H - \frac{1}{3} \frac{\sigma}{a} H + (-1)^n \frac{2}{\pi^2} \frac{\sigma}{a} \frac{s_n}{s_0} \frac{H}{n^2},$$

$$Q_{s_n} = H \left[\frac{\partial p}{\partial s} \Big|_{s=s_0} \frac{s_n}{s_0} + \frac{\sigma}{a} \frac{s_n}{s_0} (-1)^n \frac{1}{\pi^2 n^2} + \right. \\ \left. + \frac{2}{\pi^2} \frac{\sigma}{a} \sum_{\substack{k=1 \\ k \neq n}}^{\infty} \frac{s_k}{s_0} (-1)^{n+k} \frac{n^2 + k^2}{(n^2 - k^2)^2} \right].$$

С целью определения $p(s_0)$ и $\frac{\partial p}{\partial s} \Big|_{s=s_0}$ была аналитически решена нестационарная тепловая задача. Для учета обобщенных вязких сил, согласно формализму механики Лагранжа, определим сначала диссипативную функцию $D = dE/dt$, а затем и обобщенную силу трения $R_i = (1/2) \partial D / \partial \dot{Q}_i$. Решая задачу для течения расплава в пограничном слое фронта плавления, получаем выражение для диссипативной функции

$$D_1 = -\rho P \sqrt{\frac{\nu}{\pi}} \int_{-\infty}^t \frac{d\tau}{t - \tau} \int_0^H \frac{dv_0}{d\tau} v_0(t) dz,$$

где P — периметр сечения фронта плавления ($P = 2\pi A$). Теперь можно получить уравнения Лагранжа (уравнения динамической модели) в виде

$$\frac{d}{dt} \frac{\partial L}{\partial \dot{q}_i} - \frac{\partial L}{\partial q_i} = Q_i + R_i,$$

где q_i последовательно принимает значение $H, s_0, s_1, \dots, s_n, \dots$; L — функция Лагранжа.

Для выполнения вычислений система была сокращена на s_2 и полученная система из четырех обычных дифференциальных уравнений второго порядка решалась численно стандартным методом Рунге–Кутты шестого порядка точности. Для проверки разработанной модели проведена серия численных экспериментов по сварке низкоуглеродистой стали при мощности $Q = 1 \dots 10$ кВт и скорости сварки $v_{св} = 0,3 \dots 5$ см/с. На рис. 2, 3 приведены примеры вычислений при следующих параметрах: $Q = 3$ кВт, $v = 1$ см/с, поперечная мода ТЕМ₀₀, фокальный радиус луча 0,015 см (86 % полной мощности), фокусное расстояние 20 см. Начальные условия взяты из результатов моделирования лазерной сварки по стационарной модели [17].

Когда избыточное давление пара внутри канала становится равным капиллярному, силовая часть уравнений обращается в нуль. Это условие определяет точку неустойчивого равновесия. Анализ фазовых портретов обобщенных координат показывает наличие ограниченных областей (аттракторов), плотно заполненных фазовыми траекториями, причем форма границ и размеры этих

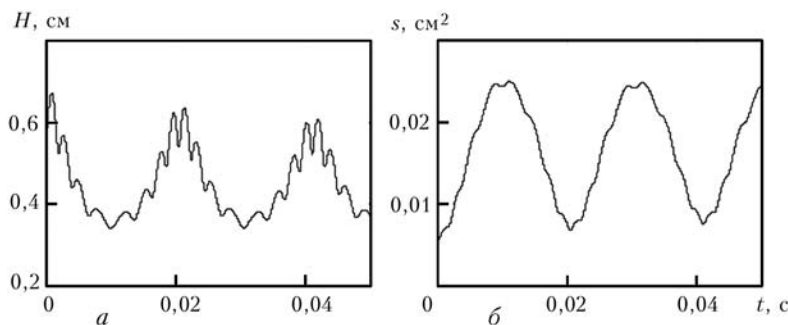


Рис. 2. Временное поведение глубины канала (а) и площади поперечного сечения (б)

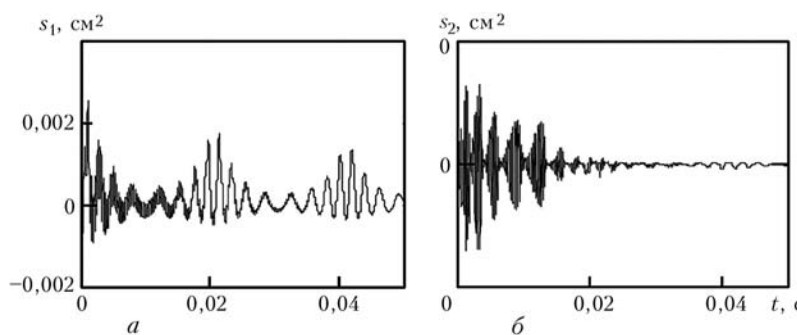


Рис. 3. Временное поведение волн на поверхности канала первого s_1 (а) и второго s_2 (б) порядка

аттракторов определяются параметрами режима сварки (скоростью, мощностью излучения, его модовым составом, параметрам фокусировки).

Результаты моделирования свидетельствуют о том, что различные обобщенные координаты имеют различные спектры колебаний. Низкие (менее 500 Гц) частоты типичны для случая колебаний радиуса канала. Интенсивность высокочастотных компонентов в спектре колебаний глубины канала больше, чем тех же компонентов в спектре колебаний радиуса. Волны первого s_1 и второго s_2 порядка имеют высокочастотный (более 10 кГц)

спектр. Эти спектры также зависят от глубины канала, причем повышение скорости сварки смещает спектры колебаний глубины канала в высокочастотную область.

Данная модель описывает нелинейные колебания глубины канала, амплитуды которых не являются малыми, что позволяет более точно исследовать гидродинамическую стабильность формы канала по сравнению с линейным анализом устойчивости [10].

На рис. 4 представлена зависимость между площадью s поперечного сечения канала, амплитудами волн s_1 и s_2 на поверхности

канала, с одной стороны, и эмиссионными акустическими параметрами, с другой. Временная динамика акустической эмиссии наиболее близка к динамике высокочастотной обобщенной координаты s_2 , но частотный спектр находится в диапазоне меньших частот.

Возрастание мощности, а соответственно и увеличение глубины проплавления приводят к сдвигу частотного спектра в направлении меньших частот, что коррелирует с поведением спектров всех обобщенных координат динамической модели канала. Как показано на рис. 5, изменение скорости сварки приводит к соответствующим изменениям спектра акустической эмиссии, так что, по-видимому, определяющее значение здесь имеет глубина канала.

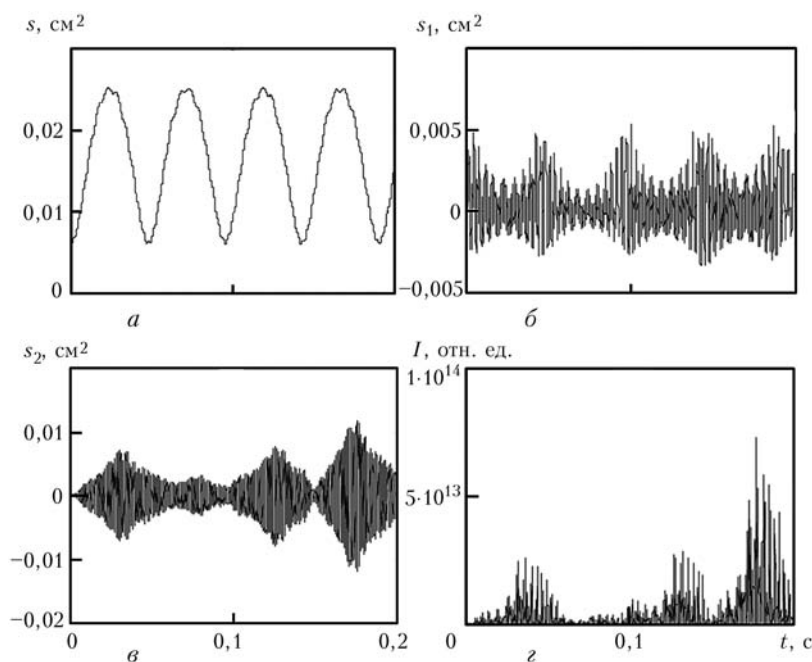


Рис. 4. Временные зависимости площади поперечного сечения канала s (а), амплитуд волн поверхности канала s_1 (б) и s_2 (в) и интенсивности I акустической эмиссии (г)

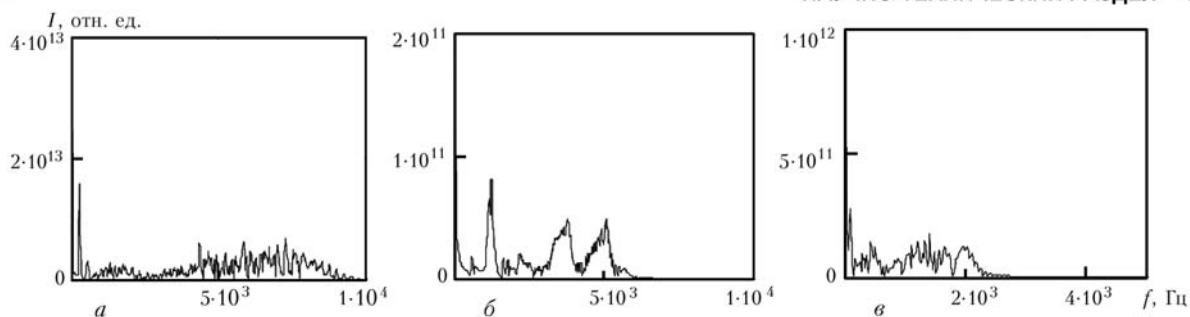


Рис. 5. Частотный спектр акустической эмиссии: а — $v_{св} = 5$ см/с, $H_p \approx 0,25$ см; б — $v_{св} = 3$ см/с, $H_p \approx 0,42$ см; в — $v_{св} = 1$ см/с, $H_p \approx 1,1$ см

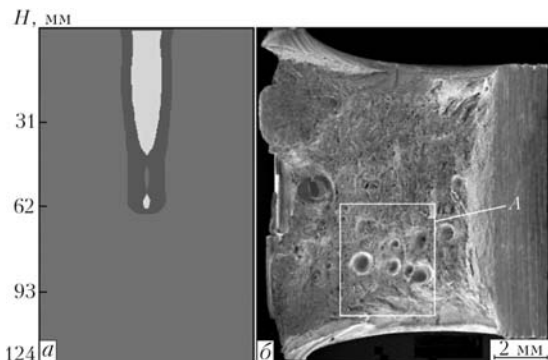


Рис. 6. Моделирование появления пористости, связанной с периодическими коллапсами парогазового канала (а) и экспериментально выявленные поры при лазерной сварке трубных сталей (б)

Разработанный математический формализм использован в системе CAE LaserCAD. Вместе с этой моделью LaserCAD теперь можно использовать для динамического анализа появления пористости и спайкинга (рис. 6).

Таким образом, представленная динамическая модель процесса лазерной сварки с глубоким проплавлением, основанная на вариационных принципах и учитывающая течение расплава, движение волн на поверхности парогазового канала, вязкость расплава, капиллярное давление, давление отдачи и параметры излучения, позволяет анализировать динамическое поведение сварочной ванны как для непрерывного, так и для импульсного излучений.

1. Porosity formation mechanism and its prevention in laser welding / A. Matsunawa, M. Mizutani, S. Katayama, N. Seto // Welding Intern. — 2003. — 17(6). — P. 431–437.
2. Theoretical description of the dynamic phenomena in laser welding with deep penetration / V. Lopota, G. Turichin, I. Tzibulsky et al. // SPIE Proc. — 1999. — Ser. 3688. — P. 98–107.
3. Process instability in laser welding of aluminum alloys at the boundary of complete penetration / T. Forsman, J. Powell,

C. Magnusson // J. Laser Applications. — 2001. — Okt., 13, iss. 5. — P. 193–198.

4. Bashenko V. V., Mitkevich E. A., Lopota V. A. Peculiarities of heat and mass transfer in welding using high energy density power sources // 3d Intern. coll. on EBW. — Lion, 1983. — P. 61–70.
5. Лопота В. А., Смирнов В. С. Структура материала и его параметры в зоне действия луча при лазерной сварке с глубоким проплавлением // Физ. и химия обработки материалов. — 1989. — № 2. — С. 104–115.
6. Dynamics of keyhole and molten pool in laser welding / Akira Matsunawa, Jong-Do Kim, Naoki Seto et al. // J. Laser Applications. — 1998. — Dec., 10, iss. 6. — P. 247–254.
7. Zuev I. V., Selischev S. V., Skobelkin V. I. Self-oscillations under action of high density energy source on materials // Phys. and Chem. of Material Treatment. — 1980. — № 6. — P. 3–7.
8. Углов А. А., Селищев С. В. Автоколебательные процессы при воздействии концентрированных потоков энергии. — М.: Наука, 1987. — 152 с.
9. Мурзов Ф. Х. Испарительно-капиллярная неустойчивость в глубокой парогазовой каверне // Квант. электроника. — 1994. — 21(2). — P. 147–150.
10. Туричин Г. А. Гидродинамические аспекты устойчивости парогазового канала при лучевых видах сварки // Физ. и химия обработки материалов. — 1996. — № 4. — С. 74–81.
11. Melt pool dynamics during laser welding / V. V. Semak, J. A. Hopkins, V. H. McCay et al. // J. Phys. D: Appl. Phys. — 1995. — 28. — P. 2443–2450.
12. Mechanism of keyhole formation and stability in stationary laser welding / Y. Lee Jae, H. Ko Sung, F. Farson Dave, D. Yoo Cgoong // Ibid. — 2002. — 35. — P. 1570–1576.
13. Kaplan A. A model of deep penetration laser welding based on calculation of the keyhole profile // Ibid. — 1994. — 27. — P. 1805–1814.
14. A tool for efficient laser processing / E. Beyer, M. Dahmen, B. Fuerst et al. // Proc. of 14th Intern. congr. on application of lasers ICALEO-95. — San Diego, USA, 1995. — P. 1035–1039.
15. Powerful features for LBW-including theoretical aspects / B. Schulz, S. Fuerst, G. Kaierly et al. // ICALEO'96. — Detroit, USA, Orlando, Fla.: LIA, 1996. — P. 1–9.
16. Туричин Г. А. Теоретические основы и моделирование лучевой сварки металлов с глубоким проплавлением. — Дис. ... д-ра техн. наук. — СПб., 2000. — 229 с.
17. Лопота В. А., Сухов Ю. Т., Туричин Г. А. Модель лазерной сварки с глубоким проплавлением для применения в технологии // Изв. АН СССР. Сер. физ. — 1997. — 61, № 8. — С. 1613–1618.

Modelling of dynamic processes occurring in the weld pool in laser welding with deep penetration is considered. Mathematical model was developed on the basis of the Lagrange mechanics formalism to describe dynamic behaviour of the weld pool, allowing for peculiarities of hydrodynamics and inter-phase heat and mass exchange in the weld pool. The results obtained make it possible to quantitatively describe self-oscillations of the penetration channel and keyhole. The model allowed analysing the keyhole collapse processes leading to formation of defects.

Поступила в редакцию 20.02.2008



СТРУКТУРА НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ТИПА ГРАФИТИЗИРОВАННЫХ ЗАЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ

И. А. КОНДРАТЬЕВ, И. А. РЯБЦЕВ, кандидаты техн. наук, **И. Л. БОГАЙЧУК**, инж.,
Д. П. НОВИКОВА, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследована структура наплавленного металла типа заэвтектоидных графитизированных сталей и влияние на процесс графитизации различных технологических приемов наплавки. Установлено, что для графитизации наплавленного металла, содержащего не менее 1,5 мас. % С и 1,1 мас. % Si, непосредственно после наплавки необходимо применять отпуск при 400 °С с выдержкой 2 ч и замедленное охлаждение с печью. Модифицирование наплавленного металла алюминием и кальцием позволяет активизировать процесс графитизации.

Ключевые слова: дуговая наплавка, наплавочные материалы, порошковые проволоки, структура наплавленного металла, графитизированные стали

К графитизированным железоуглеродистым сплавам, т. е. сплавам, в структуре которых имеются свободные включения графита различной формы, относятся не только чугуны, но и заэвтектоидные стали, содержащие 1,3...2,0 % С [1]. Применение таких сталей является одним из способов значительного улучшения триботехнических характеристик деталей пар трения, при этом включения графита играют роль твердой смазки.

Графитизированную сталь традиционно получают аналогично ковкому чугуну, применяя высокотемпературный отжиг с целью формирования в структуре включений графита в результате распада цементита, образовавшегося при кристаллизации стали. Для повышения конкурентоспособности таких сталей перспективным является создание технологий, обеспечивающих без высокотемпературного отжига непосредственно в процессе кристаллизации формирование графитных включений и предотвращение образования структурно-свободного цементита. Одним из путей решения этой проблемы может стать применение модификаторов в сочетании с оптимизацией химического состава стали [2].

Целью данных исследований была разработка электродных материалов и технологии наплавки, позволяющих в условиях наплавочного термического цикла с использованием определенных технологических приемов (предварительного подогрева, отпуска и замедленного охлаждения после наплавки), а также модифицирующих добавок получать непосредственно в процессе наплавки металл типа графитизированной стали со свободными включениями графита.

На первом этапе исследовали наплавленный металл, по составу близкий к промышленным

маркам графитизированной стали. С этой целью были изготовлены порошковые проволоки различного состава, с использованием которых выполнена многослойная наплавка образцов под слоем флюса АН-26. Химический состав наплавленного металла и его твердость приведены в таблице.

Установлено, что непосредственно после наплавки мелкодисперсные включения графита наблюдались в металле, наплавленном опытной порошковой проволокой ПП-Оп-5, содержащем 1,6 мас. % С и 2,0 мас. % Si. Структура этого металла состоит из мартенсита (микротвердость $HV_{0,05}$ 412...441), троостита ($HV_{0,05}$ 362...383) и цементитных выделений, внутри которых образуется графит (рис. 1).

После отжига при 680 °С, выдержки 6 ч и охлаждения с печью (наиболее распространенный режим отжига графитизированных сталей) оказалось, что выделения графита появляются в металле еще двух типов, наплавленных порошковыми проволоками ПП-Оп-4 и ПП-Оп-6. Таким образом, эффект графитизации наплавленного металла наблюдается только при содержании в нем углерода и кремния соответственно не менее 1,50

Химический состав и твердость наплавленного металла

Опытная порошковая проволока	Химический состав, мас. %			HV	
	С	Si	Mn	после наплавки	после отжига*
ПП-Оп-1	0,94	1,00	1,27	45	25
ПП-Оп-2	0,95	1,40	0,50	40	26
ПП-Оп-3	1,40	0,86	1,19	47	30
ПП-Оп-4	1,50	1,15	0,60	43	26
ПП-Оп-5	1,60	2,00	0,55	43	20
ПП-Оп-6	1,80	1,46	0,58	49	20

* Графитизирующий отжиг при 680 °С в течение 6 ч.

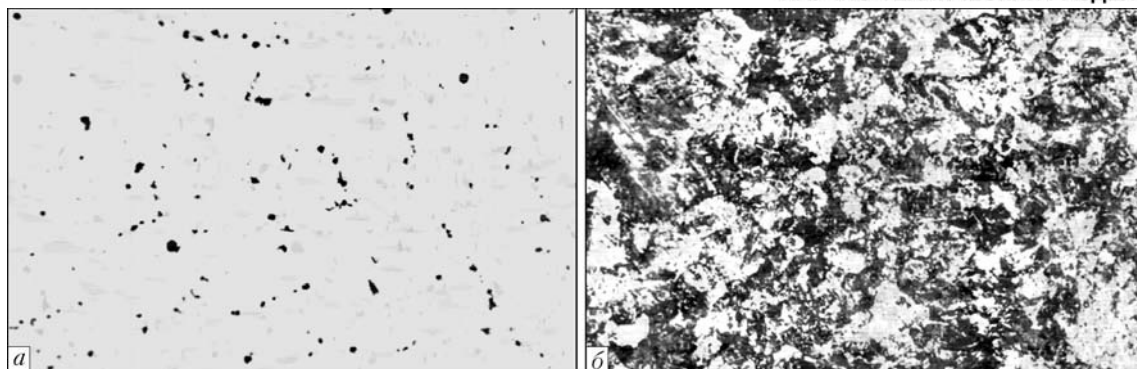


Рис. 1. Микроструктура (X400) металла с 1,6 мас. % С и 2,0 мас. % Si непосредственно после наплавки без травления (а) и с травлением в азотной кислоте (б)

и 1,15 мас. % соответственно и еще в большей степени — при увеличении массовой доли этих элементов. Структура металла, наплавленного проволоками ПП-Оп-4 и ПП-Оп-6, в исходном состоянии представляет собой бейнитно-мартенситную смесь и троостит (рис. 2, а, в), а структура металла указанных составов после отжига — сорбит отпуска, твердость которого возрастает с увеличением содержания углерода (твердость соответственно $HV\ 0,05\ 185$ и 303), и включения графита (рис. 2, б, г).

Ввиду того, что у металла, наплавленного порошковыми проволоками ПП-Оп-5 и ПП-Оп-6, наблюдается повышенная склонность к образованию кристаллизационных трещин, что обусловлено высоким содержанием углерода и кремния, для дальнейших исследований выбран металл 150СГ, наплавленный порошковой проволокой

ПП-Оп-4. Эта проволока оказалась наиболее технологичной, она обеспечивала хорошие формирование наплавленного металла и отделимость шлаковой корки.

Проведены эксперименты по определению влияния режимов наплавки, а также вспомогательных технологических операций наплавки (предварительного подогрева, отпуска и замедленного охлаждения после наплавки) на процессы графитизации наплавленного металла 150СГ.

Исследовано влияние режимов наплавки порошковой проволокой ПП-Оп-4 под флюсом на структуру наплавленного металла как в исходном состоянии, так и после отжига. Наплавку выполняли на режимах, обеспечивающих плотность тока 55 и 100 А/мм². При этом установлено, что режимы наплавки существенного влияния на процессы графитизации не оказывают, но увеличение

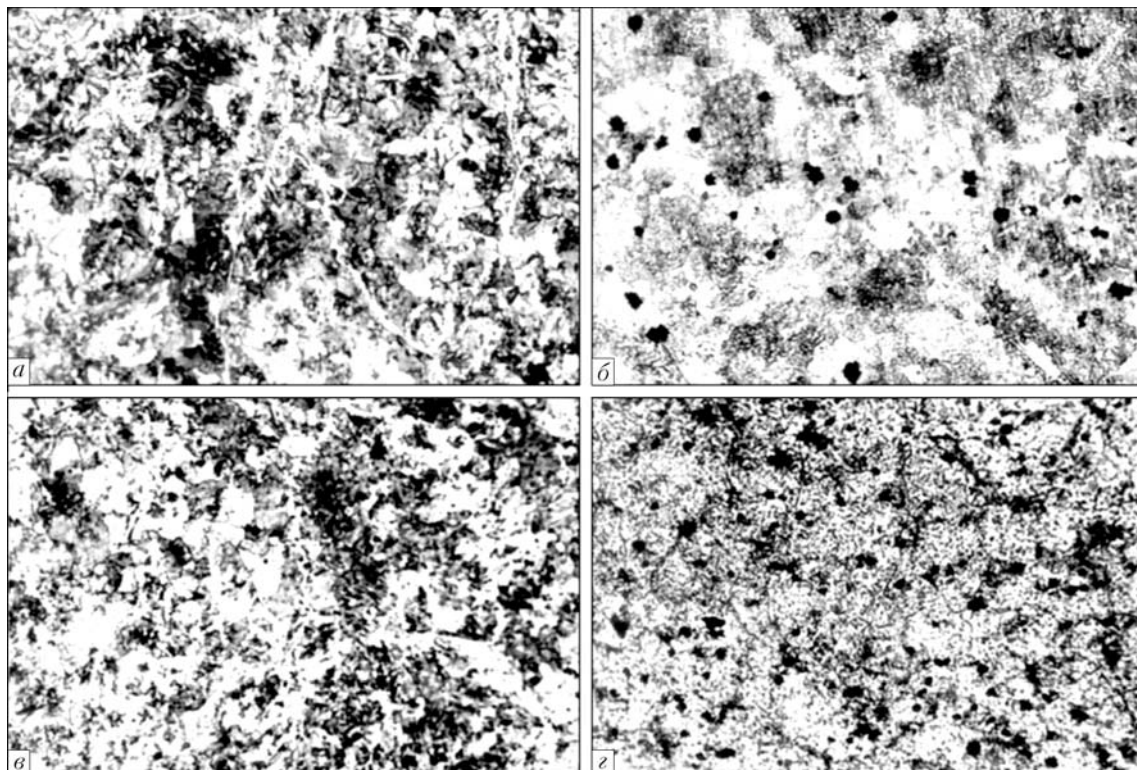


Рис. 2. Микроструктура (X400) металла с 1,50 мас. % С, 1,15 мас. % Si (а, б) и 1,80 мас. % С, 1,46 мас. % Si (в, г) после наплавки (а, в) и отжига при 680 °С в течение 2 ч (б, г) при травлении в азотной кислоте

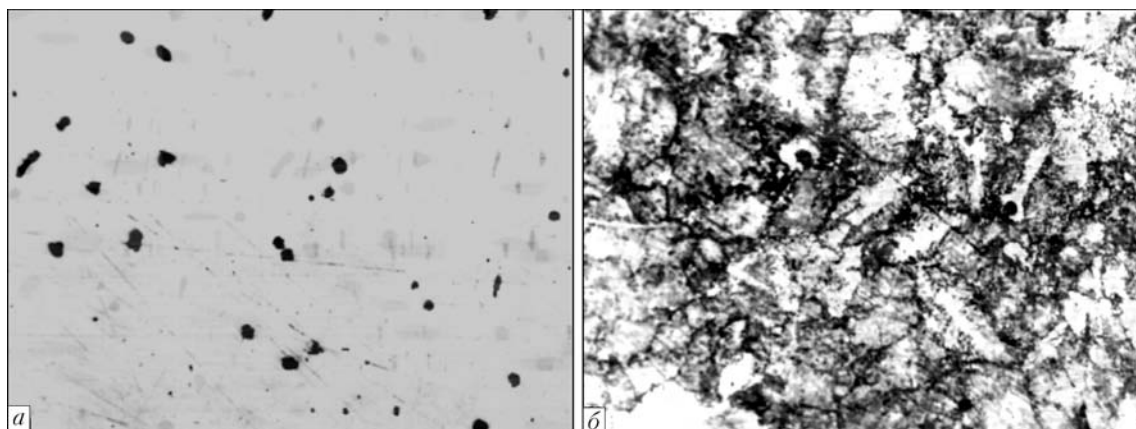


Рис. 3. Микроструктура ($\times 400$) металла с 1,50 мас. % С и 1,15 мас. % Si после отпуска при 400 °С в течение 2 ч без травления (а) и с травлением в азотной кислоте (б)

плотности тока приводит к укрупнению структуры наплавленного металла.

В технической литературе имеются данные о том, что в литых графитизированных сталях выделения графита могут появляться не только в результате специального графитизирующего отжига, но и частичной графитизации при медленном охлаждении отливок [3].

Известно, что наплавку большинства деталей осуществляют с предварительным подогревом и отпуском или замедленным охлаждением после наплавки в печах или термостатах. В печах наплавленная деталь выдерживается некоторое время при определенной температуре, а затем медленно охлаждается; в термостатах обеспечивается замедленное охлаждение без выдержки при определенной температуре [4]. Таким образом, процесс графитизации может быть совмещен со вспомогательными операциями наплавки.

При исследованиях были выбраны две температуры отпуска — 400 и 500 °С, при которых образцы выдерживали 2, 4 или 6 ч, а затем охлаждали с печью. Включения графита в наплавленном металле появляются уже при выдержке 2 ч с увеличением времени выдержки и температуры их объемная доля и размеры изменяются незначительно. Структуру наплавленного металла составляет сорбит (твердость HV 0,05 341...362), по границам зерен образуется цементит (HV 0,05 700...705), внутри которого формируются включения графита (рис. 3).

Таким образом, установлено, что отпуск после наплавки при 400 °С, 2 ч и последующее замедленное охлаждение обеспечивают графитизацию наплавленного металла типа заэвтектоидной стали 150СГ.

Как отмечено выше, обеспечить формирование включений графита в структуре заэвтектоидных сталей в процессе кристаллизации можно также за счет модифицирования. С этой целью широко применяют алюминий и кальций [3, 5–8]. Связывая азот и серу в устойчивые химические со-

единения, эти модифицирующие элементы не только облегчают формирование зародышей графита, но и создают благоприятные условия для ускорения диффузии углерода. Влияние модифицирующих добавок на процесс графитизации стали и чугуна объясняется также понижением устойчивости цементита, образованием дисперсных неметаллических включений и увеличением содержания углерода в аустените или в феррите вследствие понижения его растворимости в твердом растворе [3]. Влияние алюминия на процесс графитизации заэвтектоидной стали проявляется уже при содержании его 0,1 мас. %, при этом с повышением содержания алюминия объемная доля включений графита и их размер увеличиваются. Содержание кальция в графитизированной стали может достигать 0,05 мас. % [9].

В шихту опытных порошковых проволок вводили модификаторы в виде порошков алюминия и силикокальция марки СК30, доля которых не превышала 4 % массы порошковой проволоки. Химический состав полученного наплавленного металла следующий, мас. %: 1,5 С; 1,4 Si; 0,5 Mn. Суммарное содержание алюминия и кальция составляет 0,21 мас. %. Твердость наплавленного металла в исходном состоянии — HRC 42...43; после отпуска при 400 °С в течение 2 ч — HRC 38...39.

При модифицировании наплавленного металла алюминием и кальцием в исходном состоянии на поверхности шлифа обнаружены выделения графита преимущественно шаровидной формы (рис. 4, а). Объемная доля включений графита достигает 0,7 %. После отпуска при 400 °С в течение 2 ч в наплавленном металле этого типа наряду с шаровидными появляются включения графита хлопьевидной формы (рис. 4, б), их объемная доля возрастает до 1,28 %. Структура металла состоит из троостита (HV 0,05 349...386) с тонкими цементитными выделениями по границам зерен и небольшими участками перлита (HV 0,05 286...290) (рис. 4, в). После отпуска

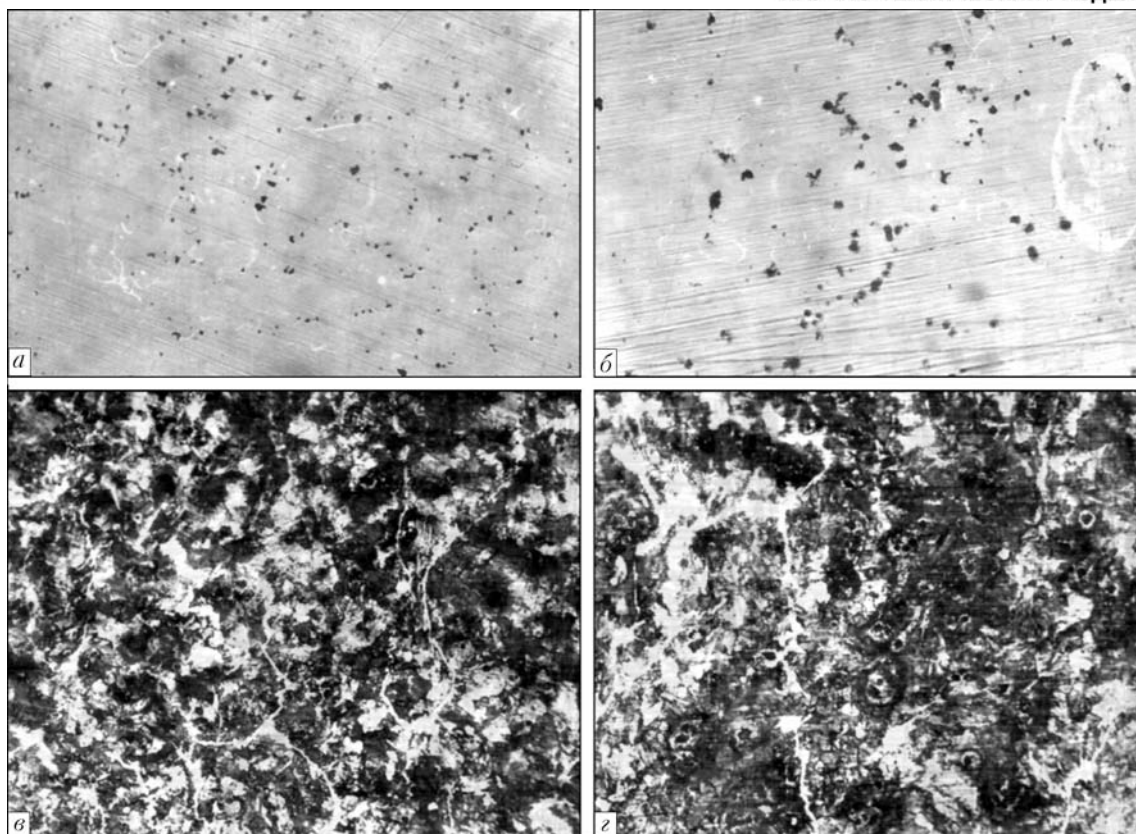


Рис. 4. Микроструктура ($\times 400$) металла с 1,50 мас. % С и 1,15 мас. % Si, модифицированного алюминием и кальцием непосредственно после наплавки (а, в) и отпуска 400 °С, 2 ч (б, з): а, б — без травления; в, з — травление в азотной кислоте

структура наплавленного металла состоит из троостита ($HV 0,05\ 321...325$), перлита ($HV 0,05\ 281...286$) и небольших цементитных выделений (рис. 4, з). Включения графита присутствуют во всех структурных составляющих.

Выводы

1. После электродуговой наплавки под флюсом порошковыми проволоками в металле типа заэвтектоидной стали, содержащем не менее 1,6 % С и 2,0 % Si, образуются включения графита.

2. Для графитизации наплавленного металла, содержащего не менее 1,5 мас. % С и 1,1 мас. % Si, взамен высокотемпературного отжига рекомендуется применять следующую термообработку: непосредственно после наплавки деталь необходимо помещать в печь при 400 °С и после выдержки в течение 2 ч медленно охлаждать. Модифицирование наплавленного металла алюминием и кальцием позволяет активизировать процесс графитизации.

Studied is the structure of the deposited metal of the type of hypereutectoid graphitized steels and influence of various surfacing techniques on the graphitization process. It is established that for graphitization of the deposited metal containing not less than 1.5 wt. % C and 1.1 wt. % S, tempering at 400 C with soaking for 2 h and delayed cooling with the furnace should be applied directly after surfacing. Modifying the deposited metal by aluminium and calcium allows activation of the graphitization process.

1. Тодоров Р. П., Николов М. П. Структура и свойства отливок из графитизированной стали. — М.: Metallurgy, 1976. — 168 с.
2. Бубликов В. П. Модифицированная заэвтектоидная сталь с шаровидным графитом // Процессы литья. — 2002. — № 2. — С. 22–27.
3. Бунин К. П., Баранов А. А., Погребной Э. Н. Графитизация стали. — Киев: Изд-во АН УССР, 1961. — 86 с.
4. Рябцев И. А., Кондратьев И. А. Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования. — Киев: Экотехнология, 1999. — 62 с.
5. Влияние модифицирования ферросилицием, силикобарием и силикокальцием на структурообразование литой графитизированной стали / В. Б. Бубликов, Д. С. Козак, Л. А. Зеленая, В. В. Ширяев // Процессы литья. — 2003. — № 4. — С. 29–35.
6. Тодоров Р. П. Графитизированные железоуглеродистые сплавы. — М.: Metallurgy, 1981. — 320 с.
7. Черновол А. В., Геращенко Н. Я. О графитизирующем модифицировании магниевого чугуна // Металлы и литье Украины. — 1998. — № 3/4. — С. 24–28.
8. Кимстач Г. М. О модифицировании низкокремнистых графитизируемых Fe–C-сплавов // Литейное пр-во. — 1992. — № 8. — С. 5.
9. Получение чугуна с шаровидным графитом в наплавленном металле / Н. М. Ситник, П. М. Несвит, Ю. Ф. Гарцунов, Н. И. Каперсак // Там же. — 1973. — № 7. — С. 20–21.

Поступила в редакцию 16.01.2008



ВЛИЯНИЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ НА СВОЙСТВА ШЛАКА ПРИ ДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ ПОД ФЛЮСОМ АН-348А

В. Э. СОКОЛЬСКИЙ, д-р хим. наук, **А. С. РОИК**, канд. техн. наук, **В. П. КАЗИМИРОВ**, д-р хим. наук (Киев. нац. ун-т имени Тараса Шевченко),

И. И. РЯБЦЕВ, **Д. Д. МИЩЕНКО**, **И. А. РЯБЦЕВ**, **А. С. КОТЕЛЬЧУК**, кандидаты техн. наук, **В. С. ТОКАРЕВ**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследовано влияние диоксида циркония на свойства шлака при дуговой наплавке низколегированной порошковой проволокой ПП-Нп-20ХГС под флюсом АН-348А. Установлено, что при наплавке первых слоев диоксид циркония находится в поверхностном, примыкающем к наплавленному металлу, слое шлаковой корки в виде отдельных включений преимущественно моноклинной формы. Образование диоксида циркония приводит к появлению в шлаковой корке значительных микронапряжений и ее растрескиванию, что препятствует химическому соединению корки с наплавленным металлом через промежуточный слой оксидов и улучшает делимость шлаковой корки.

Ключевые слова: дуговая наплавка, наплавка под флюсом, порошковая проволока, диоксид циркония, делимость шлаковой корки, рентгенографические исследования

При дуговой наплавке под флюсом с предварительным подогревом или в несколько слоев на больших площадях температура наплаваемой детали повышается до 400 °С и более, что значительно усложняет удаление шлаковой корки и снижает качество и производительность наплавки [1].

К настоящему времени накоплены обширные экспериментальные данные, связывающие плохую делимость шлаковой корки с химическим соединением шлака с наплавленным металлом через промежуточный слой оксидов на его поверхности [2–5]. Делимость шлаковой корки можно улучшить, изменив окислительный потенциал шлака таким образом, чтобы исключить образование промежуточного слоя оксидов или устранить эпитаксиальное срастание этого слоя с поверхностью шва [4]. Делимость шлаковой корки также зависит от температуры затвердевания шлака [6] и разности коэффициентов термического расширения (КТР) шлаковой корки и наплавленного металла [7].

Известно, что на окислительный потенциал и физико-химические свойства шлака значительное влияние оказывает ZrO_2 [8, 9]. Эксперименты показали, что введение в шихту порошковой проволоки циркониевого концентрата $ZrSiO_4$ улучшает делимость шлаковой корки при дуговой наплавке под флюсом АН-348А [10].

Настоящая работа посвящена исследованию влияния диоксида циркония на окислительную способность, температуру затвердевания и КТР

шлака. В ней также приведены результаты рентгенографических исследований шлаковой корки при дуговой наплавке низколегированной порошковой проволокой ПП-Нп-20ХГС под флюсом АН-348А, которые проводили с целью выявления причин положительного влияния диоксида циркония на делимость шлаковой корки этого флюса.

Для проведения исследований изготовлены шесть опытных порошковых проволок типа ПП-Нп-20ХГС, которые обеспечивали различное содержание ZrO_2 в шлаке (таблица). Опытными порошковыми проволоками диаметром 2 мм производили непрерывную многослойную наплавку одиночных валиков длиной 150...180 мм на пластины размером 20×50×200 мм. Режим наплавки всех слоев был постоянным: ток 230...250 А; напряжение 24...26 В; скорость наплавки 20 м/ч. При использовании проволок № 1–4 делимость шлаковой корки ухудшалась при наплавке треть-

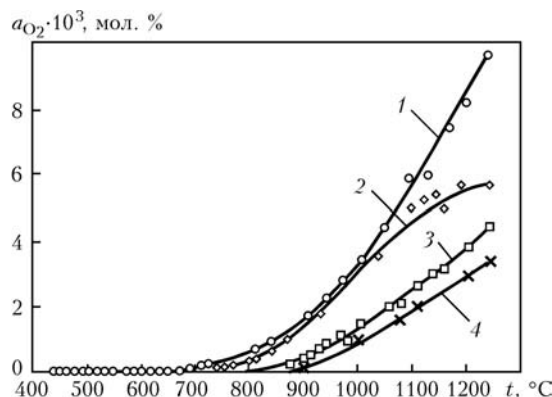


Рис. 1. Активность кислорода в шлаке АН-348А с различным содержанием ZrO_2 : 1 — 3,63; 2 — 1,62; 3 — 0,90 мас. %; 4 — без ZrO_2



его-четвертого слоя. Проволоки № 5 и 6 обеспечивали отличную отделимость шлаковой корки при наплавке пятого слоя, однако по мере перегрева образца она ухудшилась.

Исследовано влияние диоксида циркония на активность кислорода в шлаке, т. е. на окислительную способность шлака (рис. 1), вязкость шлаков (рис. 2), КТР наплавленного металла 20ХГС и шлаковых корок (рис. 3).

Измерение активности кислорода в шлаках осуществляли по методике [11], в основе которой лежит метод измерения ЭДС расплава шлака с помощью кислородного датчика с твердым электролитом из диоксида циркония, стабилизированного иттрием.

Вязкость шлаковых расплавов определяли ротационным вискозиметром, разработанным в ИЭС им. Е. О. Патона [12]. Метод основан на зависимости между вязкостью жидкости и моментом закручивания подвешенного в ней рабочего тела при равномерном вращении тигля с жидкостью или самого тела.

Значения КТР целой шлаковой корки, непосредственно снятой с наплавленного валика и наплавленного металла 20ХГС, находили с помощью термомеханического анализатора Du Pont 943.

Как видно из рис. 1, ZrO_2 увеличивает активность кислорода в шлаке, а соответственно и его окислительную способность. В наибольшей степени этот эффект проявляется при содержании ZrO_2 в шлаке более 1,6 мас. %, при этом активность кислорода увеличивается в 1,5...2,0 раза.

Измерение вязкости шлаков (рис. 2) показало, что уже при содержании 0,90 мас. % ZrO_2 увеличиваются вязкость шлака и температура его затвердевания. Значения вязкости имеют тенденцию к росту при увеличении содержания ZrO_2 в шлаке до 3,63 мас. %.

Исследования изменений значений КТР наплавленного металла 20ХГС и шлаковых корок флюса АН-348А при различном содержании ZrO_2 показали, что с увеличением массовой доли ZrO_2 в шлаке разность КТР наплавленного металла и шлаковых корок возрастает и сохраняется практически во всем диапазоне температур, вплоть до температуры размягчения шлака (рис. 3).

Были проведены рентгенографические исследования шихты одной из опытных порошковых проволок ПП-Нп-20ХГС (проволока № 5, таблица), флюса АН-348А и материала поверхностного слоя его шлаковых корок со стороны наплавленного металла после наплавки этой проволокой. Уточнение экспериментальных данных осуществлялось с помощью программы PowderCell (PCW), которая свободно распространяется в сети Интернет [13, 14].

Рентгенограмма минеральной составляющей шихты опытной порошковой проволоки ПП-Нп-

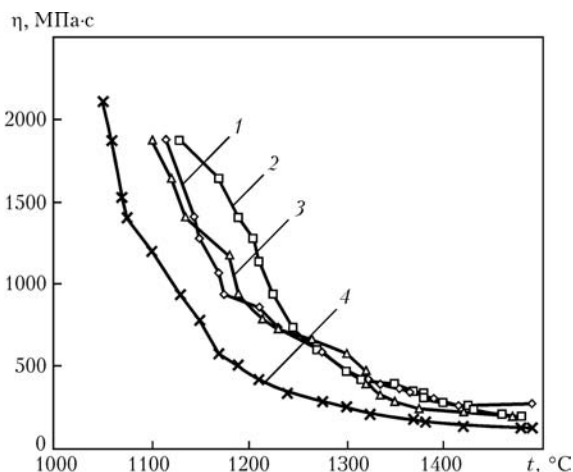


Рис. 2. Вязкость η шлака АН-348А с различным содержанием ZrO_2 : 1 — 0,90; 2 — 1,62; 3 — 3,63 мас. %; 4 — без ZrO_2

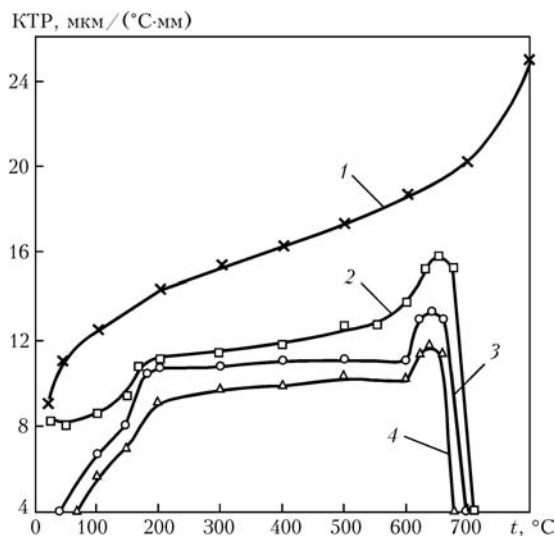


Рис. 3. КТР наплавленного металла 20ХГС (1) и шлаковых корок собственно флюса АН-348А (2) и с добавками в него 0,90 % (3) и 3,63 % (4) ZrO_2

Результаты химического анализа шлаковой корки и металла, наплавленного под флюсом АН-348А опытными порошковыми проволоками типа 20ХГС с диоксидом циркония в шихте

№ п/п	Опытная порошковая проволока	Содержание ZrO_2 в шлаковой корке, мас. %	Содержание химических элементов в наплавленном металле, мас. %				
			C	Si	Mn	Cr	Zr
1	ПП-Оп-1	—	0,09	0,32	1,15	0,56	—
2	ПП-Оп-2	0,21	0,14	0,33	1,20	0,60	0,03
3	ПП-Оп-3	0,63	0,11	0,29	1,18	0,69	0,02
4	ПП-Оп-4	0,90	0,10	0,33	1,20	0,68	0,03
5	ПП-Оп-5	1,62	0,12	0,25	1,19	0,46	0,03
6	ПП-Оп-6	3,63	0,13	0,40	1,25	0,59	0,04

20ХГС, содержащей циркониевый концентрат, полностью согласуется с рентгенограммой чистого циркониевого концентрата, который иденти-

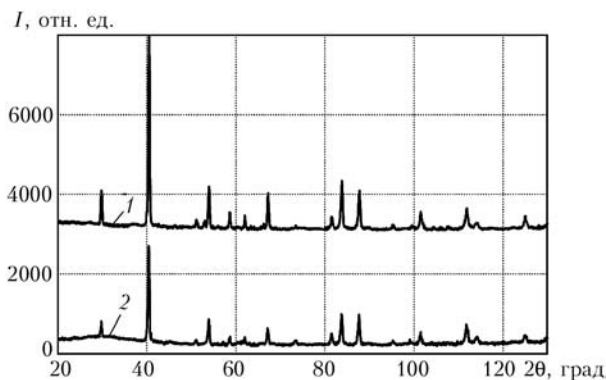


Рис. 4. Рентгенограммы циркониевого концентрата (1) и минеральной составляющей шихты опытной порошковой проволоки ПП-Оп-2 (2), полученные при CuK_α -излучении

фицируется как ZrSiO_4 , т. е. в процессе производства проволоки никаких превращений в нем не происходит (рис. 4).

Материал для рентгенографического исследования поверхностного слоя шлаковой корки соскабливали специальным алмазным инструментом. Рентгенограммы образцов, взятых из более глубоких слоев корки, свидетельствуют об уменьшении интенсивности I дифракционных максимумов с увеличением толщины шлаковой корки. Интенсивность дифракционных линий слабо отличается от фона в районе половины толщины корки. Слабые кристаллические пики в интервале $20...25^\circ$ по углу рассеяния рентгеновских лучей 2θ наблюдались как на первой, так и на второй кривой с практически одинаковой интенсивностью.

Исследования материала поверхностного слоя шлаковой корки флюса АН-348А (CuK_α -излучение на воздухе при комнатной температуре) после наплавки первого слоя с хорошей отделимостью шлаковой корки и наплавки пятого слоя при ухудшении отделимости шлаковой корки показали, что в первом случае на рентгенограмме присутствуют интенсивные кристаллические пики (рис. 5, кривая 3), а во втором — кристаллические пики на рентгенограмме мало отличаются от фона

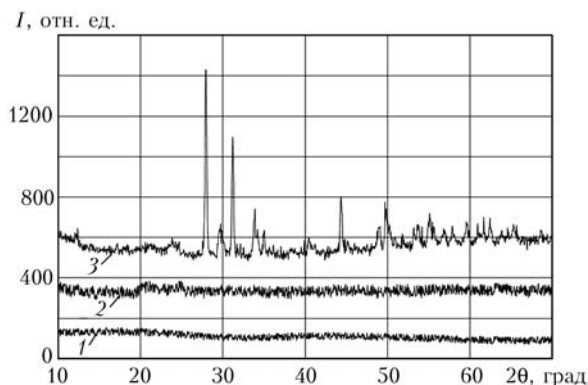


Рис. 5. Рентгенограммы (CuK_α -излучение) флюса АН-348А (1) и шлака, полученного после наплавки под этим флюсом с плохой (2) и хорошей (3) отделимостью шлаковой корки

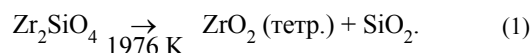
(рис. 5, кривая 2). На рентгенограмме самого флюса АН-348А кристаллические пики полностью отсутствуют (рис. 5, кривая 1).

В образце шлаковой корки после наплавки первого слоя имеются кристаллические фазы, которые не соответствуют возможным компонентам флюса АН-348А и их комбинациям. Они идентифицируются как смесь моноклинного, тетрагонального и орторомбического диоксидов циркония (рис. 5, кривая 3). Кубический ZrO_2 с решеткой типа CaF_2 не обнаруживается. Таким образом, при однослойной наплавке диоксид циркония не вступает ни в какие соединения с другими компонентами шлака АН-348А и находится в шлаковой корке в виде отдельных включений трех различных модификаций.

В образце шлаковой корки после наплавки пятого слоя (рис. 5, кривая 2) кристаллические включения диоксида циркония не фиксируются. Это свидетельствует о том, что его свободные включения отсутствуют.

Согласно диаграмме состояния в системе $\text{ZrO}_2\text{--SiO}_2$ присутствует одно соединение — циркон ZrSiO_4 . По данным ранних исследований, температура его плавления составляет не менее 2700 К, однако более поздние эксперименты показали, что циркон разлагается в твердой фазе при 1949 К, и предположение, что он плавится с образованием двух типов расплавов, является неоправданным [15].

Результаты наших исследований показали, что ZrSiO_4 во время сварки (наплавки) разлагается на диоксиды циркония и кремния:



Об этом свидетельствует наличие ZrSiO_4 до процесса наплавки в немагнитной составляющей сварочной проволоки (рис. 4, кривая 2) и полное его отсутствие в поверхностном слое после наплавки (рис. 5). Поскольку из продуктов распада циркона идентифицируются только различные модификации ZrO_2 , то следует предположить, что кремнезем частично расплавился и растворился в расплавленном шлаке, а ZrO_2 не растворился и возможно даже не расплавился в шлаковом расплаве. О возможности только частичного растворения SiO_2 свидетельствуют слабые кристаллические пики в $20...25^\circ$ по 2θ , которые можно с определенной степенью осторожности соотнести с аморфной кремнеземной фазой в начальной стадии кристаллизации. Косвенным подтверждением растворения SiO_2 является тот факт, что при $T > 800 \text{ К}$

$$K_c > K_p, \quad (2)$$

где K_c , K_p — константы соответственно скорости образования циркона и его разложения.



Таким образом, константа синтеза циркона больше скорости его разложения. Однако подробное рассмотрение условий термического разложения показало, что оно наблюдается только при удалении кремнезема из сферы реакции [15], в данном случае при растворении в шлаковом расплаве.

Кристаллический ZrO_2 в чистом виде при нормальном давлении во всем температурном интервале присутствует в трех модификациях: моноклинной (низкотемпературной), тетрагональной и кубической (стабильной при высоких температурах). Диоксид циркония примерно до 1273 К имеет моноклинную решетку. Плотность моноклинного ZrO_2 составляет 5,68 г/см³. При нагреве выше 1273 К начинается бездиффузионное (мартенситного типа) превращение моноклинного диоксида циркония в тетрагональный, которое заканчивается при температуре около 1450 К. Тетрагональная модификация существует до 2645 К с последующим переходом в гранецентрированную кубическую модификацию. Плавнение кубического ZrO_2 происходит при 2673 К [15]. При большом давлении и высокой температуре образуется орторомбический диоксид циркония [15].

В случае охлаждения происходит гистерезис превращения ZrO_2 . Моноклинная форма появляется при 1240 К, а тетрагональная исчезает при 1023 К. Интервал превращения ZrO_2 уменьшается с повышением его чистоты [15]. Переход моноклинного (устойчивого) ZrO_2 в тетрагональную модификацию, и наоборот, сопровождается изменением объема ZrO_2 на 7 %, что приводит к растрескиванию материала из ZrO_2 . Еще большее изменение объема наблюдается при переходе орторомбической модификации в моноклинную. Для предотвращения растрескивания стабилизируют ZrO_2 при температуре от 1973 К до плавления путем введения оксидов CaO , MgO , V_2O_5 . И хотя CaO и MgO являются компонентами сварочного флюса АН-348А, насыщение ZrO_2 стабилизирующими добавками за счет флюса маловероятно, поскольку необходимо дозированное количество добавок и довольно продолжительное время отжига, что практически невозможно осуществить в течение сварочного процесса.

Для уточнения рентгенограмм шлака, полученного после наплавки порошковой проволокой ПП-Нп-20ХГС под флюсом АН-348А (рис. 5, кривая 3), с помощью программы PCW из экспериментальных кривых вычитали фон, а затем уточняли профиль экспериментальной рентгенограммы суммой теоретических кривых, рассчитанных для предполагаемых модификаций ZrO_2 (метод Ритвелда) [13, 14]. Расчетные кривые с учетом объемной доли каждой модификации ZrO_2 представлены на рис. 6. В качестве основных уточняемых величин использованы параметры элементарной

ячейки и объемная доля кристаллических фаз в образце. Установлено, что кристаллическая фаза в основном состоит (88,1 об. %) из моноклинного диоксида циркония с параметрами ячейки $a = 5,18$ (5,17) Å, $b = 5,24$ (5,23) Å, $c = 5,341$ (5,360) Å, $\beta = 99,18$ (99,25)°, объемом ячейки 142,6 (143,1) Å³, рентгенографической плотностью — 5,74 (5,72) г/см³ (здесь и далее в скобках приведены параметры элементарной ячейки исходной фазы до уточнения по программе PCW). Тетрагональный ZrO_2 (9,27 об. %) имеет параметры решетки $a = 3,63$ (3,63) Å, $c = 5,19$ (5,20) Å, объем ячейки 68,4 (68,4) Å³, рентгенографическую плотность 5,99 (5,99) г/см³. Орторомбический ZrO_2 (2,66 об. %) имеет параметры решетки $a = 5,64$ (5,59) Å, $b = 6,43$ (6,48) Å, $c = 3,33$ (3,33) Å, объем ячейки 120,9 (120,8) Å³, рентгенографическую плотность 6,77 (6,77) г/см³.

Как видно из приведенных данных, ввиду коротечности процесса сварки переход тетрагональной формы в моноклинную полностью не завершается и на границе металл–шлак концентрируется кристаллический ZrO_2 в виде моноклинной фазы (основная), а также небольших количеств тетрагональной и, возможно, орторомбической фаз. На первый взгляд, присутствие орторомбической фазы, которая может быть получена только при высокой температуре и давлении, маловероятно. Однако небольшие по размерам включения кристаллического ZrO_2 в матрице основной фазы шлаковой корки могут испытывать значительные усилия на сжатие, превышающие давление в $40 \cdot 10^3$ МПа, при которых образуется орторомбическая фаза. Ограниченный объем уже твердой

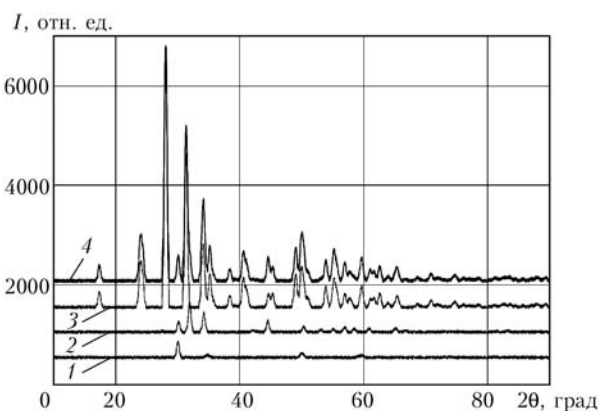


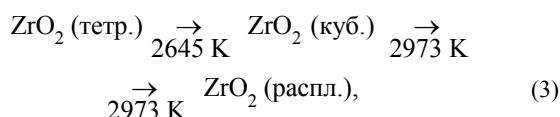
Рис. 6. Теоретические рентгенограммы различных модификаций ZrO_2 с учетом их объемной доли: 1 — орторомбический диоксид циркония; 2 — тетрагональный диоксид циркония; 3 — моноклинный диоксид циркония; 4 — уточненная по PCW суммарная теоретическая рентгенограмма образца с хорошей отделимостью шлаковой корки (рис. 5, кривая 3), полученная аддитивным сложением рентгенограмм 1–3



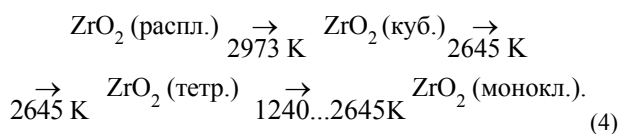
шлаковой полости, где было расположено точечное включение тетрагональной фазы ZrO_2 , препятствует образованию менее плотной моноклинной фазы, поэтому усиливается вероятность формирования небольшой объемной доли орторомбической фазы, наиболее плотной из всех кристаллических модификаций ZrO_2 .

Таким образом, согласно диаграмме состояния после разложения циркониевого концентрата при достаточно высокой температуре в зоне дуги могут протекать следующие фазовые превращения с участием ZrO_2 :

при нагреве

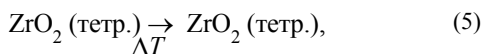


при охлаждении

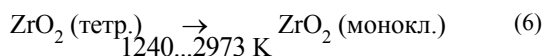


Расплавленная капля вместе с минеральными добавками проходит наиболее высокотемпературную зону дуги за доли секунды. Даже если температура дуги значительно превышает 2973 К, каждый фазовый переход должен сопровождаться структурными перестройками и энергетическими затратами, которые требуют определенного времени на передислокацию атомов при образовании новой кристаллической фазы или на разрушение дальнего порядка при плавлении, т. е. происходит полная реализация нескольких фазовых переходов, которые включают плавление, кристаллизацию и несколько стадий перекристаллизации, за такой относительно малый промежуток времени маловероятно.

Ограничения по времени при проходе расплавленной капли проволоки зоны дуги препятствуют образованию кубического ZrO_2 и плавлению ZrO_2 . Возможно, при этом ZrO_2 перегревается выше температуры образования циркона (1976 К) на ΔT , но структурные перестройки произойти не успевают, т. е. в процессе нагрева фазовых переходов не наблюдается



а затем происходит цикл охлаждения



При попадании капли в зону контакта с расплавленным металлом сварочной ванны диоксид циркония оказывается на ее поверхности и всту-

пает в контакт с расплавленным шлаком. Это приводит к тому, что содержание ZrO_2 в зоне контакта металл–шлак будет выше, чем в общем объеме расплавленного шлака. Из-за относительно небольшой объемной доли шлаковой фазы в матрице образуются точечные включения диоксида циркония. В случае охлаждения при температуре 1240...1023 К (когда шлак уже затвердел) тетрагональная форма ZrO_2 в основном переходит в стабильную при низкой температуре моноклинную форму, имеющую минимальную плотность и максимальный объем из всех модификаций ZrO_2 . Увеличение его объема при фазовом переходе (6) приводит к значительным микронапряжениям внутри шлаковой корки, особенно на границе металл–шлак, поскольку на этом участке содержание диоксида циркония максимально. В результате шлаковая корка на границе шлак–металл растрескивается, что улучшает ее делимость.

При многослойной наплавке без перерывов на охлаждение изделия основной металл сильно перегревается. В результате возрастает время пребывания шлака при высокой температуре и компоненты шлака интенсивнее и в течение более продолжительного времени взаимодействуют друг с другом. При этом ZrO_2 не выделяется в шлаковой корке в виде отдельных включений, а формирует с другими компонентами шлака сложные системы оксидов с другим типом химических связей и другими фазовыми превращениями, которые не приводят к изменению объемов при охлаждении. Поэтому при значительном повышении температуры наплавляемого изделия положительное влияние ZrO_2 на делимость шлаковой корки флюса АН-348А будет снижаться.

Выводы

1. Введение ZrO_2 в шихту порошковой проволоки типа 20ХГС способствует тому, что при наплавке этой проволокой под флюсом АН-348А увеличиваются окислительная способность шлака, разность КТР наплавленного металла и шлаковой корки и температура затвердевания последней.

2. С помощью рентгенографических исследований шлаковой корки флюса АН-348А установлено, что во время наплавки находящийся в шихте порошковой проволоки циркон разлагается на диоксиды по реакции $ZrSiO_4 \rightarrow ZrO_2 + SiO_2$. При наплавке первых слоев в случае относительно невысокой температуры наплавляемого изделия ZrO_2 находится в поверхностном слое шлаковой корки, примыкающем к наплавленному металлу в виде отдельных включений преимущественно моноклинной формы. При многослойной наплавке без перерывов на охлаждение диоксид циркония плавится и образует с другими компонентами шлака сложные системы оксидов.



3. Образование ZrO_2 моноклинной формы, имеющего максимальный объем, приводит к появлению в шлаковой корке значительных микронапряжений и ее растрескиванию. Кроме того, с ростом содержания ZrO_2 увеличивается разность КТР шлаковой корки и наплавленного металла. Все это улучшает отделимость шлаковой корки флюса АН-348А с увеличением содержания в ней ZrO_2 . При непрерывной многослойной наплавке свободных включений ZrO_2 не образуется и положительное влияние ZrO_2 на отделимость шлаковой корки флюса АН348А снижается.

1. Фрумин И. И. Автоматическая электродуговая наплавка. — Харьков: Metallurgizdat, 1961. — 422 с.
2. Подгаецкий В. В. Некоторые особенности металлургических процессов при сварке стали под флюсом: Дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1952. — 220 с.
3. Механизм сцепления шлаковой корки с поверхностью шва / И. К. Походня, И. Р. Явдошин, В. И. Карманов и др. // Автомат. сварка. — 1974. — № 5. — С. 5–9.
4. Походня И. К., Карманов В. И., Войткевич В. Г. Исследование особенностей механизма сцепления шлаковой корки с металлом шва, легированного титаном и ванадием // Там же. — 1976. — № 6. — С. 1–4.
5. Кинетика образования промежуточного слоя между металлом шва и шлаковой коркой / И. К. Походня, Л. И. Демченко, И. Р. Явдошин и др. // Там же. — 1977. — № 2. — С. 1–4.
6. Подгаецкий В. В., Кузьменко В. Г. Сварочные шлаки. — Киев: Наук. думка, 1988. — 248 с.

7. К вопросу о влиянии температурного коэффициента линейного расширения на отделимость шлаковой корки / О. С. Волобуев, Н. Н. Потапов, Ю. С. Волобуев и др. // Свароч. пр-во. — 1989. — № 8. — С. 37–39.
8. Бобриков Ю. В., Потапов Н. Н., Старченко Е. Г. Особенности окисления металла двуокисью циркония при наплавке под флюсом // Там же. — 1983. — № 9. — С. 6–7.
9. Потапов Н. Н. Окисление металлов при сварке плавлением. — М.: Машиностроение, 1985. — 216 с.
10. Рябцев И. И. Улучшение отделимости шлаковой корки при повышенных температурах при дуговой наплавке под флюсом порошковыми проволоками // Зварювання та суміжні технології: Матеріали III Наук.-техн. конф. молодих вчених, м. Київ, 25–27 травн. 2005 р. — К.: ІЕЗ ім. Є. О. Патона, 2005. — С. 59–60.
11. Методика измерения активности и парциального давления кислорода во флюсах / Т. П. Бондаренко, С. Т. Римский, А. В. Залевский и др. // Сварочные материалы для механизированной дуговой сварки сталей. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1991. — С. 57–61.
12. А. с. 667867 СССР, МПК G 01 №11/14. Ротационный вискозиметр / В. Н. Колиснык, С. А. Шоно, И. А. Сагинов. — Оpubл. 15.06.79; Бюл. № 22.
13. Rietveld H. M. A profile refinement method for nuclear and magnetic structures // J. Appl. Cryst. — 1969. — № 2. — P. 65–71.
14. Ковба Л. М. Рентгенография в неорганической химии: Учеб. пособие. — М.: Изд-во Моск. гос. ун-та, 1991. — 256 с.
15. Бережной А. С. Многокомпонентные системы окислов. — Киев: Наук. думка, 1970. — 456 с.

Influence of zirconia on slag properties in arc surfacing with low-alloyed flux-cored wire PP-Np-20KhGS using AN-348A flux was investigated. It is established that at surfacing of the first layers, zirconium dioxide is in the surface layer of the slag crust adjacent to the deposited metal in the form of individual inclusions of predominantly monoclinic shape. Formation of zirconium dioxide leads to appearance of the considerable microstresses in the slag crust and its cracking, thus preventing chemical bonding of the crust and deposited metal through an intermediate layer of oxides and improving the slag crust separability.

Поступила в редакцию 05.11.2007

ВНИМАНИЮ ЧИТАТЕЛЕЙ!

Решением Президиума ВАК Российской Федерации от 4 июля 2008 г. журнал «Автоматическая сварка» включен в Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук.



ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛЕЙ 10Х13Г18Д+09Г2С ПРИ ВИБРАЦИОННЫХ НАГРУЗКАХ

А. И. ГЕДРОВИЧ, д-р техн. наук (Восточноукр. гос. ун-т им. В. Даля),
А. Н. ТКАЧЕНКО, С. Н. ТКАЧЕНКО, инженеры (ОАО «ХК «Лугансктепловоз»)),
В. П. ЕЛАГИН, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследованы особенности разрушения сварных соединений аустенитной стали 10Х13Г18Д с перлитной сталью 09Г2С при вибрационных нагрузках. Полученные результаты позволили определить механизм влияния технологических факторов при сварке на стойкость таких сварных соединений против образования эксплуатационных трещин.

Ключевые слова: дуговая сварка, разнородные соединения, трещины, вибрационные нагрузки, структурная и механическая неоднородность, зона сплавления, выделение α -фазы, деформационное старение, технология сварки

Важным фактором, влияющим на долговечность, надежность и качество дизель- и электропоездов (рис. 1), является обеспечение прочности кузовов, подверженных переменным нагрузкам и стойкости против атмосферной коррозии. Одно из перспективных направлений решения этих задач на ОАО «ХК «Лугансктепловоз» при изготовлении обшивки каркаса кузова является применение аустенитной стали типа 10Х13Г18Д, которая отличается высокой прочностью и коррозионной стойкостью. Это позволяет уменьшить толщину листа обшивки до 1,5 мм, повысить прочность и длину кузова, его пассажироемкость, снизить затраты по окраске при изготовлении и эксплуатации [1]. Однако в процессе ходовых испытаний дизель- и электропоездов были обнаружены трещины в сварных соединениях обшивки кузова из стали 10Х13Г18Д с главной рамой из перлитной стали 09Г2С, которые снижают герметичность каркаса и приводят к развитию коррозии на этих участках (рис. 2).

Ранее отмечалось [2–4], что сварные соединения стали 10Х13Г18Д со сталью 09Г2С характеризуются развитой структурной, химической и механической неоднородностью в зоне сплавления со стороны как аустенитной, так и перлитной стали. Следствием этого является снижение прочностных и пластических свойств сварных соединений с разрушением при испытании разрывных образцов в зоне сплавления со стороны аустенитной стали 10Х13Г18Д. Причиной этого является образование там участков α -фазы.

Представляет интерес исследование особенностей разрушения образцов при переменных нагрузках с параметрами, близкими к нагрузкам обшивки при эксплуатации вагона. Для этого были

изготовлены образцы-имитаторы (рис. 3) сварного соединения обшивки кузова с рамой путем приварки листов из стали 10Х13Г18Д, имеющих размеры 1,5×300×300 мм с нахлестом 65 мм, к трубам из стали 09Г2С с прямоугольным поперечным сечением 180×75 мм, толщиной стенки 7 мм и длиной 300 мм. Механизированную дуговую сварку в защитном газе аустенитной проволокой марки Св-08Х20Н9Г7Т диаметром 1,2 мм проводили по технологическим вариантам, приведенным в таблице. Образцы испытывали на специальном стенде для вибрационных испытаний уз-



Рис. 1. Дизель-поезд ДЕЛ-02



Рис. 2. Вид вагона с дефектами сварного шва, возникшими в процессе его эксплуатации



Рис. 3. Испытуемый образец-имитатор соединения обшивки боковой стенки с каркасом главной рамы дизель-поезда

лов железнодорожных вагонов при следующих параметрах: частота колебаний 25 Гц, амплитуда перемещения консоли обшивочного листа 2,0...2,5 мм. После испытаний проводили металлографические и дюрOMETрические исследования зоны разрушения и сравнительную оценку структурной и механической неоднородности металла. Структуру исследовали с помощью светового микроскопа «Неофот-32» после электролитического травления микрошлифов в 5%-м растворе H_2SO_4 . Количество ферритной фазы определяли с помощью ферритометра «Ferritqehaltmesser 1,53''», микротвердость — прибором ПМТ-3А при нагрузках 0,02 и 0,2 кг. Результаты испытаний сварных соединений приведены в таблице.

Наименьшее количество циклов до разрушения имеют соединения варианта сварки № 1 с высокой погонной энергией. Дополнительная обработка этих соединений сварочной дугой в аргоне с неплавящимся электродом с выполнением технологического валика в зоне сплавления шва со сталью 10X13Г18Д предотвратило разрушение образцов (вариант № 2). Повышению усталостной прочности сварных соединений способствовало также снижение погонной энергии при сварке по вариантам № 3 и 4. При этом выполнение технологического валика в зоне сплавления после сварки (вариант № 2) способствует увеличению

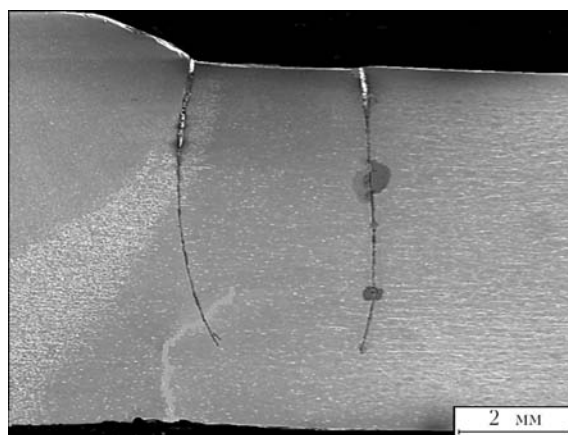


Рис. 4. Макрошлиф сварного соединения с трещинами после испытаний

количества α -фазы, а уменьшение погонной энергии — ее снижению.

Разрушение всех испытанных образцов произошло в зоне сплавления или в ЗТВ со стороны стали 10X13Г18Д (рис. 4). Участок, относящийся к зоне сплавления (участок *a* на рис. 5), характеризуется структурной и механической неоднородностью, что проявляется в выделении в нем δ -феррита и резком снижении твердости (рис. 6). Участок *б* на рис. 5 не имеет δ -феррита, у него меньше неоднородность в распределении твердос-

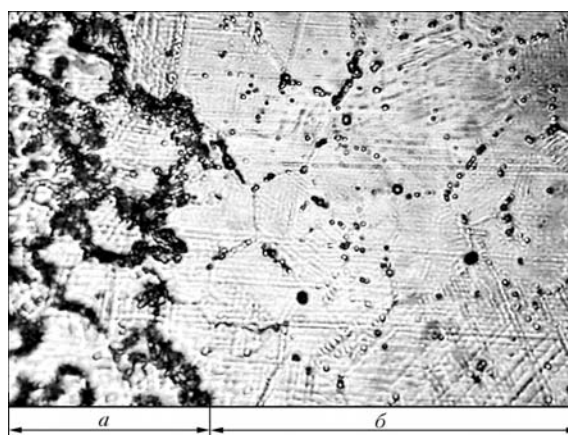


Рис. 5. Микроструктура (X320) участка сплавления *a* и аустенитизации *б* ЗТВ со стороны стали 10X13Г18Д сварного соединения 09Г2С+10X13Г18Д

Варианты технологии и результаты вибрационных испытаний

№ варианта	Технология сварки	Погонная энергия, Дж/см	Магнитная составляющая, об. %	Количество циклов до разрушения образцов-10 ⁻⁷
1	Механизированная сварка в CO_2	3350	2,5...5,0	0,95
2	То же + технологический валик, выполненный дуговой сваркой неплавящимся электродом в аргоне по линии сплавления металла шва со сталью 10X13Г18Д с лицевой стороны шва	3350	0,7...7,0	>1,45 (не разрушился)
3	Автомат. импульсно-дуговая сварка плав. электродом в Аг	1190	0,1...0,5	1,4
4	Автомат. «холодная» сварка (СМТ-процесс) плав. электродом в CO_2	1320	0,1...0,8	1,5



HV 0,2, ГПа

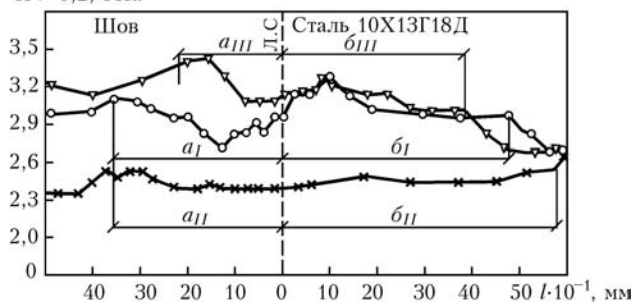


Рис. 6. Распределение твердости в сечении шов — сталь 10X13Г18Д сварных соединений 09Г2С+10X13Г18Д, выполненных по различным технологиям (см. таблицу): I — вариант 1; II — 2; III — 4; а — участки с выделениями δ -феррита; б — участок аустенитизации

ти, более крупные зерна и худшая травимость структуры по сравнению с участком а и основным металлом. Повышенная твердость и наличие полос скольжения, ориентированных под разными углами в пределах каждого зерна, свидетельствуют о локализации там деформации и деформационном упрочнении металла. Это подтверждается снижением микротвердости от 2700...3200 до 2300...2660 МПа при вылеживании сварных соединений, повышении погонной энергии, или повторном нагреве металла в этих зонах при выполнении технологического валика. При снижении погонной энергии ширина участков а и б, а также разупрочнение участка а уменьшаются. После выполнения технологического валика значительно уменьшилась твердость участков а и б (рис. 6). Это способствовало снижению механической неоднородности, повышению пластических свойств металла и более равномерному распределению деформации в сварном соединении.

Таким образом, повышение усталостной прочности сварных соединений, выполненных при пониженной погонной энергии сварки, обусловлено уменьшением ширины и степени разупрочнения участков со структурной неоднородностью в зоне сплавления шва со сталью 10X13Г18Д, а участков, выполненных с технологическим вали-

ком, — снижением степени механической неоднородности, повышением пластичности металла этих участков и более равномерным распределением деформации.

В заключение следует отметить, что наиболее склонными к образованию трещин в разнородных сварных соединениях обшивки кузова из аустенитной стали 10X13Г18Д и рамы каркаса вагонов из перлитной стали 09Г2С дизель- и электропоездов в процессе их эксплуатации являются зона сплавления шва со сталью 10X13Г18Д и ее ЗТВ.

Причиной образования трещин в зоне сплавления со швом стали 10X13Г18Д в сварных соединениях со сталью 09Г2С при вибрационных нагрузках является образование структурной и механической неоднородности, сопровождаемое разупрочнением и снижением пластических свойств металла под влиянием термомеханического цикла сварки и локализации там пластической деформации, а в ЗТВ — деформационное упрочнение и снижение пластичности металла на участке с крупным зерном.

Снижение удельного тепловложения при сварке или выполнение после сварки технологического валика со стороны зоны сплавления стали 10X13Г18Д способствуют повышению стойкости сварных соединений против разрушений при вибрационных нагрузках.

1. Ткаченко А. Г., Гедрович А. И., Гальцов И. А. Применение метастабильной коррозионностойкой стали 10X13Г18ДУ в качестве обшивки вагонов электро- и дизель поездов // Материалы междунар. конф. «Сварка и родственные технологии — 2002». — Киев: НТК ИЭС им. Е. О. Патона, 22–26 апр. 2002. — С. 56–57.
2. Сварка аустенитной стали 10X13Г18ДУ при изготовлении дизель- и электропоездов на «ХК «Лугансктепловоз» / А. И. Гедрович, И. А. Гальцов, А. Б. Жидков, А. Н. Ткаченко // Сварщик. — 2002. — 28, № 6. — С. 10–11.
3. Особенности формирования структуры и свойств зоны сплавления стали 10X13Г18Д / А. И. Гедрович, А. Н. Ткаченко, С. А. Ткаченко и др. // Автомат. сварка. — 2007. — 648, № 4. — С. 23–27.
4. Гедрович А. Т., Ткаченко А. Н., Ткаченко С. А. Структура и свойства соединения сталей 10X13Г18Д+09Г2С // Там же. — 2006. — 644, № 12. — С. 44–46.

Peculiarities of fracture of welded joints between austenitic steel 10Kh13G18D and pearlitic steel 09G2S under vibration loads were investigated. The investigated results allowed identification of the mechanism of impact by technological factors in welding on service crack resistance of the above joints.

Поступила в редакцию 10.04.2008



ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ УГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПОД ВЛИЯНИЕМ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

А. К. ЦАРЮК, В. Ю. СКУЛЬСКИЙ, кандидаты техн. наук, **С. И. МОРАВЕЦКИЙ**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
В. А. СОКИРКО, канд. техн. наук (НПК ООО «ДС», г. Николаев)

Обсуждены опубликованные результаты исследований воздействия импульсов электрического тока высокой плотности на ударную вязкость стали Ст3. Отмечено, что предполагаемый авторами механизм электромагнитного воздействия может иметь место лишь в узком слое около поверхности металлического образца. Приведены результаты экспериментальных исследований, показывающие, что пропускание через металл стальных сварных соединений электрического тока сравнительно низкой плотности также приводит к заметному изменению его ударной вязкости.

Ключевые слова: сталь, сварные соединения, термическая обработка, электромагнитные воздействия, электрофизическая обработка, деформация, механические свойства

В последнее время растет интерес к использованию энергии электромагнитного поля и электрического тока для воздействия на микро- и субмикроструктуру конструкционных сплавов и их сварных соединений. В связи с этим становится актуальным получение новых экспериментальных данных о влиянии электромагнитных воздействий (ЭМВ) на механические свойства и напряженное состояние металла сварных соединений современных конструкционных материалов [1–4].

В настоящее время нет общепринятой терминологии для обозначения способов, позволяющих с помощью ЭМВ целенаправленно изменять механические свойства и напряженное состояние металлических материалов. Обозначения для них принимаются различными авторами в зависимости от собственного представления о виде и механизме воздействия. Названия способов, предполагающих пропускание электрического тока непосредственно через обрабатываемое изделие, могут содержать такие термины, как электростимулированная (прокатка), электрическая, электроимпульсная, электроразрядная, электродинамическая, электромеханическая (обработка) и т. п. В названиях способов, требующих экспозицию изделия в магнитном поле, создаваемом, например, с помощью соленоида, можно встретить такие понятия, как термомагнитная, магнитоимпульсная, магнитоабразивная (обработка) и т. п.

Структурная перестройка при реализации упомянутых выше способов в отличие от термичес-

кой обработки происходит в результате взаимодействия внешнего электромагнитного поля (электрического тока) с электромагнитным полем реальной кристаллической решетки как магнитных, так и немагнитных материалов. Механизмы этого явления на сегодня до конца неясны. Это связано с тем, что ЭМВ представляет собой комплексное воздействие, включающее:

магнитодинамическое, связанное с перемагничиванием ферромагнетика в магнитном поле протекающего электрического тока. При смещении междоменных границ происходит магнитоупругое взаимодействие с дислокационной структурой ферромагнетика;

электродинамическое, связанное с возникновением пинч-эффекта (статического или динамического), генерирующего в материале упругие механические напряжения;

термическое (джоулево тепло, вихревые токи и др.), которое сопровождается термофлуктуационным изменением структуры материала, а также в ряде случаев возникновением внутренних термоупругих напряжений и деформаций;

взаимодействие электронов проводимости с полем упругих деформаций дислокаций, которое снижает силу электронного торможения дислокации и величину потенциальных барьеров, что приводит к нетермической перестройке дислокационной структуры металла с уменьшением плотности дислокаций.

Отмеченные воздействия на структуру материалов характерны для широкого класса способов обработки, называемых электрофизическими [5]. Поэтому в своих исследованиях считаем целесообразным использовать общий термин «электро-



физическая обработка» (ЭФО) с указанием ее вида и параметров. Последнее позволяет дифференцировать такую обработку по принципу воздействия и виду применяемой энергии среди широко распространенных для сварных конструкций видов обработки (термическая и механическая обработка). При недостаточности известных механизмов и определяющих факторах ЭМВ (электрический ток или электромагнитное поле) детализация ЭФО в названиях способов возможна лишь исходя из второстепенных технологических особенностей осуществления ЭМВ, что приводит к излишнему многообразию терминов.

В работе [4] показано, что ЭФО низкоуглеродистой стали марки Ст3 импульсами тока высокой плотности привела к многократному возрастанию ее ударной вязкости без существенного изменения твердости материала. При этом нагрев материала вследствие ЭФО составил несколько градусов. Световая микроскопия не позволила выявить каких-либо изменений микроструктуры стали. Результаты лишены раз подтверждают реальную возможность создания высокоэффективных энергосберегающих способов обработки сталей (как и их сварных соединений) с целью получения заданных механических свойств. Для успешного применения таких способов крайне важно знание сущности и особенностей механизмов влияния ЭМВ на структуру материалов.

Предварительно высказанное авторами работы [4] мнение о механизме влияния ЭМВ базируется на способности электрического тока концентрироваться в окрестности микроскопических неоднородностей структуры металла (трещины, поры, неметаллические включения, границы зерен), вызывая там значительные локальные разогревы. Пространственно дискретный (мозаичный) характер выделения тепла обуславливает термоупругое поле, пики микронапряжений сжатия у которого совпадают с максимумами температуры, а последние, в свою очередь, локализованы около несовершенств структуры. Такое действие тока приводит к интенсивному пластическому деформированию и последующей рекристаллизации микрообъемов, связанных с дефектами, «залечиванию» последних и в итоге к изменению остаточных механических свойств металла. Условием такого теплового воздействия является рассеяние в металле определенного количества электромагнитной энергии, вводимой импульсом за время меньшее, чем необходимое для выхода температурного поля на стационарный режим [6].

В порядке дискуссии к этому можно добавить следующее. Очевидно, что механизм мозаичного температурного поля, «залечивающего» микроскопические очаги разрушения в результате концентрации электрического тока на неоднородностях структуры, предполагает, что ток распределен

по всему обрабатываемому сечению. Плотность импульсного тока можно считать однородной, если не происходит отеснения тока к поверхности (скин-эффект). Длительность импульсов тока определяет частоту электромагнитного поля и ее критическое значение, при котором толщина металла равна глубине скин-слоя: $f_{кр} = (\pi\mu_0\mu\gamma\delta^2)^{-1}$, где $f_{кр}$ — критическая частота, выше которой возникает скин-эффект, Гц; γ — удельная проводимость стали, См/м; μ_0 — магнитная проницаемость вакуума, Гн/м; μ — относительная магнитная проницаемость стали; δ — толщина материала, м [7–9].

В качестве источника тока использовали батарею конденсаторов 600 мФ × 5 кВ [4]. По нашей оценке, разрядный ток указанной батареи может достигать не менее 100 кА при длительности импульса $10^{-3} \dots 10^{-5}$ с, что соответствует частоте электромагнитного поля 1...100 кГц. Для образца стали Ст3 с поперечным сечением 10×10 мм (принимая $\mu_n = 200$, $\gamma = 8 \cdot 10^6$ См/м) критическая частота $f_{кр} \approx 1,5$ Гц, поэтому при ЭФО с частотой электромагнитного поля 1 кГц и выше обязательно возникает скин-эффект. Расчетная оценка показала, что глубина скин-слоя может составлять $(0,04 \dots 0,4) \cdot 10^{-3}$ м.

Таким образом, изложенный выше механизм воздействия может иметь место в достаточно узком слое около поверхности образца. Однако фактическое значение доли вязкой составляющей в изломе образцов после ЭФО [4] было близко к 100 %. Отмеченное противоречие, по нашему мнению, может быть устранено, если предположить, что доминирующую роль в структурных преобразованиях может играть электродинамическое (силовое) действие мощных импульсов электрического тока — динамический пинч-эффект, обусловленный сильным поверхностным эффектом. При этом происходит генерирование упругих механических напряжений колебательного характера [10], действующих на внутренние области материала подобно ультразвуковому воздействию, что способно существенно повлиять на микроструктуру металла [11, 12]. Однако следует также учесть большое значение разрядного тока и тот факт, что рассчитанная выше глубина скин-слоя — это расстояние, на котором плотность тока снижается в e раз ($e = 2,7182818 \dots$). В этом случае можно допустить, что несмотря на сильный скин-эффект удаленные от поверхности слои сечения также подверглись воздействию электрического тока сравнительно малой плотности. Поэтому при трактовке механизма воздействия мощных токовых импульсов на структуру стали представляет интерес расчетная или экспериментальная оценка плотностей тока в центральной части обрабаты-

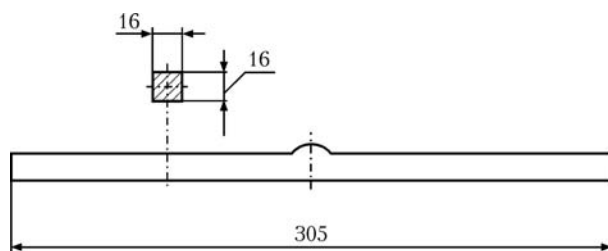


Рис. 1. Схема темплетта, вырезанного поперек сварного соединения

ваемого сечения и учет механизмов воздействия, характерных для тока малой плотности.

Считаем, что для развития представлений о механизме ЭВМ на ферромагнитные материалы будет уместным более подробно изложить результаты собственных исследований влияния ЭФО электрическим током низкой плотности на механические свойства металла стальных сварных соединений, ставшие в свое время предметом доклада [13].

Химический состав сталей 20 (ГОСТ 1050–88) и 09Г2С (ГОСТ 19282–73), выбранных для исследований, приведен в табл. 1. Стыковые соединения пластин указанных сталей толщиной 16 мм сваривали ручной дуговой многопроходной сваркой в V-образную разделку кромок электродами УОНИ-13/55 диаметром 4 мм при токе сварки 120...130 А. Химический состав металла швов приведен в табл. 1. Сварные соединения были порезаны на поперечные темплеты (рис. 1), которые разделили на три группы. Темплеты первой группы были термически обработаны (нагрев до 650 °С, выдержка 1 ч, охлаждение с печью), второй — подвергались ЭФО, третьей — оставались в состоянии после сварки.

ЭФО образцов выполняли с помощью установки DS10D (Пат. Украины 43290А) с рабочим током до 10 кА при напряжении до 30 В. Заданный закон изменения тока поддерживает система автоматического управления установки. ЭФО осуществляли (рис. 2) путем пропускания вдоль темплетта (поперек шва) импульсов электрического тока со следующими параметрами: трапецидальная форма импульса, полярность импульсов знакопеременная, амплитуда тока 4...10 кА, длительность амплитудного значения тока 1,5...2,0 с,

К установке
DS10D

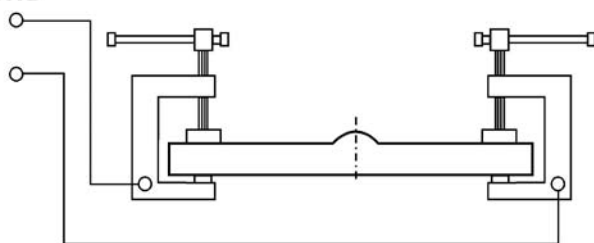


Рис. 2. Схема подключения образца к установке при проведении ЭФО металла сварных соединений

Таблица 1. Химический состав металла сварных соединений, мас. %

Объект контроля	C	Si	Mn	S	P
Сварные соединения стали 20					
Шов	0,102	0,400	1,09	0,019	0,020
ОМ	0,193	0,180	0,50	0,018	0,011
Сварные соединения стали 09Г2С					
Шов	0,086	0,31	0,97	0,016	0,018
ОМ	0,107	0,61	1,42	0,026	0,029

длительность переднего и заднего фронта 0,5...1,0 с, длительность паузы между импульсами 5...10 с, количество импульсов за цикл ЭФО до 100. Выбранные параметры ЭФО соответствовали частоте электромагнитного поля 0,25...0,4 Гц, что меньше критической $f_{кр} \approx 0,6$ Гц для темплетов толщиной 16 мм. Следовательно, возможность возникновения скин-эффекта при ЭФО исключалась.

ЭФО оказывала тепловое воздействие, для минимизации которого темплет погружался в емкость из диэлектрического материала с водой, что позволяло косвенно контролировать температуру нагрева металла. Можно считать маловероятной возможность того, что температура обрабатываемого металла превышала 100...150 °С, поскольку признаков кипения воды к концу цикла ЭФО каждого темплетта не наблюдалось.

Из темплетов по ГОСТ 6996–66 изготавливали цилиндрические образцы (тип II) для испытания металла сварного соединения на статическое растяжение и образцы Шарпи (тип IX) для испытания металла сварного соединения на ударный изгиб. В цилиндрических образцах линия сплавления проходит через середину рабочей части образца (рис. 3, а). С целью определения ударной вязкости металла в области зоны сплавления и граничащего с ней участка перегрева острый надрез в образцах Шарпи выполнялся таким образом, чтобы его вершина попадала на линию сплавления (рис. 3, б).

Принципиальных отличий в микроструктуре металла сварных соединений в состояниях после сварки, термообработки и после ЭФО с помощью оптической микроскопии выявлено не было. Результаты механических испытаний металла сварных соединений представлены в табл. 2.

Испытания на ударный изгиб показывают существенное влияние ЭФО на свойства металла. Объяснить это явлениями, характерными для условий термической обработки, не удастся. Не подходит как теория динамического нагрева с явлением концентрации электромагнитных полей в окрестности микродефектов и неоднородностей структуры, так и теория электродинамического воздействия. В настоящее время мы находим сле-



Таблица 2. Зависимость механических свойств металла сварных соединений от вида послесварочной обработки

Сталь	Вид обработки металла	Временное сопротивление при испытании на растяжение σ_B , МПа	Ударная вязкость KCV , Дж/см ² , при температуре испытаний, °С	
			+20	–20
Сталь 20	Без обработки	$\frac{459,3-467,8}{463,6}$	$\frac{78,7-115,7-66,3}{86,9}$	$\frac{48,2-18,0-27,8}{31,3}$
	Термическая обработка	$\frac{455,8-445,4}{450,6}$	$\frac{111,3-118,6-158,6}{129,5}$	$\frac{50,1-68,6-97,7}{72,1}$
	ЭФО	$\frac{468,3-463,2}{465,8}$	$\frac{204,5-230,5-120,5}{185,2}$	$\frac{191,1-82,3-184,5}{152,6}$
09Г2С	Без обработки	$\frac{499,3-521,9}{510,6}$	$\frac{354,6-291,4-253,6}{299,9}$	$\frac{236,2-50,7-57,6}{114,8}$
	Термическая обработка	$\frac{483,9-478,7}{481,3}$	$\frac{296,8-300,5-287,4}{294,9}$	$\frac{237,8-343,9-233,1}{271,6}$
	ЭФО	$\frac{520,3-497,7}{509,0}$	$\frac{344,7-336,7-232,8}{335,1}$	$\frac{37,2-325,2-325,7}{229,4}$

Примечание. Значения σ_B усреднены по данным двух испытаний на растяжение, значения KCV — по результатам трех испытаний на ударный изгиб.

дующее, основанное на литературных данных, объяснение обнаруженному влиянию.

Известно, что пластическая деформация протекает во всем деформируемом объеме крайне неравномерно. В связи с этим способность материала к деформированию лимитируется исчерпанием пластичности отдельных микрообъемов, вследствие чего в них происходит зарождение очагов разрушения. При этом микрообъемы металла, смежные с указанными, деформируются мало. Известна также роль скоплений дислокаций в образовании очагов разрушения [14].

Деформирование наклепанного металла без разрушения возможно только после рекристаллизационного отжига. При этом тепловая энергия (сообщаемая всему объему металла) приводит к ослаблению межатомных связей и потере упругих свойств металла, благодаря чему за счет потенциальной упругой энергии, накопленной при пластической деформации, становятся возможными структурные перестройки релаксационного характера, которые в принципе сводятся к преобразованию дислокационной структуры.

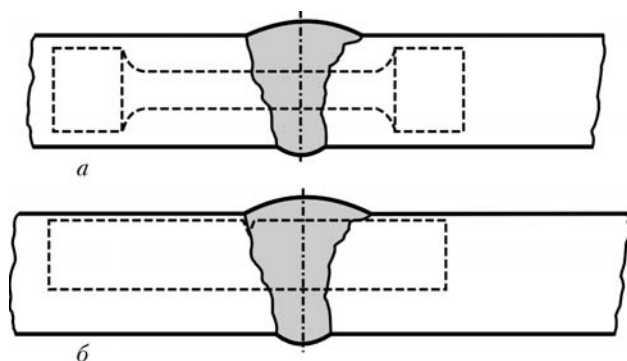


Рис. 3. Схема вырезки из темплетов сварных соединений образцов типа II (а) и IX (б) для механических испытаний

Переменное магнитное поле, вызываемое в объеме ферромагнитного материала импульсами тока, обуславливает процессы смещения междоменных границ (стенок Блоха) и вращения векторов намагниченности доменов [15]. Магнитоупругое взаимодействие блоховских стенок с дислокациями способно стать причиной движения дислокаций в ферромагнитных кристаллах при намагничивании [16, 17]. Кроме того, слабое магнитное поле влияет на состояние электронов, обеспечивающих ковалентную связь атомов, образующих комплекс дислокация — стопор. В ряде случаев благодаря этому снижается высота потенциальных барьеров, облегчается отрыв дислокаций от стопоров и уменьшается количество примесей, способных стать эффективными стопорами [18]. Процессы вращения векторов намагниченности доменов приводят к появлению активных напряжений II рода между смежными микрообъемами металла [15], что также способствует структурным перестройкам.

Взаимодействие электронов проводимости с дислокационной структурой материалов снижает силу электронного торможения дислокации (влияние «электронного ветра») и величину потенциальных барьеров [19–21]. Это взаимодействие происходит прежде всего на головных дислокациях неравновесных групп дислокаций (в скоплениях), которые находятся накануне срыва со стопора. Импульс тока инициирует их разрядку, которая сопровождается микропластической деформацией и осуществляется за счет энергии внутренних напряжений, накопленных в процессе предварительной пластической деформации. Поэтому импульс тока может быть незначительным по уровню эквивалентного воздействия. Напри-



мер, влияние на ползучесть материала обнаруживается уже при плотности тока $0,15 \text{ А/мм}^2$ [22].

Указанные выше физические процессы с участием электромагнитного поля и электрического тока низкой плотности приводят, по-видимому, к нетермическому преобразованию дислокационной структуры, которое сопровождается уменьшением плотности дислокаций в скоплениях и улучшением структурно чувствительных характеристик металла. В случае ЭФО при ярко выраженном скин-эффекте, вероятно, наряду с динамическим пинч-эффектом имеет место влияние и рассмотренных процессов на структуру и свойства материала средней части сечения.

1. Лоскутов С. В., Левитин В. В. Влияние электроимпульсной обработки на структуру и долговечность титановых сплавов // Журн. техн. физики. — 2002. — 72, № 4. — С. 133–135.
2. Валеев И. Ш., Барыкин Н. П., Трифонов В. Г. Изменение структуры и механических свойств алюминиевого сплава АМг6 при воздействии мощными импульсами тока // Физ. мет. и металловедение. — 2003. — 96, № 4. — С. 85–89.
3. Влияние электродинамической обработки на напряженно-деформированное состояние теплоустойчивых сталей / Л. М. Лобанов, Н. А. Пашин, В. Ю. Скульский, В. П. Логинов // Автомат. сварка. — 2006. — № 5. — С. 11–15.
4. Бабуцкий А. И., Чижевский Г. В., Пахотных А. П. Вплив обробки імпульсним електричним струмом на ударну в'язкість сталі // Металознавство та обробка металів. — 2007. — № 2. — С. 19–23.
5. Аренков А. Б. Обработка материалов энергией импульсного магнитного поля // Основы электрофизических методов обработки материалов / Под ред. А. В. Донского. — Л.: Машиностроение, 1967. — С. 350–368.
6. Пластичность и прочность металлических материалов при импульсном воздействии высокоэнергетического электромагнитного поля / Н. Н. Беклемишев, Н. М. Горбунов, Н. И. Корягин и др.: Препр. — М.: Ин-т пробл. механики АН СССР, 1989. — 56 с.
7. Техника больших импульсных токов и магнитных полей / П. Н. Дашук, С. Л. Зайенц, В. С. Комельков и др. / Под общ. ред. В. С. Комелькова. — М.: Атомиздат, 1970. — 472 с.
8. Кайдалов А. А., Сокирко В. А. Размагничивание изделий перед сваркой // Сварщик. — 2005. — № 5. — С. 21–23.
9. Кошкин Н. И., Ширкевич М. Г. Справочник по элементарной физике. — М.: Физматгиз, 1962. — 208 с.
10. Белова М. М., Проценко С. С., Иванов А. В. Динамика деформирования упругопластического слоя при импульсном энерговыделении // Пробл. прочности. — 1987. — № 12. — С. 87–91.
11. Беликов А. М., Макаров В. В., Роцупкин А. М. Изменение структуры и кинетические особенности поведения поликристаллического алюминия при ультразвуковом воздействии // Физ. мет. и металловедение. — 1989. — 67, вып. 6. — С. 1209–1214.
12. Снижение остаточных сварочных напряжений ультразвуковой обработкой / И. Г. Полоцкий, А. Я. Недосека, Г. И. Прокопенко и др. // Автомат. сварка. — 1974. — № 5. — С. 74–75.
13. Моравецкий С. И. Влияние послесварочной электрофизической обработки на механические свойства сварных соединений углеродистых и низколегированных сталей // Тезисы доп. II Всеукр. наук.-техн. конф. молодых ученых та спеціалістів «Зварювання та суміжні технології», смт Ворзель 25–27 червня. 2003. — К.: ІЕЗ ім. Є. О. Патона, 2003. — С. 31.
14. Владимиров В. И. Физическая природа разрушения металлов. — М.: Металлургия, 1984. — 280 с.
15. Лившиц Б. Г., Крапошин В. С., Линецкий Я. Л. Физические свойства металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1980. — 320 с.
16. Чеботкевич Л. А., Урусовская А. А., Ветер В. В. Движение дислокаций под действием магнитного поля // Кристаллография. — 1965. — 10, № 5. — С. 688–691.
17. Взаимодействие блоховских стенок с дислокациями в слабых полях / Л. А. Чеботкевич, А. А. Урусовская, В. В. Ветер, А. Д. Ершов // Физ. твердого тела. — 1967. — 9, № 4. — С. 1093–1097.
18. Головин Ю. И. Магнитопластичность твердых тел // Там же. — 2004. — 46, № 5. — С. 769–803.
19. Батаронов И. Л. Механизмы электропластичности // Соросовский образоват. журн. — 1999. — № 10. — С. 93–99.
20. Фикс В. Б. Увлечение и торможение подвижных дефектов в металлах электронами проводимости. Роль закона дисперсии электронов // Журн. эксп. и теор. физики. — 1981. — 80, № 4. — С. 1539–1542.
21. Фикс В. Б. О взаимодействии электронов проводимости с одиночными дислокациями в металлах // Там же. — 1981. — 80, № 6. — С. 2313–2316.
22. Кишкин С. Т., Клытин А. А. Эффекты электрического и магнитного воздействия на ползучесть металлов и сплавов // Докл. АН СССР. — 1973. — 211, № 2. — С. 325–327.

The paper deals with published results of investigations of the impact of high density electric current pulses on impact toughness of St3 steel. It is noted that the electromagnetic impact mechanism suggested by the authors can only be manifested in a narrow layer near the metal sample surface. Results of experimental investigations are given, which demonstrate that the passing the electric current of a comparatively low density through the metal of steel welded joints also leads to a marked change of its impact toughness.

Поступила в редакцию 26.01.2008



ИНСТИТУТ СВАРКИ ФРАНЦИИ СЕГОДНЯ*

В. Н. БЕРНАДСКИЙ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведена информация о современной структуре и формах научно-технической деятельности Института сварки Франции. Освещены основные направления научных исследований и формы их реализации в промышленности. Показана роль информационного обеспечения всех структур группы «Институт сварки Франции».

Ключевые слова: Франция, Институт сварки, структура, направления деятельности, технологии сварки, надежность, неразрушающий контроль, обучение и аттестация кадров

Институт сварки (ИС) Франции — один из ведущих и старейших сварочных институтов в Европе. Он был создан в 1930 г. в Париже на бульваре де ля Шапелль как Институт автогенной сварки. Сегодня ИС — крупный научно-технический центр в области сварки и родственных технологий, имеющий современную научно-экспериментальную и лабораторно-испытательную базу, а также высокопрофессиональный научно-инженерный потенциал. На конец 2006 г. численность сотрудников превысила 720 чел., что в 1,5 раза больше, чем в 1996 г., площади его экспериментально-технологической и испытательной базы сейчас превышают 8 000 м².

В 2005 г. руководство института приняло решение о серьезной реорганизации общей структуры и менеджмента ассоциативной группы «Институт сварки Франции». В результате уже в 2006 г. институт перешел от вертикальной структуры и системы управления к горизонтально-региональной. Такой подход предусматривал перенесение основной деятельности ИС в интересах промышленности в региональные представительства ИС во всех департаментах Франции и в зарубежные филиалы с делегированием их руководителям определенных прав и обязанностей. Был разработан соответствующий план технико-коммерческой деятельности ИС в новых условиях, ориентированный в первую очередь на максимальное приближение к своим непосредственным партнерам и заказчикам, и главное — на расширение круга партнеров и рост объема заказов. Одновременно в региональных и зарубежных отделениях ИС предусматривается существенное расширение научно-технических услуг: по диагностике сварных конструкций и разруша-

ющему контролю сварных соединений; обучению, переподготовке и аттестации рабочих кадров и научно-инженерной экспертизе при проектировании, изготовлении и эксплуатации сварных конструкций и сооружений.

При всех организационных изменениях комплекс предприятий Института сварки Франции сохранил традиционную ориентацию своей деятельности на сварочное производство таких перспективных и инженероемких отраслей, как нефтехимия, газотранспортные системы, энергетика, включая атомную, авиастроение, а также промышленное строительство.

Наиболее серьезным структурным изменением в процессе реорганизации в Институте сварки явилось преобразование крупного комплексного подразделения «Службы», созданного в 1948 г. на правах филиала, в «Институт сварки — промышленность» с достаточно широкой автономностью и со своим, несколько отличным от основного логотипом. В состав «ИС — промышленность» вошли подразделения и специалисты, связанные с диагностикой и неразрушающим контролем, сварочно-технической инспекцией и сертификацией рабочего персонала, технологическим сопровождением, экспертизой и другими видами инженерно-технических услуг в области сварочного производства промышленных предприятий истроек Франции и других стран ЕС.

При данной реорганизации Институт сварки сохранил за собой проведение научных исследований и технологических разработок инновационного характера, лабораторно-аналитические исследования, учебные структуры высшего (ESSA) и среднего (EAPS) профессионального образования, с присвоением выпускникам квалификации «международный инженер-сварщик», «международный техник-сварщик» и др., сертификацию персонала по сварке и неразрушающему контролю, систему информационного обеспечения научной и производственно-коммерческой деятельности всего комплекса, а также издание журнала «Soudage et Techniques Connexes» и бюллетеня «Infos Members. Bull'Doc». В последние годы ИС совместно с DVS и TWI издает журнал «Welding and Cutting».

В рамках новой структуры была расширена и активизирована уже имевшаяся ранее регио-

* Автор выражает свою признательность Н. Г. Хоменко (ИЭС им. Е. О. Патона) за участие в подготовке статьи и Катрин Леви (ИС) за предоставленные материалы.



нальная система ИС, включающая в настоящее время 36 технических офисов-представительств и 12 центров профессиональной подготовки и аттестации рабочих-сварщиков во всех восьми департаментах Франции. Группу технических офисов и учебных центров ИС в каждом департаменте возглавляют региональные директора.

Новый шаг в развитии деятельности ИС — внедрение своих разработок и деятельности своих специалистов на предприятиях в активно развивающихся регионах мира. С этой целью ИС в 2006 г. открыл три постоянных филиала в Марокко, Катаре и Иране. В ближайшей перспективе предполагается создание новых филиалов и в Азии. Зарубежные филиалы быстро оправдали свою техническую и экономическую целесообразность. Постоянно присутствуя в соответствующих регионах, они получили доступ к новым и заинтересованным потребителям, увеличили приток заказов. Кроме того, мобильные группы ИС в составе экспертов, технологов и дефектоскопистов периодически работают по контрактам с предприятиями более чем в 30-ти странах мира. Такая активная форма деятельности ИС по обслуживанию зарубежных партнеров обеспечила в 2006 г. почти 15,2 % общего оборота института, а прирост этих поступлений в 2006 г. по сравнению с 2005 г. возрос на 40 %.

В результате целенаправленной деятельности всех подразделений, входящих в ассоциативную группу «Институт сварки Франции», общий оборот института в 2006 г. составил 65,5 млн евро, что почти в 2 раза превысило его объем финансирования в 1996 г. Об эффективности работы ИС можно судить также по чистой прибыли в размере 1,57 млн евро на конец 2006 г., прирост которой по сравнению с 2005 г. вырос на 11 %. Доля вклада подразделений в общий фонд финансирования ИС за 2006 г. в разрезе основных направлений его деятельности выглядит следующим образом:

- исследования и разработки в интересах промышленности — 7,9 %;
- диагностика, инспекция и неразрушающий контроль сварных конструкций и сооружений — 69,4 %;
- расчеты, проектирование, экспертизы и консультации — 3,6 %;
- профессиональное обучение и аттестация сварочного персонала всех уровней — 13,7 %;
- прочие инженерно-технические услуги и коммерческие операции — 5,4 %.

В процессе реорганизации руководство института совместно с руководителями его подразделений отдельно предусмотрели увеличение внимания к работе с коллективом сотрудников, направив его на повышение личной инициативы и ответственности, улучшение условий труда, умение работать в меняющемся составе исполнителей

по проектам, оперативность выполнения заданий и главное на развитие творческого подхода к инновациям. Сюда вошли такие формы деятельности, как рабочие совещания по темам, коллективные обсуждения результатов, индивидуальные собеседования и пересмотренная система материального поощрения.

В организационных мероприятиях ИС также нашло свое отражение повышение значения и уровня научно-технической экспертизы в современном наукоемком производстве. Так, в 2006 г. была принята целевая программа «Fellow», задачей которой стало усиление представительств ИС. В соответствии с ней создана постоянно действующая группа экспертов ИС, ориентированных на высокопрофессиональную оценку и отбор наиболее прогрессивных технологий и других технических решений в интересах заказчика. В состав группы вошли 4 эксперта международного уровня компетенции, которые ведут самостоятельную научную работу и имеют ранг заместителя директора ИС, а также 26 инженеров-экспертов. Сфера их деятельности охватывает все региональные представительства в стране и зарубежные филиалы по следующим четырем тематическим направлениям: «Материалы и способы соединения», «Конструкции, расчет, экспертиза», «Диагностика и неразрушающий контроль», «Технологический надзор, нормативные акты и стандартизация».

Прикладная исследовательская тематика в области традиционных технологий сварки и сварочных материалов массового применения, как правило, связана с решением сугубо конкретных задач, возникающих в промышленности. Такие разработки позволяют активно использовать научно-технологический задел и инновационные возможности ИС, а также содействовать повышению технического уровня национального сварочного производства и конкурентоспособности выпускаемой сварной продукции.

Особенностью оригинальных научных исследований и разработок ИС является то, что они, как правило, ориентированы на исследование новых, наиболее прогрессивных технологий соединения и методов их контроля. В настоящее время исследования ИС сосредоточены на изучении технологических возможностей соединения различных материалов с применением сварки трением с перемешиванием, электронно-лучевой, лазерной и лазерно-гибридной сварки, сварки плавлением способом К-ТИГ и пайки. Широко поставлены исследования свариваемости новых сталей и сплавов, в том числе и их разнородных сочетаний. Эти работы в основном ведет отдел технологических исследований и разработок, который является одним из основных в ИС, его лабораторно-экспериментальная база (рис. 1) расположена в г. Ютц (департамент Мозель) и фактически яв-



Рис. 1. Лабораторный корпус технологического центра в г. Ютц

ляется исследовательско-технологическим центром ИС. Площадь центра составляет 6000 м², в нем работает 75 инженеров и техников, которые входят в состав лабораторий лучевых процессов, техники и технологии сварки плавлением, исследований прочности и механики разрушения сварных конструкций, коррозии и неразрушающих методов контроля и др. Центр оснащен современным лабораторным, испытательным и технологическим оборудованием, что позволяет ИС достаточно широко участвовать в крупных исследовательских программах, в том числе в рамках ЕС.

В настоящее время в центре значительное место занимают программы технологических исследований лазерных и лазерно-гибридных процессов сварки. Цех оснащен шестью лазерными источниками мощностью более 1,0...1,2 кВт каждый. Примером прикладных исследований по конкретным заказам могут служить: создание промышленной технологии сварки хромомолибденовых и высокоуглеродистых сталей широкого диапазона толщин, а также оценка технологической перспективности и рациональных областей промышленного применения лазерной сваркопайки чугунов. В рамках общеевропейской партнерской (семь соисполнителей) программы SOFI в 2006 г. начаты комплексные исследования по сравнительной оценке новейших способов сварки тонких листов углеродистых сталей, сталей с покрытиями, нержавеющей стали, сталей высокой прочности и сплавов титана и алюминия. Цель исследования — получение технологических рекомендаций по оптимальному применению конкретных способов соединения применительно к автомобильному производству и котлостроению.

Специалисты центра участвуют в европейском проекте «Hipro-TIG» по исследованию технологических особенностей нового К-ТИГ процесса, который сочетает высокую производительность и хорошее качество соединения (рис. 2). Процесс предназначен для однократной стыковой сварки металла толщиной до 12...15 мм со сквозным

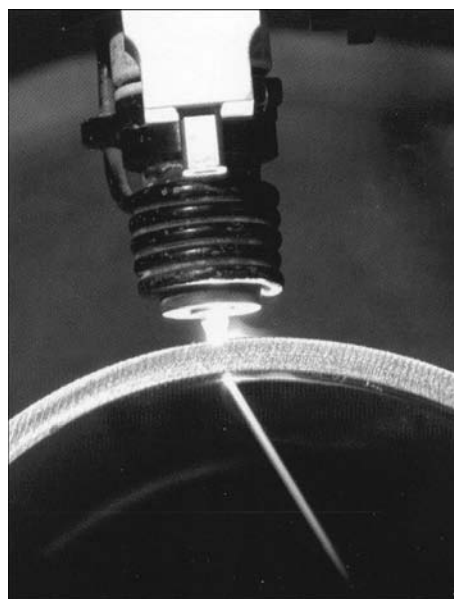


Рис. 2. К-ТИГ сварка поворотного стыка трубы толщиной 13 мм

«кинжальным» проплавлением. Для К-ТИГ процесса характерно применение больших значений сварочного тока (500...1000 А) и погружение электрода в образующееся сквозное отверстие свариваемого шва. Эксперименты проводили на образцах нержавеющей стали, никелевых и титановых сплавах толщиной 12 мм. Установлено влияние параметров процесса на поддержание «кинжального» проплавления и формирование качественного сварного шва. Результаты показали значительное (до 10 раз) повышение производительности при хорошем качестве соединения, снижение разбрызгивания и газопылевыведения (по сравнению с обычным ТИГ процессом).

Во втором специализированном технологическом центре ИС в г. Метц в качестве одной из передовых инновационных технологий всесторонне исследуется и отрабатывается для конкретных областей применения сварка трением с перемешиванием (FWS). Центр также входит в состав отдела промышленных исследований и разработок ИС, в нем работает 7 инженеров и 3 техника, а его опытно-лабораторный цех площадью 1300 м² оснащен двумя 10-тонными мостовыми кранами, имеет металлографическую лабораторию и цеховую компьютерную систему САПР-АСУТП с программным обеспечением Cartia-V5. В лабораторном корпусе установлены две современные установки (рис. 3) с цифровым управлением и столами длиной 12 и 19 м для сварки трением с перемешиванием протяженных швов как плоских элементов (в двух координатах), так и объемных узлов или фрагментов конструкций высотой до 4,5 м (в трех координатах). В 2006 г. здесь был проведен завершающий цикл исследования FWS-процесса в рамках проекта «EuroS-TIR», в котором принимали участие 40 партнеров

из стран ЕС, в том числе 6 французских. Итоговые исследования подтвердили технологические преимущества FWS-процесса в части свариваемости по сравнению с дуговым и лучевыми процессами. Исполнители проекта выдали принципиальные рекомендации промышленным предприятиям о рациональных областях применения этого процесса для соединения сплавов алюминия, меди, магния, цинка и таких разнородных сочетаний, как Al-Cu и Al-сталь. Такие технологические рекомендации отвечали и основной цели проекта «EuroSTIR» — продвижение процессов сварки трением с перемешиванием в европейское транспортное машиностроение (судо-, авиа-, автомобилестроение, подвижной железнодорожный состав) и строительство.

Другой крупной разработкой ИС в области FWS-технологии является реализация контрактного проекта «Wel Air». Проектом предусмотрена отработка промышленной технологии приварки трением с перемешиванием панелей различной кривизны размером до 12×2,4 м к рамам и шпангоутам самолетных конструкций, технологии сварки точечных, прорезных и стыковых швов на авиационных алюминиевых сплавах толщиной 1...30 мм. Промышленная FWS-технология сварки объемных и объемно-монтажных соединений в автоматическом режиме ориентирована на последующее ее применение в производстве с использованием сварочных роботов-манипуляторов сварочным инструментом, в том числе и специального, с двойным «запечником».

Следует заметить, что технологические центры ИС в г. Метц и г. Ютц проводят не только исследования и опытно-промышленную разработку технологий соединения, но и выполняют небольшие заказы отдельных предприятий на изготовление сварных деталей и узлов с применением прогрессивных процессов сварки на современном оборудовании.

Важное значение в общей деятельности ИС имеет еще два направления: диагностика, инспекция и контроль сварных конструкций и сооружений с целью оценки и продления их эксплуатационной работоспособности, а также работа непосредственно на предприятиях, где производятся ответственные сварные конструкции, т. е. высококвалифицированное технологическое сопровождение и инспекция на всех этапах изготовления конструкций (заготовительные операции, сборка, сварка, контроль). Примером такой деятельности может служить участие специалистов ИС на всех стадиях цикла изготовления уникальной сферической камеры «Laser Megajoule» массой примерно 100 т и диаметром 11,0 м для французского термоядерного центра (рис. 4).

Представляет интерес и принятая в ИС краткосрочная (на 5 лет) программа приоритетной те-



Рис. 3. Машина для сварки трением с перемешиванием (длина шва 14 м) в центре г. Метц

матики технологических исследований и разработок в области сварки и родственных технологий непосредственно в интересах промышленных предприятий и отраслей. Программа включает:

- разработку методов неразрушающего контроля сварных (стационарных и бортовых) баллонов и резервуаров для хранения водорода;
- создание методики мониторинга процесса старения сварных конструкций и оценки их повреждаемости в процессе эксплуатации;
- разработку промышленных технологий сварки новых конструкционных материалов: легированных сталей с высоким пределом упругости, высокопрочных алюминиевых сплавов и мульти-материалов для гибридных конструкций;
- повышение производительности и уровня автоматизации процессов сварки путем расширения объемов применения самоадаптивной и гибридной сварки, а также интенсивной роботизации сварочного производства;
- развитие методов цифрового моделирования технологий сварки и наплавки, в том числе включающих последующую термообработку.

По словам Генерального директора Института сварки Франции г-на Алена Удара, на ближайшую перспективу институт остается верен своим традициям в отношении непрерывного повышения инновационного уровня исследований, активного трансфера прогрессивных технологий и других новаций в производство, дальнейшего развития сети зарубежного представительства ИС, установления новых и укрепления сложившихся деловых отношений с заказчиками ведущих отраслей Франции, с которыми имеется общее видение проблем современного развития сварки и родственных технологий.

На обеспечение этих задач ориентирована существующая в ИС и постоянно совершенствуемая мощная система информационного обеспечения основных сфер его деятельности. Во внутриинститутскую систему уже включены 34 из 36 ре-



Рис. 4. Сварная сферическая камера «Laser MegaJoule» для комплекса термоядерных исследований: а — процесс сварки и контроля в цеху; б — камера подготовлена к транспортировке

гиональных офисов-представительств и зарубежных филиалов, вся система корреспондируется с Веб-сайтом института (www.isgroupe.com). В 2006 г. проведена актуализация базового пакета прикладных программ (ЕХР) управления системой, которая имеет ряд тематических БНД. Система в первую очередь позволяет накапливать и анализировать всю информацию об имеющихся или потенциальных заказчиках ИС, включая первые контакты, конкретные запросы, заявки на сметную стоимость контрактов, перечень перспективных задач и услуг и др. В БНД информационной системы ИС зафиксировано более 8000 партнеров-заказчиков, значительную часть которых составляют так называемые действительные члены ИС — крупные промышленные объединения, концерны и фирмы Франции, Бельгии, Германии и других стран. Ассоциативными членами Института сварки Франции являются DVS — Немецкое общество сварки и родственных технологий и TWI — Британский институт сварки.

Действительные члены ИС от промышленности имеют льготный доступ к ряду услуг со стороны подразделений института, в частности:

- открытый телефонный доступ к библиографической базе данных, содержащей более 14000 аннотаций международных технических публикаций в области сварки, сварных конструкций и неразрушающего контроля;
- пользование систематически актуализируемой базой данных о нормативных актах, техни-

ческих рекомендациях, стандартах и другой национальной и международной нормативной документации;

- оперативное обеспечение технологических консультаций или рекомендаций и ежеквартальное получение подборки текущей технологической документации в виде бюллетеня «Infos Members, Bull'Doc»;

- возможность ознакомления с результатами отдельных НИР, выполненных ИС по контрактам с промышленными предприятиями и стройками;

- приглашение к участию в десяти научно-технических семинарах, тематических обсуждениях и демонстрациях, проводимых в течение года;

- бесплатное резервирование места (Веб-узлов предприятий) на Веб-сайте Института сварки.

Изложенное выше иллюстрирует и новые информационные подходы ИС к работе с партнерами и заказчиками — промышленными предприятиями и стройками стран ЕС, а также современный менеджмент деятельности ИС на национальном и международном рынках сварочных технологий и услуг. Главная задача-девиз института на сегодня — «предложить потребителю наилучшее решение, где бы он не находился».

По материалам «Institut de Soudure. Rapport Annuel-2005», «Institut de Soudure. Rapport Annuel-2006» и «Soudage et Techniques Connexes».

The paper gives information about the modern structure and forms of scientific-technical activity of the French Institute of Welding. The main research areas and forms of their realization in industry are highlighted. The role of informational support of all the structures of the YFrench Institute of WeldingΦ group is shown.

Поступила в редакцию 10.04.2008



УДК 621.791.75

РАЗРАБОТКА И РАЗВИТИЕ ДУГОВОЙ СВАРКИ В АКТИВНЫХ ГАЗАХ

А. П. ЛИТВИНОВ, канд. техн. наук (Приазов. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь)

Рассмотрена история возникновения и развития дуговой сварки в активных газах. Отмечается, что этот способ сварки развивался по металлургическим и электродинамическим составляющим процесса. Максимальный эффект его применения достигнут при импульсном управлении плавлением электрода, а также использовании специальных составов электродных проволок и защитного газа.

Ключевые слова: сварочное производство, дуговая сварка, источник питания, сварка в активных газах, сварка в углекислом газе, металлургия сварки, электродная проволока, история техники

Дуговая сварка плавящимся электродом в углекислом газе в настоящее время нашла широкое применение в производстве стальных металлоконструкций. С первых лет создания промышленно пригодной технологии она стала важным средством механизации сборочно-сварочных работ, потеснив ручную дуговую сварку и полуавтоматическую шланговую под флюсом (шланговую), применявшихся в судо-, автомобиле-, вагоностроении и ряде других отраслей промышленности сначала в СССР, а вскоре и в других странах. Однако до настоящего времени не выполнен анализ развития этого вида сварки. В сборниках и монографиях, в том числе посвященных истории сварки, допущены неточности технологического характера, касающиеся сварки стержневыми электродами в смесях газов, составов проволок, свариваемых металлов, не выделены основополагающие технические решения и не выполнен системный анализ возникновения и развития технологий сварки в углекислом газе, не приведена последовательность развития этого способа сварки [1–4]. Известны работы, в которых рассмотрены преимущества дуговой сварки плавящимся электродом в защитном газе, ограничения, основные характеристики, возможности автоматизации и роботизации, способы управления переносом металла, рекомендации по выбору сварочной проволоки и режимов сварки [5].

В последней из работ [6], посвященной достижениям и проблемам сварки переменным током, отмечены особенности процессов плавления электродной проволоки, в том числе и в углекислом газе, и конструкции источников питания.

Однако до настоящего времени не выполнен анализ развития этого вида сварки.

Целью настоящей работы является систематизация и установление последовательности разработки основных способов дуговой сварки в активных газах, а также история расширения ее технологических возможностей.

Сварка угольным электродом в углекислом газе. В первом способе дуговой сварки, разработанном Н. Н. Бенардосом, ионы углерода участвовали в реакциях с кислородом и вытесняли воздух из зоны сварки, предотвращая окисление и азотирование металла [7]. В начале XX в. развернулась работа по улучшению качества, универсальности применения и повышению производительности процесса сварки. Были разработаны ацетилено-кислородная сварка и дуговая сварка штучными металлическими электродами с покрытиями. Однако в стационарных условиях стальные, чугунные и медные изделия продолжали сваривать и ремонтировать по способу Бенардоса [8]: для сварки угольной дугой алюминия и его сплавов на кромки наносили водные растворы солей фтора и хлора. В 1920-х годах в США делались попытки применить углекислый газ как средство защиты при сварке (Э. Томсон, компания «Дженерал электрик»), но положительных результатов получить не удалось, поскольку при сварке образовывались поры. С середины 1920-х гг. в Германии и ряде других стран интенсивно работали над проблемой автоматизации дуговой сварки, причем сварка угольным электродом рассматривалась как одна из наиболее перспективных технологий [9]. Е. О. Патон отмечал, что сварка угольным электродом находила за рубежом широкое применение [9]. В 1936 г. сотрудник ИЭС Н. Г. Остапенко разработал способ дуговой сварки угольным электродом в струе углекислого газа и атмосфере сгорающего бумажного шнура [8]. Благодаря такой защите можно менять полярность



процесса и улучшать управление тепловложением. К 1938 г. в ИЭС усовершенствовали полуавтоматическую и автоматическую сварку угольным электродом [10]. Сварка угольным электродом в углекислом газе продолжала применяться в 1940–1950-х годах как механизированная технология для серийного изготовления ряда стальных изделий [11]. Н. Г. Остапенко писал: «Струя углекислого газа, обдувая раскаленный угольный электрод, образует окись углерода, которая не является окислителем и поэтому может служить защитной атмосферой, предохраняющей расплавленный металл в зоне сварки от окружающего воздуха...» [12, с. 7]. Изделия из стали, сваренные угольной дугой в углекислом газе (канистры, электрические конденсаторы, сосуды щелочных аккумуляторов, тонкостенные резервуары, трубы и др.), соответствовали требованиям прочности и герметичности, предъявляемым к сосудам, работающим при нормальном давлении [12, 13]. Одновременно в ИЭС были сделаны попытки разработать технологию сварки в углекислом газе плавящимся электродом, однако положительного результата достигнуть не удалось [1].

Развитие металлургии сварки плавящимся электродом в углекислом газе. К концу 1930-х годов в США (фирма «Линде») и СССР (в ИЭС под руководством Е. О. Патона) создана автоматическая дуговая сварка железа и стали под слоем флюса [8]. В ИЭС высокого качества металла шва удалось достичь благодаря применению электродных кремнемарганцовистых проволок, изготовленных на заводах «Серп и Молот» и «Красный Профинтерн» [14, с. 28]. 14 февраля 1941 г. был утвержден ГОСТ 178–41 на сварочные проволоки, мас. %: до 0,16 С; 0,8...1,1 Мн; 0,6...0,9 Si, не более 0,04 S, не более 0,04 Р [14 с. 34]. Е. О. Патон отмечал, что «... флюс или электродная проволока должны содержать марганца больше, чем необходимо получить его в металле шва» [14, с. 38]. Повышенное содержание кремния и марганца по сравнению с содержанием этих элементов в обычных конструкционных сталях было введено именно с целью раскисления. Идея применения кремнемарганцовистых проволок использована и К. В. Любавским в Центральном научно-исследовательском институте технологии машиностроения в отделе сварки, которым по совместительству руководил Е. О. Патон, при разработке флюсов новых составов [15].

В 1952 г. К. В. Любавским и Н. М. Новожиловым продемонстрирована возможность сварки сталей плавящимся электродом с использованием углекислого газа в качестве защиты (авторское свидетельство СССР № 104283 от 2 февр. 1952 г). Низкоуглеродистые стали и сталь 30ХГСА они сваривали с использованием известных электродных проволок (состав по ГОСТ 2246–51) с раскис-

лителями — марганцем и кремнием [16]. Однако при сварке стали Х18Н9Т несмотря на применение специальных проволок легирующие примеси выгорали [16, с. 6]. Плавление электродной проволоки протекало нестабильно, сопровождалось веерообразным разбрызгиванием. Авторы отмечали, что ввиду «... больших потенциальных возможностей использования этого процесса для автоматической и полуавтоматической сварки целесообразно дальнейшее изучение этого процесса с созданием необходимых электродных проволок и специальной аппаратуры» [16, с. 8]. Сильное разбрызгивание электродного металла и неудовлетворительное формирование шва они объясняли прежде всего интенсивным сжатием столба дуги вследствие отбора энергии на диссоциацию и ионизацию молекулярных газов по периферии столба [17]. Добиться стабильного протекания процесса стало одной из важнейших задач по созданию промышленной технологии и оборудования. В то же время, как известно, характер переноса капли зависит от совместного действия плавления электрода давлением дуги, сил поверхностного натяжения жидкого металла, тяжести и электродинамических, значения и направление которых изменяются в процессе образования и отрыва капли [18, 19].

Дальнейшее развитие сварки в углекислом газе пошло по двум направлениям, которые можно назвать металлургическим и магнитоэлектродинамическим, что в итоге привело к созданию современных технологий — регулированию электрофизических параметров. В зону сварки стали вводить вещества, изменяющие потенциал ионизации дугового разряда. В 1960–1970-х годах интенсивно разрабатывали составы электродных проволок и определяли параметры режимов; позже начался поиск составов защитных газов (МВТУ им. Н. Э. Баумана, ИЭС им. Е. О. Патона, Ростовский институт сельскохозяйственного машиностроения (РИСХМ) и др.). Основным металлургическим направлением стало целенаправленное изменение химического состава электродного металла как средство регулирования плавления и переноса металла в основном за счет введения в зону сварки элементов с низким потенциалом ионизации (солей щелочных, щелочноземельных элементов) и различных легирующих элементов. Наиболее практичным и эффективным признано применение порошковой проволоки. В 1957 г. И. К. Походней разработаны составы электродных проволок для наплавки в углекислом газе (ИЭС им. Е. О. Патона) [20]. Порошковая проволока продолжала совершенствоваться, диапазон ее применения распространился на сварку в углекислом газе легированных и теплоустойчивых сталей, сталей повышенной прочности, а также наплавку [21, 22].



Нанесение на проволоку Св-08Г2С тонкого слоя активаторов, добавление в состав плавящегося электрода редкоземельных металлов (0,03...0,07 %) позволило улучшить технологические свойства процесса, повысить стабильность горения дуги, снизить потери металла на разбрызгивание и содержание азота и водорода в металле швов. При использовании в качестве активатора водного раствора углекислых солей цезия и натрия удалось получить устойчивый струйный перенос металла. Установлено, что при активации электрода на заkritическом для стандартной кремнемарганцовистой проволоки токе дуга в углекислом газе становится пространственно устойчивой. При импульсно-дуговой сварке с прерывисто-струйным переносом электродного металла потери его на разбрызгивание уменьшились до 3...5 % [23–26]. Для обеспечения высоких механических свойств металла шва В. И. Ульяновым и другими специалистами ИЭС им. Е. О. Патона предложено легировать проволоку Св-08Г2С алюминием (до 0,01 %) [27]. В 2000 г. разработаны композитные сварочные проволоки на основе единой унифицированной матрицы с сердцевиной, состоящей из обогащенной микролегирующими модифицирующими или флюсующими добавками в несвязанном с примесями состоянии в изолирующей оболочке [28].

В 1974 г. в ИЭС им. Е. О. Патона было доказано, что при сварке в углекислом газе с добавкой кислорода (до 30 %) проволока должна содержать повышенную массовую долю кремния или быть дополнительно легирована титаном и алюминием [29]. Для уменьшения разбрызгивания и исключения образования оксидной пленки на поверхности шва при сварке кислотостойких сталей предложена комбинированная газовая защита зоны сварки с подачей из отдельных сопел аргона и углекислого газа [30]. Разработку составов газов и повышение качества защиты зоны сварки выполняли и при решении других проблем. Так, сварка в смеси $\text{Ar} + \text{O}_2 + \text{CO}_2$ по сравнению со сваркой в углекислом газе и под флюсом обеспечивает более высокое сопротивление металла шва зарождению трещин [17, 31, 32]. В последние десятилетия основное внимание уделялось увеличению производительности сварки за счет применения смесей газов $\text{CO}_2 + 25...30\% \text{He}$, что намного увеличивает скорость подачи проволоки и обеспечивает стабильность процесса [33].

Исследование электрофизических явлений и разработка источников питания. Для расширения области применения сварки в углекислом газе следовало разработать способы управления плавлением и переносом электродного металла. Наиболее перспективными считали импульсно-дуговые процессы, связанные с изменением электрических параметров режима. В течение 1940–

1950-х гг. в ИЭС им. Е. О. Патона накоплен большой опыт исследования процессов и внедрения дуговой сварки тонкой проволокой под флюсом. Б. Е. Патон, изучая электроэнергетические характеристики процессов дуговой сварки, определил условия сварки с саморегулированием плавления электродной проволоки и требования к элементам сварочной цепи [34, 35]. В ИЭС им. Е. О. Патона была установлена возможность управления плавлением и переносом электродного металла, а также другими характеристиками процесса за счет импульсов тока или программирования измененной мгновенной мощности. Импульсно-дуговая сварка с постоянной скоростью подачи электрода и принудительными короткими замыканиями в инертных газах впервые осуществлена в 1953 г. А. В. Петровым в Научно-исследовательском институте авиационных технологий (НИАТ) [36].

В 1956 г. ИЭС и в НИАТ разработан процесс сварки в углекислом газе тонкой проволокой диаметром 0,6...1,2 мм, протекающий с принудительными короткими замыканиями дугового промежутка [37, 38]. Приступив к исследованиям нового процесса, Б. Е. Патон установил следующее: «Сварочная дуга в углекислом газе более контрагирована, чем в аргоне, имеет возрастающую вольт-амперную характеристику и обладает свойством саморегулирования; в углекислом газе целесообразно применять источники питания постоянного тока с жесткой либо возрастающей внешней характеристикой. Большой интерес представляет применение сварочных полупроводниковых выпрямителей, схема которых снабжена необходимыми обратными связями ...». Б. Е. Патон отмечал, что «... решение по применению переменного тока для питания дуги в углекислом газе следует искать в активировании электродной проволоки, а также применении специальных сварочных трансформаторов с обратными связями и импульсным зажиганием дуги» [39, с. 6].

В ИЭС им. Е. О. Патона было доказано, что при повышенной плотности тока в плавящемся электроде устойчивость процесса сварки может быть достигнута в случае использования в качестве источника питания генератора постоянного тока с жесткой характеристикой. Импульсно-дуговая сварка с постоянной скоростью подачи электрода была разработана в ИЭС им. Е. О. Патона в 1956 г. [38]. В последующие годы импульсно-дуговые процессы продолжали разрабатывать в ряде других стран [40, 41]. К началу 1970-х гг. сформировались основные виды импульсно-дуговой сварки: с непрерывным горением дуги; с принудительными короткими замыканиями разрядного промежутка, в том числе с принудительными обрывами дуги [42–45]. Сварку с непрерывным горением дуги обычно ведут с наложением импульсов тока одинаковых параметров или группы импульсов



различных параметров. Процесс с принудительными короткими замыканиями достигается, как правило, программирование тока при сварке в углекислом газе тонкой проволокой [46, 47].

Основной задачей совершенствования оборудования, которую решали в ИЭС, РИСХМ, фирме «Линкольн электрик» (США) и других фирмах, являлось управление процессом массопереноса электродного металла не с помощью традиционного формирования импульсов, отрывающих капли электродного металла и реализующего таким образом сварку без коротких замыканий (режим «пульс»), а принудительным формированием коротких замыканий путем управления током и напряжением на дуге. В ИЭС им. Е. О. Патона разработан процесс, при котором принудительные короткие замыкания дугового промежутка каплями электродного металла происходят под действием кратковременных импульсов тока. Для стабилизации процесса сварки, особенно для снижения разбрызгивания, найдены оптимальные соотношения между напряжением и током, разработаны источники питания с соответствующими динамическими свойствами. Установлена связь между параметрами переноса металла и характеристиками источника питания такими, как индуктивность цепи, сопротивление короткого замыкания и др. Отработаны механизмы подачи, системы управления режимом, созданы полуавтоматы, в том числе и для двухрежимной сварки [48–51]. К 1970 г. впервые была осуществлена автоматическая сварка переменным током в углекислом газе [52]. В последующие годы эта технология совершенствовалась на новой технической базе; были созданы стабилизаторы горения дуги с двойным управлением [53, 54].

Оба направления усовершенствования сварки в углекислом газе использовались для создания технологии сварки конкретных металлов и изделий. Многие задачи удалось решить с помощью импульсного управления током и мощностью дуги с программируемой подачей защитных газов (углекислого и газовых смесей с аргоном) в зону сварки. С этой целью разработано оборудование для автоматической и полуавтоматической сварки: специализированные источники питания, блоки модуляции вида защитных газов с различными физико-химическими свойствами и устройства для синхронизации их подачи. Решена проблема сварки различных сталей малой, средней и большой толщины на сварочном токе 8...300 А [55].

С 1930-х годов в СССР разработаны и нашли широкое применение вибродуговая наплавка и сварка, при которых электромагнит переменного тока заставляет вибрировать электрод, то приближая его к изделию, то удаляя; дуга может питаться как постоянным, так и переменным током [56]. Принудительные колебания электрода

непрерывно производят короткие замыкания и зажигание дуги. Принцип вибрации был совмещен с импульсным питанием дугового процесса при сварке в углекислом газе. В последнее десятилетие прошлого века фирмой «Фрониус» (Австрия) разработано оборудование, позволяющее реализовать не только процессы сварки и наплавки МИГ и МАГ постоянной и импульсной дугой, но и управлять сварочным процессом путем динамического регулирования скорости подачи проволоки. В момент короткого замыкания проволока отдергивается, при этом перенос металла происходит под действием сил инерции. Благодаря незначительному току короткого замыкания процесс сварки происходит практически без разбрызгивания и с минимальным нагревом основного металла. Технология была названа «Cold Metal Transfer» — перенос холодного металла [57]. Для контроля короткого замыкания и оптимизации процесса сварки разработан цифровой управляемый микропроцессор и регулируемый в цифровом режиме инверторный источник сварочного тока с интегрированным функциональным пакетом; оборудование пригодно для функционирования с роботами, имеющими различный принцип управления.

Разработка техники сварки в углекислом газе и ее внедрение. Разработанная в 1940-х годах сварка угольной дугой в атмосфере углекислого газа благодаря своей высокой производительности и дешевизне начала вытеснять ацетилено-кислородную сварку в производстве изделий из тонколистовой (0,5...3 мм) стали. Держатель с угольным электродом и соплом можно легко перемещать вручную или укрепить на тележке с точным копированием контура шва и автоматической подачей угольного электрода по мере сгорания. Для массового производства небольших изделий спроектированы специализированные станки, выполняющие сборку и перемещение заготовок. При этом сократился объем операций, выполняемых вручную и также исключались промежуточные операции [12].

Промышленные образцы оборудования для механизированной сварки плавящимся электродом были разработаны достаточно быстро. Пригодился опыт конструирования Б. Е. Патоном длинных гибких шлангов, подающих механизмов, держателей и других элементов оборудования полуавтоматической (шланговой) сварки под флюсом [58]. Сварочные головки опытных установок в ИЭС им. Е. О. Патона изготавливали на основе подающего механизма полуавтомата ПШ-5. В 1957 г. в ИЭС был создан серийный образец такого полуавтомата, а в 1958 г. спроектированы специализированные станки-автоматы для сварки в углекислом газе. В частности, была решена проблема автоматизации сварки малогабаритных



деталей, тонколистовых конструкций, вертикальных и потолочных швов.

Следует отметить, что, если физико-химические процессы, технология и материалы продолжали совершенствоваться, то механическая часть оборудования была сконструирована наиболее рационально. Первое время сварку тонкой проволокой выполняли от сварочного генератора с жесткой характеристикой. Для обеспечения стабильности процесса сварки и уменьшения разбрызгивания сварку осуществляли при определенных соотношениях напряжения и тока. Внешние характеристики источника формировали путем изменения магнитного потока размагничивания генератора и другими способами.

Усовершенствование источников питания велось в соответствии с требованиями технологии (в первую очередь с учетом управления характером плавления электродов) на новых элементных базах, по мере того, как создавались новые поколения электронной техники [47, 49, 59]. Для управления процессом сварки использовали различные системы слежения и компьютеры. Так, оптико-электронная система слежения за сварочным соединением, спаренная с микрокомпьютером, обеспечивает контроль высокой точности при автоматической дуговой сварке металлическим электродом в среде защитных газов [60]. В конце 1999-х годов в ИЭС им. Е. О. Патона был разработан универсальный технологический комплекс для автоматической и механизированной дуговой сварки плавящимся электродом, включающий специализированный источник питания, блок модуляции вида защитных газов (аргона, углекислого газа и газовых смесей) и устройство синхронизации рода сварочного тока с видом защитного газа [61].

Статьи о работах в СССР по созданию сварки плавящимся электродом в углекислом газе в 1950-х годов были перепечатаны за рубежом и вскоре фирмы США, Швеции, Великобритании и других стран уже выпускали аппаратуру для этого процесса.

Выводы

1. При создании дуговой сварки плавящимся электродом в углекислом газе использованы полувековой опыт применения сварки угольным электродом для производства стальных изделий и кремнемарганцовистая проволока, разработанная для сварки под флюсом.

2. Совершенствование технологий сварки в углекислом газе шло в направлении улучшения электрофизических параметров процесса путем введения в зону сварки веществ, изменяющих потенциал ионизации дугового разряда, и разработки способов управления плавлением и переносом

электродного металла импульсным изменением электрических параметров режима.

3. Наибольший эффект достигнут при импульсном управлении током и мощностью дуги с программируемой подачей в зону сварки защитных газов (углекислого газа и газовых смесей).

1. *Дуговая сварка в защитном газе. Дуговая сварка в вакууме* / А. Г. Потапьевский, А. В. Петров, А. М. Суптель, В. М. Ямпольский // Сварка в СССР. — Т. 1. — М.: Наука, 1982. — С. 239–267.
2. *Simonson R. D. The history of welding.* — Illinois: Morton Grove, 1969. — 420 p.
3. *Manna F. Storia della saldatura.* — Napoli: Edizioni scientifiche Italiane, 1979. — I — 539 S; II — 469 S.
4. *Потапьевский А. Г. Сварка в защитных газах плавящимся электродом.* — М.: Машиностроение, 1974. — 240 с.
5. *Sadler H. A look at the fundamentals of gas welding* // Welding J. — 1999. — 78, № 5. — С. 45–59.
6. *Сварочные источники питания с импульсной стабилизацией горения дуги* / Б. Е. Патон, И. И. Заруба, В. В. Дыменко, А. Ф. Шатан. — Киев: Екотехнологія, 2007. — 248 с.
7. *Бенардос Н. Н. Научно-технические изобретения и проекты:* Избран. тр. — Киев: Наук. думка, 1982. — 239 с.
8. *Чеканов А. А. История автоматической электросварки.* — М.: Изд-во АН СССР, 1963. — 157 с.
9. *Патон Є. О. Праці в галузі електрозварювання* // Вісті АН УРСР. — 1937. — № 6. — С. 11–27.
10. *Збірник праць Інституту електрозварювання Академії наук УРСР* / За ред. Є. О. Патона. — К.: Вид-во АН УРСР, 1937. — 161 с.
11. *Остапенко Н. Г. Автоматическая сварка бортовых швов угольным электродом в атмосфере углекислого газа* // Юбилейный сборник, посвященный 80-летию Е. О. Патона. — Киев: Изд-во АН УССР, 1951. — С. 53–59.
12. *Остапенко Н. Г. Автоматическая сварка бортовых швов угольной дугой, стабилизированной струей углекислого газа* // Автоген. дело. — 1951. — № 5. — С. 5–9.
13. *Кирдо И. В., Лебедев В. К. Берзин А. И. Сварка неповоротных стыков тонкостенных труб угольным электродом в атмосфере углекислого газа* // Автомат. сварка. — 1957. — № 3. — С. 44–50.
14. *Патон Е. О. Скоростная автоматическая сварка под флюсом:* Избран. тр. — В 3-х т. — Киев: Изд-во АН УССР, 1961. — Т. 3. — 558 с.
15. *Любавский К. В. Разработка флюсов для скоростной сварки сталей Ст2 и Ст3 стандартной электродной проволокой* // Автоген. дело. — 1941. — № 6. — С. 25–31.
16. *Любавский К. В., Новожилов Н. М. Сварка плавящимся электродом в атмосфере защитных газов* // Там же. — 1953. — № 1. — С. 4–8.
17. *Новожилов Н. М. Основы металлургии дуговой сварки в газах.* — М.: Машиностроение, 1979. — 231 с.
18. *Дятлов В. И. Элементы теории переноса электродного металла при электродуговой сварке* // Новые проблемы сварочной техники. — Киев: Техніка, 1964. — С. 167–182.
19. *Ронский Л. М. Перенос металла при сварке в углекислом газе* // Автомат. сварка. — 1960. — № 10. — С. 28–35.
20. *Походня И. К. Проволока для наплавки износостойких сталей в среде углекислого газа* // Там же. — 1957. — № 3. — С. 51–54.
21. *Походня И. К., Головкин В. Н. Высокопроизводительная порошковой проволока для сварки в углекислом газе* // Там же. — 1974. — № 7. — С. 66–68.
22. *Походня И. К., Шлепаков В. Н., Супрун С. А. Сварочная порошковая проволока типа Э60 для сварки в углекислом газе* // Труды Всесоюзной конференции по сварочным материалам. — Киев: Наук. думка, 1982. — С. 121–127.
23. *Особенности переноса металла при сварке активированной проволокой в углекислом газе током прямой полярности* /

- Н. М. Будник, В. М. Евченко, Ю. Г. Белоусов, В. Х. Мацука // Свароч. пр-во. — 1971. — № 7. — С. 28–31.
24. Патон Б. Е., Шейко П. П. Автоматическое управление процессом импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом // Автомат. сварка. — 1967. — № 1. — С. 3–8.
25. Аснис А. Е., Слуцкая Т. М. Возможности снижения содержания марганца в электродных проволоках для сварки в активных газах // Там же. — 1982. — № 8. — С. 71–72.
26. Дюргеров Н. Г., Щекин В. А., Небылицын Л. Е. Импульсно-дуговая сварка в углекислом газе активированным электродом // Свароч. пр-во. — 1975. — № 10. — С. 22–23.
27. Ульянов В. И., Литвинчук С. М., Высоцкий Г. А. Влияние алюминия на технологические свойства сварочной проволоки типа Св-08Г2С // Автомат. сварка. — 1972. — № 1. — С. 8–9.
28. Панин В. Н. Новые подходы в улучшении качества известных и создании новых сварочных материалов // Современные проблемы и достижения в области сварки и родственных технологий и оборудования на рубеже XXI века. — С.-Пб., 2000. — С. 25–29.
29. Переход примесных элементов из проволоки в наплавляемый металл при сварке в смеси углекислого газа с кислородом / Т. М. Слуцкая, А. Е. Аснис, А. Я. Тюрин, Е. С. Левченко // Автомат. сварка. — 1974. — № 11. — С. 68.
30. Лаврищев В. Я. Автоматическая сварка стали с двойной газовой защитой // Там же. — 1970. — № 2. — С. 41–43.
31. А. с. 247430 СССР, МКИ Н 05 В. Способ импульсно-дуговой сварки / Б. Е. Патон, А. Г. Потапьевский. — Оpubл. 04.07.69; Бюл. № 22.
32. Сварка в смеси активных газов / А. Е. Аснис, Л. М. Гутман, В. Р. Покладий, Я. М. Юзькив. — Киев: Наук. думка, 1982. — 215 с.
33. Miller N. A., Salter G. R. Effects of nitrogen in CO₂ welding // British Welding J. — 1964. — № 1. — P. 25–28.
34. Патон Б. Е. Сварочные головки и питание их током. — Киев: Изд-во АН УССР, 1947. — 67 с.
35. Патон Б. Е. Импульсное зажигания дуги с целью значительного снижения напряжения сварочного трансформатора // Автомат. сварка. — 1954. — № 4. — С. 46–52.
36. Петров А. В. Дуговая сварка нержавеющей стали плавящимся электродом в среде инертных газов // Вест. машиностроения. — 1954. — № 9. — С. 68–70.
37. Сварка в углекислом газе / И. И. Заруба, Б. С. Касаткин, Н. И. Каховский, А. Г. Потапьевский. — Киев: Гостехиздат УССР, 1960. — 224 с.
38. Заруба И. И. Полуавтоматическая сварка тонкой стали плавящимся электродом // Автомат. сварка. — 1957. — № 3. — С. 9–21.
39. Патон Б. Е. Газоэлектрическая сварка и рациональные области ее применения // Там же. — 1957. — № 3. — С. 1–8.
40. Erdman-Jesnitz F. Beitrag zur Veränderung des Abschmelzcharakter von ummantelten Elektroden durch den elektrischen Anschlußkreis // Schweissen und Schneiden. — 1959. — № 12. — S. 447–454.
41. Wilson R. A. Vapor — shielded arc welding at 200 ipm // Welding J. — 1961. — № 1. — P. 13–17.
42. Патон Б. Е., Потапьевский А. Г., Подола Н. В. Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом с программным регулированием процесса // Автомат. сварка. — 1964. — № 1. — С. 1–6.
43. Патон Б. Е., Потапьевский А. Г. Виды процессов сварки в защитных газах стационарной и импульсной дугой // Там же. — 1973. — № 9. — С. 1–8.
44. Управление процессом дуговой сварки путем программирования скорости подачи электродной проволоки / Б. Е. Патон, Н. М. Воропай, В. Н. Бучинский и др. // Там же. — 1977. — № 1. — С. 1–5, 15.
45. А. с. 1313140, МКИ В 23 К 9/18. Способ дуговой сварки с короткими замыканиями дугового промежутка и устройство для его осуществления / И. И. Заруба, Ю. Н. Сараев, А. Ф. Князьков, А. К. Тимошенко. — Оpubл. 15.01.87; Бюл. № 15.
46. Потапьевский А. Г., Лапчинский В. Ф. Динамические свойства источников тока для сварки в углекислом газе // Автомат. сварка. — 1963. — № 9. — С. 42–47.
47. Лебедев В. К., Медведев Н. Ф. Исследование влияния переходных процессов на разбрызгивание металла при сварке в углекислом газе // Там же. — 1968. — № 5. — С. 11–14.
48. Двухрежимный полуавтомат для сварки тонкой электродной проволокой при повышенной плотности тока / Ю. Г. Белоусов, А. Н. Михайлов, В. М. Евченко, В. П. Соболев // Свароч. пр-во. — 1969. — № 4. — С. 47–48.
49. Модернизация типовых источников питания применительно к сварке в углекислом газе / Н. Ф. Медведев, И. И. Заруба, М. Н. Сидоренко, В. В. Басанский // Автомат. сварка. — 1970. — № 6. — С. 53–56.
50. Заруба И. В., Дыменко В. В., Баргамен В. П. Сварка переменным током в углекислом газе // Там же. — 1973. — № 10. — С. 64–68.
51. Бучинский В. Н. Импульсно-дуговая сварка с замыканием разрядного промежутка // Там же. — 1980. — № 12. — С. 64–66.
52. Заруба И. И., Дыменко В. В. Стабилизаторы горения дуги переменного тока с двойным управлением // Там же. — 1982. — № 5. — С. 43–46.
53. Шейко П. П., Жерносеков А. М. Технология и оборудование для сварки плавящимся электродом с программируемым изменением газовой защиты и модуляцией сварочного тока // Сварщик. — 2003. — № 4. — С. 4.
54. Пат. 43424 Украина, МКИ В 23 К 9/167. Спосіб дугового зварювання плавким електродом в середовищі захисних газів / Б. Є. Патон, В. К. Лебедев, П. П. Шейко та ін. — Оpubл. 17.12.2004; Бюл. № 11.
55. Многоцелевой источник питания для дуговых способов сварки плавящимся электродом / П. П. Шейко, В. М. Павшук, В. Е. Пузаненко и др. // Автомат. сварка. — 2003. — № 4. — С. 56–57.
56. Хренов К. К. Сварка, резка и пайка металлов. — М.: Машиностроение, 1970. — 408 с.
57. Бондаренко В. Л. Дуговая сварка с импульсной подачей электродной проволоки — процесс СМТ, предложенный фирмой «Фрониус» // Автомат. сварка. — 2004. — № 12. — С. 55–58.
58. Патон Б. Е. Сварка длинным гибким электродом под флюсом // Автоген. дело. — 1945. — № 1. — С. 1–2.
59. Быховский О. Г., Скоморохов В. М. Расчет тока и напряжения на дуге при сварке в углекислом газе // Автомат. сварка. — 1973. — № 11. — С. 72.
60. Kuhne A. N., Frassek B., Starke G. Components for the automated GVAW process // Welding J. — 1984. — № 1. — P. 31–34.
61. Технология и оборудование для сварки плавящимся электродом с программируемым изменением газовой защиты и модуляцией сварочного тока // Сварщик. — 2003. — № 4. — С. 4.

Analysed is the history of emergence and development of welding in active gases. It is noted that this welding method was development on the basis of progress in metallurgical and electrodynamic components of the process. The maximal effect of its application was achieved with pulsed control of electrode melting, as well as with utilisation of special compositions of electrode wires and shielding gas.

Поступила в редакцию 29.01.2008,
в окончательном варианте 04.02.2008



УДК 621.791.019: 658.562

АНАЛИЗ ПРИЧИН РАЗРУШЕНИЯ ЛОПАТОК ОСЕВОГО КОМПРЕССОРА АГРЕГАТА ГТК-25И

Академик НАН Украины **К. А. ЮЩЕНКО**, **В. С. САВЧЕНКО**, д-р техн. наук,
Л. В. ЧЕРВЯКОВА, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
В. И. ИЗБАШ, **В. Г. СОЛЯНИК**, кандидаты техн. наук (НАК «Нефтегаз Украины» ГК Укртрансгаз, г. Киев)

Исследованы причины разрушения лопаток из мартенситно-ферритной стали входного поворотного направляющего аппарата осевого компрессора газоперекачивающего агрегата. Разрушение лопаток происходит в несколько стадий: образование очагов коррозии — появление и развитие трещин в зоне коррозионного разрушения при циклической нагрузке — разрушение. На начальной стадии происходит коррозионное повреждение на границе раздела мартенсит-феррит, переходящее от межзеренного к внутризеренному коррозионному разрушению по мартенситным иглам, а затем к усталостному разрушению по телу зерна.

Ключевые слова: газотурбинные установки, лопатки, высоколегированная сталь, коррозионно-усталостные повреждения

На газотурбинных установках ГТК-25И, широко применяемых для транспортировки газа, используется входной поворотный направляющий аппарат осевого компрессора, который комплектуется поворотными стационарными лопатками из стали 14X17H2.

В соответствии со структурной диаграммой Потака и Сагалевица [1] сталь 14X17H2 относится к высоколегированным сталям мартенситно-ферритного класса с содержанием около 70 % мартенсита, менее 20 % феррита и следов остаточного аустенита. Структурно свободный феррит выделяется в виде полос [2].

Сталь 14X17H2 относится к закаливающимся нержавеющим хромистым сталям, в которых повышенное содержание хрома обеспечивает достаточную коррозионную стойкость в ряде слабоагрессивных сред [3, 4], однако в связи с возможным выделением избыточных карбидных фаз стали подобной системы легирования [1, 3] проявляют пониженную коррозионную стойкость при нагреве выше 500 °С.

В процессе эксплуатации стационарных поворотных лопаток в составе компрессора установки ГТК-25И произошло разрушение пера лопатки.

Цветовая дефектоскопия поверхности пера и металлографические исследования позволили выявить локальные микротрещины в зоне выкружек в местах перехода цилиндрической части верхней и нижней цапф к перу (рис. 1) (наличие выкружек, по мнению проектировщиков, должно было уменьшить концентрацию напряжений в этих местах); микротрещины в местах забоин на входной кромке пера лопатки; локальные (язвенные) кор-

розионные повреждения поверхности пера лопатки, в том числе в районе выкружек (рис. 2).

Анализ состояния верхней цапфы лопатки показал односторонний износ ее цилиндрической части со стороны «спинки» пера лопатки, что связано, очевидно, с наличием значительных знакопеременных нагрузок пера поворотной лопатки (по-видимому, одностороннего действия).

Кроме того, визуальным осмотром обнаружены многочисленные локальные вспучивания поверхности пера лопатки диаметром 0,5...1,2 мм и глубиной 0,5 мм с характерным коррозионным растрескиванием (рис. 3).

Металлографическими исследованиями установлен структурный состав металла, состоящий из блочного мартенсита (М) и строчечных выделений δ -феррита (δ -Ф), сформировавшегося, очевидно, в результате термомеханической обработки при высоких температурах. По границам мартенситных блоков внутри бывших аустенитных



Рис. 1. Коррозионно-усталостное разрушение (1) поверхности лопатки из стали 14X17H2 в процессе эксплуатации и хрупкое разрушение в районе забоин (2) при аварийном разрушении

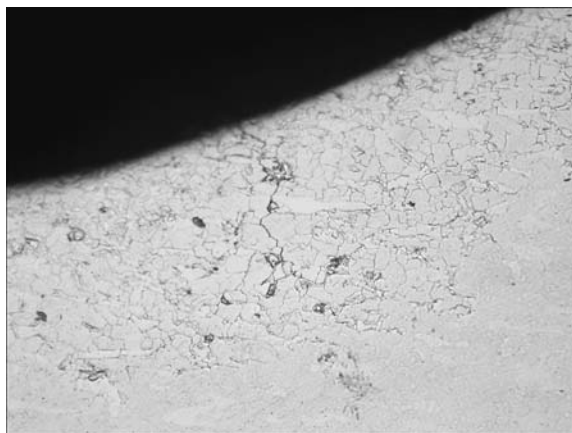


Рис. 2. Микроструктура (X200) с характерным коррозионно-усталостным разрушением пера лопатки из стали 14X17H2 в районе выкружки (фрагмент 1 на рис. 1)

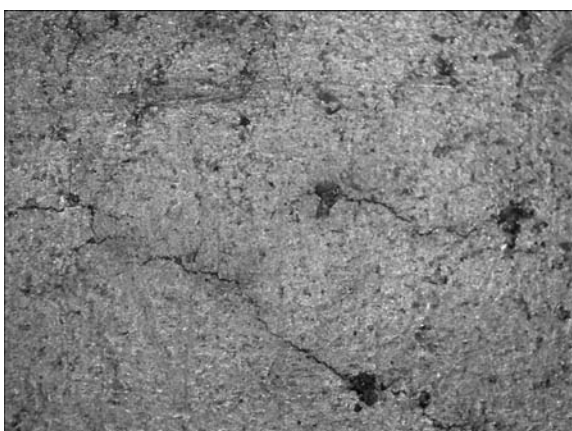


Рис. 3. Фрагмент внешнего вида поверхности пера поворотной лопатки из стали 14X17H2 (X50) с характерным коррозионным растрескиванием

зерен и границам между δ -ферритом и мартенситной структурными составляющими наблюдаются выделения карбидов типа $Me_{23}C_6$ (рис. 4).

Химический состав металла поворотной лопатки из стали 14X17H2 после эксплуатации следующий, мас. %: 0,14 C; 0,46...0,58 Si; 17,85...20,3 Cr; 78,12...79,66 Fe; 1,01...2,03 Ni. В связи с различной растворимостью хрома и никеля при высоких температурах в γ -аустените и δ -феррите наблюдается некоторое перераспределение этих элементов между мартенситной и ферритной составляющими структуры.

Исследования поверхности лопаток в состоянии после эксплуатации с использованием оптического микроскопа «Neophot-32» позволили детально оценить характер разрушения пера лопатки в процессе эксплуатации. Прежде всего подтверждается наличие коррозионно-усталостного разрушения от выкружек в местах перехода от верхней и нижней цапфы к перу лопатки.

Металлографические исследования полированных, но нетравленных шлифов позволяют судить о глубине коррозионного проникновения в



Рис. 4. Смещение локальных участков металла (указаны стрелками), подтверждающих причины вспучивания поверхности в местах образования вздутий, X100

металл и характер коррозии. Можно сделать вывод, что в процессе эксплуатации имеет место межзеренное разрушение металла по границам бывших аустенитных зерен, сформировавшихся при высоких температурах при закалке металла. Исследованиями установлено, что язвенные разрушения поверхности пера лопатки в результате коррозионного воздействия имеют произвольное расположение.

Механические характеристики металла на образцах, свободных от повреждений, соответствовали данным, приведенным в работе [5] (таблица). Твердость металла поворотной лопатки из стали 14X17H2 следующая: у пера — *HB* 255, у верхней цапфы — *HB* 262, нижней — *HB* 251.

Исходя из полученных результатов, следует сделать вывод, что первоначально происходит разрушение по границам бывших аустенитных зерен. Впоследствии имеет место также избирательная коррозия от границ зерен вглубь зерна преимущественно по мартенситным иглам. Некоторые локальные язвенные разрушения соединяются трещинами, формируя таким образом макроразрушение.

Как уже отмечалось ранее, значительный объем коррозионных повреждений связан также с возникновением локальных вздутий на поверхности пера лопатки из стали 14X17H2.

Существуют предположения, что такие вздутия предшествуют появлению «язвенных» разрушений. Для выяснения механизма возникновения

Механические свойства стали 14X17H2 [5]

Сортамент	$\sigma_{0,2}$ МПа	σ_R МПа	δ , %	ψ , %	KCU , Дж/см ²	<i>HB</i>
Сортовой прокат	835	1080	10	30	49	≤ 285
Поковки	539	686	13	35	54	248...293



таких локальных нарушений поверхности разрабатывали специальную методику подготовки шлифов, гарантирующую адресное сечение плоскостью шлифа середины такого вздутия. Исследования проводили с использованием оптической микроскопии в светлом и темном поле, а также сканирующей электронной микроскопии. Для облегчения идентификации и оценки характеристик типов коррозии анализ строения поверхности шлифа в месте коррозионного разрушения проводили без ее предварительного травления.

Установлено, что усталостные разрушения в районе выкружек имеют межзеренный характер. Усталостные трещины распространяются по границам бывших аустенитных зерен и находятся в поле напряжений, создаваемых выкружками. Распространение усталостных трещин облегчается наличием коррозионных язв в районе выкружек.

Локальные вспучивания возникают в результате подповерхностного расслаивания металла благодаря процессам коррозии. На начальной стадии происходит коррозионное повреждение на границах зерен и границе мартенсит – феррит, переходящее во внутризеренное разрушение по мартенситным иглам.

Сделанные предположения о развитии локальных коррозионно-усталостных повреждений основываются на известных фактах [6], в соответ-

ствии с которыми в атмосферных условиях скорость коррозии сильно зависит от влажности воздуха и присутствия в нем агрессивных примесей, например SO_2 , H_2S и др.

В заключение следует отметить, что основной причиной коррозии является изменение структурного состояния металла, при котором в результате выделения карбидов хрома по структурным составляющим и термообработки, имеет место обеднение металла хромом ниже порога пассивации. При этом на тыльной стороне происходит избыточное (локальное) коррозионное разрушение под влиянием напряжений и влажного воздуха, обогащенного агрессивными примесями, такими, как SO_2 , H_2S и др.

1. *Марочник сталей и сплавов* / Под ред. А. С. Зубченко. — М.: Машиностроение, 2003. — 783 с.
2. *Потак Я. М.* Высокопрочные стали. — М.: Металлургия, 1972. — 208 с.
3. *Чигал В.* Межкристаллитная коррозия нержавеющей сталей. — М.: Химия, 1969. — 232 с.
4. *Ланская К. А.* Высокохромистые жаропрочные стали. — М.: Металлургия, 1976. — 216 с.
5. *Ульянин Е. А., Свистунова Т. В., Левин Ф. Л.* Высоколегированные коррозионностойкие сплавы. — М.: Металлургия, 1987. — 88 с.
6. *Мелехов Р. К., Похмурский В. И.* Конструкційні матеріали енергетичного обладнання. — К.: Наук. думка, 2003. — 382 с.

The causes of fracture of martensite-ferrite steel blades in inlet rotary guide vane of axial-flow compressor of the gas-pumping unit were studied. Blade fracture occurs in several stages, namely formation of corrosion sites — appearance and development of cracks in the corrosion fracture zone at cyclic load — fracture. At the initial stage, corrosion damage on martensite-ferrite interface takes place, which develops from intergranular into intragranular fracture along the martensite needles, and then into fatigue fracture through the grain bulk.

Поступила в редакцию 13.03.2008

ИЗОБРЕТЕНИЯ СТРАН МИРА*

Способ диффузионной сварки. Свариваемые заготовки стыкуют, фиксируют плитами и помещают полученную сборку в оболочку. Затем оболочку и находящуюся в ней сборку вакуумируют, нагревают до температуры диффузионной сварки и подвергают сжатию по технологии горячего изостатического прессования. Поверхности фиксирующих плит покрывают разделительным материалом типа нитрида бора, предотвращая приваривание плит к заготовкам. Для усиления сварки между заготовками размещают металлический порошок. Способ позволяет изготавливать детали газотурбинного двигателя, состоящие из титана или сплава с алюминидом титана. Патент Великобритании 2419835. W. E. Voice, X. Wu, M. Loretto (Rolls-Royce Plc).

Способ сварки металлических листов, имеющих покрытие. Предложен способ обработки имеющих покрытие металлических листов сваркой, согласно которому по меньшей мере на одной стороне по меньшей мере одного листа изменяют структуру поверхности, причем для изменения струк-

туры применяют материал, температура плавления которого равна или выше температуры плавления имеющего покрытие металлического листа, обрабатываемого сваркой. Способ отличается тем, что изменение структуры осуществляют методом термического напыления. Патент Германии 10344072. W. Becker, K. Goth, N. Paelmer, C.-D. Reiniger, D. Zauner (Daimlerchrysler Ag).

Способ соединения деталей, в частности, деталей автомобильных кузовов пайкой. Предложен способ соединения деталей, в частности, деталей автомобильных кузовов с помощью пруткового или проволочного припоя, который размещают между соединяемыми деталями и расплавляют, в результате чего происходит соединение деталей. Целью изобретения является обеспечение технологически эффективной и быстрой пайки даже в местах, не имеющих прямого доступа. Для этого прутковый или проволочный припой дополняют стекловолокном, на поверхности которого путем целенаправленного повреждения создают зоны разъединения. На торцевой поверхности стекловолокно припоя, расположенного между деталями, соединяют излучением лазера и припой, окружающий поверхность стекловолокна, расплавляют,

* Приведены сведения о патентах, опубликованных в реферативном журнале «Изобретения стран мира» № 5 за 2007 г.



причем стекловолокно остается на месте пайки. Патент Германии 19655278. R. Domaschk, D. Paethe (Inpro Innovationsgesellschaft Euer Fortgeschrittene Produktionssysteme in der Fahrzeugindustrie MBH).

Способ сварки. Изобретение относится к области машиностроения, в частности к способу сварки, и может найти использование в различных отраслях промышленности при изготовлении ответственных сварных соединений. Проплавление стыка свариваемых деталей осуществляют электронным лучом. При сварке создают магнитное поле для формирования заданной геометрии электронного луча и канала проплавления. Электронный луч отклоняют по толщине деталей и направляют к лицевой плоскости свариваемых деталей под углом входа α , величину которого выбирают равной $0^\circ < \alpha < 90^\circ$. Пропускают ток вдоль стыка и дополнительно отклоняют луч снизу вверх так, что угол выхода электронного луча β , относительно задней плоскости свариваемых деталей, равен углу входа электронного луча α , причем точки входа и выхода электронов луча из свариваемых деталей располагают в одной горизонтальной плоскости. В результате получают качественные сварные соединения с малым объемом вытекающего из зоны сварки металла, что уменьшает возникновение дефектов и непроваров. Патент России 2298465. В. К. Драгунов, Р. М. Голубчик, А. И. Самолетов, А. П. Слива (Московский энергетический институт).

Состав сварочной проволоки. Изобретение касается состава сварочной проволоки для сварки и наплавки изделий из низколегированных конструкционных сталей, работающих при больших знакопеременных нагрузках и низких температурах. Сварочная проволока содержит компоненты в следующем соотношении, мас. %: углерод 0,06...0,12, кремний 0,2...0,8, марганец 0,9...1,6, ванадий 0,05...0,3, кальций 0,005...0,009, сера не более 0,025, фосфор не более 0,030, никель не более 0,25, титан не более 0,05, азот не более 0,012, железо — остальное. Отношение содержания углерода к ванадию 0,4...1,2 позволяет получить стабильную структуру металла шва с равномерно распределенными мелкодисперсными карбидами. Отношение содержания серы к суммарному содержанию кальция и марганца в пределах 0,015...0,030 обеспечивает снижение содержания неметаллических включений по границам зерен. Проволока обеспечивает повышение трещиностойкости околошовной зоны сварного шва и сочетание оптимальных значений прочности и ударной вязкости сварного шва при высокой коррозионной стойкости и прочности. Патент России 2299796. А. В. Сурков, В. А. Стародубцев, В. В. Яковлев и др. (ОАО «Уралмашзавод»).

Способ ремонта отливок. При ремонте отливки, например, головки блока цилиндров двигателя внутреннего сгорания, расплавляют наполнитель и заливают им поврежденный участок, который предварительно нагревают до первой, а затем до второй температуры с помощью газовой горелки. Нагрев производят таким образом, что температура подогрева отливки удерживалась в течение 30 с...2 мин. Расплавленный наполнитель охлаждают сжатым воздухом. Патент США 7047612. M. D. Bridges, L. Chuzhoy, C. A. Kinney et al. (Carterpillar Inc.).

Способ и устройство для очистки сварочных горелок. Предлагаются способ и устройство для очистки сварочных горелок, например, в автоматизированных сварочных линиях, на роботах и при индивидуальном производстве, с помощью холодной текучей среды, преимущественно сухого льда CO_2 , введенного в поток сжатого воздуха, который через сопло односторонне направляется на очищаемую поверхность и при этом вращается. Патент США 7053335. Von der Ohe Juergen.

Способ и машина для быстрой дуговой приварки шпилек к листовым заготовкам. Система управления машиной подает ток на шпильку и листовую заготовку; поднимает шпильку над заготовкой, в результате чего между торцом шпильки и заготовкой образуется дуга, а затем опускает шпильку до контакта с заготовкой. При этом система управления детектирует высоту подъема шпильки и начинает опускать ее после подъема на заданную высоту. Патент США 7045736. W. Schmidt, A. Friedrich, K. G. Schmitt (Newfrey Llc).

Способ и пистолет для приварки шпилек к листовым заготовкам. Пистолет без привариваемой шпильки устанавливают на заданном расстоянии от поверхности листовой заготовки. После этого в пистолете закрепляют шпильку и перемещают к этой поверхности на расстояние, необходимое для того, чтобы торец шпильки коснулся поверхности листовой заготовки. Момент контакта шпильки и заготовки определяют с помощью датчика. Пройденное расстояние сравнивают с расстоянием предыдущего сварочного цикла и делают выводы о наличии/отсутствии шпильки в пистолете. Второй вариант способа предусматривает перемещение пистолета со шпилькой до контакта торца шпильки с листовой заготовкой. Если после контакта дальнейшее перемещение пистолета возможно за счет частичного обратного перемещения шпильки поверхностью заготовки, делается вывод о наличии шпильки в пистолете. Патент США 7053331. U. Citrich, J. Madsak (Nelson Bolzenschweiss-Technik GmbH).

Способ и устройство для электрошлаковой сварки рельсового стыка с температурным компенсатором. Устройство для сварки первого и второго рельсов содержит полость, которая ограничена концами рельсов, уплотнениями и колдками. Рельсы приваривают к опорной балке, которую закрепляют в вертикальном положении и соединяют с горизонтально расположенными рельсами. Устройство связано с системой управления. Патент США 7038159. W. L. Bong, S. E. Toy, J. R. Connor (D. S. Brown Company).

Способ и машина для резки или сварки металлических заготовок. Машина состоит из головки, нагревателя и источника питания. Головка содержит тигель, в который подается электропроводный прутковый материал, расплавляемый нагревателем. Источник питания, связанный с электропроводным расплавом, повышает его температуру. Струя расплавленного материала направляется на заготовку и разрезает ее. Патент США 7049540. N. A. Sanders, I. R. W. Couch, Y. Yang et al. (Hypertherm, Inc.).

Флюс для дуговой сварки нержавеющей стали и способ сварки заготовок из нержавеющей стали с помощью этого флюса. Флюс содержит основной материал, получаемый из перекиси марганца MnO_2 , и активатор, выбираемый из группы соединений, в которую входят оксид цинка (ZnO); диоксид кремния (SiO_2), оксид хрома (CrO_2), диоксиды титана (TiO_2) и молибдена (MoO_2), а также оксид железа (Fe_2O_3). Флюс усиливает провар сварного шва. Патент США 7052559. C.-P. Chou, H.-Y. Huang, S.-W. Shyu et al. (National Chiao Tung University).

Флюс для паяльной пасты. Флюс для пасты, с помощью которой паяют трубки из меди или медного сплава, содержит 40...70 % этоксилата нонилфенола, в качестве которого предпочтительно используется Тергитол NO-10R фирмы «Дю Кемикал»; 10...30 % моностеарата глицерина, 3...10 % кислотного активатора; 3...10 % воды и 4...15 % минеральной соли. В качестве активатора предпочтительно применяют минеральную кислоту типа гидробромистую кислоты. В качестве минеральной соли предпочтительно используют



бромид цинка. Патент США 7052558. D. M. Sabarese, M. A. Sabarese, H. A. Stuhler (Chemicals and Metals Technologies, Inc.).

Способ сварки конструкционной стали. Для определения механических свойств металла сварного соединения применяют формулу, которая использует количество подводимого тепла и температуру между проходами шва в качестве переменных величин. Комбинируя переменными величинами, получают требуемые механические свойства сварной конструкции. Патент Японии 3777535. M. Kuramochi (Schimizu Corp.).

Конструкция, полученная диффузионной сваркой в твердой фазе под небольшим давлением и способ изготовления конструкции. Перед сваркой металлическую заготовку нагревают до температуры $\geq 0,7T_M$, где T_M — температура плавления (K) заготовки, и подвергают суперфинишированию соединяемую поверхность. При последующем нагреве до температуры диффузионной сварки не происходит укрупнения зерен металла заготовки, в результате чего сохраняются точные размеры сварной конструкции. Патент Японии 3775946. O. Ohashi, Y. Takayuki (Japan Science & Tech Corp.).

Способ соединения заготовок из разнородных материалов, подавляющий образование трещин. Заготовку из высоколегированного сплава, имеющего низкую пластичность, высокую прочность, содержащего керамический материал, соединяют с заготовкой из углеродистой стали сваркой трением или диффузионной сваркой. Сразу же после сварки

полученную конструкцию подвергают объемному расширению в результате чего уменьшается разность коэффициентов линейного расширения материалов сварной конструкции, снижается уровень остаточных напряжений и подавляется образование трещин. Патент Японии 3779180. T. Shinoda (То же).

Способ соединения заготовок из алюминиевого сплава и другого металла. Заготовку из алюминиевого сплава соединяют с заготовкой из другого металла сваркой трением вращающимся инструментом. Для этого инструмент приводят во вращение с большой частотой; внедряют его в заготовку, установленные внахлестку и перемешают вдоль линии сварного соединения, в результате чего образуется шов, соединяющий заготовки. Предпочтительно верхней заготовкой является заготовка из более прочного металла. Патент Японии 3781840. M. Enomoto, S. Taraki, N. Nishikawa, T. Hashimoto (Showa Aluminum Corp.).

Проволока сплошного сечения без медного покрытия для дуговой сварки. На поверхности проволоки образуют гнезда, имеющие узкое выходное отверстие и расширенную внутреннюю полость. В гнездах, количество которых ≥ 20 , на длине окружности проволоки удерживаются оксиды; соединения K, Na, Cs, сульфиды, соединения фосфора бора, цинка, графит или политетрафторэтилен. Проволока легко подается в зону сварки, обеспечивает стабильное горение дуги и низкое разбрызгивание расплавленного металла. Патент Японии 3780453. Y. Yokota, T. Miyamoto, H. Shimizu et al. (Kobe Steel Ltd.).



ПЕРЕВОДЫ

Высокочастотное колебание луча повышает стабильность процесса лазерной сварки алюминиевых сплавов: Пер. ИЭС им. Е. О. Патона. — К., 2007. — 5 с. // Пер. ст. Майер О. и др. из журн. «Schweißen & Schneiden». — 2006. — Bd 58, № 9. — С. 488–491.

Гибридная лазерно-дуговая сварка алюминиевых сплавов: Пер. ИЭС им. Е. О. Патона. — К., 2004. — 6 с. // Пер. ст. Эрути Н. и др. из журн. «Journ. of Light Metal Weld. & Constr.». — 2004. — Vol. 42, № 8. — С. 9–14.

Исследование механизма образования брызг с использованием интеграла удельной токовой нагрузки: Пер. ИЭС им. Е. О. Патона. — К., 2006. — 11 с. // Пер. ст. Канг С. К. из журн. «Welding Journal». — 2005. — № 12.

МАГ сварка высокопрочных мелкозернистых строительных сталей на переменном токе: Пер. ИЭС им. Е. О. Патона. — К., 2008. — 8 с. // Пер. ст. Шаар Р. из журн. «Schweiss- & Prueftechnik». — 2008. — № 3. — С. 21–27.

Перспективные материалы для современных крупнобаритных конструкций: Пер. ИЭС им. Е. О. Патона. — К.,

* Раздел подготовлен сотрудниками научной библиотеки ИЭС им. Е. О. Патона. Более полно библиография представлена в Сигнальной информации (СИ) «Сварка и родственные технологии», издаваемой в ИЭС и распространяемой по заявкам (заказ по тел. (044) 287-07-77, НТБ ИЭС).



2007. — 9 с. // Пер. ст. Есида Ю. из журн. «Journ. of the Jap. Welding Society». — 2007. — Vol. 76, № 7. — С. 7–11.

Перспективные сварочные материалы: Пер. ИЭС им. Е. О. Патона. — К., 2007. — 8 с. // Пер. ст. Косииси Ф. из журн. «Journ. of the Jap. Welding Society». — 2007. — Vol. 76, № 1. — С. 61–64.

Повышение скорости сварки тонколистовых алюминиевых сплавов при применении гибридного способа (лазерного с импульсным МИГ на переменном токе): Пер. ИЭС им. Е. О. Патона. — К., 2005. — 15 с. // Пер. ст. Тонг Х. и др. из журн. «Quarterly Journ. of the Jap. Welding Society». — 2004. — Vol. 22, № 1. — Р. 27–36.

Разработка изготовленных гальваническим способом покрытий, проволоки и пленок для высокотемпературной пайки: Пер. ИЭС им. Е. О. Патона. — К., 2007. — 6 с. // Пер.

ст. Бах Ф.-В. и др. из журн. «Schweissen & Schneiden». — 2008. — Bd 60, № 2.

Способ для соединения двух или нескольких листов или профилированных деталей сегментов кузовов: Пер. ИЭС им. Е. О. Патона. — К., 2007. — 12 с. // Пер. патент DE 10 2004 003 909 A1.

Устройство и способ для дуговой сварки металлическим электродом в защитном газе: Пер. ИЭС им. Е. О. Патона. — К., 2007. — 7 с. // Пер. патент DE 10 2004 046 688 A1.

Цифровое определение внутренних напряжений на сваренных в один проход стыковых швах с последующей ультразвуковой обработкой: Пер. ИЭС им. Е. О. Патона. — К., 2007. — 8 с. // Пер. ст. Шауманн П. и др. из журн. «Schweissen & Schneiden». — 2007. — Vol. 59, № 11. — С. 590–599.

BIULETYN INSTYTUTU SPAWALNICTWA w GLIWICACH (Польша) 2008. — Roc. 52, № 1 (пол. яз.)

Weglowski M. St. Кинетика переноса жидкого металла в сварочной дуге при сварке МИГ, с. 29–35.

Strubryt M., Lukasbk T. Усталостная прочность сварных конструкций — методика подхода, с. 35–45.

Niagaj J., Savyckuj M., Savyckuj O. Влияние активации на технологические и экологические свойства дуги горячей

в среде аргона при сварке низко- и высоколегированных сталей, с. 46–50.

Keehan E. Свойства наплавленного металла современных сталей повышенной прочности, с. 50–63.

JOURNAL of the JAPAN WELDING SOCIETY (Япония) 2007. — Vol. 76, № 7 (яп. яз.)

Техническая спецификация.

Kinichi M. Сварка меди и медных сплавов, с. 3–4.

Специальный выпуск

Перспективные материалы для современных крупногабаритных конструкций.

Yuzuru Yo. Современное состояние и перспективы разработки сталей для строительства, с. 7–11.

Shigeo O. Стали с высокими эксплуатационными характеристиками для мостостроения, с. 12–18.

Imai Shi. Перспективные стали для судостроения, с. 19–25.

Masaharu U., Katsuya I. Прогресс в области рельсовых сталей для сооружения путей, предназначенных для грузовых перевозок, с. 26–30.

Nobuyuki I. Разработка материалов для современных трубопроводов, с. 31–35.

Fumiyoshi M. Курс лекций по методикам оценки разрушения, предназначенным для стальных конструкций в сейсмоусловиях. Особенности метода и схема осуществления, с. 36–41.

Лекции для практикующих инженеров

Koichi N., Kiyoharu T., Kunihiko N. Современная техника для автоматического измерения утонения стенок труб в трубопроводах, с. 42–46.

JOURNAL of the JAPAN WELDING SOCIETY (Япония) 2007. — Vol. 76, № 8 (яп. яз.)

Kassai S. Техническая спецификация. Способы сварки титана с цирконием, с. 5.

Qiang Yu., Kobayashi Yu. Обзор. Расчет долговечности и оценка надежности соединений, выполненных микропайкой, с. 6–12.

Курс лекций по методикам оценки разрушения, предназначенным для стальных конструкций в сейсмоусловиях.

Minami F., Igi S. Применение для стальных несущих ферм, с. 13–18.

Лекции для практикующих инженеров

Furuya H. Оценка ударной вязкости ЗТВ соединений конструкционных сталей

DER PRAKTIKER (Германия) 2008. — № (нем. яз.)

Storch W. et al. Модернизация газовых турбин с помощью современной техники сварки и резки, с. 6–10.

Queren-Lieth W. Конференция DVS в Базеле (Швейцария) 17–18 сентября 2007 г. «Роботы 2007», с. 12–21.

Som F. Система высокоэффективных гибких сварочных роботов с безопасным обслуживанием, с. 24–27.

Polrolniczak H., Aretz W. Дефекты и их предупреждение при контактной сварке (Ч. 5.2) — определение основных параметров при отсутствии данных для сравнения, с. 28–31.

Kubanek M., Janssen A. Конференция специалистов в Базеле (Швейцария), сентябрь 2007 г. (Ч. 2), с. 32–46.

DER PRAKTIKER (Германия) 2008. — № 2 (нем. яз.)

Пассивирование, электрополирование и маркировка хромоникелевых сплавов, с. 52.

Vollrath K. Преимущества повторного ленточного цинкования оцинкованных труб следующего поколения, с. 54–57.

Zwatz R. Проект стандарта prEN ISO 9 606-1 отвергнут из-за европейских возражений. Второй опрос в 2008 г., с. 58–62.

Weinreich M., Kubanek M. Доклады на конференции специалистов в Базеле (Швейцария), сентябрь 2007 г., с. 64–79.



Свойства гибридного лазерного соединения из высокопрочных мелкозернистых строительных сталей.

Повреждение нержавеющей стали коррозией.

Сварка 9 % Ni-сталей для танкеров, перевозящих жидкость.

Дуговое соединение гибридных структур из сплавов стали, алюминия и магния.

Старение магневых клеевых соединений после различной обработки поверхности.

Обеспечение качества путем контроля сил при соединении.

Разрушение сварных конструкций — вчера и сегодня.

Обработка высококачественных сталей для фармацевтической промышленности.

Разрушение сварных деталей из циркония при контакте с соляной кислотой.

Возникновение трещин при пайке тонких оцинкованных стальных листов в защитном газе.

Образование трещин при горячем цинковании и меры предупреждения.

Защита стальных конструкций от коррозии — особенности горячего цинкования.

Применение стационарного и мобильного волоконного лазера 1,5 кВт для наплавки.

Свойства сварнопаяного смешанного соединения сталь-алюминий процесса в среде защитного газа с низким тепловложением.

Ремонтная сварка крупногабаритных дизельных двигателей.

Наплавка крупногабаритных деталей без демонтажа.

Наплавка стенок котлов и труб.

Паспорт Европейской федерации сварки — электронный паспорт сварщика/банк данных — преимущества для сварщика и предприятия.

Требования к качеству термообработки.

Введение ISO-стандартов в качестве европейских. Что дает глобализация сварочных присадок?

Изменения в стандартах серии DIN EN 1090 с точки зрения изготовления сварных несущих конструкций из стали и сплавов алюминия.

Сварка металлоконструкций в век ЕВРОКОДА.

Из опыта применения DIN EN 10 204 (2005) и DIN EN 10 025 (2005) для металлоконструкций.

Szelagowski P. Меры по обеспечению качества при мокрой подводной сварке, с. 81–86.

RIVISTA ITALIANA DELLA SALDATURA (Италия) 2007. — Ан. LIX. — № 6 (итал. яз.)

Costa G. 60-й ежегодный конгресс Международного института сварки в Хорватии, с. 771–786.

Murgia M. Развитие и тенденции гармонизированного профессионального обучения, с. 787–796.

Consonni M., Harvey D. Последние разработки процессов сварки с высокой концентрацией энергии и сварки трением с перемешиванием, с. 799–811.

Hagg F., Laren M., Bonalumi P. Характеристики, области применения и свариваемость новой нержавеющей стали Lean Duplex LDX2101, с. 815–821.

Opderbecke T., Guiheux S. TOPTIG — новый роботизированный способ сварки ТИГ со встроенным устройством подачи проволоки, с. 823–828.

Ferro P., Bonollo F., Tiziani A. Усталостная прочность сварных конструкций из аустенитоферритной стали, с. 831–848.

Louis H. et al. Технология резки водяной струей с абразивным материалом — основные принципы, применение и разработки, с. 853–859.

Основные принципы процесса электрошлаковой сварки, с. 861–865.

SCHWEISS-& PRUEFTECHNIK (Австрия) 2008. — Februar (нем. яз.)

Высотные металлоконструкции в Австрии, с. 19–23.

Правильное нанесение цинковых покрытий. Хрупкость пайки. Отрицательные свойства олова, с. 20–23.

SCHWEISS-& PRUEFTECHNIK (Австрия) 2008. — Marz (нем. яз.)

Maxl G., Posch G. Сварка на переменном токе в среде активного газа высокопрочных мелкозернистых строительных сталей, с. 35–38.

SCHWEISSEN und SCHNEIDEN (Германия) 2008. — № 1 (нем. яз.)

Herold H. et. al. Метод оптимизации рабочих параметров и свариваемости фюзеляжа самолета, с. 12–23.

Kusch M. et. al. Применение микроволновых радарных сенсоров при сварке в защитных газах, с. 24–28.

Конференция по сварке в Базеле (Швейцария) 16–18 сентября 2007 г., с. 29–50:

Сварка в медицине: роботы в хирургии; искусственные суставы; эндоскопический инструмент.

Ремонтная сварка в авиации.

Нанотехнологии в повседневной жизни.

Рекондиционирование в энергетике.

Комбинация УЗ-контроля и контроля вихревыми токами в транспорте.

«Ползучие» соединения металла.

Баллистическая спецодежда.

Суперпроводящие ускорители элементарных частиц.

Теория и практика режима плавления электрода и переноса материала в диапазоне короткой дуги.

Исследования физики плазмы на сварочной дуге.

Высокопроизводительная сварка нержавеющей сталей металлической проволокой в защитном газе.

Измерение остаточного зазора — концентратора напряжений.

Расчет и измерение остаточных напряжений в алюминиевых сварных соединениях.

Возможность лазерной сварки соединений «алюминий-сталь» в судостроении.

Свойства сваренных гибридным способом (лазер+сварка в защитных газах) из высокопрочной мелкозернистой стали.

Коррозия нержавеющей сталей.

Сварка 9 % Ni сталей для жидкостных танкеров.

Дуговое соединение гибридных конструкций из стальных, алюминиевых, магневых сплавов.



3-я МЕЖДУНАРОДНАЯ ВЫСТАВКА «SCHWEISSEN & SCHNEIDEN INDIA 2008»

В настоящее время Индия является динамично развивающейся страной с темпами ежегодного экономического роста более 8 %, прироста населения 1,5 % и очень крупными зарубежными инвестициями в различные сферы экономики.

Выставка «Schweissen & Schneiden India» (8–10 января 2008 г.) — это крупнейшая сварочная выставка в Индии и в Юго-Восточной Азии, которая проводится раз в два года. Индия, наряду с Германией, Китаем и Россией, является четвертым членом семейства выставок «Schweissen & Schneiden». Ранее, в 2003 и 2005 гг., выставки «Schweissen & Schneiden India» проводились в г. Хайдерабаде. Данная выставка впервые была проведена в самом крупном выставочном комплексе Pragathi Maidan в г. Нью-Дели. Ее организаторами является известная выставочная фирма «MESSE ESSEN», в сотрудничестве с Индийским сварочным обществом и Messe Dusseldorf India. Одновременно с данной выставкой проводились первые международные выставки «Tube International India» 2008 (Трубы) и «Metallurgy India 2008» (Металлургия), которые также сопровождались проведением своих профильных конференций.

В рамках выставки «Schweissen & Schneiden India 2008» Индийским сварочным обществом был организован международный сварочный симпозиум «Advances in Materials and Joining — Challenges and Opportunities».

Около 100 компаний из 12 стран (США, Италия, Германия, Англия, Франция, Сингапур, Индия, Канада, Нидерланды, Китай, Тайвань, Украина) представляли на выставке новейшие промышленные инновационные технологии и оборудование по всем основным направлениям в области сварочной науки и техники.

Представленные на выставке разработки отличались высоким техническим уровнем. Следует отметить, что экспонаты, изготовленные в Индии, выполнены в основном на базе «западных» разработок или совместно с мировыми лидерами, а высокий уровень исполнения и их низкая цена позволяют говорить о них, как о реальных претендентах на место на мировом рынке. Это же относится и к сварочному оборудованию, которое, хотя и не содержало каких-либо замеченных нами технических новинок, было выполнено на очень хорошем техническом уровне. Например, индийская фирма «Finearc Systems PVT. Ltd.» производит высококачественное автоматизированное прецизионное оборудование почти для всех видов дуговых и плазменных

процессов сварки. Достаточно много представленных индийских фирм (например, «Mogora Cosmic PVT. Ltd.») являются дистрибьюторами известных зарубежных компаний. На выставке экспонировалось как индийское, так и зарубежное сварочное оборудование, материалы и аксессуары общего назначения, было представлено несколько стендов, на которых демонстрировались специализированные виды оборудования, например, оборудование для гибридной лазерно-дуговой сварки (фирма «Precittec», Германия), сенсорные системы (фирма «Servorobot», Канада) и др.

Разработки ИЭС им. Е. О. Патона были представлены НТК ИЭС им. Е. О. Патона (представитель — научный сотрудник ИЭС Д. В. Коваленко) на совместном стенде с индийской фирмой «ViswaRaj Technocrafts» (директор — м-р Боллу Баскаран). На стенде также в виде отдельных разделов были представлены разработки фирм «СЭЛМА» (г. Симферополь), «ДОНМЕТ» (г. Краматорск), «ПРОМПРИЛАД» (г. Киев) и «Специальные научные разработки» (г. Харьков).

Разработки ИЭС им. Е. О. Патона на стенде были представлены в виде планшетов, рекламных проспектов и сварных образцов, кроме того, была представлена действующая система имитации дуговой сварки для обучения сварщиков-ручников. Многие индийские и другие посетившие выставку компании проявили интерес к разработкам института и других организаций и обсуждали их с нашими представителями.

Наибольший интерес вызвали разработки ИЭС по различным способам контактной сварки труб (технология МІАВ) и рельсов, новые сварочные материалы — особенно порошковые проволоки, технология А-ТИГ сварки, материалы для пайки, сварка взрывом, технологии и материалы для износостойкой наплавки и пр.

Совместный украинский стенд посетил госп. П. Л. Смачков, руководитель Торгово-экономической миссии Украины в Индии, которая имеет большой опыт работы, а также достаточно широкие контакты и связи с промышленностью Индии и Юго-Восточной Азии. Предметом переговоров с ним было налаживание сотрудничества по продвижению разработок института на рынок Индии и других стран Юго-Восточной Азии, в том числе через выставочную деятельность. Сотрудник института В. С. Качинский выступил с докладом по технологии МІАВ сварки на международном сварочном симпозиуме.



В заключение следует отметить, что в Индии имеется реальный большой потенциальный рынок для сварочных и смежных технологий, оборудования, материалов и услуг, которые являются предметом деятельности НТК ИЭС, включая разработки института и других организаций НТК ИЭС и Украины. Работа по освоению данного рынка представляется весьма перспективной и она должна вестись с участием местного партнера, знающего особенности данного рынка и оказывающего помощь

в подготовке демонстрационных и рекламных материалов, налаживании контактов, проведении переговоров, дальнейшей работе и пр. Таким партнером для института является фирма «ViswaRaj Technocrafts», которая подтвердила свое согласие к дальнейшему плодотворному сотрудничеству и готова быть партнером для других украинских компаний и организаций.

Д. В. Коваленко, Б. Баскаран, инженеры

УДК 621.791.009(100)

5-я ОТРАСЛЕВАЯ НАУЧНО-ПРОИЗВОДСТВЕННАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ТЕХНИЧЕСКАЯ ДИАГНОСТИКА — 2008»

С 14 по 18 апреля 2008 г. на базе отдыха УМГ «Прикарпаттрансгаз» «Карпаты» (г. Яремче) состоялась 5-я Отраслевая (с международным участием) научно-производственная конференция «Техническая диагностика — 2008», организаторами которой были ГК «Укртрансгаз» и НПЦ «Техдиагаз». В работе конференции приняли участие 115 специалистов, представляющих 25 организаций, в том числе 10 из Российской Федерации, Республики Беларусь, Республики Молдова, Нидерландов.

В рамках конференции, кроме работы в пленарном режиме, прошло заседание двух секций: диагностика линейной части магистральных газопроводов и диагностика оборудования и систем компрессорных станций.

На конференции рассмотрены концептуальные направления развития систем и методов диагностики газотранспортных объектов, определены основные задачи относительно обеспечения эксплуатационной надежности и безопасности функционирования объектов транспортировки, распределения и хранения газа. Особое внимание было уделено вопросам разработки унифицированных методов и средств технической диагностики газотранспорт-

ных объектов. Отмечено, что развитие технической диагностики идет по пути оказания отдельных услуг, методов и методик до создания единой методологии и системного подхода относительно управления целостностью газотранспортной системы на основе количественного риск-анализа и управляющих аналитических геоинформационных систем.

В ходе работы конференции были представлены перспективные разработки отечественных и зарубежных фирм по проблемам определения остаточной прочности трубопроводов с дефектами, продления установленного ресурса ЛЧМГ и технологического оборудования компрессорных станций. Рассмотрены технологии проведения работ по диагностике газотранспортных объектов, первопричины возникновения дефектов в процессе эксплуатации оборудования, проблемы использования современных методов и средств технической диагностики, развития рынка этих услуг, методик, приборов и систем диагностического обеспечения оборудования ГТС.

В процессе проведения круглых столов отмечалось, что в ГК «Укртрансгаз» постоянно совершенствуются и развиваются системы диагностического



В зале заседаний



Президиум конференции



обслуживания линейной части магистральных газопроводов, подземных хранилищ газа, технологических трубопроводов обвязок и оборудования КС, газораспределительных, газоизмерительных станций и АГНКС. Эффективность работ по диагностике подтверждается обеспечением надежности и безопасности транспортировки газа. В 2007 г. разработана и утверждена новая редакция «Регламента паспортизации ТТО оборудование КС». Паспортизация ТТО оборудования КС в 2007 г. проводилась на основе нового регламента.

На конференции были представлены доклады по широкому спектру диагностических проблем газотранспортной области, в частности: методы и средства внутритрубной дефектоскопии; новые разработки в сфере неразрушающего контроля и технической диагностики магистральных трубопроводов и технологического оборудования компрессорных станций с целью продления их установленного ресурса; технические средства и технологии диагностики стресс-коррозийных дефектов ЛЧМГ; новые разработки относительно использования аналитических информационных систем для повышения качества мониторинга технического состояния объектов ГТС и обеспечения их эксплуатационной надежности.

С докладами по упомянутым выше проблемам выступили: директор НПЦ «Техдиагаз» М. Ю. Сакун, известные ученые Института электросварки им. Е. О. Патона и Института проблем прочности им. Г. С. Писаренко, Ивано-Франковского национального технического университета нефти и газа, Национального авиационного университета, а именно: д-ра техн. наук, проф. С. Г. Поляков, И. В. Ориняк, Л. С. Шлапак, О. Г. Локон; сотрудники предприятий ОАО «Газпром» В. А. Якубович, О. М. Попов (Рос-

сийская Федерация) и др. Всего на пленарных заседаниях, в секциях и на круглых столах обсуждали доклады и приняли участие в дискуссиях свыше 70 участников конференции.

Большую заинтересованность участники конференции проявили к докладам, касающимся научных проблем ресурса и диагностики магистральных трубопроводов. Это доклад И. В. Ориняка «Проблемы определения остаточной прочности трубопроводов с дефектами», доклад С. Г. Полякова «Наиболее опасные виды коррозионных повреждений магистральных газопроводов и способы их диагностики», доклад заместителя директора ИТЦ «Оргтехдиагностика» ДОО «Оргэнергогаз» В. А. Якубовича «Оценка технического состояния и сроков безопасной эксплуатации технологического оборудования и трубопроводов компрессорных станций». Очень актуальными и полезными были доклады представителей ЗАО «Нефтегазсистема» И. Р. Махкина и О. С. Зюзькова (Белоруссия) «PIMSLider — система контроля целостности трубопровода. Готовые решения, опыт внедрения», а также доклад генерального директора ЗАО «Газприборавтоматикасервис» А. И. Синева (Российская Федерация) «Внешняя и внутритрубная диагностика магистральных газопроводов» и др.

По результатам работы конференции принято решение, направленное на дальнейшее повышение роли служб неразрушающего контроля и технической диагностики ГК «Укртрансгаз» в сфере обеспечения надежной работы газотранспортной системы Украины и безопасного снабжения газа потребителям Украины и стран ближнего и дальнего зарубежья.

С. Г. Поляков, д-р техн. наук



VI НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ОРГАНИЗАЦИЯ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ КАЧЕСТВА ПРОДУКЦИИ В ПРОМЫШЛЕННОСТИ»

С 18 по 25 апреля 2008 г. в Табе (Египет) в очередной раз состоялась деловая встреча представителей научных учреждений и производителей, заинтересованных в сотрудничестве в области неразрушающего контроля. Конференция традиционно проводится НПФ «Диагностические приборы» при участии Украинского общества неразрушающего контроля и технической диагностики. Диапазон интересов участников и в этот раз был довольно широк: от нефтепроводов до ракетно-космической техники, включая нанотехнологии и изделия металлургии.

Открыл конференцию заместитель председателя Украинского общества неразрушающего контроля и технической диагностики, проректор Ивано-Франковского национального технического университета нефти и газа д-р техн. наук, проф. О. М. Карпаш. Этот университет представил на конференцию 4 доклада. В первом «Определение фактических физико-механических характеристик сталей металлоконструкций долгосрочной эксплуатации с учетом структуры» была дана интересная информация по проведенным исследованиям. Разработан метод оценки характеристик материалов трубопроводов с учетом типа структуры стали, включающий расчет произведения определенных величин теплопроводности и удельного электрического сопротивления материалов и отнесение их к группам с различным типом структуры. Для проверки метода использованы характеристики 142 марок сталей с разными типами структур.

Интересный материал был представлен и в других докладах университета об измерении толщины с помощью бесконтактных ультразвуковых преобразователей, обследованию стальных резервуаров и методу импульсного воздействия для определения координаты остановки поршня в газопроводе.

Заслуженный интерес вызвал доклад канд. техн. наук В. И. Загребельного и д-ра техн. наук В. А. Троицкого (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины) «Магнитометрический контроль сварных соединений и конструкций». Традиционная дефектоскопия ориентирована на поиск несплошностей и не учитывает напряженно-деформированное состояние металла шва и околошовной зоны. При этом нельзя сформулировать причины разрушений шва. Разрушают сварное соединение повышенные напряжения, которые инициируют появление и развитие несплошности. Магнитометрический метод диагностики металла путем записи и анализа рельефа магнитного поля на поверхности, которое проявля-



Участники конференции

ется в нагруженной зоне металла, позволяет выявить зоны концентрации напряжений, в которых со временем развиваются усталостные трещины.

Как всегда хорошо иллюстрированы были три доклада ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона о разработках, выполненных для российских металлургов. В представленных начальником отдела автоматизированных средств неразрушающего контроля ОКТБ В. Л. Найдой и его сотрудниками совместно с российскими коллегами приведены новые виды оборудования и системы управления для автоматического ультразвукового контроля железнодорожных колес и труб большого диаметра. Впервые в оборудовании использованы дефектоскопы типа НК363, разработанные и изготовленные в ОКТБ ИЭС. Выполненные на базе промышленного компьютера с применением многоканальных ультразвуковых плат фирмы «Socomate» (Франция) они показали надежную работу с реализацией различных схем контроля под любую задачу заказчика.

Институт физики полупроводников им. В. Е. Лашкарева НАНУ представляла д-р физ.-мат. наук,



Выступление О. М. Карпаша



Выступление В. И. Загребельного

проф. Л. А. Матвеева (с соавторами). В ее докладе «Диагностика низкоразмерных систем с поверхностным квантованием энергии носителей заряда» предложен метод, основанный на выявлении особенностей в модуляционных спектрах электроотражения, которые обусловлены изменениями в их энергетическом спектре в соответствии с изменением зонной структуры полупроводника. Работы ведутся в рамках целевой комплексной программы «Наноструктурные системы, наноматериалы, нанотехнологии» НАН Украины.

В докладе ректора Днепропетровского национального университета д-ра физ.-мат. наук, проф. Н. В. Полякова были рассмотрены математические модели обработки измерений в задачах неразрушающего контроля при ограничениях на априорные исходные данные и объемы выборки измерений. Эти методы могут быть использованы для совершенствования методов проектирования информационно-измерительных технологий неразрушающего контроля.

С обширным докладом «Требования стандартов Европейского Союза к неразрушающему ультразвуковому контролю сварных соединений» выступили харьковчане Н. Ф. Хорло, ОАО «ПТП «Укрэнергочермет» и В. Н. Горбенко, КП «Харьковские тепловые сети». В докладе рассмотрены основные требования, предъявляемые европейскими нормативными документами, к оценке качества сварных соединений при проведении ультразвукового контроля металлических изделий. Дан также сравнительный анализ требований к качеству сварных соединений стандартов ЕС и нормативных документов Украины.

Характерным для конференции стало заметное участие в ней производителей, рассказавших о своих проблемах и формулирующих задачи для решения их научными работниками. А. Н. Заец, представитель ОАО «Насосэнергомаш», г. Сумы, поставляющего насосное оборудование для атомной и тепловой энергетики систем добычи и транспортировки нефти, в том числе на экспорт, выразил надежду, что в ходе общения на конференции с компетентными специалистами сможет найти партнеров. Их предприятие, имеющее большой опыт в де-

фектоскопии, сталкивается с проблемой оценки качества поковок большого диаметра (свыше 500 мм) из аустенитных и высоколегированных сталей из-за несовершенной структуры. Иногда крупное зерно фиксируется как дефект. В этом вопросе заводу нужна компетентная методическая помощь. Отсутствие нормативной базы и методов контроля в правилах и нормах в атомной энергетике не позволяет предприятию использовать вихретоковую и магнитную дефектоскопию в своей работе. Требуется создание единого компьютеризированного комплекса по приемочным испытаниям насосов. Завод готов сотрудничать с теми, кто предложит свои услуги. Звучали предложения о сотрудничестве и в других докладах.

Следует отметить, что во всех докладах, которые здесь перечислить невозможно, рассматривались актуальные вопросы неразрушающего контроля, а их диапазон и научно-технический уровень заслужили высокую оценку участников конференции. Положительным фактором являлось и то, что среди докладчиков стало больше молодых людей в возрасте около 30 лет. Средний возраст участников — 42 года.

Хорошая организация конференции стала традиционным признаком: комфортабельное размещение в гостинице, снабжение участников пакетом новой информации, включая сборник докладов и традиционный сувенир — футболку с эмблемой конференции. Проведение пленарного заседания в конференц-зале, оснащенном современной оргтехникой, позволяло представить доклады как с демонстрацией слайдов и диафильмов, так и путем компьютерных презентаций и кинофильмов. Круглые столы специалистов по интересам можно было проводить в кафе и даже на пляже на берегу Красного моря, сочетая полезное с приятным, что бывает весьма кстати для собравшегося научного контингента, не балующего себя отдыхом. В целом организация конференции позволяла, используя географическое расположение местности Таба вблизи границ Израиля и Иордании, совершить однодневные экскурсии в Иерусалим с посещением христианских святынь Голгофы и Гроба Господнего, попутно искупавшись в Мертвом море, или съездить к останкам древнего города Петра с выдолбленными в скалах храмами, мавзолеями и огромным римским амфитеатром. Желаящие могли съездить в Каир, побывать в Египетском национальном музее, прикоснуться к пирамидам. Можно было принять участие и в двухчасовых экскурсиях: на лодке с прозрачным дном увидеть сказочный мир коралловых рифов, на мото-сафари прокатиться по Синайской пустыне на четырехколесных мотоциклах и пр.

Заслуживают отдельной благодарности организаторы конференции: генеральный директор ООО «НПФ «Диагностические приборы» А. В. Павлий и его заместители А. Н. Козин, О. Е. Поддубченко.

А. А. Можухин, инж.

В. М. ИЛЮШЕНКО — 70



Исполнилось 70 лет со дня рождения известного специалиста в области сварки кандидата технических наук, старшего научного сотрудника, заведующего отделом проблем техники и технологии дуговой сварки ИЭС им. Е. О. Патона Валентину Михайловичу Илюшенко.

После окончания Киевского политехнического института в 1959 г. В. М. Илюшенко был направлен на работу в Институт электросварки им. Е. О. Патона АН УССР, где прошел путь от инженера до заместителя начальника ОКТБ, а затем заведующего научным отделом.

Свою трудовую деятельность в институте Валентин Михайлович начал в лаборатории сварочных флюсов отдела металлургии сварки и наплавки, руководимой видным ученым в области металлургии и технологии дуговой сварки В. В. Подгаецким. К то время в лаборатории выполнялись исследования в области автоматической дуговой сварки и наплавки меди и ее сплавов. Это направление и стало основным в инженерной и научной деятельности В. М. Илюшенко в структуре созданного в 1965 г. отдела физико-металлургических процессов сварки тугоплавких и химически активных металлов, руководимого доктором техн. наук С. М. Гуревичем.

В 1971 г. В. М. Илюшенко защитил диссертацию на соискание ученой степени кандидата технических наук. В 1977 г. ему присвоено ученое звание «Старший научный сотрудник».

За почти полувековой период работы в ИЭС им. Е. О. Патона В. М. Илюшенко внес большой вклад в создание и развитие целого научного направления — сварки и наплавки тяжелых цветных металлов и сплавов, решая при этом важные задачи, выдвигаемые различными отраслями промышленности. Под его руководством выполнены комплексные исследования по оценке свариваемости технических марок меди и ее низколегированных сплавов, созданию новых сварочных материалов — электродов, флюсов, проволок, в том числе порошковых — для сварки под флюсом, в среде защитных газов, плазменно-дуговой и электрошлаковой сварки. Это поз-

волило разработать и внедрить в производство на ряде ведущих предприятий машиностроительной, металлургической и электротехнической отраслей высокоэффективные технологические процессы сварки и наплавки таких ответственных изделий, как кристаллизаторы для ЭШП и ВДП, фурмы металлургического производства, узлы крупных электрических машин, втулки конусных дробилок и др.

В период с 1978 по 1987 гг. В. М. Илюшенко работает руководителем отдела технологии сварки и наплавки тяжелых цветных металлов и сплавов ОКТБ ИЭС, заместителем начальника ОКТБ по технологии. Он принимает непосредственное участие в организации работ по внедрению новых разработок по комплексной механизации сварочного производства в различных отраслях народного хозяйства.

С 1987 г. по настоящее время В. М. Илюшенко возглавляет научный отдел проблем техники и технологии дуговой сварки. Под его непосредственным руководством ведутся комплексные исследования по созданию комбинированных и гибридных процессов плазменно-дуговой сварки, развитию технологических процессов роботизированной дуговой сварки. Исследовательская работа отдела тесно связана с решением задач по автоматизации дуговой сварки в монтажных условиях в таких отраслях, как судостроение, сооружение резервуаров, изготовление других крупногабаритных сварных металлоконструкций. Специализированное оборудование и технологии автоматизированной сварки в различных пространственных положениях успешно внедрены в ряде регионов Украины при изготовлении резервуаров емкостью 10 и 20 тыс. м³.

В. М. Илюшенко автор более 220 научных работ и изобретений. В 1992 г. он был избран академиком Украинской академии наук национального прогресса, с 2004 г. — академик Украинской академии наук.

Будучи вице-президентом и исполнительным директором Общества сварщиков Украины, Валентин Михайлович Илюшенко способствует объединению усилий специалистов для дальнейшего развития сварки и родственных технологий в Украине.

Искреннее признание коллег и друзей юбилар заслужил благодаря своему высокому профессионализму, неиссякаемой деловой и творческой энергии, порядочности и доброжелательности.



М. В. БОЛЬШАКОВУ — 70



Исполнилось 70 лет доктору технических наук, профессору Национального университета «Львовская политехника» Михаилу Васильевичу Большакову.

Родился М. В. Большаков в Иркутске 19 июня 1938 г. В 1960 г. окончил Азербайджанский политехнический институт и работал на предприятиях

нефтяной промышленности в Баку, где занимался вопросами сварки нефтяного оборудования. Именно тогда и устанавливаются первые творческие контакты с Институтом электросварки им. Е. О. Патона.

В 1963 г. — аспирантура ЦНИИТМАШ (г. Москва), где под руководством известного ученого-сварщика А. С. Гельмана М. В. Большаков занимается теоретическими и прикладными вопросами сварки давлением.

В январе 1968 г. защитил кандидатскую диссертацию, посвященную решению проблемы сварки трением газовых турбин жидкостных ракетных двигателей. В этот же год получено приглашение от известного ученого-ракетчика академика В. П. Глушко на работу в возглавляемое им ОКБ «Энергомаш». Здесь научные и производственные интересы М. В. Большакова были связаны с разработкой новых материалов и композитов на основе тугоп-

лавких металлов и технологий их сварки. В этот период устанавливается еще более тесное сотрудничество с ИЭС им. Е. О. Патона.

С 1973 г. научная и педагогическая деятельность М. В. Большакова связаны с «Львовской политехникой», где он руководил научно-исследовательской лабораторией сварки, а после защиты в 1984 г. докторской диссертации — кафедрой сварочного производства. В настоящее время работает профессором этой кафедры, уделяя большое внимание подготовке научных и инженерных кадров в области сварки и смежных технологий.

М. В. Большаков — автор около 200 научных работ и изобретений. В последние годы занимается совершенствованием украинской научно-технической терминологии. В 2004 г. им составлен объемный «Англо-украинский словарь по сварке и родственным технологиям», который был переиздан в 2005 г. Многие годы является членом Межгосударственного совета по сварке; был одним из инициаторов создания Общества сварщиков Украины и председателем его Западного регионального отделения.

Сегодня М. В. Большаков продолжает активную исследовательскую работу по самым актуальным направлениям современных технологий, занимаясь в сотрудничестве с Будапештским университетом технологии и экономики изучением свариваемости наноструктурных металлов и пористых композитов.

Сердечно поздравляем юбиляров и от всей души желаем им крепкого здоровья, жизненной энергии, дальнейших творческих свершений, благополучия.

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Редколлегия журнала «Автоматическая сварка»



ПАМЯТИ В. К. ЛЕБЕДЕВА



23 мая 2008 г. на 86-м году после продолжительной тяжелой болезни ушел из жизни Владимир Константинович Лебедев — выдающийся ученый в области электротермии и электросварки, академик Национальной академии наук Украины, доктор технических наук, профессор, заслуженный деятель науки и техники Украины,

лауреат Ленинской премии, Государственной премии СССР и двух государственных премий Украины, Премии им. Е. О. Патона НАН Украины.

В. К. Лебедев родился в июне 1922 г. в Данкове Липецкой обл. После окончания в 1944 г. Московского энергетического института с 1945 г. и до последних дней жизни работал в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, был зав. отделом, первым заместителем директора, советником дирекции.

Творческая деятельность ученого характеризовалась чрезвычайно широким диапазоном научно-технических интересов и глубокой заинтересованностью практическим применением результатов исследований и разработок. Его работы хорошо известны не только в Украине, но и за ее пределами.

Наиболее значимые достижения академика В. К. Лебедева касаются исследований средств преобразования электрической энергии в тепловую и созданием десятков типов новых источников питания для разнообразных видов дуговой, электрошлаковой, контактной, электронно-лучевой, лазерной сварки и специальной электрометаллургии. Все источники питания нашли широкое применение во многих областях промышленности, трубопроводного и железнодорожного транспорта, в производстве силовых элементов летательных аппаратов. В последние годы В. К. Лебедев был ведущим разработчиком выполняемого под руководством академика Б. Е. Патона и при участии большой группы спе-

циалистов медицинского профиля амбициозного проекта «Сварка живых тканей». Его разработки теоретических основ этого процесса на молекулярном уровне и основ автоматической самонастройки получения качественного соединения позволили впервые в мире создать сварочное медицинское оборудование и инструменты для проведения хирургических операций по восстановлению физиологических функций поврежденных органов человека, которые нашли успешное клиническое применение.

Многие годы В. К. Лебедев активно занимался научно-организационной и общественной деятельностью. Он являлся заместителем главного редактора журнала «Автоматическая сварка», заместителем председателя специализированного совета по защите кандидатских и докторских диссертаций, председателем Украинского аттестационного комитета сварщиков.

Академику В. К. Лебедеву принадлежит авторство около 500 научных работ, в том числе 11 монографий, свыше 200 изобретений, большинство из которых защищены отечественными и иностранными патентами. Под его научным руководством успешно подготовлено 10 докторов и более 40 кандидатов технических наук.

Многолетняя творческая работа академика В. К. Лебедева отмечена высокими государственными наградами.

Владимир Константинович был высокоинтеллигентным, глубоко порядочным, доброжелательным человеком, которого искренне уважали и любили его коллеги и друзья, все, кто знал его в работе и быту.

Уход Владимира Константиновича Лебедева — тяжелая и невосполнимая потеря для науки и техники. Светлая память об этом Человеке всегда будет в наших сердцах.

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Редколлегия журнала «Автоматическая сварка»



Памяти В. В. Арсенюка



20 мая 2008 года на 62-м году трагически ушел из жизни ведущий научный сотрудник Института электросварки им. Е. О. Патона, доктор технических наук, профессор, Управляющий делами Национальной академии наук Украины Валерий Васильевич Арсенюк.

С 1971 г. его трудовая деятельность неразрывно связана с Институтом электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, где он прошел славный путь от инженера до заместителя генерального директора.

Научной общественности известны работы Валерия Васильевича, посвященные изучению механизма пластической деформации и формирования структуры при различных способах сварки давлением разнородных металлов, а также особенностей фазового состава и технологиям получения сварных соединений металлов с ограниченной взаимной растворимостью. Комплекс научных работ, выполненных при непосредственном участии В. В. Арсенюка, позволил разработать новую методику подхода к оценке механических свойств сварных соединений разнородных металлов, основыванную на анализе вклада конкретных структурных и фазовых составляющих в уровень прочности и пластичности, дал возможность выбрать оптимальный способ сварки, при котором исключается возможность образования хрупких фаз в зоне соединения, установить влияние скорости деформации на коэффициент массопереноса легирующих составляющих свариваемых ма-

териалов и характер пластической деформации, а также разработать научные основы технологии сварки давлением, широко используемые при оптимизации технологических процессов диффузионной и магнитно-импульсной сварки, сварки трением и взрывом, ударной сварки в вакууме и получении биметаллов способом горячей прокатки.

На протяжении многих лет В. В. Арсенюк проводил большую организационную работу на посту заместителя директора Института электросварки им. Е. О. Патона, а с 1996 г. — на посту Управляющего делами Национальной академии наук Украины.

Долгое время он преподавал в Автотранспортном университете (г. Киев), а последние годы — в Приазовском государственном техническом университете (г. Мариуполь), где был членом спецсовета по защите докторских диссертаций.

В. В. Арсенюк — автор более 70 научных публикаций, среди которых методические и учебные пособия.

Валерий Васильевич пользовался большим уважением и авторитетом не только среди сотрудников Института электросварки, но и других институтов и учреждений Национальной академии наук Украины.

Ушел из жизни замечательный человек, добрый и отзывчивый товарищ, прекрасный семьянин. Валерий Васильевич любил жизнь, любил людей и старался помогать всем, кто к нему обращался. Он навсегда останется в сердцах друзей и коллег по работе.

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Редколлегия журнала «Автоматическая сварка»

Днепрометиз
Группа предприятий «Северсталь-метиз»

ОАО «Днепрометиз» - крупнейшее предприятие Украины в своей отрасли, входит в международную группу производителей «Северсталь-метиз»

e-mail: sale@dm.severstalmetiz.com

т/ф: (0562) 34-82-24, 35-83-69, 35-15-97
Украина, 49081, г. Днепропетровск, пр. им. газеты «Правда», 20

ПРОВОЛОКА:
сварочная Св-08 (А), Св-08Г2С
Вр-1 для армирования ЖБК
общего назначения без покрытия
термообработанная черная
оцинкованная
колючая

СЕТКИ:
плетеные
сварные
рифленные

ЭЛЕКТРОДЫ:
МР-3
АНО-4
АНО-6
АНО-21
УОНИ

**ГВОЗДИ
БОЛТЫ
ГАЙКИ
ШАЙБЫ**

www.dneprometiz.com.ua



ГЕФЕСТ™

тел./факс: (044) 200-88-33

ЭЛЕКТРОДЫ

e-mail: gefests@gmail.com
г. Киев, ул. Боженко, 11

Производство высококачественных электродов для:

- Сварки высоколегированных сталей
- Сварки теплоустойчивых сталей
- Наплавки слоев со специальными свойствами
- Сварки чугуна и меди
- Изготовление на заказ необходимых Вам марок

www.gefest-sv.com.ua
**Все марки электродов
СЕРТИФИЦИРОВАНЫ**

ГЕФЕСТ™

ОАО "ЗОНТ"

ПРОИЗВОДСТВО:

МАШИН ФИГУРНОЙ ГАЗОКИСЛОРОДНОЙ РЕЗКИ «АСШ-70М»;
МАШИН ДЛЯ МИКРОПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКИ «МЕТЕОР»;
МАШИН ДЛЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ РЕЗКИ «КОМЕТА М»;
МАШИН ДЛЯ ГИДРОАБРАЗИВНОЙ РЕЗКИ «МАРИНА»;
МАШИН ПЛАЗМЕННОЙ И ГАЗОКИСЛОРОДНОЙ РЕЗКИ С ЧПУ для ФИГУРНОЙ РЕЗКИ ТРУБ;
ПЕРЕНОСНЫХ ГАЗОРЕЖУЩИХ МАШИН «РАДУГА»;
НАСОСОВ, ТЕПЛООБМЕННИКОВ И ЗАПАСНЫХ ЧАСТЕЙ ДЛЯ КРИОГЕННОЙ ТЕХНИКИ.

ПОСТАВКА
ИСТОЧНИКОВ ПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКИ.
КАПИТАЛЬНЫЙ РЕМОНТ И
МОДЕРНИЗАЦИЯ
МАШИН ДЛЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ РЕЗКИ МЕТАЛЛА.



ОАО "ЗОНТ" (ТОРГОВАЯ МАРКА «АВТОГЕНМАШ»)
65104, УКРАИНА, Г. ОДЕССА, ПР-Т. МАРШАЛА ЖУКОВА 103.

Т. +38 (048) 717-00-50, E-MAIL: OAOZONT@ZONT.COM.UA
715-69-40, WWW.ZONT.COM.UA
Ф. +38 (048) 715-69-50 WWW.AUTOGENMASH.COM

ОАО «ЗАПОРОЖЕСТЕКЛОФЛЮС»

69035, Украина г. Запорожье, ул. Диагональная, 2
Тел.: +380 (61) 289-03-53; факс: +380 (61) 289-03-50
E-mail: market@steklo.zp.ua

ОАО «Запорожский завод сварочных флюсов и стеклонизделий» — один из крупнейших в Европе производителей сварочных флюсов.

На предприятии внедрена система управления качеством с получением Сертификатов «DVS ZERT» и «V» на соответствие требованиям стандарта DIN EN ISO 9001:2000, а также НТЦ «СЕПРОЗ» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины на соответствие требованиям ДСТУ ISO 9001:2001.

Продукция завода сертифицирована в УкрСЕПРО, Системе Российского Морского регистра судоходства, Госстандартом России, TÜV Nord.

Флюсы сварочные

- ♦ ГОСТ 9087-81 ♦ ТУ У 05416923.049-99
- ♦ ГОСТ Р 52222-2004 ♦
- ♦ АН-348А ♦ АН-348АМ ♦ АН-348АП ♦ АН-348АД
- ♦ АН-47 ♦ АН-47Д ♦ АН-47АП ♦ ОСЦ-45
- ♦ АНЦ-1А ♦ АН-60 ♦

15 лет на рынке сварочного оборудования Украины

предприятие
«Триада-Сварка»
г. Запорожье

- Электрогазосварочное оборудование
- Горелки к полуавтоматам
- Электрододержатели
- Пусконаладочные работы
- Ремонт сварочного оборудования, в том числе сложного
- Технологическое обеспечение сварочных процессов
- Автоматизированные сварочные линии и комплексы
- Проволока алюминиевая марки Al Mg 5 $\varnothing$ 1,2 мм, Al Si 5 $\varnothing$ 1,2 мм

ABICOR BINZEL
Fransus
SEUMA



тел. (061) 233 1058, 34 3623,
(061) 213 2269, 220 0079
Сервисный центр: (061) 270 2939 e-mail: weld@triada.zp.ua
www.triada-weld.com.ua

АББ - сердце робототехники

Робототехнические комплексы для дуговой сварки

Робототехнические комплексы для контактной сварки




Роботизация всего производственного цикла

Роботизированные заводы "без людей"

АББ Лтд
Украина, 03680, Киев-67
бул. И. Лёвца, 4
тел. +380 44 495 22 11
факс. +380 44 495 22 10
e-mail: robotics@ua.abb.com
www.abb.ua

ABB

ООО «ЦЕНТР ПРОМЫШЛЕННОЙ ДИАГНОСТИКИ И КОНТРОЛЯ»

Предоставляет качественно и в полном объеме на территории Украины следующие услуги:

- ➔ контроль качества сварных соединений РГК, УЗН, ВКН, ЦД, МПД, герметичность, стилоскопирование, замер твердости, механические испытания и лабораторные исследования;
- ➔ термообработка сварных соединений радиационным и индукционным методом;
- ➔ геодезическое обеспечение монтажно-строительных работ;
- ➔ аттестация персонала по контролю качества сварных соединений на АЭС.

«Центр» имеет все разрешительные документы и лицензии, необходимые для предоставления данных услуг на объектах НАЭК — Энергоатом и Госнадзорхрантруда.



Тел./факс: (38 044) 499 65 72; тел.: (38 044) 499 65 71
Моб. тел.: (8 050) 334 82 46; (8 050) 334 82 24

ЗАКРЫТОЕ АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО
СпецСплав

ПРОИЗВОДСТВО:

Флюсы сварочные

Проволоки порошковые для внепечной обработки металлургических расплавов

Проволоки порошковые для сварки, наплавки, напыления и металлизации

Электроды наплавочные, специального назначения, для сварки чугуна и резки

Ферросплавы и легатуры

Хром металлический

Комплексные раскислители и модификаторы

ул. Курсантская, 1
г. Днепродзержинск
49051, Украина

Тел.: (380562) 35-50-25
Тел./факс: (380562) 35-19-41
E-mail: sp@spetssplov.dp.ua



MEGAFIL® — обеспечение точности благодаря совершенной форме: полностью бесшовная порошковая проволока с уникальными сварочными свойствами для получения неразъемных соединений; благодаря своим стабильным размерам, отсутствию деформаций кручения она пригодна при решении широкого круга задач; гарантированная внутренняя защита от влаги позволяет использовать ее без повторной прокатки; важными преимуществами являются сверхвысокая электрическая проводимость и стабильное горение дуги. Поддержите свою форму с помощью **MEGAFIL®**.

MEGAFIL®: Продукция компании Дратцуг Штайн — наша серия бесшовных изделий, включая также высококачественные порошковые проволоки **TOPCORE®** и **MECUFIL®**.



Drahtzug Stein
D-67317 Altleiningen
Tel: +49(0) 6356 966-0
Fax: +49(0) 6356 966-114
E-mail: postmaster@drahtzug.de; www.drahtzug.de

Официальный представитель в Украине:

АРКСЭЛ

83017, г. Донецк, пер. Витязий, 2а

Тел.: (062) 332-2650(52)

Тел./факс: 382-9449, 332-2651

E-mail: info@arcsel.dn.ua; www.arcsel.dn.ua



маски
катоды
флюсы
горелки
редуктора
проволоки
электроды
выпрямители
плазмотроны
клемы массы
трансформаторы
сварочные трактора
керамические сопла
держатели электрода
сварочные полуавтоматы
установки для автоматизированной плазменной резки
оборудование для газоплазменной резки, наплавки, напыления
установки для контактной сварки
установки для микроплазменной сварки
гарантийное и сервисное обслуживание
установки очистки и фильтрации воздуха
установки для автоматической сварки в среде защитных газов всех видов металла
оборудование для антикоррозионной защиты
установки для автоматической сварки под флюсом
композиционные металлополимерные материалы



**ТОРГОВИЙ ДІМ
ЗВАРЮВАННЯ**

03680, г. Киев, Украина, пр-т Глушкова, 1, пав. №21,
тел./факс: (+380 44) 596-93-70, 596-93-76, 596-93-75, 596-92-20,
e-mail: house@welding.kiev.ua, eduardch@ukr.net



**ГП «Опытный завод
сварочных материалов
ИЭС им. Е.О. Патона
НАН Украины»**

**Производство материалов для
дуговой сварки, наплавки и резки:**

Электроды — АНО-4, АНО-4И, АНО-6, АНО-6У, АНО-12, АНО-21, АНО-21М, АНО-21У, АНО-27, АНО-36, АНО-37, МР-3, УОНИ 13/45, УОНИ 13/55, ВН-48, АНО-ТМ, АНО-ТМ/СХ, АНО-ТМ60, АНО-ТМ70, ТМЛ-1У, ТМЛ-3У, ЦУ-5, ТМУ-21У, ОЗЛ-6, ОЗЛ-8, ЦЛ-11, ЭА-395/9, ЭА-400/10У, ЦЧ-4, Комсомолец-100, Т-590, АНР-2

Порошковые проволоки — ПП-АН1, ПП-АН3, ПП-АН7, ПП-АН19, ПП-АН19Н, ПП-АН24С, ПП-АН30, ПП-АН59, ПП-АН61, ПП-АН63, ПП-АН67, ПП-АН68М, ПП-АН69, ПП-АН70М, ПП-АНВ2У, ПП-НnХ25П4Н3Т, ППС-ЭК1, ППС-ЭК2, ППР-ЭК3, ППР-ЭК4

Флюсы плавные — по ГОСТ 9087-81, а также АН-М13, АН-25, АН-72

Флюсы керамические — АНК-40, АНК-47А, АНК-57, АНК-565

Возможно изготовление других марок материалов

04112, Украина	Тел.:	(044) 456-64-95
г. Киев-112		456-63-69
ул. О. Телиги, 2	Факс:	(044) 456-64-95
		456-63-08



машины для газокислородной и плазменной резки
Точная и качественная резка деталей и заготовок из листового металла



Газокислородная резка: → в диапазоне толщин 5 ... 600 мм → многорезаковая резка → со скосом кромок под сварку → резка слэбов и заготовок	Плазменная резка: → в диапазоне токов 15 ... 1000 А → в диапазоне толщин 0,5 ... 130 мм → двухгазовая → высокой плотности → водоинжекционная → надводная и подводная
---	---

От сложных комплексов «под ключ» до недорогих комплексов для предпринимателей

НПП «ТЭХМАШ», ул. Промышленная, 14, г. Одесса, 65031
Тел./факс: +38 (048) 778-17-38; 778-17-45; 778-08-90; 728-06-08
E-mail: marketing@techmach.com.ua; tm@te.net.ua



Automatic machines and robots for arc welding

Автоматические установки и роботы для дуговой сварки



УСТАНОВКИ ДЛЯ СВАРКИ ПРЯМОЛИНЕЙНЫХ ШВОВ

УСТАНОВКИ ДЛЯ СВАРКИ КОЛЬЦЕВЫХ ШВОВ

РОБОТТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ КОМПЛЕКСЫ ДЛЯ СВАРКИ

СВАРОЧНАЯ АППАРАТУРА

Украина, 03056, Киев, ул. Полевая, 24
Тел.: +38 044 456-40-20
Факс: +38 044 456-83-53
<http://www.navko-teh.kiev.ua> E-mail: info@navko-teh.kiev.ua



Завод автогенного оборудования

Запоріжжя	(061) 224-11-56
Київ	(044) 200-80-67
Дніпропетровськ	(056) 370-54-45
Донецьк	(062) 381-88-93
Харків	(0572) 50-16-89
Луганськ	(0642) 595-165
Львів	(0322) 45-00-68
Полтава	(0532) 50-89-67
Вінниця	(0432) 53-16-38
Сімферополь	(0652) 54-32-11
Черкаси	(0472) 64-35-28



(06264) 5-77-13, 4-26-85
svarka@donmet.com.ua www.donmet.com.ua

Подписано к печати 24.06.2008. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 9,04. Усл. кр.-отт. 9,89. Уч.-изд. л. 10,24 + 5 цв. вклеек.

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