



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 перечень
утвержденных ВАК Украины
изданий для публикации трудов
соискателей ученых степеней.
При перепечатке материалов
ссылка на журнал обязательна.
За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет.
Цена договорная.

СОДЕРЖАНИЕ

НОВОСТИ 3

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

*Смиян О. Д., Кучук-Яценко С. И., Харченко Г. К., Зяхор И. В.,
Буткова Е. И., Никольников А. В.* Распределение примесей
внедрения в зоне соединения при сварке трением 5
*Кулик В. М., Васильев В. Г., Григоренко Г. М., Савицкий
М. М., Дорошенко Л. К.* Фазовые и структурные превращения
при сварке и дуговой обработке соединений стали 30ХГСА 10
*Лабур Т. М., Гринюк А. А., Таранова Т. Г., Костин В. А.,
Покляцкий А. Г.* Особенности микромеханизма разрушения
соединений алюминиево-литиевых сплавов, полученных
плазменной сваркой 16
Махненко О. В., Мужиченко А. Ф. Математическое
моделирование тепловой правки цилиндрических оболочек и
валов с деформациями искривления продольной оси 23
Игнатенко А. В. Математическая модель переноса водорода
краевой дислокацией 29

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Шлепаков В. Н., Игнатюк В. Н., Котельчук А. С., Гитин Ю. М.
Механизированная ремонтная сварка порошковой
проволокой агрегатов металлургического комплекса 34
*Ющенко К. А., Чекотило Л. В., Настенко Г. Ф., Данилов Ю. Б.,
Качанов В. А., Кабашный А. И., Ивануна С. Н., Дорн В. Р.,
Илиенко В. В., Амброзьяк Н. В., Кислый Б. П., Ходан Т. М.*
Продление ресурса эксплуатации крупногабаритных
наливных резервуаров для хранения концентрированной
серной кислоты 41
Еремин Е. Н. Модифицирование металла шва при
электрошлаковой сварке жаропрочного сплава ХН77ТЮР 45
Покляцкий А. Г., Ищенко А. Я., Яворская М. Р. Прочность
соединений тонколистовых алюминиевых сплавов,
полученных сваркой трением с перемешиванием 50
Гавриш В. С., Руденко П. М., Подола Н. В. Система
автоматического управления и контроля контактной точечной
сварки 54

НЕРАЗРУШАЮЩИЙ КОНТРОЛЬ

Гуца О. И., Бродовой В. А., Смиленко В. Н. Определение
главных направлений и величины остаточных напряжений в
высокотекстурированных материалах акустическим методом 58

ХРОНИКА

60-я Ежегодная ассамблея Международного института
сварки 61
Сотрудничество ИЭС им. Е. О. Патона с индийскими
центрами по подготовке персонала для сварочного
производства 62
К 75-летию со дня рождения В. А. Игнатова 65
К 90-летию со дня рождения В. Н. Земзина 65

ИНФОРМАЦИЯ 67
Разработано в ИЭС 49

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. Diltthey (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

Smiyan O. D., Kuchuk-Yatsenko S. I., Kharchenko G. K., Zyakhor I. V., Butkova E. I., Nikolnikov A. V. Distribution of interstitial impurities in joint zone in friction welding 5
Kulik V. M., Vasiljev V. G., Grigorenko G. M., Savitsky M. M., Doroshenko L. K. Phase and structural transformations in welding and arc treatment of 30KhGSA steel joints 10
Labur T. M., Grinyuk A. A., Taranova T. G., Kostin V. A., Poklyatsky A. G. Peculiarities of failure micromechanism of welded joint of aluminium-lithium alloys, produced by plasma welding 16
Makhnenko O. V., Muzhichenko A. F. Mathematical modeling of heat straightening of cylindrical shells and shafts, having distortions of longitudinal axis 23
Ignatenko A. V. Mathematical model of hydrogen transfer by edge dislocation 29

INDUSTRIAL

Shlepakov V. N., Ignatyuk V. N., Kotelchuk A. S., Gitin Yu. M. Mechanized repair welding by flux-cored wire of metallurgical complex units 34
Yushchenko K. A., Chekotilo L. V., Nastenko G. F., Danilov Yu. B., Kachanov V. A., Kabashny A. I., Ivanuna S. N., Dorn V. R., Ijenko V. V., Ambrozyak N. V., Kislyj B. P., Khodan T. M. Extension of service life of large-sized bulk tanks for storage of concentrated sulfuric acid 41
Eryomin E. N. Modification of weld metal in electroslag welding of KhN77TYR high-temperature alloy 45
Poklyatsky A. G., Ishchenko A. Ya., Yavorskaja M. R. Strength of joints of thin-sheet aluminium alloys, produced by friction stir welding 50
Gavrish V. S., Rudenko P. M., Podola N. V. System for automatic control and monitoring of resistance spot welding 54

NDT OF WELDED JOINTS

Gushcha O. I., Brodovoj V. A., Smilenko V. N. Determination of main directions and values of residual stresses in highly-textured materials by acoustic method 58

NEWS

60th Annual Assembly of International Welding Institute 61
Cooperation of PWI with Indian centers for training of personnel for welding production 62
Towards the 75th anniversary of V. A. Ignatov 65
Towards the 90th anniversary of V. N. Zemzin 65

INFORMATION 67
Developed at PWI 49

АВТОМАТИЗИРОВАННЫЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ КОНТРОЛЬ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС

ГП «ОКТБ Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины» продолжает плодотворное сотрудничество с крупнейшим в Европе производителем магистральных труб и железнодорожных колес ОАО «Выксунским металлургическим заводом» (Россия). Ранее в журнале уже публиковались статьи о разработанных ОКТБ ИЭС установках типа НК360-362 для неразру-

Высокий рейтинг этого оборудования позволил ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона вновь победить в международном тендере и получить заказ на поставку ОАО «ВМЗ» в 2007 г. двух станций автоматизированного ультразвукового контроля железнодорожных колес, выпуск которых на заводе составляет почти треть мирового производства.

В июле этого года две станции НК364 АУЗК железнодорожных колес изготовлены и отправлены заказчику. Установки предназначены для выявления нарушений сплошности типа флокенов, расслоений, завернувшихся и утонувших

НКМЗ РЕАЛИЗУЕТ ПОЛИТИКУ АКТИВНОГО ТЕХНИЧЕСКОГО ПЕРЕВООРУЖЕНИЯ

Новокраматорский машиностроительный завод (г. Краматорск Донецкой обл.) принял программу технического перевооружения на ближайшие два года, обеспечивающую дальнейшее увеличение объемов промышленного производства. Сейчас на НКМЗ сооружается электроплавильная печь собственного инжиниринга, которая полностью заменит действующие мартеновские печи, увеличит объемы выплавляемой стали и улучшит качество металла, требующегося для изготовления оборудования ответственного назначения. В следующем году на НКМЗ будет создан новый кузнечно-прессовый цех, оснащенный современным оборудованием, в том числе ковочным комплексом с прессом усилием 5100 т. Все оборудование предполагается спроектировать и изготовить собственными силами.

Кроме того, на заводе разработана программа полного технического перевооружения фасонно-литейных цехов на 2008-2009 годы. Параллельно будет реализовываться стратегия переоснащения механических цехов высокопроизводительным оборудованием. Только в 2008 г. НКМЗ предполагает закупить 26 крупных уникальных станков и модернизировать восемь.

Всего в 2008 г. в техническое перевооружение НКМЗ предполагается инвестировать до 580 млн грн.



Станция НК364 АУЗК железнодорожных колес

шающего контроля сварных швов и концевых участков труб диаметром от 508 до 1420 мм с толщиной стенки от 7 до 50 мм. Партию из шести таких установок ОКТБ ИЭС поставило заводу в 2004-2005 гг. Они прошли зарубежную инспекцию по нормам DNV1, разрешившей участие ОАО «ВМЗ» в тендере на поставку труб для нефтепровода «Nord stream», в том числе для прокладки по дну Балтийского моря.

корочек при отливке, газовых пузырей, скоплений неметаллических включений и других внутренних дефектов, ликваций в колесах разнообразной номенклатуры, используемых на железных дорогах всего мира. Важной особенностью является то, что контроль ведется одновременно по двадцати каналам на всех элементах колеса: ободу в осевом и радиальном направлениях, ступице, диске и гребне.

НОВЫЙ МЕНЕДЖЕР ПО РАБОТЕ С КЛИЕН- ТАМИ В ЕВРОПЕЙС- КОЙ КОМАНДЕ HYPERTHERM

Ганновер, Нью-Гемпшир, США. Компания Hypertherm Inc. объявила о том, что в ее европейскую команду вошел Яромир Слани (Jagomir Slany). Г-н Слани будет работать в должности менеджера по работе с клиентами и отвечать за сотрудничество с производителями комплексного оборудования (ОЕМ) в Центральной и Восточной Европе.

Г-н Слани будет помогать производителям столов для резки в выборе наиболее подходящих к их нуждам плазменных систем. Г-н Слани пришел в компанию Hypertherm с более чем 14-летним опытом в области резки металлов. Его последним местом работы был отдел сбыта одного из изготовителей столов для резки и систем выхлопа.

«Глубокие знания рынка плазменной резки, которыми он обладает, делают Яромира ценным дополнением для команды Hypertherm», — говорит Тео Корниелье, европейский директор Hypertherm по продажам для ОЕМ.

Г-н Слани владеет несколькими языками, в том числе чешским, польским, русским, английским и немецким. Он будет базироваться в Чешской Республике.

Компания Hypertherm является промышленным лидером в области оборудования и технического обслуживания дуговой плазменной резки с 1968 г. Благодаря усовершенствованиям, особенно в части повышения производительности и точности резки металлорежущего оборудования, сначала плазменного, а теперь и ла-

зерного, компания Hypertherm подтверждает и расширяет свою позицию мирового лидера в поставках новейших технологий высокотемпературной резки металлов. Из своей штаб-квартиры в Ганновере, штат Нью-Гемпшир, а также через дочерние предприятия, сбытовые представительства и партнеров по всему миру компания Hypertherm удовлетворяет широкий спектр запросов в области промышленной резки металлов.

ОЧИСТКА КОРНЯ ШВА С ИСПОЛЬЗОВА- НИЕМ МОЩНОГО ИНСТРУМЕНТА

Финский поставщик сварочного оборудования компания Kemppi Oy выпустила на рынок инструмент, обеспечивающий точность строжки угольной дугой, — источник питания KempGouge ARC 800. Несмотря на большую мощность, этот 800-амперный высокопроизводительный источник питания на удивление легкий и компактный.

Новый аппарат KemppGouge™ ARC 800 производства Kemppi — это мощный источник питания, который подходит для всех типов строжки угольной дугой. В комплект входит источник питания на 800 А и панель управления. Аппарат можно использовать для обработки большинства металлов таких, как сталь, нержавеющая сталь, чугун, никель, медь, магний и алюминий.

Аппарат поставляется комплектно, уже закрепленный на транспортной тележке с двумя большими колесами для простоты перемещения между объектами. Вся система вместе с транспортной тележкой весит всего 115 кг, что достаточно мало для данного класса

мощности. Для выполнения строжки необходим круглый или плоский угольный электрод и держатель угольных электродов с подводом сжатого воздуха. Профиль и размеры угольного электрода выбираются в зависимости от выполняемой задачи. С KemppGouge могут использоваться даже угольные электроды диаметром 13 мм.

Кроме обратной строжки, строжка угольной дугой применяется в других процессах, например, при удалении дефектов сварных соединений, подготовке пазов, резке металлов, продельвании отверстий, выполнении дуговой шлифовки дефектов поверхности и сварных швов, а также для коррекции дефектов литья.

Характеристическая кривая, определяющая рабочие параметры устройства, разработана специально для строжки угольной дугой с обеспечением оптимальных характеристик строжки. Поэтому при работе аппарата уровень шума минимальный.

Функции аппарата KemppGouge были доведены до совершенства на судостроительных заводах в сотрудничестве с норвежской группой компаний Aker Kvaerner. На судостроительных заводах предъявляются чрезвычайно высокие требования к качеству строжки, кроме того, работы проводились в сложных условиях в течение девяти месяцев. Основываясь на результатах испытаний, компания Kemppi значительно усовершенствовала функции этого аппарата. Он обеспечивает оптимальные рабочие характеристики, удобен в эксплуатации, удовлетворяет высоким требованиям, предъявляемым к оборудованию для строжки.



УДК 621.791.14

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИМЕСЕЙ ВНЕДРЕНИЯ В ЗОНЕ СОЕДИНЕНИЯ ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ

О. Д. СМЛЯН, д-р техн. наук, академик НАН Украины **С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО**,
Г. К. ХАРЧЕНКО, д-р техн. наук, **И. В. ЗЯХОР**, канд. техн. наук,
Е. И. БУТКОВА, **А. В. НИКОЛЬНИКОВ**, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изучено распределение примесей внедрения (кислорода и водорода) в соединениях стали 10Г2ФБ, полученных сваркой трением. Применена методика и аппаратура для локального масс-спектрального анализа с использованием лазерного зонда. Экспериментально установлен характер распределения примесей внедрения в зоне соединения при различных видах сварки трением — конвенционной и инерционной.

Ключевые слова: сварка трением, конвенционная сварка трением, инерционная сварка трением, зона соединения, примеси внедрения, локальное содержание, зоны пластической и упругой деформации

В работах [1, 2] для оценки локального содержания и распределения газообразующих примесей внедрения (ПВ) (водорода, кислорода, азота и углерода) в соединениях, полученных сваркой давлением, применяли методику и аппаратуру для локального масс-спектрального анализа с использованием электронно-лучевого [1] и лазерного [2] зондов. Установлено, что при сварке взрывом пластин из стали Ст3 в зоне соединения содержание водорода, кислорода и углерода возрастает [1]. В работе [2] показано, что в соединениях шпилек из сплава АМг6, полученных ударной конденсаторной сваркой, в зоне соединения также наблюдается повышение содержания этих примесей. В качестве основного механизма поглощения твердым телом примесей в этом случае рассматривалась сорбция металлом газов из зазора между свариваемыми заготовками.

Представляет интерес изучение распределения ПВ в соединениях, полученных другими способами сварки давлением, например, сваркой трением (СТ), для которой характерно формирование соединения в твердой фазе. Имеющиеся на торцах заготовок пленки оксидов разрушаются и вытесняются из стыка в процессе нагрева и пластической деформации заготовок. Формирование соединения происходит при приложении давления после прекращения вращения заготовок. Публикаций, касающихся определения локального содержания и распределения ПВ в зоне соединений, полученных СТ, нам обнаружить не удалось. Однако известно [1, 2], что при других способах сварки давлением локальные скопления ПВ отрицательно сказываются на механических свойствах соединений.

Цель данной работы состояла в изучении распределения кислорода и водорода в соединениях, полученных СТ. Исследования выполняли на установке ЭХО-4М на сварных образцах из стали 10Г2ФБ. Содержание ПВ в основном металле в среднем составило $1,5 \text{ млн}^{-1}$ ($1,3 \cdot 10^{-4}$ мас. %) [Н] и $0,003$ мас. % [О]. В ходе исследований измеряли значения ионных токов H^+ , O^+ после их экстракции из твердого тела в результате импульсного локального плавления металла в заданной точке образца сфокусированным лучом лазера. Интенсивность этих сигналов соответствовала локальному содержанию ПВ в металле. Регистрацию значений ионных токов осуществляли с помощью масс-спектрометра МХ7301. Длительность импульса облучения составляла 5 мс, мощность импульса — 7,5 Дж, максимальная температура в точке облучения — 8000 К.

Сваривали стержни диаметром 18 мм из стали 10Г2ФБ. Образцы вытачивали из сегментов трубы с толщиной стенки 18,5 мм. Сварку стержней выполняли на модернизированной сварочной установке конструкции ИЭС им. Е. О. Патона СТ-120, реализующей технологию СТ с регулируемым торможением [3], при которой можно изменять термомеханические условия формирования соединений. Сварные соединения получены двумя способами СТ, отличающимися термическим и деформационным циклом сварки, — конвенционной (КСТ) и инерционной сваркой (ИСТ). Циклограммы изменения во времени τ таких технологических параметров, как частота вращения n и давление P , представлены на рис. 1. Распределение температуры в зоне соединений при КСТ и ИСТ показано на рис. 2. Режим КСТ принято условно называть мягким, а ИСТ — жестким.

При КСТ (рис. 1, а) давление при нагреве составляло $P_{\text{н}} = 50$ МПа, частота вращения n одной из заготовок оставалась постоянной ($n = 20 \text{ с}^{-1}$).

© О. Д. Смян, С. И. Кучук-Яценко, Г. К. Харченко, И. В. Зяхор, Е. И. Буткова, А. В. Никольников, 2007

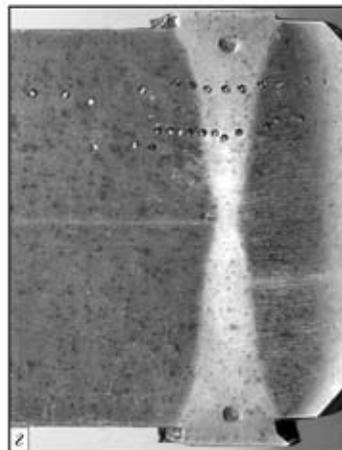
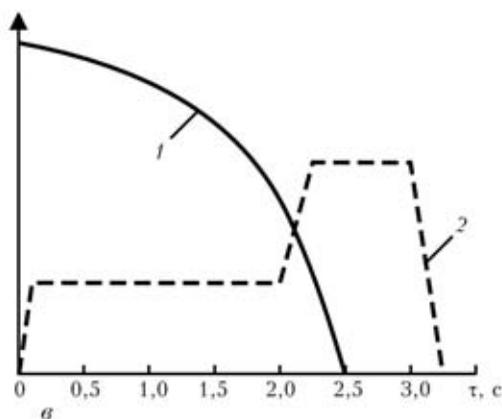
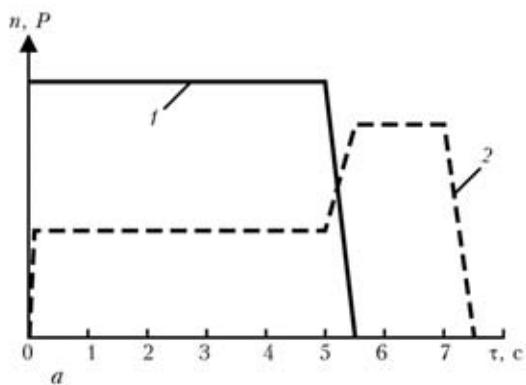


Рис. 1. Циклограммы изменения частоты вращения n (1), давления P (2) и макрошлифы соединений, полученных конвекционной (а, б) и инерционной (в, г) сваркой трением

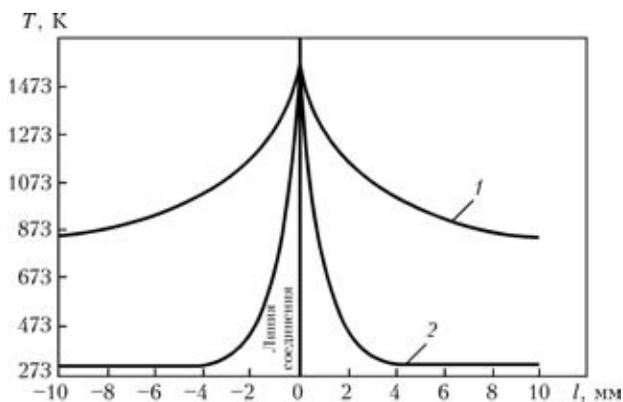


Рис. 2. Распределение температуры в зоне соединения при КСТ (1) и ИСТ (2) [4]; l — расстояние от линии соединения

Усилие проковки $P_{пр} = 100$ МПа прикладывалось после быстрого принудительного торможения вращения. Продолжительность цикла сварки составляла $\tau = 6$ с, осадка (укорочение заготовок при сварке) — 5 мм, максимальная температура в стыке — приблизительно 1593 К, длительность пребывания металла при температуре 1373...1593 К — около 4...5 с. Деформационное воздействие на металл в зоне стыка на этапе формирования соединения характеризуется наличием преимущественно радиальной составляющей. Ширина зоны термического влияния (ЗТВ) при КСТ практически одинакова по всему сечению заготовок, для исследу-

дованных соединений она равна приблизительно 11...12 мм; ширина зоны пластической деформации — около 8 мм.

При ИСТ (рис. 1, в) начальная частота вращения при $P_n = 50$ МПа составляла 40 с^{-1} . Частота вращения снижалась до нуля в процессе торможения вращения за счет сил трения в стыке и при достижении частоты $n = 12,5 \text{ с}^{-1}$ прикладывалось $P_{пр} = 100$ МПа. Продолжительность цикла сварки — 2,5 с, осадка — 5 мм. Длительность пребывания металла при температуре более 1373 К составляла около 2 с. Воздействие на металл стыка на этапе формирования соединения характеризуется наличием радиальной и тангенциальной составляющих деформации. При ИСТ зона пластической деформации имеет характерную X-образную форму, ее ширина в центральной части сечения составляет 1,5...2,0 мм, а в периферийной — около 5 мм. Измерения содержания ПВ в соединениях, полученных ИСТ, проводили на том участке сечения, где ширина зоны пластической деформации составляла 3,5...4,0 мм.

На рис. 3 показано распределение водорода и кислорода в металле в зоне соединения, полученных различными способами СТ. Типичная микроструктура соединения представлена на рис. 4.

В зоне соединений, полученных КСТ (рис. 3, а), по сравнению с основным металлом наблю-



дается снижение содержания водорода примерно в 2 раза на участке шириной около 4 мм. По линии соединения (зона 1 на рис. 4) содержание водорода снижается в 5 раз по сравнению с основным металлом (зона б). Общая ширина зоны изменения содержания водорода соответствует ширине зоны пластической деформации и составляет около 8 мм. Снижение содержания кислорода примерно в 2 раза наблюдается в зоне шириной около 8 мм (рис. 3, б). По линии соединения содержание кислорода снижается примерно в 6 раз. На расстоянии 4 мм симметрично относительно линии соединения наблюдаются пики увеличения содержания кислорода, в 2 раза превышающие его содержание в основном металле. Расположение этих пиков приблизительно соответствует границе зоны пластической деформации. При КСТ ПВ распределяются практически симметрично относительно линии соединения.

В зоне соединений, полученных ИСТ (рис. 3), наиболее заметное снижение содержания водорода наблюдается на участке шириной около 2 мм симметрично относительно линии соединения. Снижение содержания кислорода примерно в 1,5 раза имеет место на участке шириной около 2 мм. Так же, как и при КСТ, наблюдаются пики содержания кислорода, в 2 раза превышающие содержание в основном металле. Они расположены на расстоянии около 2 мм от линии соединения, что соответствует границам зоны пластической деформации. Общая ширина участка изменения водорода и кислорода составляет около 8 мм, что превышает ширину зоны пластической деформации.

Во всех исследованных режимах СТ значения средней частоты вращения n и давления P идентичны, но продолжительность их воздействия на металл, а также закон, по которому n и P изменялись во времени, особенно на конечной стадии сварки, различны.

Установлено, что при обоих способах СТ в зоне стыка наблюдалось снижение содержания водорода и кислорода. Минимальное содержание ПВ фиксировалось по линии соединения, представляющей собой высокотемпературную область (зона 1 на рис. 4). В этой области сосредоточивается взаимодействие свариваемых поверхностей при трении, и ее условно можно рассматривают как «третье тело» [5]. Металл здесь подвергается воздействию температуры приблизительно 1373...1593 К, значительной пластической деформации и характеризуется наличием большого количества дислокаций. В результате полной первичной рекристаллизации в зоне 1 образуется мелкозернистая структура (балл зерна № 10–11). Металл в этой зоне претерпевает полное фазо-

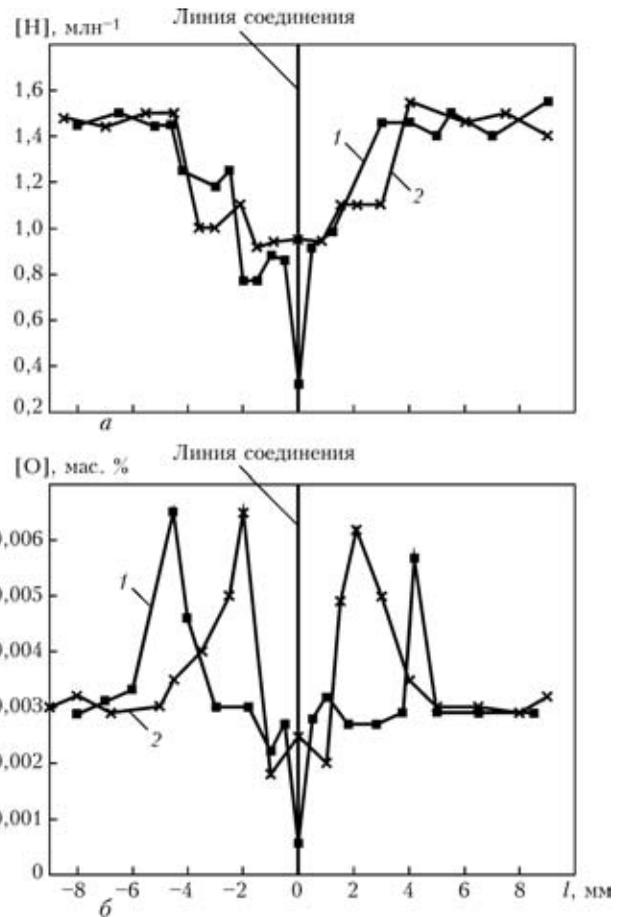


Рис. 3. Распределение водорода (а) и кислорода (б) в зоне соединений стали 10Г2ФБ, полученных способами КСТ (1) и ИСТ (2)

вое превращение (феррит и перлит переходят в аустенит) и при охлаждении превращается в мелкозернистую ферритно-перлитную смесь. Снижение содержания водорода по линии соединения обусловлено, по-видимому, миграцией водорода из зоны соединения (зоны сжатия) с образующимся в процессе сварки гратом, а также его потерей из межзеренных участков при рекристаллизации металла [6] в процессе поворота зерен и формирования новых равноосных зерен.

Снижение содержания кислорода по линии соединения неидентично повышению его содержания в приконтактных объемах металла, которые

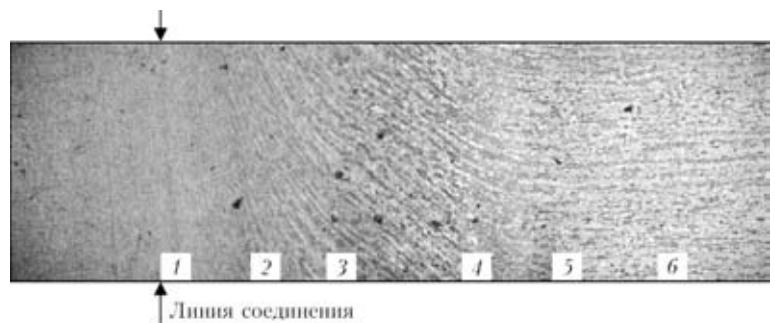


Рис. 4. Микроструктура (X100) соединения стали 10Г2ФБ, полученного ИСТ: 1–6 — см. объяснение в тексте



не подвергались пластической деформации. Такое распределение кислорода можно объяснить влиянием нескольких факторов. Первый — контактное трение и связанные с ним нагрев металла и его деформация в радиальном направлении, которые обеспечивают диспергирование и вытеснение из зоны контакта в грат оксидных фаз и адсорбированных пленок. Второй — процесс разрушения в металле оксидов дислокациями деформирующегося металла. Так, согласно [7–9] пластическая деформация металла в зоне контакта обуславливает поатомное разрушение оксидных фаз дислокациями, переход кислорода в твердый раствор и его частичную миграцию из зоны сжатия. В итоге происходит обогащение кислородом приконтактных объемов металла. Третий фактор — характер распределения температуры в зоне соединения, который определяет положение максимума пика кислорода относительно границы ЗТВ. Совместное влияние перечисленных факторов обуславливает место расположения концентрационных пиков кислорода и их интенсивность.

В зонах 2, 3 (см. рис. 4), непосредственно примыкающих к рекристаллизованной зоне, где температура и степень деформации ниже, имеет место образование как деформированных, вытянутых в радиальном и тангенциальном направлении, так и рекристаллизованных зерен. В этой зоне также фиксируется пониженное содержание ПВ при обоих способах СТ. При удалении от линии соединения рекристаллизованные зерна в деформированных при трении участках отсутствуют, но изменяется характер ориентировки зерен (зона 4). Эта зона плавно переходит в зону упругой деформации (зона 5), представляющей собой часть ЗТВ за пределами зоны пластической деформации, и далее к зоне основного металла (зона 6). Граница изменения содержания водорода при КСТ проходит по зонам 3–4, т. е. приблизительно по зоне пластической деформации. При ИСТ область с пониженным содержанием водорода включает также зону 5.

Ширина зоны изменения содержания водорода при мягком режиме КСТ примерно соответствует ширине зоны пластической деформации. Отличие в содержании водорода при сварке на жестком режиме ИСТ распространяется на большую глубину металла от контактной поверхности по сравнению с шириной зоны пластической деформации. Указанный эффект объясняется тем, что при ИСТ скорость пластической деформации металла в зоне контакта превышает соответствующие показатели при КСТ. Известно [10], что увеличение скорости деформации обуславливает рост скорости массопереноса атомов внедрения.

Восходящая диффузия, при которой возникает направленный дрейф атомов, вызывается локальными градиентами напряжений в кристаллах, ко-

да согласно эффекту Горского атомы внедрения сосредоточиваются преимущественно в зоне растяжения [11]. В работах [6, 7] установлено, что при сжатии стальной трубы металл теряет водород, а при растяжении сорбирует его. На степень потери и поглощения водорода влияет деформация и ее скорость. При импульсной деформации в металле возникает лавина дислокаций, которая захватывает водород и транспортирует его. Глубина перемещения атомов водорода и кислорода определяется не только скоростью деформации, но и размером атома. Перенос атомов внедрения в зоне деформации стабилизируется на расстоянии, обратно пропорциональном размерам атомов [6, 10].

Наибольшее снижение содержания кислорода наблюдается по линии соединения (зона 1 на рис. 4), причем оно наиболее существенное при КСТ. Максимальная температура металла в зоне контакта при нагреве и последующая деформация при проковке после остановки вращения (режим КСТ) приводит к значительному (в 6 раз) снижению содержания кислорода по линии соединения. Расположение пиков содержания кислорода (в 2 раза превышающего его содержание в основном металле) совпадает с границей зоны пластической и упругой деформации (зоны 4, 5 на рис. 4). Очевидно, атомы кислорода в процессе пластической деформации переносятся ядрами дислокаций, скапливающихся на границе зон пластической и упругой деформации [12].

Анализ полученных данных позволяет предположить, что наибольшего развития локальная пластическая деформация достигает в зоне соединения шириной 1,5...2,0 мм (при КСТ) и до 4 мм (при ИСТ). Такой результат является ожидаемым, поскольку при КСТ благодаря быстрой остановке вращения температура поверхностных слоев в момент приложения повышенного усилия проковки $P_{пр}$ максимальна по сравнению с другими способами СТ, металл в плоскости соединения более пластичен и легче деформируется в радиальном направлении.

При приложении повышенного усилия $P_{пр}$ к еще вращающимся заготовкам при ИСТ, т. е. при наличии радиальной и тангенциальной составляющих деформации, зоны пластической и упругой деформации расширяются за счет слоев металла, имеющих более низкую температуру, о чем свидетельствует уровень содержания ПВ на этом участке. Характер изменения содержания водорода и кислорода с удалением от поверхности контакта в сторону основного металла подтверждает наличие значительного влияния тангенциальных деформаций при данном режиме сварки.



Выводы

1. В соединениях стали 10Г2ФБ, полученных СТ, содержание водорода и кислорода в зоне соединения понижено по сравнению с содержанием в основном металле.

2. Перемещение водорода и кислорода из зоны соединения в приконтактные объемы металла стабилизируется на границе зон пластической и упругой деформации.

3. Изменением соотношения радиальной и тангенциальной составляющих деформации при СТ можно регулировать не только температуру металла в зоне соединения, характер и интенсивность деформации, но и локальное содержание и распределение ПВ в сварном соединении.

1. *Распределение азота, кислорода и углерода в зоне соединения металлов, свариваемых взрывом / О. Д. Смиян, Л. О. Жени-Майская, В. И. Лысак и др. // Автомат. сварка. — 1985. — № 2. — С. 29–33.*
2. *Распределение водорода и кислорода в металле шва при ударной конденсаторной приварке шпилек из сплава АМг6 / Е. И. Буткова, О. Д. Смиян, Д. М. Калеко, Н. Я. Резниченко // Там же. — 1988. — № 2. — С. 17–22.*
3. *Зяxor И. В. Современное оборудование для сварки трением // Там же. — 2001. — № 7. — С. 48–52.*

4. *Сварка трением: Справочник / В. К. Лебедев, И. А. Черненко, В. И. Вилль и др. — Л.: Машиностроение, 1987. — 236 с.*
5. *Кучук-Яценко С. И., Зяxor И. В. Механизм формирования биметаллических соединений при сварке трением // Автомат. сварка. — 2002. — № 7. — С. 3–11.*
6. *Смиян О. Д. Перерозподіл домішкових та левогальних елементів під час термічного, деформаційного оброблення та його вплив на зародження й розвиток тріщин в металах: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. — К., 2004. — 16 с.*
7. *Влияние обработки металла взрывом на содержание и перераспределение водорода / О. Д. Смиян, Л. О. Жени-Майская, Л. С. Гаврилюк // Сварка взрывом и свойства сварных соединений. — Волгоград: Волгоград. политехн. ин-т, 1986. — С. 128–137.*
8. *Смиян О. Д. Атомний механізм взаємодії речовини середовища з металом, що деформується // Фізика та хімія твердого тіла. — 2002. — № 4. — С. 662–674.*
9. *Смиян О. Д., Кружков А. Г. О некоторых особенностях движения диффузионного потока газов в металлах // Докл. АН СССР. — 1972. — 202, № 6. — С. 1311–1313.*
10. *Массоперенос в металлах при низких температурах в условиях внешних взаимодействий / Д. С. Герцрикен, В. Ф. Мазанко, В. М. Тышкевич, В. М. Фальченко. — Киев: ИМФ, 1999. — 436 с.*
11. *Фізика твердого тела: Энциклопед. слов. В 2 т. / Под ред. В. Г. Барьяхтара. — Киев: Наук. думка, 1996. — Т. 1. — 652 с.*
12. *Смиян О. Д. Механізм формування зародків рівноважних зерен під час рекристалізації конструкційних сталей // Металофізика та новітні технології. — 2004. — № 4. — С. 571–578.*

Distribution of interstitial impurities (oxygen and hydrogen) in the joints of 10G2FB steel produced by friction welding has been studied. The procedure and equipment have been applied for local mass-spectral analysis using a laser probe. The nature of distribution of interstitial impurities in the joint zone was established experimentally at different kinds of friction welding, namely conventional and inertia.

Поступила в редакцию 17.01.2007

УВАЖАЕМЫЕ КОЛЛЕГИ!

Ассоциация сварщиков Грузии и Международный грузино-украинский НИ центр по сварке и родственным технологиям «Интервелд» им. Е. О. Патона предгалают

ЧЕТЫРЕХЯЗЫЧНЫЙ (РУССКО-ГРУЗИНО-АНГЛО-НЕМЕЦКИЙ) ТЕРМИНОЛОГИЧЕСКИЙ СЛОВАРЬ ПО СВАРКЕ И РОДСТВЕННЫМ ТЕХНОЛОГИЯМ

под редакцией проф. С. Б. Якобашвили

Словарь содержит около 10 000 слов и терминов по сварке и родственным технологиям. Он создан на основе существующих терминологических и политехнических словарей и дополнен современными терминами.

Стоимость словаря 50 дол. США.

Оплата производится в лари Грузии, дол. США или в любой конвертируемой валюте по официальному курсу ЦБ в день оплаты.

Стоимость пересылки с почтовыми расходами составляет:

- для Болгарии, Германии, Венгрии, Румынии, Польши — 25 дол. США
- для Украины — 18 дол. США.

Словарь можно приобрести в офисе «Центра сварки» Грузинского технического университета как за наличный, так и безналичный расчет

Грузинский технический университет «Центр сварки», ул. Костава, 77. 0175. Тбилиси – Грузия

Проф. С. Якобашвили

Тел.: +(995 32) 33-76-44

Тел./факс: +(995 32) 22-75-11



ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ СВАРКЕ И ДУГОВОЙ ОБРАБОТКЕ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 30ХГСА

В. М. КУЛИК, В. Г. ВАСИЛЬЕВ, кандидаты техн. наук,
чл.-кор. НАН Украины **Г. М. ГРИГОРЕНКО, М. М. САВИЦКИЙ**, д-р техн. наук, **Л. К. ДОРОШЕНКО**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены структурные изменения в металле шва типа 30ХГС соединений высокопрочной стали при сварке и дуговой обработке. В этих условиях аустенитное превращение закалившегося металла соединения происходит при температурах, близких к точкам A_1 и A_3 стали в состоянии поставки. При последующем охлаждении восстанавливается структура закалки. Кратковременные нагревы в межкритический интервал температур вызывают образование значительного количества феррита отпуска и снижение при последующем охлаждении количества образующего мартенсита за счет увеличения ферритной и бейнитной составляющих. Это вызывает наибольшее снижение твердости и повышение ударной вязкости металла. Подобное улучшение свойств и повышение трещиностойкости сварного соединения наблюдается после кратковременных нагревов до температур отпуска.

Ключевые слова: дуговая сварка, высокопрочная сталь, шов, зона термического влияния, дуговая обработка, нагрев, охлаждение, дилатометрия, дифференциальный термический анализ, твердость, ударная вязкость, замедленное разрушение

При изготовлении легких сварных конструкций из тонколистовых высокопрочных сталей используется аргонодуговая сварка вольфрамовым электродом, которая обеспечивает качественное формирование соединения, приемлемую химическую и структурную однородность металла соединения, что упрощает выполнение последующей термической обработки для получения высоких значений прочности и служебных характеристик сварного изделия.

При сварке высокопрочных сталей существует опасность образования холодных трещин в закалившемся металле шва или на участке перегрева зоны термического влияния (ЗТВ), которые возникают сразу или через определенное время после сварки. Во избежание трещинообразования, связанного с содержанием мартенсита в структуре [1], подогревы выполняют перед, в процессе и после сварки с последующим незамедлительным печным отпуском. Это вызывает ухудшение условий труда, усложняет технологический процесс и повышает себестоимость сварного изделия, требует применения дополнительного оборудования и не всегда является технически выполнимым. Изменение структуры и повышение стойкости против образования холодных трещин в металле ЗТВ тонколистовой высокопрочной стали достигается кратковременными термическими воздействиями при многопроходной сварке и дуговой обработке [2]. Очевидно, что подобные изменения можно ожидать и в металле шва.

Целью данной статьи является исследование фазовых и структурных превращений в сварных соединениях (в первую очередь в швах), которые могут иметь склонность к замедленному разрушению. Листовая сталь 30ХГСА толщиной 3,2 мм, используемая для изготовления различных изделий, в том числе автомобильных баллонов [3], подвергалась одно- и двухпроходной сварке А-ТИГ и ТИГ встык. На первом проходе выполняли сквозное проплавление стыка, на втором проходе сварки с поперечными колебаниями электрода осуществляли неполное проплавление в 1,5...2 раза больше ширины ранее сформированного соединения (с расплавлением или без расплавления присадочной проволоки Св-18ХМА). С помощью вольфрамений-вольфрамениевой термопары ВР20/5 диаметром 0,35 мм с обратной стороны установлено, что нагрев металла соединения, не подвергающегося расплавлению при выполнении второго прохода сварки, происходит не ниже температур 1100...1250 °С, т. е. заведомо выше по всей его высоте. При первом и втором проходах сварки, которые являются закалочными для стали 30ХГСА, металл охлаждается со скоростями 9...16 °С/с [4, 5]. При этом уменьшается и устраняется вогнутость поверхности, создается усиление и двухслойное строение шва, улучшается формирование соединения.

Фазовые и структурные превращения в процессе цикла нагрев–охлаждение изучали методом скоростной дилатометрии [2]. Образцы размером 3×8×75 мм, вырезанные поперек сварного соединения с расположением шва в центральной части, нагревали проходящим током до разных температур и охлаждали при обдувании аргоном, имитируя термические циклы сварки и дуговой



обработки. Изменение температуры и ширины образца (длины шва) фиксировали с помощью двухкоординатного потенциометра Н307/1, продолжительность нагрева — секундомером, время при охлаждении — специальным отметчиком времени. Так как в зависимости от режима дуговой обработки без расплавления металла его нагрев происходит со скоростью $w_n = 80...240$, а охлаждение $w_{6/5} = 6...24$ °C/с [6], то при имитировании термических циклов задавали их среднее значение: $w_n = 160...180$ и $w_{6/5} = 10...13$ °C/с. Для сопоставления таким же образом исследовали основной металл. Для определения температурных интервалов превращений при кристаллизации выполняли также дифференциальный термический анализ [7] при нагреве и охлаждении со скоростью 80 °C/мин.

Стойкость сварных соединений против образования холодных трещин оценивали испытаниями на замедленное разрушение со снижением нагрузки в процессе развития микропластической деформации [8]. При этом исследовали структуру и ударную вязкость металла сварного соединения.

Методом дифференциального термического анализа установлено, что характер кристаллизации расплавленной стали 30ХГСА, присадочной проволоки Св-18ХМА и шва, полученного путем расплавления или без него, является двухстадийным, о чем свидетельствует наличие двух перегибов на кривой охлаждения (рис. 1). Второй перегиб (при меньшей температуре) свидетельствует о перитектическом превращении, которое согласно диаграмме состояния Fe–C характерно для сталей с 0,16...0,51 % C. Перитектическое превращение при кристаллизации отмечается у стали 35ХГС, а также в Fe–Si–C сплавах с 0,63...0,74 % C и 1,5...4,0 % Si [9].

В условиях непрерывного охлаждения кристаллизация металла шва типа 30ХГС носит перитектический характер и начинается с образования ферритных дендритов. На их границе при температуре перитектического превращения при взаимодействии низкоуглеродистой (0,1 %) δ-феррита и углеродистой жидкой фазы происходит зарождение аустенита с содержанием 0,16 % C, частично или полностью изолирующего феррит от жидкости. Плохой контакт феррита с углеродистой жидкостью (или его отсутствие) затрудняет аустенизацию, и в осях ветвей ферритных дендритов могут оставаться непревращенные участки. Превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ в них возможно при последующем высокотемпературном охлаждении с образованием низкоуглеродистого аустенита. Кристаллизация завершается формированием высокоуглеродистого аустенита из остатков жидкости с повышенным содержанием углерода и других химических элементов. Поэтому в закристаллизованном металле шва возможно получение од-

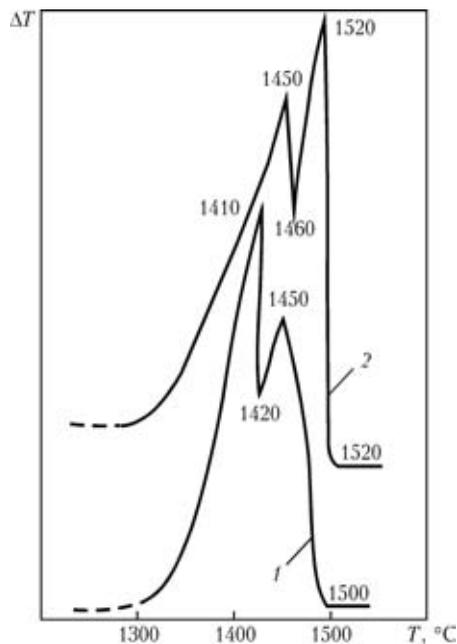


Рис. 1. Дифференциальная термическая кривая охлаждения расплавленного металла шва (сталь 30ХГСА) без присадочного (1) и с присадочным (2) металлом

нофазной аустенитной или аустенитной с ферритом в осях дендритов структурой, а аустенит в отдельных микрообъемах имеет разную устойчивость при охлаждении.

Дендритное строение первичной микроструктуры металла шва тонколистовой стали показано на рис. 2. Размер, строение и направленность дендритов определяются режимом сварки и параметрами сварочной ванны. В поперечном сечении однослойного и первого слоя двухслойного швов с коэффициентом формы провара $\phi = b/h = 1,0...1,5$ они являются преимущественно столбчатыми, ориентированными от основного металла к центру, почти равноосными у зоны сплавления и часто разориентированными в центре. В металле второго слоя с коэффициентом формы 4...6 дендриты мельче, иной формы (с уменьшенным количеством и размерами зародышей осей второго порядка), больше ориентированы к лицевой поверхности.

Перераспределение химических элементов на фронте кристаллизации вследствие разной раст-



Рис. 2. Первичная микроструктура металла двухслойного шва (×50)



воримости их в жидкой и твердой фазах вызывает постепенное обогащение ими жидкости и кристаллизующегося затем металла. Поэтому содержание углерода и легирующих элементов в металле шва по сравнению с основным металлом возрастает в 1,0...1,1 раза на глубине около 0,3 мм и в 1,1...1,2 раза на расстоянии 0,02...0,03 мм от поверхности, где кристаллизация заканчивается. При этом возрастает содержание углерода и кремния с повышенным коэффициентом ликвации — соответственно 0,87 и 0,34 для δ -железа, меньше содержание хрома и марганца с коэффициентами ликвации 0,05 и 0,16 [10]. Макрохимическая неоднородность типа зональной во втором слое шва образуется в результате кристаллизации металла, ориентированной преимущественно к поверхности.

Последующее охлаждение со скоростью закалки $w_{6/5} = 9...14$ °C/с в условиях сварки вызывает преобразование аустенита закристаллизовавшегося металла в мартенситно-бейнитную смесь как в одно-, так и в двухслойном швах (рис. 3), подобно протекающему в металле ЗТВ [2]. Наличие исходной микрохимической и микроструктурной неоднородности может быть причиной проявления микронеоднородности вторичной структуры металла шва в виде слаботравящихся участков (вероятнее всего, содержащих остаточный аустенит).

Металл однослойного шва имеет микротвердость $HV_{0,05/30} 260...405$, ЗТВ — $HV_{0,05/30} 405...440$. Увеличение $w_{6/5}$ в приведенных выше пределах при выполнении второго прохода сварки на пониженной погонной энергии без расплавления

присадочной проволоки вызывает повышение микротвердости металла второго слоя, охлаждавшегося от жидкого состояния до $HV_{0,05/30} 321-345$ и металла ЗТВ у первого слоя шва до $HV_{0,05/30} 460-480$. При этом наблюдается понижение микротвердости металла шва первого слоя до $HV_{0,05/30} 221-356$ вследствие кратковременного нагрева его без расплавления и металла ЗТВ у второго слоя до $HV_{0,05/30} 221-268$ в результате пульсирующего теплового воздействия поперечно колеблющейся дуги. При сварке с использованием присадочной проволоки с меньшим, чем в основном металле, содержанием углерода, твердость второго слоя шва уменьшается в 1,05...1,10 раза.

Механизм формирования структуры металла ЗТВ установлен dilatометрическими исследованиями, описанными в работе [2]. Нагрев термостатированной (состояние поставки) стали 30ХГСА протекает без развития отпускных превращений. При достижении температур 720...760 °C на dilatометрической кривой выявляются перегибы, которые могут быть вызваны коагуляцией карбидов и переходом стали из ферро- в парамагнитное состояние. Быстрый нагрев вызывает повышение на 50...100 °C температур аустенитного превращения $A_{c1} = 835$ и $A_{c3} = 930$ °C (справочные значения $A_1 = 740...785$ °C и $A_3 = 830...875$ °C [4]). Охлаждение после кратковременного (в течение 1...2 с) перегрева до температур 1330...1350 °C (как при сварке) сопровождается превращением (при температурах 655...225 °C)

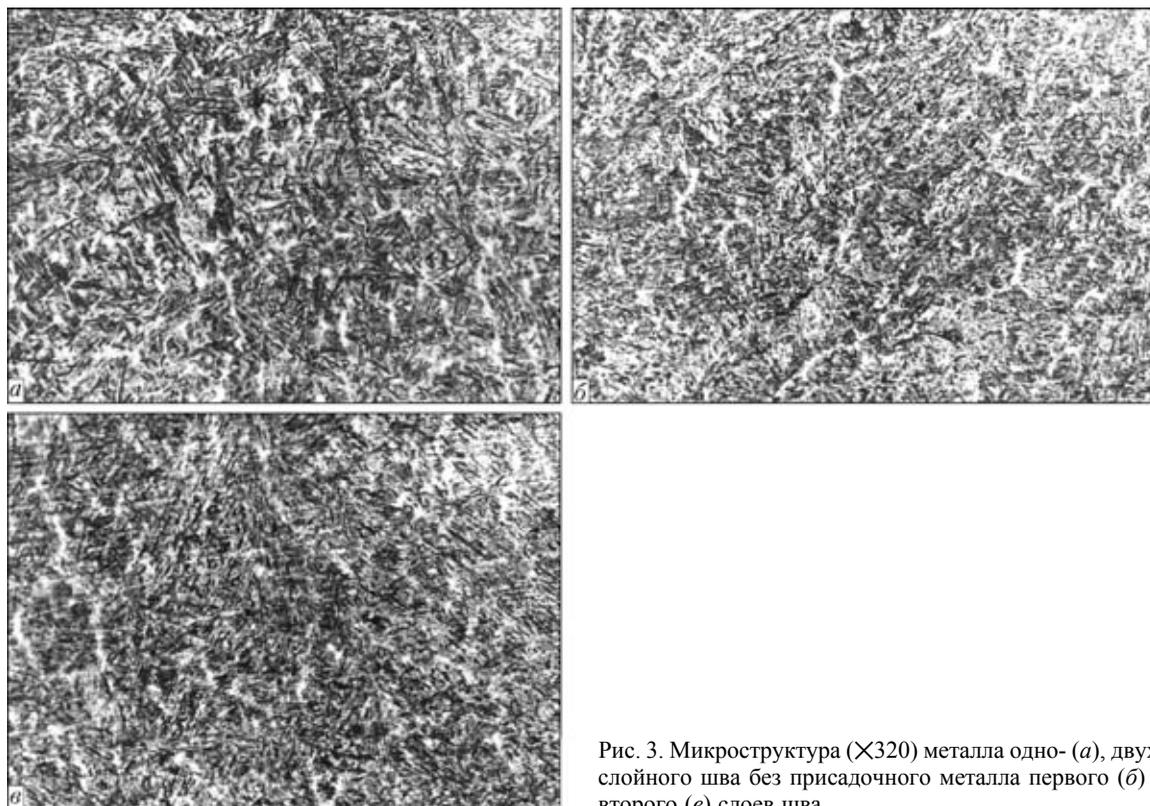


Рис. 3. Микроструктура ($\times 320$) металла одно- (а), двух- (б) и второго (в) слоев шва

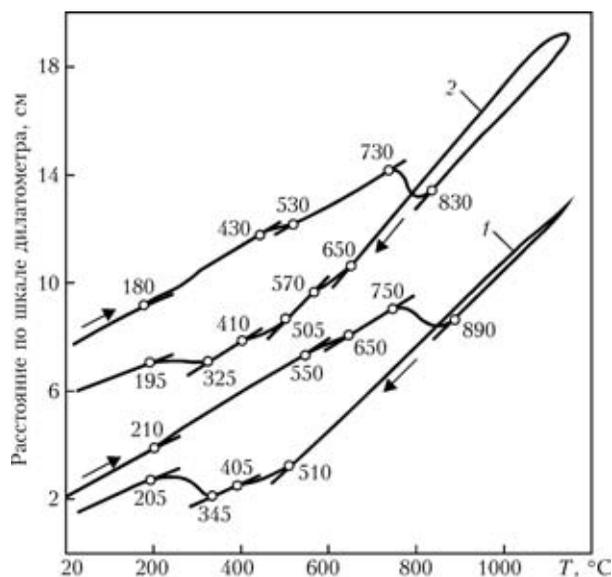


Рис. 4. Дилатогаммы стали 30ХГСА и металла швов без (1) и с присадочным (2) металлом

аустенита с формированием в структуре 49 % мартенсита, 48 % бейнита и 3 % феррита.

Преобразования, происходящие в металле шва и ЗТВ, близких по химическому составу, подобны (рис. 4, табл. 1 и [2]). Однако в отличие от имитированной ЗТВ, в которой структура перегрева и закалки создавалась при первом нагреве, металл

шва является тем закаленным объектом, на котором выполняется имитация дуговой обработки. Наличие структуры закалки предопределяет протекание на стадиях нагрева следующих превращений при отпуске: второго (распад остаточного аустенита) и третьего (карбидного) при повышенных температурах 180...550 и 460...660 °С. Более четко превращения выявляются при дифференциальном дилатометрическом анализе металла шва (рис. 5). Критические точки A_{c1} и A_{c3} снижаются до значений 750...765 и 860...890 °С, близких A_1 и A_3 термостойкой стали. В процессе охлаждения трехкратных циклов высокотемпературный нагрев-охлаждение ранее закалившегося металла наблюдается бейнитное (520...330 °С), мартенситное (350...185 °С) и возможно ферритное (700...500 °С) превращения (табл. 1). Бейнитное превращение в металле шва происходит монотонно или с изменением темпа при температурах 410...380 °С. Снижение температуры кратковременного нагрева от 1150 до 970..920 °С вызывает более ранний распад аустенита металла шва (повышение Φ_n). В отсутствие ферритного превращения имеет место более раннее превращение аустенита в бейнитной области (повышение B_n и B_k) и задержка завершения его в мартенситной (снижение M_k). Следствием этого является уве-

Таблица 1. Превращения при охлаждении после кратковременных нагревов сварного соединения стали 30ХГСА

Исследуемый участок	№ нагрева	$T_n, ^\circ C$	Температура превращений, °С						Конечные составляющие структуры, %			
			Φ_n	Φ_k	B_n	B_k	M_n	M_k	М	Φ_o	Б	Ф
ЗТВ	1*	1340	610	550	495	350	350	225	49	—	48	3
	2	1150	600	580	500	350	350	225	55	—	39	5
	3	1150	620	600	510	355	355	220	55	—	39	6
	4	1150	605	585	510	350	350	225	55	—	37	8
Шов, б/п	1	1150	670...590	510	510	345	345	205	38	—	55	7
	2	1150	670...590	500	500	340	340	210	39	—	48	13
	3	1150	635...590	505	505	345	345	220	39	—	50	11
Шов, п	1	1150	615...570	515	515	330	330	240	33	—	60	7
	2	1150	610...580	520	520	325	325	240	33	—	63	4
	3	1150	620...595	505	505	330	330	235	37	—	61	2
Шов, б/п	1	970	—	—	515	350	350	200	85	—	15	—
Шов, п	1	920	700	610	520	410	350	185	54	—	21	25
	2	920	680	590	525	400	335	180	46	—	23	31
	3	920	690	600	505	410	345	190	44	—	28	28
Шов, б/п	1	840	630	520	520	410	325	Не установлено				
Шов, п	1	820	690	610	520	385	225	Не уст.	25,5	34	22	18,5
	2	820	690	605	530	380	200	» »	23	34	23	20
Шов, б/п	1	800	715	670	Не установлено							
Шов, п	1	790	715	630	515	340	340	250	5	80	15	—
	2	1370	—	—	515	340	340	240	37	—	63	—
	3	820	675	640	520	400	400	230	22	34	22	22

Примечание. М — мартенсит; Б — бейнит; Ф — феррит превращения; Φ_o — феррит отпуска, индексы: н — начало; к — конец; б/п — без присадочного металла; п — с присадочным металлом, звездочка у номера — имитация формирования участка перегрева металла ЗТВ.

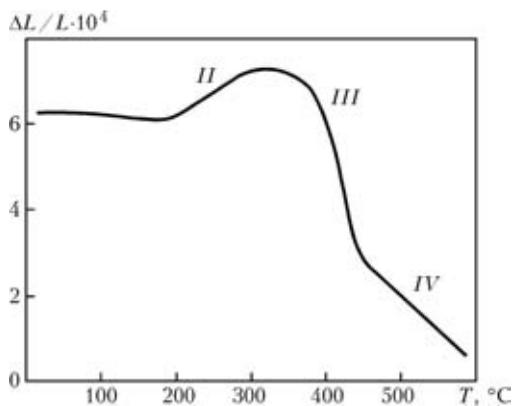


Рис. 5. Дифференциальная дилатометрическая кривая при нагреве металла шва (II–IV — превращения при отпуске)

личение содержания мартенсита и мартенсита с ферритом в структуре металла шва в результате снижения доли бейнитной составляющей. Многократность быстрых кратковременных нагревов выше A_{c3} закалившегося металла шва способствует незначительному повышению доли мартенситной составляющей (на 1...4 %) структуры при большом (260...290 °C) перегреве и снижению ее на 10 % при небольшом (40...60 °C) перегреве. С учетом технологических особенностей сварки без расплавления и с расплавлением присадочной проволоки в переформированной структуре металла шва содержится 33...85 % мартенсита, 15...63 % бейнита и 0...31 % феррита, а в металле ЗТВ — 55 % мартенсита, 37...39 % бейнита и 5...8 % феррита.

Снижение температур аустенитного превращения ($A_{c1} = 730 \text{ °C} < A_1$ и $A_{c3} = 830 \text{ °C} \leq A_3$) наблюдается у металла шва, предварительно закаленного в воде на мартенсит после печного нагрева. Такая операция способствует более раннему началу ($\Phi_n = 650 \text{ °C}$) и более позднему завершению ($M_k = 185 \text{ °C}$) превращения аустенита при охлаждении после быстрого кратковременного нагрева

Таблица 2. Влияние температуры кратковременного нагрева T_n на твердость HRC и трещиностойкость τ_r стыкового соединения стали 30ХГСА

$T_n, \text{ °C}$	HRC шва	a_n шва, Дж/см ²	τ_r , мин (место разрушения)
Без нагрева	49	—	1,5...3,5 (шов)
1140...1250	38 41	—	1,5...9 (шов)
920...970	47	73	0,5...5 (шов)
800...840	27	122	—
630	35	111	—
480...550	—	—	НР 55 (шов – з.с. с подрезами)
420...450	40	105	49 (шов – з.с. с подрезами)

Примечание. Приняты следующие сокращения: з.с — зона сплавления; НР — нет разрушения.

и уменьшения количества мартенсита до 24 % в структуре за счет увеличения количества феррита (24 %). Высокий печной отпуск металла шва, формирующий структуру сорбита отпуска, наоборот, способствует повышению A_{c1} до $800 \text{ °C} > A_1$ и A_{c3} до $875 \text{ °C} \geq A_3$, увеличению доли мартенситной (50 %) и ферритной (30 %) составляющих структуры в результате снижения количества бейнитной составляющей (20 %). Поэтому при многопроходной сварке и дуговой обработке можно ожидать большего снижения температур аустенитного превращения у сильнее закалившегося металла соединения и повышения этих температур при сварке менее закаливаемых сталей в условиях замедленного охлаждения. С увеличением кратности кратковременных нагревов до температуры 1150 °C наблюдается увеличение до 38 % доли мартенсита за счет феррита (7 %) в структуре предварительно закаленного в воде металла шва и повышение до 39 % доли бейнитной составляющей при снижении доли мартенситной (39 %) и ферритной (12 %) составляющих в структуре предварительно отпущенного металла шва.

При снижении температуры нагрева до 840...820 °C (в межкритический интервал температур) аустенитное превращение в металле шва происходит не полностью, и в структуре наряду с вновь образовавшимся аустенитом сохраняется значительное количество феррита отпуска Φ_o . Распад уменьшенного количества аустенита не вызывает существенного изменения температур превращений, однако обуславливает снижение количества образующегося мартенсита и увеличение суммарного количества более пластичных ферритной и бейнитной составляющих структуры. Нагревы до температур ниже A_{c1} сопровождаются только превращениями при отпуске, которые могут проходить полностью и не выявляться уже в процессе второго нагрева.

Кратковременный нагрев металла шва снижает его твердость (табл. 2), как и металла ЗТВ [2], и повышает стойкость стыкового соединения против образования холодных трещин. Наибольшее снижение твердости и соответственно повышение ударной вязкости обеспечивают нагревы до температур высокого отпуска (630 °C) и в межкритическом интервале температур (800...840 °C), после которых в структуре образуется минимальное количество мартенсита и максимальное количество феррита. Кратковременные дуговые нагревы до температур отпуска (480...550 °C) вызывают существенное повышение трещиностойкости, вплоть до предотвращения замедленного разрушения при испытании ($\sigma_n = 380...390 \text{ МПа}$). Наибольшая твердость, наименьшие значения ударной вязкости шва и трещиностойкости соединения отмечаются после небольших перегревов



выше A_{c3} , когда в структуре металла образуется максимальное количество мартенсита. При этом замедленное разрушение испытуемого соединения происходит преимущественно по шву, что можно объяснить повышенной плотностью несовершенств кристаллического строения литого металла по сравнению с катаной сталью и его химической неоднородностью, вызванной ликвацией углерода, серы, фосфора и другими элементами [11]. Такая особенность проявляется сильнее в однослойных швах с ориентированными навстречу друг к другу кристаллитами. В целом влияние температуры кратковременного повторного нагрева на изменение структуры и свойств металла шва и ЗТВ подобно. Оно нивелируется последующей печной обработкой, включающей относительно длительную выдержку выше A_{c3} , в частности, перед закалкой.

В заключение следует отметить, что при кристаллизации металла шва стали 30ХГСА наблюдается перитектическое превращение, которое предопределяет увеличение микрохимической и микроструктурной неоднородности. Превалирование вертикальной составляющей кристаллизации после проплавления с коэффициентом формы 4-6 вызывает повышение содержания углерода, кремния, хрома, марганца в металле шва у поверхности.

Подобие превращений, близких по химическому составу металлу шва и участка перегрева металла ЗТВ, предопределяет получение принципиально одинаковой в целом М-Б структуры всего соединения, которая измельчается в результате подплавления и кратковременных нагревов выше A_{c3} при сварке и дуговой обработке.

Закаленное состояние металла соединения обуславливает снижение, быстрый нагрев — повышение температур аустенитного превращения. В условиях сварки и дуговой обработки закалившегося металла соединения и печного нагрева термоязкой стали эти температуры близки.

После повторных кратковременных нагревов выше A_{c3} в металле шва и ЗТВ сохраняется структура закалки и изменяется соотношение ее составляющих.

Фазовые превращения, структура и свойства металла шва регулируются температурой и краткостью кратковременных нагревов. При нагревах до межкритических температур и температур отпущения достигается существенное снижение твердости, повышение ударной вязкости и стойкости против образования холодных трещин. Печные закритические нагревы нивелируют различие свойств сварных соединений.

1. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
2. Кулик В. М., Васильев В. Г. Особенности изменения структуры и свойств закалившегося металла ЗТВ стали 30ХГСА при дуговой обработке сварного соединения // Автомат. сварка. — 2006. — № 7. — С. 19–25.
3. Патон Б. Е., Савицкий М. М., Кузьменко Г. В. Перспективы применения высокопрочных среднелегированных сталей в сварных баллонах высокого давления для автотранспорта // Там же. — 1994. — № 3. — С. 4–9.
4. Попов А. А., Попова Л. Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита: Справочник. — М.: Металлургия, 1973. — 495 с.
5. Шоршоров М. Х., Белов В. В. Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке: Атлас. — М.: Наука, 1972. — 220 с.
6. Аргонодуговая обработка сварного соединения стали 30ХГСА / В. М. Кулик, М. М. Савицкий, Д. П. Новикова и др. // Автомат. сварка. — 2001. — № 6. — С. 7–13.
7. Уэндландт У. Термические методы анализа. — М.: Мир, 1978. — 526 с.
8. Кулик В. М., Савицкий М. М. Новая методика оценки стойкости против образования холодных трещин в сварных соединениях закаливающихся сталей // Автомат. сварка. — 2007. — № 1. — С. 11–17.
9. Яценко А. И., Репина Е. И., Грушко П. Д. Первичная структура перитектических сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1988. — № 1. — С. 9–11.
10. Качество слитка спокойной стали / М. М. Колосов, А. И. Строганов, Ю. Д. Смирнов, Б. П. Охримович. — М.: Металлургия, 1973. — 408 с.
11. Прохоров Н. Н. Физические процессы в металлах при сварке. — М.: Металлургия, 1986. — Т. 1. — 695 с.

Considered are structural changes in weld metal of the 30KhGS type on high-strength steel joints, taking place in arc welding and treatment. Austenitic transformation of hardened metal of the joints occurs under these conditions at temperatures close to A_1 and A_3 of steel in the as-received state. Subsequent cooling provides recovery of the hardening structure. Short-time heatings in an inter-critical temperature range cause formation of a substantial amount of temper ferrite and decrease of the amount of formed martensite during subsequent cooling, which is caused by increase in the ferrite and bainite components. This leads to the highest decrease in hardness and increase in impact toughness of metal. This improvement of properties and increase in crack resistance of the welded joints take place after short-time heatings to the tempering temperatures.

Поступила в редакцию 09.10.2006



ОСОБЕННОСТИ МИКРОМЕХАНИЗМА РАЗРУШЕНИЯ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПЛАЗМЕННОЙ СВАРКОЙ

Т. М. ЛАБУР, д-р техн. наук, А. А. ГРИНЮК, инж., Т. Г. ТАРАНОВА, В. А. КОСТИН,
А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проведен сравнительный анализ вязкости разрушения металла швов высокопрочных алюминийно-литиевых сплавов 1420 и 1460, выполненных плазменной сваркой на весу и на подкладке при использовании серийных сварочных проволок СвАМг63 и Св1201. На основании анализа изломов образцов установлены особенности микромеханизма разрушения сварных соединений при внецентренном растяжении.

Ключевые слова: плазменная сварка, алюминийно-литиевые сплавы, сварные соединения, шов, зона сплавления, технологическая подкладка, сопротивление разрушению, рельеф излома

Благодаря высокой удельной прочности и повышенному модулю упругости использование алюминийно-литиевых сплавов в конструкциях аэрокосмической техники позволяет уменьшить массу последних на 8...15% [1], что способствует увеличению полезной нагрузки и улучшению тактико-технических характеристик сварных конструкций — элементов силового каркаса, шпангоутов, балок и лонжеронов. Указанные сплавы применяются также для планеров, фюзеляжа, крыльев самолета, их обшивки и панелей.

В условиях технологического нагрева, включая сварочные процессы, сплавы с добавкой лития проявляют склонность к охрупчиванию. В металле сварных соединений, полученных различными способами дуговой сварки (плавящимся и неплавящимся электродом) и электронным лучом, наблюдается образование неоднородной структуры и разупрочнение в зоне термического влияния [2–4]. Это обусловлено многокомпонентным составом сплавов и наличием включений упрочняющих фаз, расположенных параллельно направлению прокатки. Кроме того, перегрев металла при сварке приводит к развитию в соединении неоднородности по содержанию легирующих элементов и примесей вследствие их сегрегации вдоль границ зерен, а также к образованию хрупких межзеренных прослоек эвтектики [5]. Связанное с этим повышение концентрации напряжений на границах фаз способствует зарождению трещин, происходящему в результате растрескивания фаз или нарушения контакта с матрицей, что снижает такие интегральные показатели, как прочность и вязкость сварных соединений. Вследствие этого усложняется технология качествен-

ного изготовления сварных узлов конструкций и снижается надежность эксплуатации изделий в условиях воздействия предельно высоких нагрузок и низких температур [2, 6, 7].

Поиск рациональных теплофизических условий сварки алюминийно-литиевых сплавов ведется и в настоящее время. Одним из технологических решений, обеспечивающих надежность соединения элементов конструкций из алюминийно-литиевых сплавов, является применение плазменной дуговой сварки. Обеспечивая высококонцентрированный ввод тепла в сварочную ванну, этот способ сварки позволяет получить незначительный перегрев металла при термическом цикле и качественную структуру металла шва [8, 9]. Процесс сварки осуществляют с использованием технологических подкладок с формирующими канавками и без них (на весу со сквозным проникновением плазменной струи).

Для обоснования эффективности выполнения плазменной сварки необходимо определить влияние указанных технологических вариантов на физико-механические свойства и механизмы разрушения металла швов сварных соединений алюминийно-литиевых сплавов различных систем легирования — 1420 (Al–Mg–Li) и 1460 (Al–Li–Cu). Это обусловлено тем, что надежность конструкций в условиях действия принципа безопасной повреждаемости определяется не только пределом их прочности, но и действием напряжений, вызывающих образование трещин. Без исследования указанных свойств сварных конструкций, оценки их уровня и соответствия техническим требованиям эксплуатации трудно обосновать выбор материалов и технологических процессов соединения.

Методика исследования. Сварные соединения алюминийно-литиевых сплавов 1420 и 1460 толщиной соответственно 4 и 3 мм получали плазменной сваркой на подкладке и на весу [7]. В



качестве присадочного материала использовали сварочные проволоки СвАМг63 и Св1201 диаметром 1,6 мм (табл. 1).

Алюминиевые листы и присадочные проволоки перед сваркой подвергали химическому травлению, а торцы листов — дополнительной механической зачистке на глубину не менее 0,1 мм. Использование разнополярного асимметричного тока прямоугольной формы с преобладанием длительности тока прямой полярности обеспечивало в процессе термического цикла сварки эффективное катодное разрушение оксидной пленки и высокою стойкость электрода. Частота смены полярностей тока составляла 100 Гц. Режимы плазменной сварки представлены в табл. 2.

Для плазменной сварки использовали комплекс технологического оборудования фирмы «Фрониус» (Австрия), в состав которого входят источник питания РТ 450-02 WZ, механизм подачи присадочной проволоки КД 4000, плазматрон РМВ 350 и система управления FPA 2003.

Показатели вязкости разрушения оценивали при внецентренном растяжении образцов с использованием методики Кана, когда на металл одновременно действует одноосное растяжение и изгиб, что моделирует условия эксплуатации сварной конструкции силовой оболочки топливного бака космической ракеты [9]. Условия испытания образцов сварных соединений соответствовали требованиям ГОСТ 25.506. При этом скорость нагружения не превышала 2 мм/мин ($3,3 \cdot 10^{-5}$ м/с). При внецентренном растяжении на осциллографе записывали диаграмму нагрузка–деформация, где фиксировали моменты зарождения и развития трещины в исследуемом образце до его полного разрушения. Это позволило выполнить количественную оценку интенсивности напряжений в процессе деформации образцов сварных соединений и определить удельную работу, затрачиваемую на развитие трещины. Экспериментальные результаты получены на базе испытаний пяти образцов с использованием универсальной машины РУ-5.

Исходя из этих результатов определяли номинальное разрушающее напряжение σ_p и критический коэффициент интенсивности напряжения K_c , а также удельную работу зарождения (J_c -интеграл) и распространения (УРРТ) трещины [2] (табл. 3). Значения J_c оценивали путем расчета функции изменения энергии деформации в зависимости от длины трещины с помощью соотношения Меркли–Кортена [9–11]. Полученные данные сравнивали с соответствующими показателями для основного металла.

Особенности характера разрушения и участков возникновения трещины определяли фактографическим методом на растровом электронном микроскопе JSM-840 (фирма «JEOL», Япония) с системой микроанализаторов при уско-

Т а б л и ц а 1. Химический состав алюминиево-литиевых сплавов 1420 и 1460 и присадочных проволок, используемых при сварке, мас. %

Марка сплава, проволоки	Cu	Mg	Mn	Ti	Zr	Fe	Si	Прочие
<i>Сплавы</i>								
1420	0,1	5,60	0,3	—	0,10	0,30	0,1...0,30	1,9 Li
1460	3,2	—	—	0,1	0,09	0,30	0,20	2,0 Li 0,1 Sc
<i>Сварочные проволоки</i>								
СвАМг63	0,1	6,30	0,5	0,1	0,20	0,05	0,05	—
Св1201	6,1	0,02	0,3	0,1	0,15	0,15	0,08	0,1 V

Т а б л и ц а 2. Режимы плазменной сварки сплавов 1420 и 1460

Марка сплава	Скорость сварки $v_{св}$, м/ч	Сварочный ток $I_{св}$, А	Расход плазмобразующего газа $Q_{пл}$, л/мин	Скорость подачи присадочной проволоки $v_{пр}$, м/ч
1460	36	180	0,1	123
1420	36	200	0,2	142

Т а б л и ц а 3. Характер изменения сопротивления разрушению алюминиево-литиевых сплавов 1420 и 1460

Марка сплава	σ_p , МПа	K_c , МПа $\sqrt{м}$	J_c	УРРТ	
				Дж/см ²	
1420	353/337	28,1/27,5	4,1/3,0	2,5/3,0	6,0/4,0
1460	360/339	33,2/31,0	5,0/4,0	5,0/5,9	8,0/6,0

П р и м е ч а н и е. В числителе приведены данные, полученные при продольном, а в знаменателе — при поперечном направлении проката.

ряющем напряжении 20 кВ и токе электронного пучка $10^{-10} \dots 10^{-7}$ А в режиме вторичных электронов. Полученную информацию систематизировали с помощью современных компьютерных технологий, включая программы Image Pro 30 и Statistica 5.0. Сравнительный анализ результатов исследований рельефа излома швов, выполненных по двум технологическим вариантам плазменной сварки на сплавах 1420 и 1460, и уровня сопротивления разрушению образцов сварных соединений позволил выявить особенности их микро-разрушения на этапах зарождения и распространения трещин.

Результаты исследования. Анализ физико-механических свойств алюминиево-литиевых сплавов 1420 и 1460 показал, что они характеризуются близкими значениями не только прочности (337...360 МПа), но и критического коэффициента интенсивности напряжений как при продольной (28,1...33,2 МПа $\sqrt{м}$), так и поперечной (27,5...31,0 МПа $\sqrt{м}$) ориентации образцов относительно проката (табл. 3). В первом случае



Таблица 4. Сопротивление разрушению сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов, полученных плазменной дуговой сваркой

Марка сплава (проволоки)	Технологический вариант сварки	σ_p , МПа	K_c , МПа $\sqrt{м}$	J_c	УРРТ	KCV
				Дж/см ²		
1420 (СвАМг63)	На весу	$\frac{303...341}{322}$	$\frac{45,0...50,0}{47,5}$	$\frac{6,8...7,3}{7,1}$	$\frac{9,6...10,7}{10,2}$	$\frac{7,2...7,6}{7,4}$
	На подкладке	$\frac{379...428}{404}$	$\frac{26...35}{30}$	$\frac{5,3...12,4}{8,3}$	$\frac{5,3...7,5}{6,8}$	$\frac{4,4...7,9}{5,9}$
1460 (Св2101)	На весу	$\frac{341...356}{322}$	$\frac{49...51}{50}$	$\frac{5,3...7,1}{7,1}$	$\frac{10,5...10,9}{10,7}$	$\frac{12,1...15,4}{13,8}$
	На подкладке	$\frac{403...408}{403}$	$\frac{31...36}{35}$	$\frac{8,6...8,9}{8,8}$	$\frac{7,4...7,5}{7,5}$	$\frac{8,6...10,4}{9,5}$

значения J_c обоих сплавов составляют 4,1...5,0 Дж/см², а во втором — 3,0...4,0 Дж/см². УРРТ сплава 1420 изменяется в пределах 2,5...3,0 Дж/см², а сплава 1460 — 5,0...5,9 Дж/см², что указывает на низкую пластичность сплавов, легированных магнием. Наличие в составе сплава 1420 этого элемента способствует уменьшению растворимости лития в твердом растворе и тем самым обеспечивает значительный эффект упрочнения при термической обработке, однако при этом пластичность сплава уменьшается [1].

Сопоставление результатов испытаний сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов 1420 и 1460, выполненных плазменной сваркой, показало, что образцы, полученные на подкладке, отличаются бóльшим уровнем номинального разрушающего напряжения σ_p и энергетического показателя, характеризующего работу зарождения трещины J_c , чем выполненные на весу (табл. 4). Прирост номинального разрушающего напряжения образцов таких сварных соединений составляет 80...100 МПа по сравнению с выполненными без подкладки (322 МПа). Значения критического K_c , удельной работы распространения трещины УРРТ и KCV при этом в 1,5...2,0 раза выше, чем у сварных соединений, полученных на весу. Это может свидетельствовать о наличии более благоприятных теплофизических условий для качественного формирования металла шва на исследуемых алюминиево-литиевых сплавах. В металле швов, выполненных на сплаве 1420, при этом образуется однородная микроструктура с равномерным расположением фазовых включений в межкристаллитном пространстве, что обеспечивает прочность соединений на уровне 379...356 МПа и трещиностойкость 26...35 МПа $\sqrt{м}$.

Исходя из значений прочности и сопротивления разрушению сварных соединений сплава 1460 установлено, что при его соединении можно применять плазменную дуговую сварку как на подкладке, так и без нее. Критерием выбора является требуемый для условий эксплуатации уровень прочности и коэффициента интенсивности напряжения сварных соединений. Использование

подкладки обеспечивает металлу шва прочность на уровне 403...408 МПа, однако при этом значения K_c не превышают 36 МПа $\sqrt{м}$, что тем не менее близко к значению этого показателя у основного металла. При выполнении сварки без подкладки прочность металла сварного соединения составляет 341...356 МПа, а его трещиностойкость — 49...51 МПа $\sqrt{м}$.

Визуальный осмотр изломов разрушенных образцов основного металла сплавов 1420 и 1460 выявил наличие в нем расслоений. Слои располагались под углом 60...90° к плоскости магистральной трещины. Микроструктуры рельефа каждого отдельного слоя имела шевронный вид с мелкоскладчатым (ступенчатым, а иногда и чешуйчатым) рельефом (рис. 1). Причем каждый исследуемый слой содержал как участки межзеренного разрушения, так и фрагменты квазискола. Образованные при разрушении вязкие ямки были мелкими и слабо развитыми, что свидетельствует о незначительной пластической деформации металла в момент зарождения трещин. Края ямок большей частью ориентированы параллельно плоскости проката полуфабрикатов. На рис. 2 представлены характерные структурные особенности излома исследуемых сплавов — бороздчатый рельеф (рис. 2, а), ямочный излом с небольшими плоскими участками (рис. 2, б), камневидные ступеньки (рис. 2, в). На основе анализа особенностей рельефа основного металла сплавов с добавками лития можно заключить, что начальная стадия их разрушения зависит от объемной доли фазовых выделений. Это обусловлено сложным химическим составом сплавов, уровнем напряженного состояния, зависящим от режима термической или механической обработки металла, а также условиями нагрузки при эксплуатации. Зарождение микротрещин в сплавах предположительно происходит вследствие протекания нескольких процессов — неоднородной пластической деформации в теле зерна, ее локализации вблизи границы и взаимодействия с выделениями, расположенными в межзеренном пространстве. В результате хрупкие частицы интерметаллидных

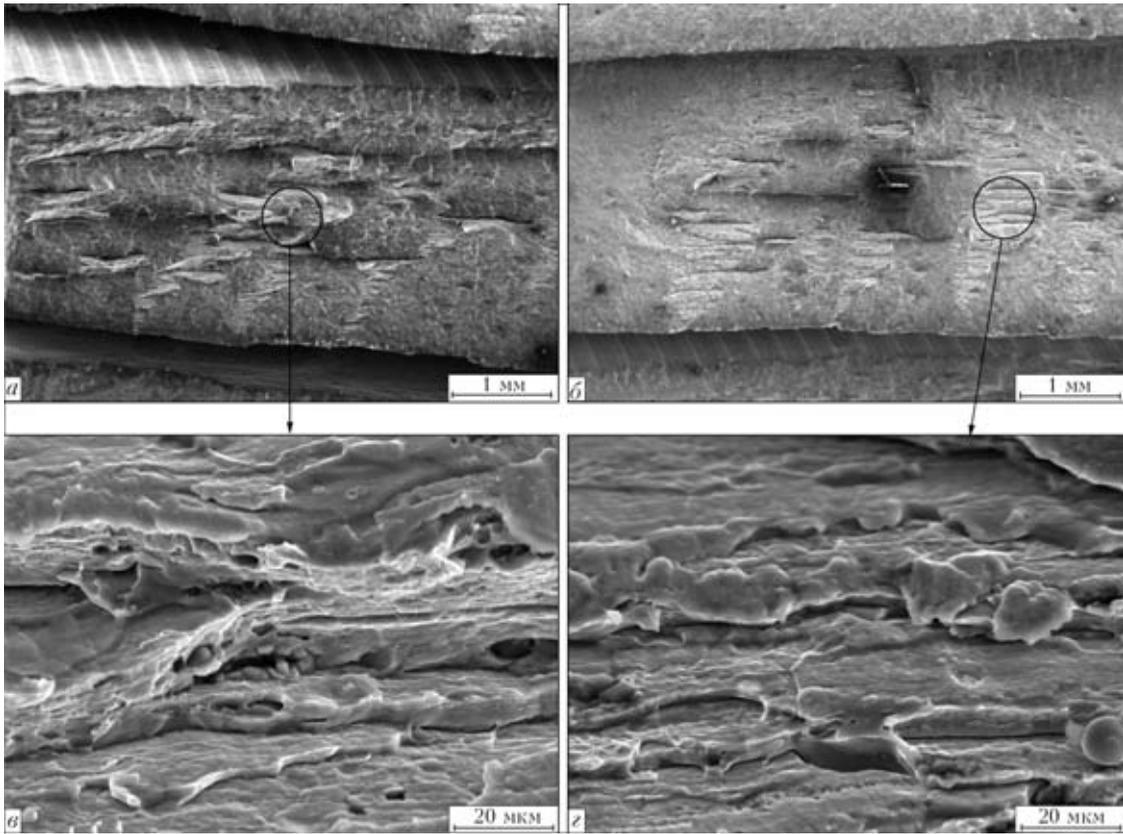


Рис. 1. Расслоения на поверхности разрушения сплавов 1420 (а, в) и 1460 (б, з): а, б — макрофотографическое изображение излома; в, з — ступеньки на поверхности расслоений

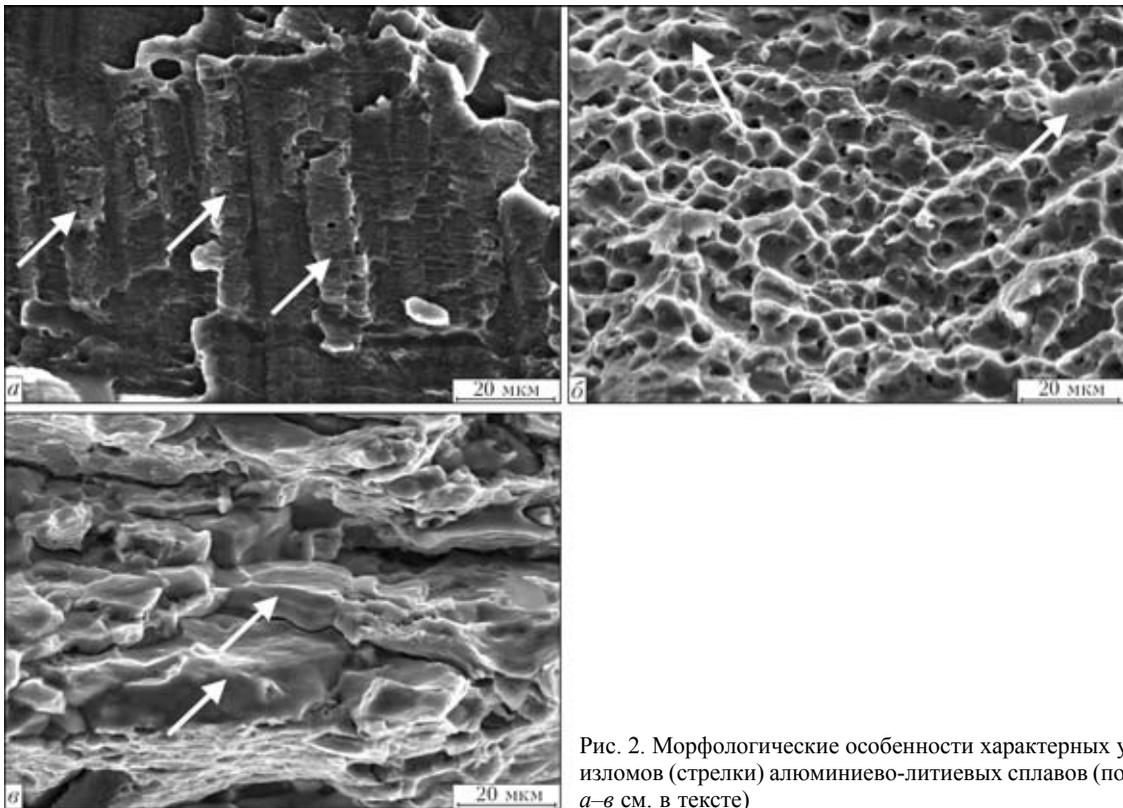


Рис. 2. Морфологические особенности характерных участков изломов (стрелки) алюминиево-литиевых сплавов (пояснения а–в см. в тексте)

фаз растрескиваются и происходит образование микропор в виде ямок среза, форма которых определяется характером воздействия нагрузки при

испытании сплавов в условиях внецентренного растяжения (рис. 3). Внутренний рельеф микропор отличается от основного излома более хрупким

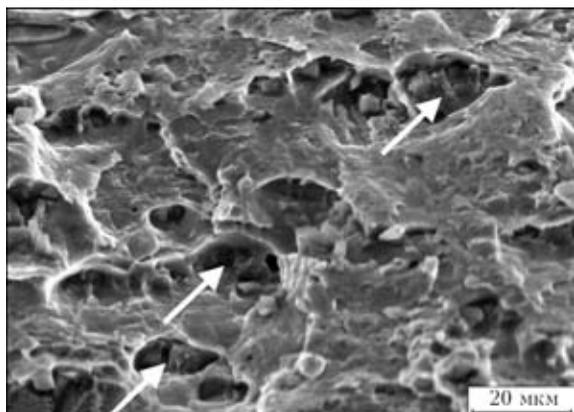


Рис. 3. Микропоры (показаны стрелками) на участках разрушенных интерметаллидных фаз в алюминий-литиевых сплавах

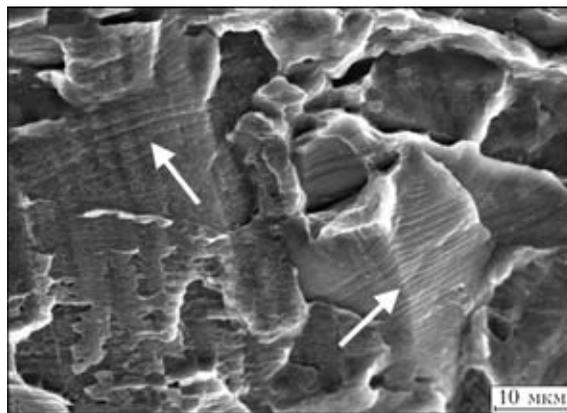


Рис. 4. Полосы (показаны стрелками) интенсивной деформации на поверхности изломов сплава 1460

строением. При этом преобладает квазискол, что связано с многоосностью напряженного состояния структуры на участках расположения интерметаллидных фаз.

Дополнительный вклад в напряженное состояние структуры обоих сплавов вносят и микронапряжения, образующиеся в металле на границах разнородных фаз. Они способствуют увеличению растрескивания наиболее хрупких участков структуры и появлению отдельных плоских фрагментов, образовавшихся вследствие транскристаллитного разрыва границ матрица–интерметаллидная фаза, что также делает эти участки структуры очагами разрушения. Слияние микротрещин и формирование магистральной трещины происходит при низких значениях УРРТ (см. табл. 3). При этом узор рельефа имеет вид ступенчатых смещений, вызванных периодичностью реализуемых процессов — сдвигами внутри зерен, обусловленными протеканием пластической деформации, и остановкой фронта микротрещины на начальном этапе ее распространения вдоль границ зерен (рис. 4).

Отличительной особенностью рельефа сплава 1420 является большее по сравнению со сплавом 1460 количество хрупких фрагментов на изломе, свидетельствующих о его меньшей пластичности, что может быть обусловлено наличием магния, понижающего растворимость лития и алюминия и вызывающего пересыщение сплава и склонность к неравномерности микропластической деформации структурных составляющих [1]. На это указывает наличие на изломах сплава 1420 микроразрывов в плоскости контакта более вязких фаз с матрицей наряду с характерным растрескиванием хрупких включений интерметаллидных фаз (рис. 5, а). Разрушение сплава 1460 происходит преимущественно по телу хрупких включений, а особенно в местах стыка зерен (рис. 5, б).

Анализ изломов сварных соединений сплавов 1420 и 1460, выполненных с использованием технологической подкладки, показывает, что разрушение швов происходит по вязкому механизму,

о чем свидетельствует наличие мелких ямок размером от 1,3 до 5,2 мкм (рис. 6, а, в). Образовавшиеся вокруг них в процессе пластической деформации металла гребни более тонкие у соединений сплава 1420. Плоские участки рельефа, характеризующие степень охрупчивания структуры шва при сварке, занимают примерно 30...35 % площади излома, что на 10...15 % меньше, чем у сплава 1460. Трещины зарождаются на грубых фазовых частицах и интерметаллидных включениях, расположенных вдоль границ кристаллитов шва. Длина трещин определяется объемной долей

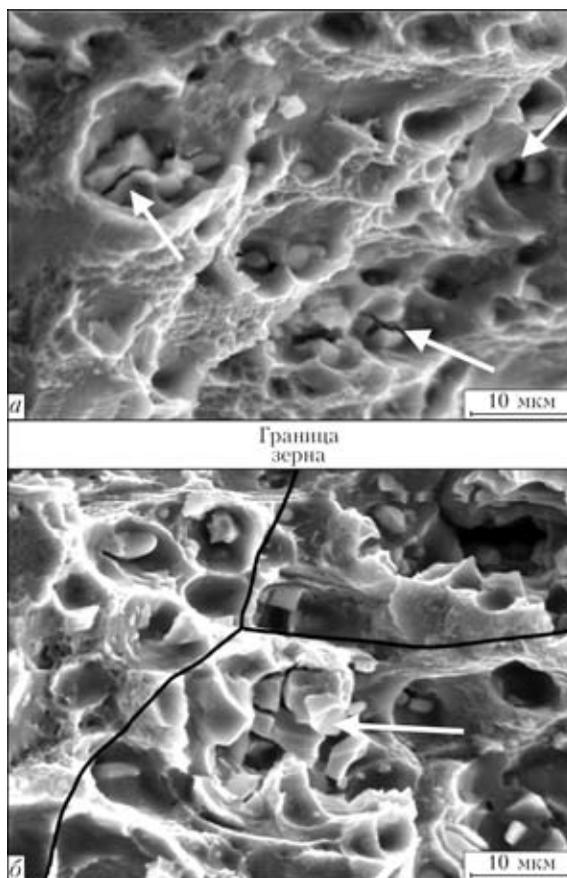


Рис. 5. Интерметаллидные фазы (показаны стрелками) на поверхности разрушения сплава 1420 (а) и в местах стыка трех зерен (б)

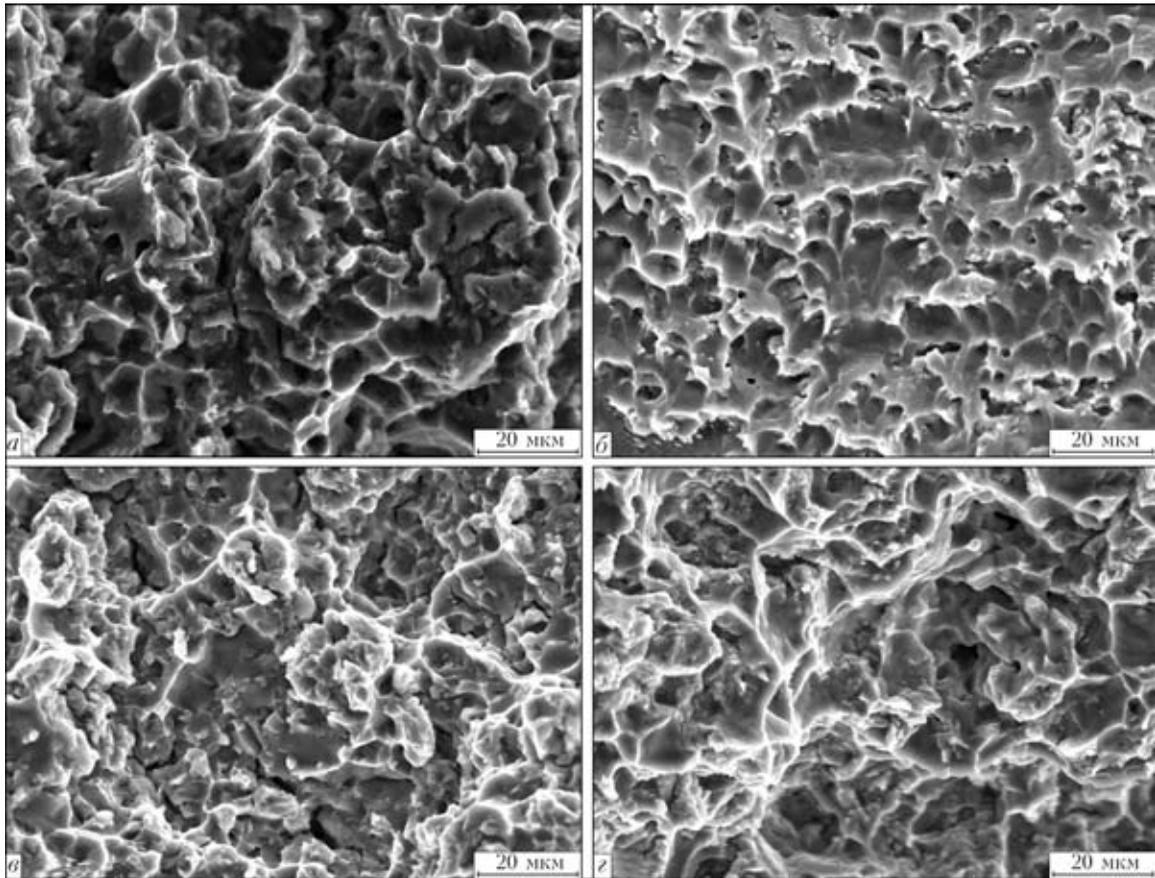


Рис. 6. Фрактограммы поверхности разрушения сварных соединений сплавов 1420 (а, б) и 1460 (в, г), полученных плазменной сваркой на подкладке (а, в) и на весу (б, г)

частиц структурных составляющих исследуемых сплавов в исходном состоянии, а также условиями термического цикла сварки. У обоих сплавов на изломах соединений, полученных на подкладке, наблюдается наличие микротрещин большой протяженности. Подобный эффект может быть связан с образованием при термическом цикле хрупких межзеренных прослоек из пересыщенных фаз, появление которых обусловлено повышенной химической активностью легирующих элементов и примесей при нагреве. Это провоцирует развитие неоднородности по их содержанию вдоль границ кристаллитов шва, следствием чего является появление предпосылок для хрупкого зарождения микротрещин.

Размеры фасеток на изломах швов сварных соединений, выполненных без использования технологической подкладки, колеблются от 3,1 до 11,5 мкм (см. рис. 2, б). Протяженность микротрещин на рельефе в 2...3 раза меньше, чем при плазменной дуговой сварке на подкладке. При этом поверхность разрушения металла шва, выполненного на алюминиево-литиевых сплавах, содержит значительно большее количество плоских фрагментов рельефа. Обращают внимание существенные отличия в строении ямок на изломах сварных соединений, полученных по различным технологическим вариантам. При разрушении

швов сплава 1420, выполненных без подкладки, образовавшиеся ямки неглубокие и ограничены острыми гребнями, что указывает на реализацию в процессе распространения магистральной трещины механизма квазискола, формирования которого требует низких энергетических затрат и сопровождается незначительной пластической деформацией. Наличие отмеченного факта может быть обусловлено перегревом металла шва сплава 1420, выполненного плазменной дуговой сваркой без подкладки вследствие малого теплоотвода в воздушную среду. На изломах сварных соединений, полученных на подкладке, наблюдаются ямки большей глубины, а гребни у их края имеют четкие очертания. Это свидетельствует о полной завершенности пластической деформации образца на этапе распространения трещины и реализации при таком технологическом варианте более рациональных теплофизических условий, необходимых для качественного формирования неразъемных соединений.

Рельефные ямки на изломах сварных соединений сплава 1460, полученных при сварке как на весу, так и на подкладке, в основном равноосные со ступенями, образовавшимися в результате пластического сдвига при внецентренном растяжении (см. рис. 3). Размер ямок колеблется от 1 до 10 мкм. Гребни вокруг фасеток более раз-



виты, чем при таком же способе сварки на подкладке, их ширина составляет от 0,5 до 1,0 мкм. Ориентация гребней имеет произвольный характер и не зависит от направления приложенной нагрузки. Площадь плоских участков сварного соединения, полученного плазменной сваркой на весу, на 10...15 % меньше, чем при том же способе сварки на подкладке. Протяженность микротрещин, образовавшихся в процессе распространения магистральной трещины, в 2 раза меньше. Рельеф изломов сварных соединений сплава 1460 типичен для пластичных материалов, для которых характерно высокоэнергоемкое разрушение по вязкому механизму [9–11].

Выводы

1. Установлено, что алюминиево-литиевые сплавы 1420 (Al–Mg–Li) и 1460 (Al–Cu–Li) характеризуются близкими значениями критического коэффициента интенсивности напряжений как при продольной (28,1...33,2 МПа $\sqrt{м}$), так и при поперечной (27,5...31,0 МПа $\sqrt{м}$) ориентации образцов относительно проката. Номинальные напряжения, при которых происходит разрушение основного металла также близки по значению и находятся в пределах 337...360 МПа. Значения J_c при продольной ориентации обоих сплавов изменяются в пределах 4,1...5,0 Дж/см², а при поперечной — в пределах 3,0...4,0 Дж/см². УРРТ сплава 1420 составляет 2,5...3,0 Дж/см², а сплава 1460 — 5,0...5,9 Дж/см².

2. Использование технологической подкладки при плазменной дуговой сварке сплава 1420 обеспечивает возможность формирования более однородной структуры металла шва, количество хрупких прослоек сокращается в 2...3 раза, что способствует приросту прочности на 80...100 МПа и увеличению значений K_c , J_c на 15...20 %, а KCV — в 1,5 раза по сравнению со швами, полученными без подкладки. Очагом зарождения трещин являются грубые частицы фаз и интерметаллидные включения, расположенные вдоль границ кристаллитов шва.

Comparative analysis of the weld metal fracture toughness of high-strength aluminium-lithium alloys 1420 and 1460, produced by plasma welding without and with backings using serial welding wire SvAMg63 and Sv1201, is carried out. On the basis of analysis of fractures of specimens the peculiarities of fracture micromechanism of welded joints in case of out-of center tension are determined.

3. Для соединения сплава 1460 рекомендовано использовать оба исследуемых технологических варианта плазменной сварки. В первом случае прочность металла шва составляет 403...408 МПа, а значения K_c не превышают 36 МПа $\sqrt{м}$; во втором — не более 341...356 МПа, а трещиностойкость — 49...51 МПа $\sqrt{м}$. Изломы независимо от использования технологической прокладки при обоих вариантах сварки имеют типичный для пластичных материалов рельеф, который образуется при высокоэнергоемком разрушении, протекающем по вязкому механизму.

1. Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства / И. Н. Фридляндер, К. В. Чуистов, А. Л. Березина, Н. Н. Колобнев. — Киев: Наук. думка, 1992. — 192 с.
2. Фридляндер И. Н., Братухин И. Н., Давыдов В. Г. Алюминий-литиевые сплавы для сварных авиационных конструкций // *Металлы*. — 1992. — № 3. — С. 117–119.
3. Рабкин Д. М., Лозовская А. В., Склабинская И. Е. Металловедение сварки и его сплавов. — Киев: Наук. думка, 1992. — 156 с.
4. Влияние способа сварки на сопротивление разрушению соединений алюминиево-литиевых сплавов 1420 и 1460 / Т. М. Лабур, А. А. Бондарев, А. В. Лозовская и др. // *Автомат. сварка*. — 2001. — № 7. — С. 12–16.
5. Рязанцев В. И. Сварные конструкции из алюминиевых сплавов с литием // *Авиац. пром-сть*. — 2005. — № 2. — С. 32–41.
6. Херцберг Р. В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов / Под ред. М. Л. Бернштейна, С. П. Ефименко. — М.: Металлургия, 1989. — 576 с.
7. Лабур Т. М. Повышение надежности сварных соединений конструкций аэрокосмической техники из алюминиево-литиевых сплавов // *Технолог. системы*. — 2003. — № 2 (18). — С. 71–79.
8. Покляцкий А. Г., Гринюк А. А. Устойчивость процесса плазменной сварки алюминиевых сплавов проникающей дугой // *Автомат. сварка*. — 1999. — № 4. — С. 42–46.
9. Особенности плазменно-дуговой сварки корпусных алюминиевых сплавов на постоянном токе обратной полярности / Г. Я. Богданов, О. Н. Ерышев, Л. М. Козлов и др. // *Вопр. материаловедения*. — 2001. — № 1 (25). — С. 35–45.
10. Нотт Дж. Микромеханизм разрушения и трещиностойкость конструкционных сплавов // *Механика разрушения*. — Т. 17. — М.: Мир, 1979. — С. 40–82. — (Сер. Новое в зарубежной технике).
11. *Разрушение* / Под ред. Г. Либовица. — В 6 т. Т. 1. Микроскопические и макроскопические основы механики разрушения / Пер. с англ. — М.: Мир, 1973. — 616 с.

Поступила в редакцию 02.11.2005,
в окончательном варианте 29.11.2005



МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВОЙ ПРАВКИ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК И ВАЛОВ С ДЕФОРМАЦИЯМИ ИСКРИВЛЕНИЯ ПРОДОЛЬНОЙ ОСИ

О. В. МАХНЕНКО, канд. техн. наук, А. Ф. МУЖИЧЕНКО, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проведено численное исследование деформированного состояния цилиндрических оболочек при локальном нагреве с использованием термопластического анализа и метода конечных элементов. Разработаны расчетные алгоритмы и методика определения параметров тепловой правки на основе приближенного метода функции усадки. Методика использована при тепловой правке длинных цилиндрических оболочек с общими деформациями искривления продольной оси, вызванными кольцевыми стыковыми швами, а также правкой длинных шнековых валов с деформациями продольного прогиба.

Ключевые слова: сварные цилиндрические оболочки, деформации, тепловая правка, численное исследование, расчетные алгоритмы, методика

В результате сварочного нагрева при изготовлении длинных цилиндрических оболочек или под влиянием различных воздействий при эксплуатации могут возникать недопустимые общие деформации искривления продольной оси. Эти деформации вызваны либо локальным воздействием, например, изломом оси оболочки от сварки кольцевого шва, либо распределенным по длине оболочки воздействием, которое приводит к равномерному ее изгибу. Одним из способов снижения таких деформаций до приемлемого уровня может быть тепловая правка [1, 2], которая применительно к конструкциям цилиндрических оболочек до настоящего времени мало изучена и не на практике не использовалась.

С целью изучения возможности применения тепловой правки для цилиндрических конструкций, а также определения оптимальных параметров нагрева проведено численное исследование деформированного состояния (остаточных пластических деформаций и общего формоизменения) цилиндрических оболочек при локальном нагреве с использованием термопластического анализа и метода конечных элементов (МКЭ) [3].

Однако прогнозирование общих деформаций искривления оси длинной цилиндрической оболочки в результате локального нагрева на основе общего подхода теории термоупругопластичности и МКЭ является в настоящее время достаточно сложной задачей, требующей создания трехмерной математической модели и значительных вычислительных ресурсов при поиске решения. Но поскольку при выполнении тепловой правки выбор параметров теплового воздействия надо осу-

ществлять оперативно, желательно в режиме реального времени, то разработаны расчетные алгоритмы и методика определения параметров тепловой правки на основе приближенного метода функции усадки [4].

С помощью указанной методики успешно проведена реальная тепловая правка длинных цилиндрических оболочек с общими деформациями искривления продольной оси, вызванными стыковой сваркой кольцевых швов, а также длинных шнековых валов с деформациями продольного прогиба.

Численное исследование деформированного состояния цилиндрических оболочек при локальном нагреве. Исследование проводили применительно к условиям тепловой правки длинных шнековых валов с деформациями продольного прогиба. Поскольку исследуемые валы являются пустотелыми, то в качестве математической модели выбрана цилиндрическая оболочка (рис. 1) с внутренним диаметром, соответствующим внутреннему диаметру вала ($D_{\text{вн}} = 50$ мм), ее наружный диаметр задан равным среднему диаметру профиля шнека ($D_{\text{нар}} = 92$ мм). Для сокращения времени расчета длину модели цилиндрической оболочки из нержавеющей стали 20Х13 ограничи-ли 100 мм. Нагрев полосы на наружной поверхности оболочки имитировали тепловым потоком, распределенным по длине полосы. Максимальная температура нагрева составляла 650 °С.

В качестве примера на рис. 2 приведены результаты расчета распределения температуры на наружной поверхности оболочки (рис. 2, а) и в ее поперечном сечении по толщине стенки (рис. 2, б) в момент окончания нагрева полосы длиной $L_q = 90$ мм и шириной $B_q = 10$ мм. Мощность распределенного источника нагрева $P_q = 27$ кВт, время нагрева $t_q = 30$ с, максимальная его температура $T_{\text{max}} = 600$ °С. В связи со значительной

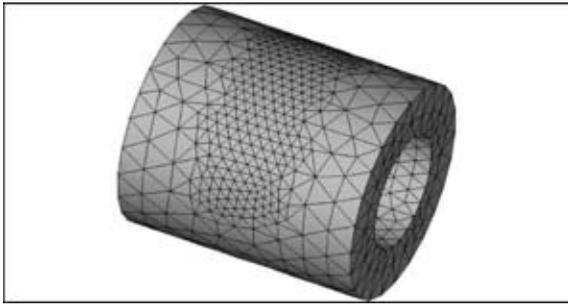


Рис. 1. Модель цилиндрической оболочки с разбиением на конечноэлементную сетку

(21 мм) толщиной стенок оболочки распределение температуры нагрева по толщине стенки было неравномерным (рис. 2, б). Соответственно, как показали эксперименты, в поперечном сечении цилиндрической оболочки остаточные напряжения (рис. 3, а) и пластические деформации (рис. 3, б) также распределены неравномерно: они образуются в основном в поверхностном слое стенки оболочки. Общий остаточный прогиб оболочки с некоторым допущением может быть определен на наружной ее поверхности с противоположной стороны от нагрева (рис. 4). Этот прогиб незначительный (до $W = -0,001$ мм), что объясняется высокой жесткостью оболочки и малой длиной модели. По прогибу можно оценить соответствующий угол изгиба оси оболочки $\alpha = 2 \arcsin (W/50) = 4 \cdot 10^{-5}$ рад. По длине вала 2000 мм такой нагрев обеспечивает снижение общего прогиба на 0,02 мм.

Проведена серия расчетных экспериментов по определению остаточного угла α изгиба оси цилиндрической оболочки в зависимости от длины L_q и ширины B_q полосы, а также времени нагрева t_q до максимальной температуры $T_{\max} \approx 650$ °С. Результаты расчета, приведенные в табл. 1, подтверждают, что угол изгиба оси оболочки существенно возрастает при увеличении длины и ширины нагрева, а также времени нагрева до максимальной температуры. Полученные результаты расчета использовали при проведении тепловой

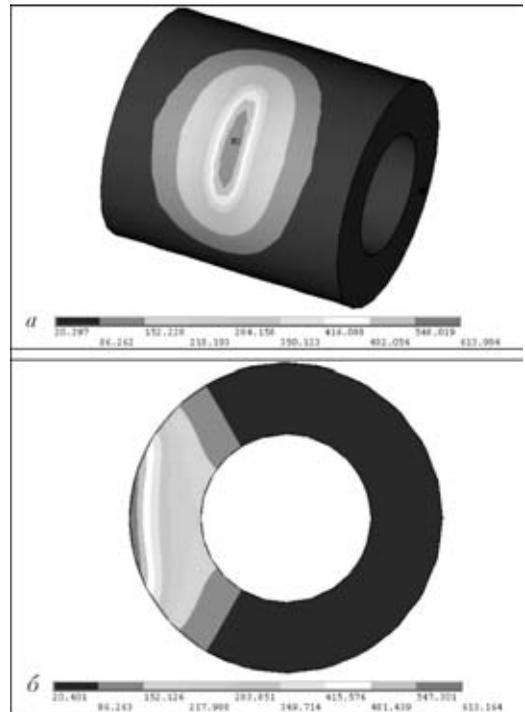


Рис. 2. Распределение температуры в конце полосы нагрева на наружной поверхности оболочки (а) и в ее поперечном сечении по толщине стенки (б)

правки длинных шнековых валов с общими деформациями продольного прогиба.

Расчетная методика определения параметров тепловой правки на основе приближенного метода функции усадки. На рис. 5 приведена схема незамкнутого кольцевого нагрева длинной цилиндрической тонкостенной оболочки с радиусом R и толщиной стенки δ . Здесь AB — полоса нагрева, обеспечивающего поперечную усадку от полосы нагрева $\Delta_{\text{поп}}$ в свободном состоянии, штриховой линией выделена зона шириной D , где действуют поперечные усадочные усилия растяжения:

$$N_{xx} = \int_{-\delta/2}^{\delta/2} \sigma_{xx} dz, \quad N_{xx} = \frac{E}{1 + \nu} [\varepsilon_{xx} + \nu \varepsilon_{\beta\beta} - \varepsilon_{xx}^P], \quad (1)$$

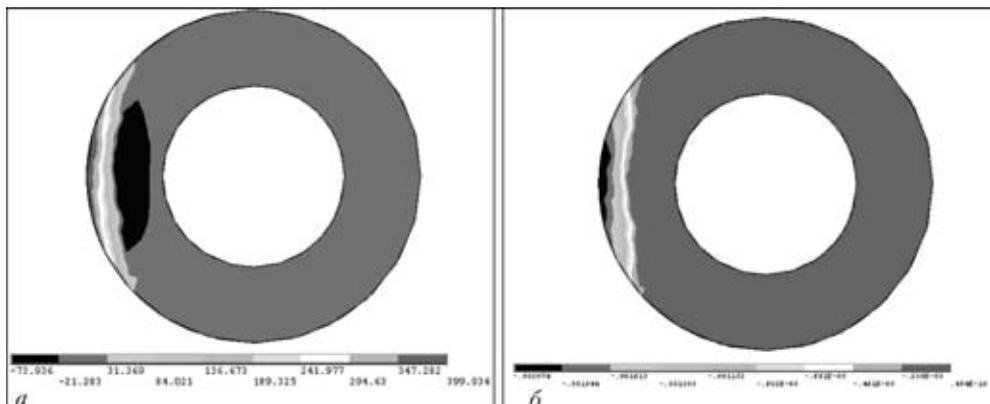


Рис. 3. Распределение остаточных напряжений (а) и пластических деформаций (б) вдоль полосы нагрева в поперечном сечении оболочки

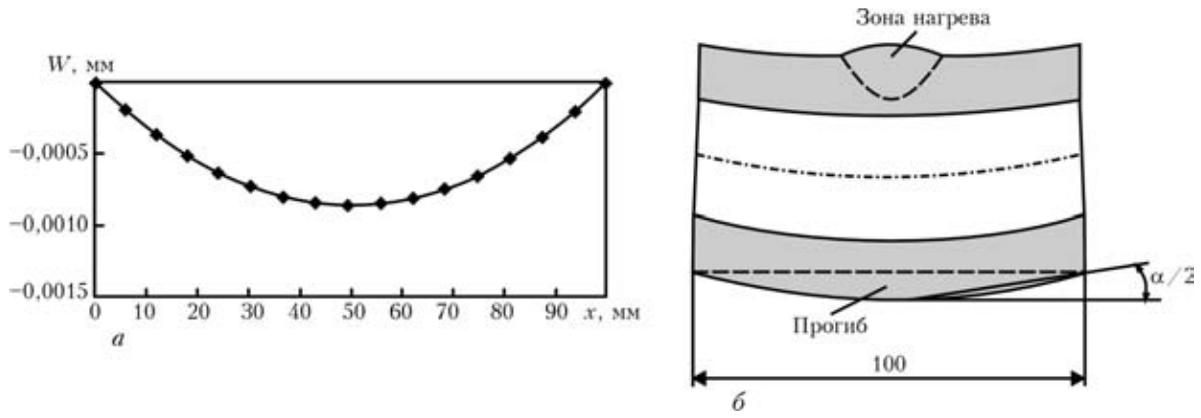


Рис. 4. Кривая общего прогиба W цилиндрической оболочки на ее наружной поверхности с противоположной стороны от нагрева (а) и схема общего прогиба модели оболочки (б); x — координата вдоль образующей оболочки

Таблица 1. Результаты расчета угла изгиба оси оболочки α при различных режимах тепловой правки

№ правки	β , град	L_q , мм	B_q , мм	P_q , кВт	t_q , с	T_{max} , °C	$W_{max} \cdot 10^3$, мм	$\alpha \cdot 10^5$, рад
1	25	40	10	1,280	30	640	0,16	0,64
2	38	62	10	2,340	10	649	0,21	0,84
3	38	62	10	1,500	30	667	0,45	1,80
4	38	62	10	1,500	60	642	0,67	2,70
5	56	90	10	2,520	30	640	0,35	1,40
6	56	90	10	2,025	61	632	0,72	2,90
7	56	90	20	2,700	61	650	1,00	4,00

Примечание. β — угол, определяющий длину полосы нагрева.

где ϵ_{xx} и $\epsilon_{\beta\beta}$ — деформации соответственно по оси x и окружности на средней поверхности оболочки $z = 0$; E — модуль Юнга; ν — коэффициент Пуассона;

$$\epsilon_{xx}^P \approx -\frac{\Delta_{\text{поп}}}{b} \quad (2)$$

свободная деформация усадки на базе ширины b зоны пластических деформаций.

Если пренебречь величиной $\nu\epsilon_{\beta\beta}$ и использовать гипотезу плоских сечений, т. е.

$$\epsilon_{xx} = \epsilon_{xx}^0 + \chi R \cos \beta, \quad (3)$$

где ϵ_{xx}^0 — деформация средней поверхности; $\chi = -\partial^2 W / \partial x^2$ — кривизна оси оболочки.

Тогда уравнения равновесия для сечения $x = \text{const}$ имеют вид

$$\int_0^{2\pi} N_{xx} d\beta = \frac{E}{1+\nu} [2\pi\epsilon_{xx}^0 - 2\alpha\epsilon_{xx}^P] = 0;$$

$$\int_0^{2\pi} N_{xx} R \cos \beta d\beta = 2\frac{E}{1+\nu} [\chi R \frac{2\pi}{2} - \epsilon_{xx}^P R \sin \beta] = 0.$$

Отсюда

$$\epsilon_{xx}^0 = \epsilon_{xx}^P \frac{\beta}{\pi}; \quad \chi = \frac{2\epsilon_{xx}^P \sin \beta}{\pi R}. \quad (4)$$

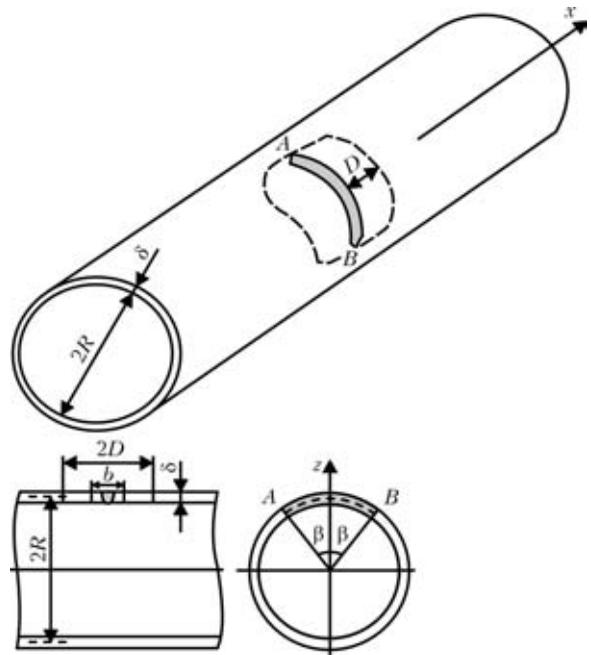


Рис. 5. Схема незамкнутого кольцевого нагрева длинной цилиндрической тонкостенной оболочки (см. объяснения в тексте)

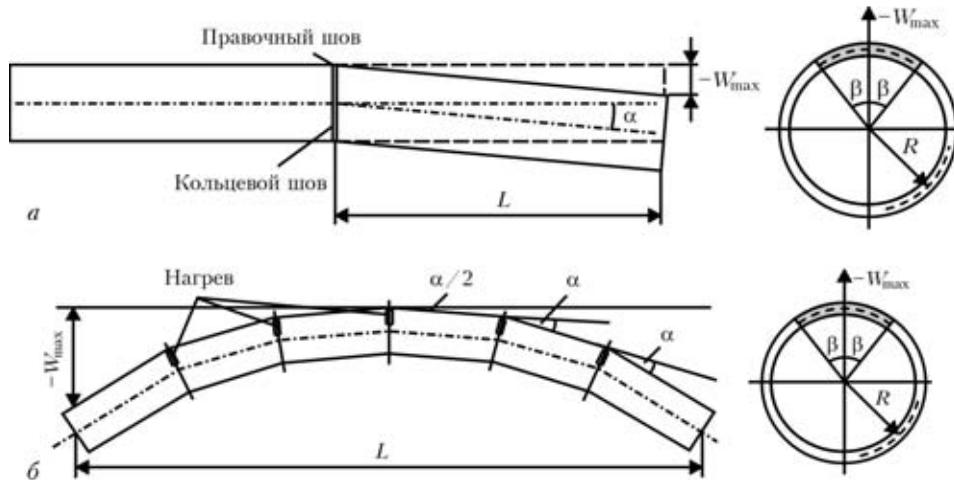


Рис. 6. Схематическое изображение тепловой правки цилиндрической оболочки путем нагрева в местах изгиба равномерного по длине деформации продольного изгиба (а) и ступенчатого из N полос нагрева (б)

Кривизна χ оси оболочки является функцией координаты x .

Соответственно

$$\chi = \chi(x) = -\frac{\partial^2 W}{\partial x^2}. \quad (5)$$

Искомый угол α изгиба оси оболочки составит

$$\alpha = \frac{\partial W}{\partial x} = -\int_{-D}^D \chi(x) dx = \frac{-2\varepsilon_{xx}^P \sin \beta}{\pi R} 2D. \quad (6)$$

Используя для ε_{xx}^P зависимость (2) и принимая $b = \delta K_1$ и $D = \delta K_2$, получаем

$$\alpha = \frac{2\Delta_{\text{поп}} \sin \beta}{\delta K_1 \pi R} 2\delta K_2 = \frac{4\Delta_{\text{поп}} \sin \beta}{\pi R} K_3, \quad (7)$$

где $K_1 \dots K_3 = K_2/K_1$ — расчетно-экспериментальные коэффициенты.

Алгоритм выбора параметров нагрева при тепловой правке. Если цилиндрическая оболочка имеет продольный изгиб, вызванный каким-либо локальным воздействием (рис. 6, а), например изломом оси оболочки от сварки кольцевого шва, то правку необходимо выполнять путем нагрева полосы по месту излома оси. Расположение этого нагрева выбирается таким образом, чтобы угловая координата середины нагрева была равна координате максимального выгиба вала $-W_{\text{max}}$. При этом длина полосы нагрева определяется через угол β по следующей зависимости:

$$\sin \beta = \frac{\pi R}{4\Delta_{\text{поп}} K_3} \alpha, \quad (8)$$

где $K_3 \approx 1 \dots 2$; $\alpha = W_{\text{max}}/L$.

Если цилиндрическая оболочка имеет равномерный по длине изгиб с максимальным прогибом W_{max} (рис. 6, б), то правку необходимо выполнять

за счет набора из N полос нагрева, равномерно распределенных по длине L оболочки. При этом длина полос нагрева определяется через угол β по следующей зависимости:

$$\sin \beta = \frac{\pi R}{4\Delta_{\text{поп}} K_3} \frac{4W_{\text{max}}}{L(1 + (N-1)N)}. \quad (9)$$

Тепловая правка цилиндрической оболочки. С применением электронно-лучевой сварки (ЭЛС) и разработанного расчетного алгоритма проведены эксперименты по тепловой правке деформаций искривления оси длинной цилиндрической оболочки из сплава титана ВТ-1, собранной из трех секций длиной 2 м, диаметром 350 мм, с толщиной стенки 6 мм (рис. 7). Поскольку деформации искривления оси могут возникать при сварке стыковых кольцевых швов, предусматривалось править оболочку путем нанесения сварных незамкнутых валиков по месту кольцевого шва. Это, во-первых, не добавляет в оболочке новых зон расплавления и зон термического влияния металла, а во-вторых, как было определено при экспериментальном измерении деформаций, возникающих при ЭЛС пластин, последующие сварные валики имеют близкую поперечную усадку по сравнению с первым валиком, т. е. повторный нагрев практически не снижает эффективность тепловой правки.

Целью эксперимента было проведение апробации разработанной методики тепловой правки общих деформаций искривления оси длинной цилиндрической оболочки и уточнение экспериментальным путем значения коэффициента K_3 в разработанном расчетном алгоритме применительно к данной оболочке и режиму ЭЛС.

В связи с этим по месту стыкового кольцевого шва выполняли незамкнутые кольцевые швы различной длины. Половина длины сварного шва при правке задавалась углом β . Расположение этих



швов выбирали на основании результатов измерения деформаций искривления оси оболочки: угловая координата середины сварного валика равна координате максимального отклонения оболочки со знаком минус. Режим ЭЛС для этих швов выбирали менее мощный, чем штатный режим для сварки стыкового кольцевого шва, чтобы размеры зоны термического влияния не превышали размеров уже существующей зоны, образовавшейся от выполнения стыкового кольцевого шва. Исходя из результатов измерений на плоских образцах выбранному режиму ЭЛС при тепловой правке соответствует поперечная усадка $\Delta_{\text{поп}} = -0,15$ мм.

Для контроля точности сварной цилиндрической оболочки разработана система, позволяющая проводить измерения деформации искривления оси непосредственно в условиях вакуумной камеры. Визуализация измерения деформаций, а также процесса термической правки осуществляется на экране монитора. Отклонение оболочки от прямолинейности измеряли на расстоянии 1800 мм от кольцевого шва. Измерения проводили до выполнения правочного сварного шва и после полного остывания обечайки. Их результаты представлены в табл. 2.

Результаты экспериментов показали высокую эффективность нового способа тепловой правки деформаций искривления оси длинной цилиндрической оболочки, а также подтвердили принятое в разработанном расчетном алгоритме допущение, что $K_3 \approx 1...2$. В табл. 2 представлены экспериментальные значения коэффициента K_3 , полученные по формуле (8) для сварных швов различной длины при правке, из которых видно, что для данной оболочки и выбранного режима сварки при правке коэффициент может быть принят с достаточной точностью равным $K_3 = 1,5$. Таким образом, при определении необходимой длины сварного шва для правки измеренных деформаций искривления оси оболочки можно эффективно использовать разработанный расчетный алгоритм.

Экспериментальные результаты характеризуются повторяемостью с весьма удовлетворительной точностью. Разработанная методика тепловой правки позволяет снизить значительные деформации искривления оси длинных оболочек до необходимого уровня, при этом в большинстве случаев за одну попытку. Впрочем, если в результате первой попытки деформации искривления оси не были снижены до необходимого уровня, то с выполнением последующих сварных валиков, длина которых должна учитывать изменение деформаций, процесс правки будет успешно завершён.

Тепловая правка длинных валов. Общие деформации прогиба длинных (2000 мм) шнековых валов, вызванные неравномерным нагревом в результате аварийной остановки технологического

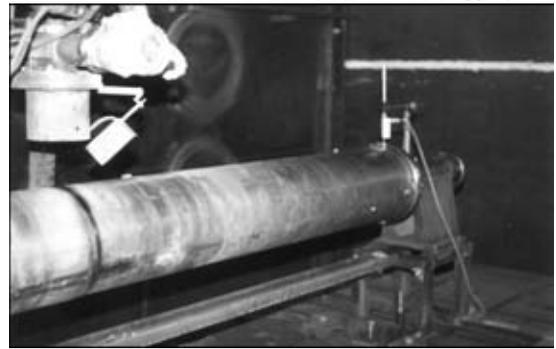


Рис. 7. Тепловая правка длинной оболочки из сплава ВТ-1 с деформациями искривления продольной оси

процесса, были снижены до допустимого значения прогиба (1 мм) с помощью тепловой правки, которую реализовали путем выполнения некоторого количества полос нагрева (600...650 °С) определенной длины, равномерно распределенных по длине вала (см. рис. 6, б). Расположение нагрева выбирали на основании результатов измерения деформаций прогиба оси шнека таким образом, что угловая координата середины нагрева была равна координате максимального прогиба вала $-W_{\text{max}}$. Длина полос нагрева может быть достаточно эффективной при $L_g \approx (0,1...0,2)2\pi R$, но при условии, что она составляет не более половины длины окружности вала ($L_g < \pi R$).

После выполнения серии нагревов измерение прогиба вала (рис. 8) необходимо выполнять только после полного его остывания. Если в результате первой попытки тепловой правки деформации прогиба оси вала не снизились до требуемого значения, то методом последовательного приближения путем дополнительных нагревов процесс правки может быть успешно завершён.

С помощью разработанной методики выполнена тепловая правка двух шнековых валов длиной 2000 мм с максимальными прогибами 4,0 и 2,8 мм (рис. 9). В качестве источника нагрева использовали газопламенную горелку. По приближенным формулам из работы [1] получены значения поперечной усадки для плоского образца

Таблица 2. Экспериментальные данные тепловой правки цилиндрической оболочки

№ правки	β , град	W , мм (до правки)	W , мм (после правки)	Изменение прогиба ΔW , мм	K_3
1	15	1,26	0,50	0,76	1,49
2	15	2,04	1,16	0,88	1,72
3	30	3,16	1,90	1,26	1,28
4	30	2,36	0,79	1,57	1,60
5	60	3,21	0,55	2,66	1,56
6	60	0,75	-2,20	2,95	1,72
7	75	4,14	1,00	3,14	1,65
8	85	4,85	2,04	2,81	1,45

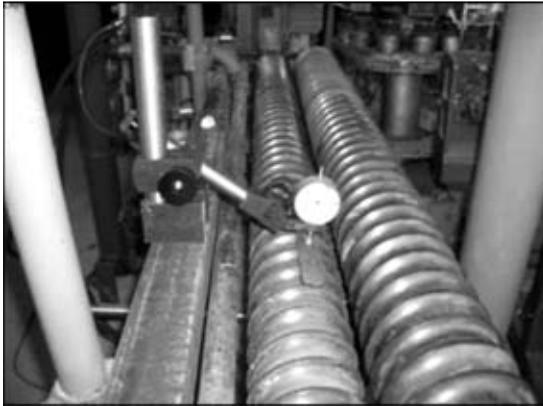


Рис. 8. Измерение прогибов шнековых валов длиной 2000 мм из нержавеющей стали 20X13



Рис. 9. Выполнение кольцевого незамкнутого нагрева газопламенной горелкой при тепловой правке шнекового вала

из нержавеющей стали толщиной 40 мм в результате соответствующего нагрева газопламенной горелкой, они составляют $\Delta_{\text{поп}} \approx -0,02$ мм. В соответствии с разработанной методикой и формулой (9) для правки вала длиной 2000 мм с прогибом около 3...4 мм необходимо несколько десятков таких нагревов. Результаты тепловой правки валов на практике подтвердили эффективность разработанной методики.

На рис. 10 представлены результаты измерения прогибов по длине валов до и после тепловой правки. После выполнения последней значения прогибов уменьшились соответственно до 0,5 и 0,7 мм, что удовлетворяло допуску (1 мм) на прогиб шнекового вала.

Выводы

1. Численное исследование деформированного состояния (остаточных пластических деформаций

Numerical study of the deformed state of cylindrical shells at local heating has been performed using thermoplastic analysis and finite element method. Calculation algorithms and procedure for determination of the parameters of thermal straightening based on the approximation method of shrinkage function have been developed. The procedure was used in thermal straightening of long cylindrical shells with common distortions of the longitudinal axis caused by performance of circumferential butt welds, as well as straightening long screw shafts with longitudinal deflection deformations.

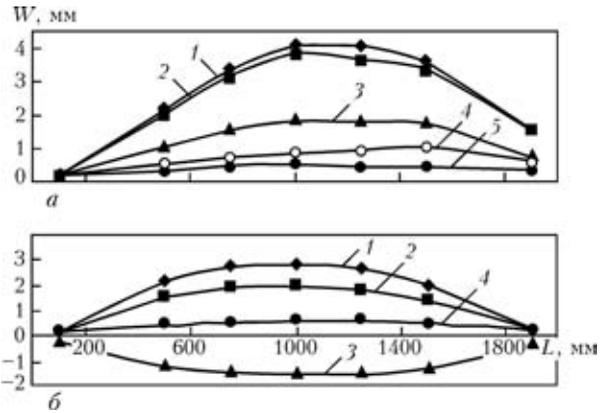


Рис. 10. Результаты измерения прогибов по длине вала № 1 (а) и 2 (б): 1 — до правки; 2 — после 1-й (5 нагревов); 3 — 2-й (10 нагревов); 4 — 3-й (8 нагревов); 5 — 4-й серии нагревов (5 нагревов)

и общего формоизменения) цилиндрических оболочек при локальном нагреве с использованием термопластического анализа и МКЭ показало возможность успешного применения тепловой правки для цилиндрических конструкций с общими деформациями искривления продольной оси оболочки. Однако при этом трудоемкость и временные затраты, необходимые для определения оптимальных параметров нагрева таким методом, очень значительны.

2. Разработанный расчетный алгоритм и методика определения оптимальных параметров тепловой правки на основе приближенного метода функции усадки позволяют при выполнении тепловой правки для устранения деформаций искривления оси цилиндрической оболочки получать решение по выбору параметров теплового воздействия в режиме реального времени.

3. Экспериментальная апробация при тепловой правке общих деформаций искривления оси длинных цилиндрической оболочки и шнековых валов показала эффективность разработанной методики тепловой правки.

1. Кузьминов С. А. Сварочные деформации судовых корпусных конструкций. — Л.: Судостроение, 1974. — 286 с.
2. Михайлов В. С. Правка судовых сварных корпусных конструкций. — Л.: Судостроение, 1972. — 253 с.
3. Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 320 с.
4. Numerical methods for the predictions of welding stresses and distortions / V. I. Makhnenko, E. A. Velikoivanenko, V. E. Pochinok et al. // S. L.: Harwood Acad. publ., 1999. — 146 p. (Welding and Surfacing Rev: 13, pt. 1).

Поступила в редакцию 17.01.2007



МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПЕРЕНОСА ВОДОРОДА КРАЕВОЙ ДИСЛОКАЦИЕЙ*

А. В. ИГНАТЕНКО, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

На основе теории диффузии предложена модель транспортировки атомов водорода краевой дислокацией. Получено уравнение диффузии водорода в поле движущейся краевой дислокации, которое позволяет рассчитывать количество водорода, переносимого дислокацией, в зависимости от температуры металла, скорости движения краевой дислокации и концентрации свободного водорода. Численный расчет показал, что перенос водорода краевой дислокацией имеет максимум при температуре, близкой к нормальной. Полученные результаты хорошо согласуются с особенностями обратимой водородной хрупкости.

Ключевые слова: дуговая сварка, высокопрочные стали, сварные соединения, обратимая водородная хрупкость (ОВХ), транспортировка водорода, краевые дислокации, температурная и скоростная зависимость ОВХ

Известно негативное влияние водорода на прочность стальных сварных конструкций. Среди прочих видов водородного охрупчивания сварных соединений из высокопрочных низколегированных сталей следует выделить явление обратимой водородной хрупкости (ОВХ). Для сварки важно, что она начинает проявляться уже при довольно низких концентрациях водорода ($< 10 \text{ см}^3/100 \text{ г}$) и приводит к существенному снижению прочности и надежности всего сварного соединения. Характерной чертой ОВХ является также экспериментально установленная [1, 2] температурная и скоростная зависимость степени водородного охрупчивания металла. ОВХ наиболее сильно проявляется при температурах металла, близких к нормальной. С повышением либо понижением температуры негативное воздействие водорода ослабевает. Для возникновения ОВХ также необходимо, чтобы в сварном соединении под действием внешнего или остаточного напряжения началась пластическая деформация. Эксперименты показали, что с увеличением скорости деформации металла негативное влияние водорода уменьшается, а при больших скоростях металл разрушается при том же напряжении, что и без водорода.

В работах [1–3] предложена модель обратимой хрупкости, ключевым моментом в механизме которой является поведение зародышевой субмикротрещины, взаимодействующей с водородом. При этом основную роль играют дислокации, перемещение которых является элементарным актом пластической деформации, приводящим к

возникновению субмикротрещин и одновременно наиболее эффективным способом транспортировки водорода в ее объем. Экспериментальное исследование этого процесса достаточно сложное, поэтому для лучшего понимания процессов, происходящих при ОВХ, необходимо применять численные методы.

В литературе часто используют термин «транспортировка водорода дислокациями», суть которого заключается в следующем. Присутствие краевой дислокации увеличивает растворимость водорода в некоторой области металла. При движении дислокации область повышенной растворимости перемещается. Водород, пытаясь заполнить образовавшуюся потенциальную яму, начинает диффундировать вслед за дислокацией. Возникает диффузия атомов водорода, направленная в сторону движения краевой дислокации. Для краткости принято считать, что краевая дислокация переносит водород.

Взаимодействие водорода с неподвижной краевой дислокацией. Развивая работу Котрелла по взаимодействию водорода с неподвижной краевой дислокацией, М. А. Кристал и В. В. Давыдов сделали уточнения, проведя численное интегрирование на ЭВМ. В расчетной схеме учитывалось, что компоненты нормального и касательного напряжений в любой точке кристалла представляют собой сумму соответствующих напряжений от упругих полей дислокации и примесного атома. При таком подходе потенциал взаимодействия водород — краевая дислокация можно рассматривать как сумму потенциала поля дислокации, поля примесного атома и поля их взаимодействия. На основе численного расчета они предложили новую зависимость для потенциала упругого взаимодействия примесного атома с неподвижной краевой дислокацией [4, 5]:

$$u_D = B \ln \left[\frac{30b \sin(e \sin \alpha)}{r} \right], \quad (1)$$

* Работа выполнена под руководством академика НАН Украины И. К. Походни.

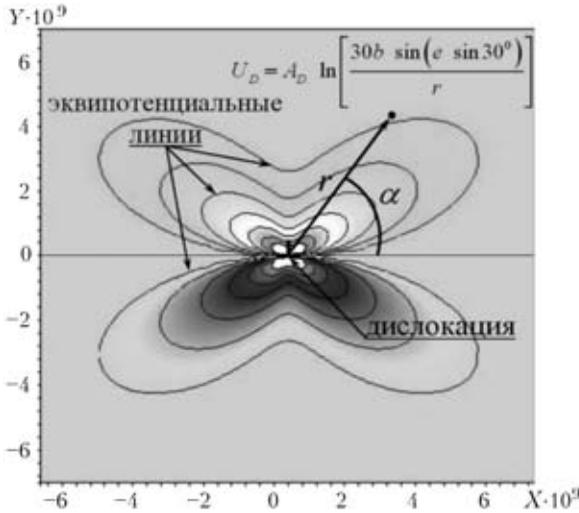


Рис. 1. Экипотенциальные линии потенциала взаимодействия $u_D(x; y)$ атом — краевая дислокация, полученные М. А. Кристалом и В. В. Давыдовым методом численного интегрирования

где B — константа, определяемая экспериментально; e — основание натурального логарифма; b — модуль вектора Бюргерса; α — угол между осью X и радиус-вектором r .

На рис.1 показаны потенциал упругого взаимодействия $u_D(x; y)$ атом — краевая дислокация, а на рис. 2 — объемный вид потенциального поля $u_D(x; y)$.

Диффузия внедренных атомов во внешнем силовом поле. Френкелем была предложена упрощенная микроскопическая теория диффузии внедренных атомов по междоузлиям кристаллической решетки твердого тела. При перемещении внутри тела в результате взаимодействия с кристаллической решеткой атом в разные моменты времени имеет различную потенциальную энергию u_M (в междоузлиях — минимальную). Рассмотрим подробнее переход атома из одного междоузлия в другое (рис. 3). Пусть атом вначале находится в первом междоузлии (точка 1). При переходе из первого во второе междоузлие (точка

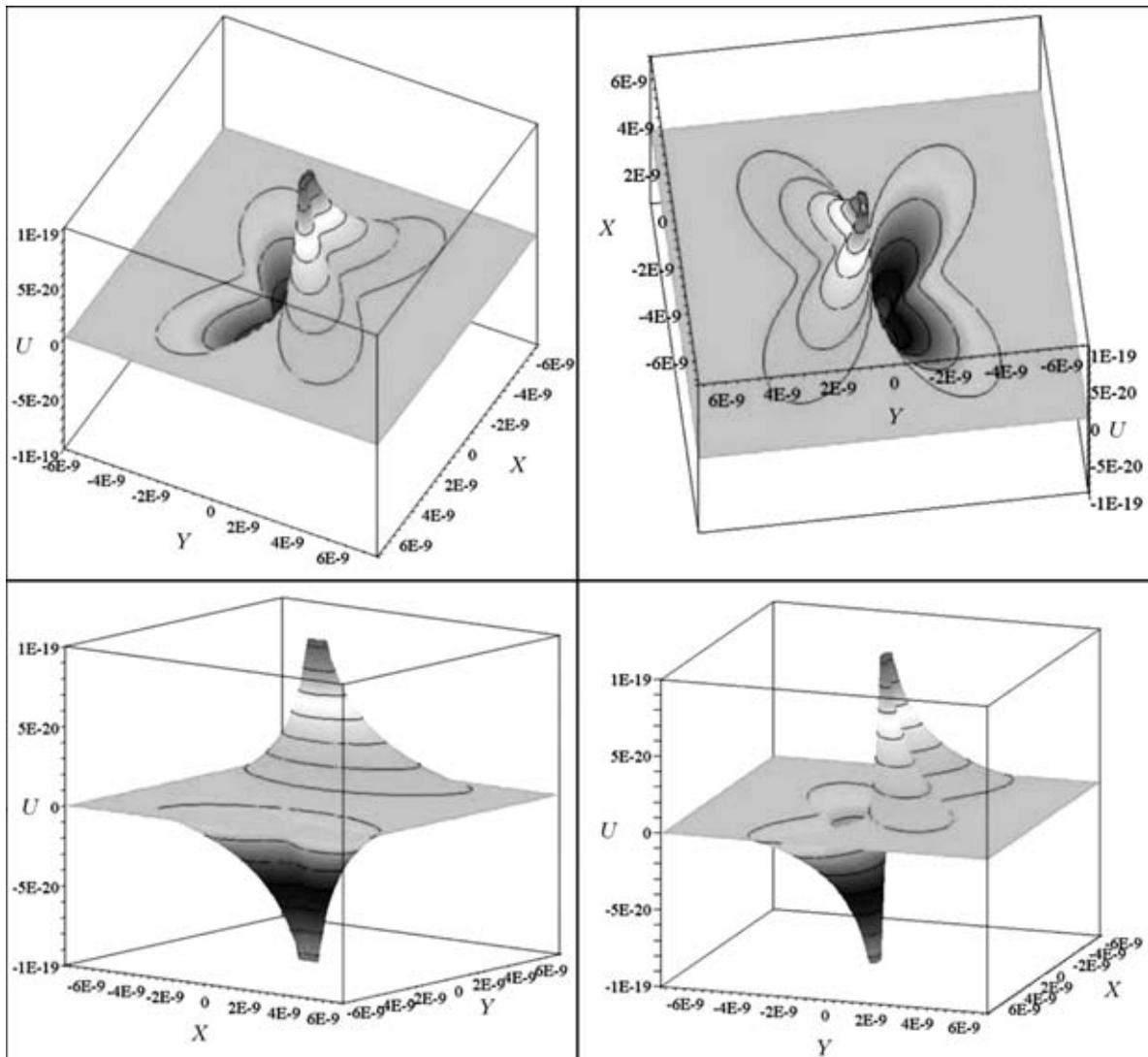


Рис. 2. Объемный вид потенциального поля $u_D(x; y)$, создаваемого краевой дислокацией по В. В. Давыдову, при $E = 0,6 \text{ эВ} = 9,6 \cdot 10^{-20} \text{ Дж}$



2) атому необходимо преодолеть потенциальный барьер с энергией u_B (точка 3). Энергии u_M и u_B — результат взаимодействия атома с кристаллической решеткой, которая находится в недеформированном состоянии. Согласно микроскопической теории диффузии вероятность W перехода внедренного атома в определенное соседнее междоузлие за единицу времени равна [6]

$$W = \frac{1}{\tau_0} \exp \left[\frac{(u_B - u_M)}{kT} \right] = \frac{1}{\tau_0} \exp \left[- \frac{\Delta u_B}{kT} \right], \quad (2)$$

где τ_0 — постоянная размерности времени, имеющая порядок величины периода колебания атома водорода в междоузлии; разность $\Delta u_B = (u_B - u_M)$ — высота потенциального барьера; T — температура образца; k — постоянная Больцмана.

Уравнение диффузии, выведенное на основе (2), совпадает с феноменологическим уравнением диффузии, которое получают с помощью закона сохранения вещества и того опытного факта, что поток вещества одного из компонентов вследствие диффузии прямо пропорционален градиенту его концентрации.

Оценка количества транспортируемого водорода является более сложной задачей, поскольку нужно еще учитывать взаимодействие атомов водорода друг с другом и с движущейся дислокацией. Рассмотрим общий случай, когда внедренный атом находится в области действия некоего внешнего силового поля U (например, в области действия краевой дислокации). Вероятность W перехода такого атома в соседнее междоузлие равна

$$W = \frac{1}{\tau_0} \exp \left[- \frac{(u_B - u_M + U_3 - U_1)}{kT} \right] = \frac{1}{\tau_0} \exp \left[- \frac{\Delta u_B + \Delta U_{13}}{kT} \right], \quad (3)$$

где U_1 — значение внешнего поля в первом междоузлии; U_3 — значение внешнего поля в точке 3; $\Delta U_{13} = U_3 - U_1$.

Для простоты выкладок рассмотрим случай, когда диффузия идет только вдоль оси X и $U = U(x)$. С учетом степени заполнения междоузлий поток j_{12} внедренных атомов из первого междоузлия во второе и поток j_{21} в обратном направлении соответственно равны

$$j_{12} = Wp(x) [1 - p(x + dx)] = \frac{1}{\tau_0} \exp \left[- \frac{(\Delta u_B + \Delta U_{13})}{kT} \right] p(x) [1 - p(x + dx)], \quad (4)$$

$$j_{21} = \frac{1}{\tau_0} \exp \left[- \frac{(\Delta u_B + \Delta U_{23})}{kT} \right] p(x + dx) [1 - p(x)], \quad (5)$$

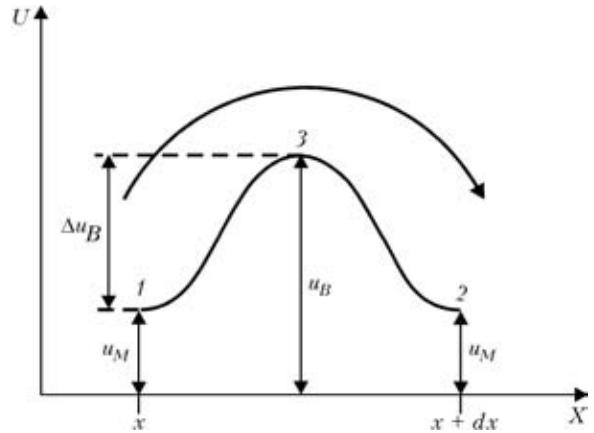


Рис. 3. Схема диффузии атома внедрения по междоузлиям (обозначения 1–3 см. в тексте)

где $p(x)$, $p(x + dx)$ — соответственно вероятность нахождения атома в первом и втором междоузлии; $\Delta U_{23} = U_3 - U_2$; U_2 — значение внешнего поля во втором междоузлии.

Результирующий поток из первого междоузлия во второе равен $j = (j_{12} - j_{21})$. Используя разложение функций по формулам Тейлора, находим

$$p(x + dx) = p(x) + \frac{dp(x)}{dx} dx, \quad \exp \left[- \frac{\Delta U_{13}}{kT} \right] = 1 - \frac{\Delta U_{13}}{kT},$$

$$\exp \left[- \frac{\Delta U_{23}}{kT} \right] = 1 - \frac{\Delta U_{23}}{kT}.$$

Тогда выражение для результирующего потока через единичную плоскость, нормальную к оси X , имеет вид

$$j_X = -\alpha \exp \left[- \frac{\Delta u_B}{kT} \right] \left[\frac{1}{kT} \frac{\Delta U_{13} - \Delta U_{23}}{\Delta x} p(x)(1 - p(x)) + \frac{dp}{dx} \right], \quad (6)$$

где α — коэффициент, зависящий от вида и геометрических размеров кристаллической решетки, а также типа междоузлий, по которым идет диффузия.

Согласно [6]

$$D = \alpha \exp \left[- \frac{\Delta u_B}{kT} \right]. \quad (7)$$

В случае одномерной диффузии уравнение (6) переписывается в виде

$$j_X = -D \left[\frac{1}{kT} \frac{dU}{dx} p(x)(1 - p(x)) + \frac{dp}{dx} \right]. \quad (8)$$

В стационарном случае, когда дислокации покоятся и поток j_x равен нулю, уравнение (8) совпадает с уравнением, которое получают с помощью статистики Ферми — Дирака и применяют для вычисления концентрации водорода вокруг покоящейся краевой дислокации [2, 7].

Если диффузия внедренных атомов идет вдоль осей X и Y , получим систему уравнений



$$\begin{cases} j_X = -D \left[\frac{1}{kT} \frac{dU(x,y)}{dx} p(x,y)(1-p(x,y)) + \frac{dp(x,y)}{dx} \right], \\ j_Y = -D \left[\frac{1}{kT} \frac{dU(x,y)}{dy} p(x,y)(1-p(x,y)) + \frac{dp(x,y)}{dy} \right]. \end{cases} \quad (9)$$

Модель транспортировки водорода движущейся краевой дислокацией, основанная на уравнении диффузии. Запишем систему уравнений для случая, когда водород находится в поле краевой дислокации, которая равномерно движется вдоль плоскости скольжения со скоростью v_0 . Поскольку силовое поле зависит от двух координат, то система уравнений запишется в виде

$$\begin{cases} \tilde{j}_X = -D \left[\frac{du_D}{dx} p(1-p) + \frac{dp}{dx} \right] C_M \\ \tilde{j}_Y = -D \left[\frac{du_D}{dy} p(1-p) + \frac{dp}{dy} \right] C_M \end{cases} \quad (10)$$

где \tilde{j}_X и \tilde{j}_Y — поток водорода соответственно вдоль оси X и Y ; p — концентрация водорода, отнесенная к количеству междоузлий: $p = C/C_M$ (C_M — количество междоузлий в единице объема). Незвестные переменные \tilde{j}_X , \tilde{j}_Y и p являются функциями не только координат (x, y) , но и времени t .

Перейдем в систему координат, которая связана с движущейся со скоростью v_0 краевой дислокацией. Через некоторое время после начала движения в этой системе координат процесс установится. Новые функции j_X, j_Y и p будут зависеть только от координат (x, y) . Систему (10) с учетом уравнения неразрывности можно записать в следующем виде:

$$\begin{cases} j_X = -D \left[\frac{du_D}{dx} p(1-p) + \frac{dp}{dx} \right] + v_0 p, \\ j_Y = -D \left[\frac{du_D}{dy} p(1-p) + \frac{dp}{dy} \right], \\ \frac{d(j_X)}{dx} + \frac{d(j_Y)}{dy} = 0 \end{cases} \quad (11)$$

с условиями на бесконечности: $p = p_0 = C_0/C_M$; $j_X = v_0 C_0/C_M = v_0 p_0$ и $j_Y = 0$ при $(x^2 + y^2) \rightarrow \infty$.

Вследствие больших градиентов потенциала $u_D(x, y)$ вблизи ядра дислокации система (11) в общем случае является довольно сложной для численного расчета. Поэтому с целью упрощения и ускорения расчета ее можно переписать для одномерного случая:

$$\begin{cases} j_X = -D \left[\frac{du_D}{dx} p(1-p) + \frac{dp}{dx} \right] + v_0 p, \\ j_X = \text{const}. \end{cases} \quad (12)$$

Расчет количества водорода, транспортируемого краевой дислокацией. Для расчета количества водорода, переносимого отрезком дислокации, равным модулю вектора Бюргерса, использовали следующие характеристики металла: $b = 2,56 \cdot 10^{-10}$ м, $E = 0,6$ эВ. Относительную концентрацию свободного водорода принимали равной $C = 2,5 \cdot 10^{-4}$ (примерно 5 см³ водорода на 100 г металла). Расстояние, на котором дислокация все еще действует на атом водорода, ограничивалось сорока векторами Бюргерса. Коэффициент диффузии водорода оценивали из уравнения $D = 1,6 \cdot 10^{-7} \exp[-(19640/RT)]$, м²/с.

На рис. 4 представлен расчет поля концентрации водорода вокруг движущейся краевой дислокации с использованием уравнения Давыдова.

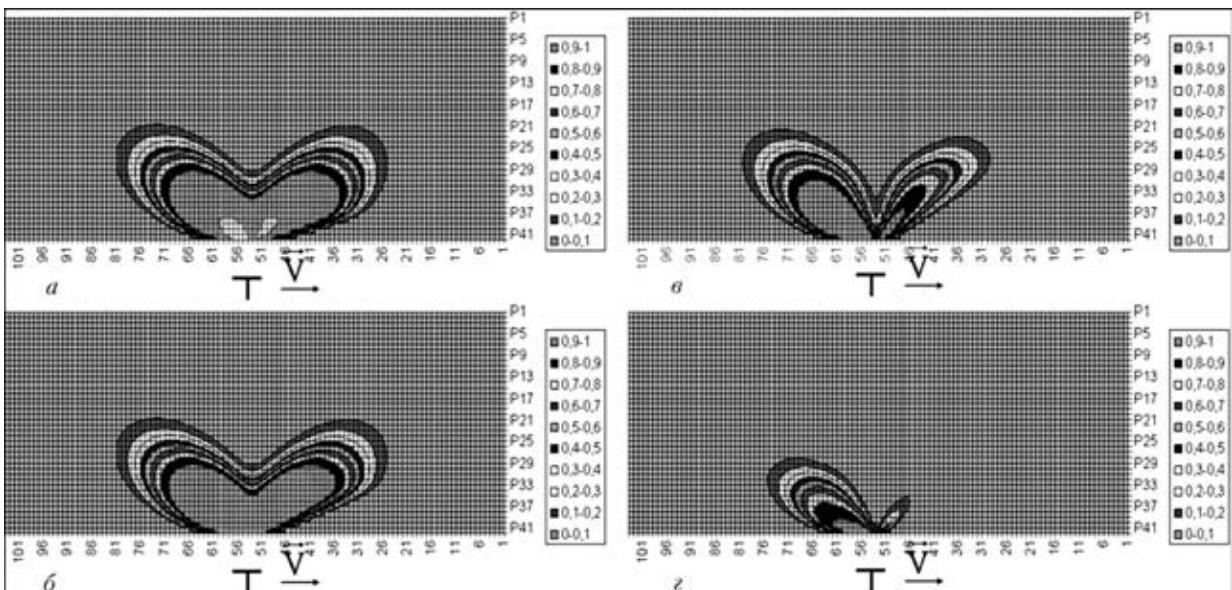


Рис. 4. Поле концентрации водорода вокруг движущейся краевой дислокации при разных скоростях v_0 : а — $v_0 = 0,0001$; б — $0,01$; в — 1 ; г — 10 м/с



Видно, что малые скорости движения краевой дислокации слабо влияют на поле концентрации водорода, которое остается практически симметричным. При увеличении скорости концентрация водорода вблизи дислокации постепенно уменьшается, а поле концентрации становится несимметричным. При больших скоростях практически весь водород отрывается от дислокации.

На рис. 5 представлены результаты расчетов количества водорода N , транспортируемого единичным отрезком краевой дислокации, в зависимости от температуры образца T для разных скоростей движения дислокаций v_0 . Полученные результаты расчета объясняются сложным характером взаимодействия водорода с краевой дислокацией. На атом водорода, который переносит дислокация со скоростью v_0 , начинает действовать сила трения F_T (сила сопротивления) со стороны кристаллической решетки металла. При низких температурах концентрация водорода вокруг покоящейся краевой дислокации увеличивается, но из-за малого коэффициента диффузии водорода сила сопротивления F_T , действующая на транспортируемый атом водорода, также возрастает. Вследствие этого во время движения практически все водородное облако под действием силы F_T отрывается от краевой дислокации и она оказывается способной транспортировать сравнительно небольшое количество водорода. С увеличением температуры сила сопротивления F_T уменьшается и при прочих равных условиях краевая дислокация переносит больше водорода. При некоторой температуре, близкой к нормальной, количество транспортируемого краевой дислокацией водорода достигает своего максимума. С дальнейшим увеличением температуры концентрация водорода вокруг краевой дислокации падает вследствие теплового движения атомов водорода, поэтому количество транспортируемого водорода в области повышенных температур уменьшается. Согласно [1–3] ОВХ металла проявляется, если дислокации доставляют в субмикротрещину достаточное количество водорода. Наиболее благоприятной областью температур являются температуры, близкие к нормальной, что согласуется с расчетной температурной зависимостью для переноса водорода краевой дислокацией.

Как видно из рис. 5, кроме температуры, на количество переносимого водорода существенно влияет скорость движения краевой дислокации. Согласно полученным результатам, при умень-

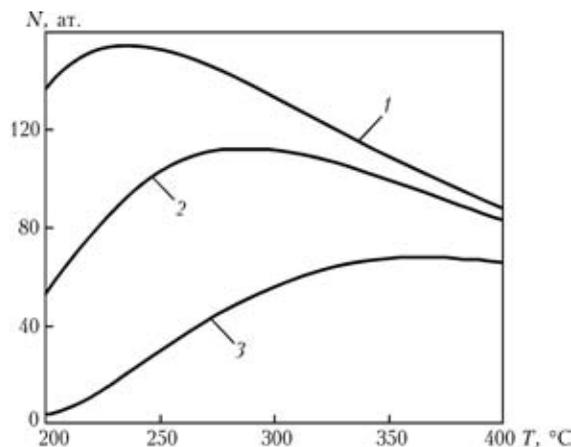


Рис. 5. Количество водорода N , транспортируемого единичным отрезком краевой дислокации, в зависимости от температуры образца T и при разных скоростях v_0 : 1 — $v_0 = 10^{-1}$; 2 — 10^{-2} ; 3 — 10^{-3} м/с

шении скорости v_0 количество переносимого водорода увеличивается, а максимум зависимости сдвигается в область более низких температур. Скорость движения краевой дислокации v_0 пропорциональна относительной скорости деформации $\dot{\epsilon}$ металла [3, 8], поэтому из расчета следует, что уменьшение скорости деформации $\dot{\epsilon}$ ведет к увеличению степени ОВХ и смещению пика водородной хрупкости в область более низких температур. Если величина $\dot{\epsilon}$ становится достаточно большой, то количество транспортируемого водорода существенно снижается. В этом случае ОВХ металла может вообще не проявляться. Полученные результаты хорошо согласуются с ранее изученными [1, 2] особенностями ОВХ.

1. *Металлургия дуговой сварки. Взаимодействие газов с металлами* / И. К. Походня, И. Р. Явдошин, В. И. Швачко и др. / Под ред. И. К. Походни. — Киев: Наук. думка, 2004. — 442 с.
2. *Колачев Б. А. Водородная хрупкость металлов.* — М.: Металлургия, 1985. — 216 с.
3. *Походня И. К., Швачко В. И., Уткин С. В.* Вплив водню на рівновагу дислокаційної субмікротріщини в α -залізі // Фіз.-хім. механіка матеріалів. — 2002. — №1. — С. 1–8.
4. *Кристал М. А., Головин С. А.* Внутреннее трение и структура металлов. — М.: Металлургия, 1976. — 376 с.
5. *Вопросы металловедения и диффузии металлов.* — Тула: Тул. политехн. ин-т, 1972.
6. *Смирнов А. А.* Теория диффузии в сплавах внедрения. — Киев: Наук. думка, 1982. — 168 с.
7. *Hirth J. P., Carnahan B.* Hydrogen adsorption at dislocations and cracks in Fe // Acta Met. — 1978. — 26. — P. 1795–1803.
8. *Владимиров В. И.* Физическая природа разрушения металлов. — М.: Металлургия, 1984. — 280 с.

A model of transportation of hydrogen atoms by edge dislocation is proposed based on microscopic theory of diffusion. An equation of hydrogen diffusion in the field of a moving edge dislocation is proposed, which allows calculation of the quantity of hydrogen transported by the dislocation, depending on metal temperature, edge dislocation movement rate and free hydrogen concentration. Numerical calculation showed that hydrogen transfer by the edge dislocation has a maximum at the temperature close to the normal one. Obtained results are in good agreement with the features of reversible hydrogen brittleness.

Поступила в редакцию 07.07.2007



МЕХАНИЗИРОВАННАЯ РЕМОНТНАЯ СВАРКА ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ АГРЕГАТОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО КОМПЛЕКСА*

В. Н. ШЛЕПАКОВ, д-р техн. наук, **В. Н. ИГНАТЮК**, инж., **А. С. КОТЕЛЬЧУК**, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),

Ю. М. ГИТИН, инж. (Днепропетровский металлургический комбинат им. Ф. Э. Дзержинского, г. Днепропетровск)

На основе экспериментальных исследований техники сварки самозащитной порошковой проволокой типичных соединений агрегатов металлургического комплекса определены технологические показатели и производительность сварки при использовании проволоки трех типов. Показана целесообразность использования проволоки двухслойной конструкции при сварке металла средней и большой толщины в нижнем и горизонтальном положениях швов. Проволоку трубчатой конструкции малого диаметра целесообразно использовать при выполнении швов в вертикальном и потолочном положениях. Разработана технология сварки типичных металлоконструкций.

Ключевые слова: дуговая сварка, ремонт металлоконструкций, низколегированные стали, металлургический комплекс, порошковая проволока, разработка состава

Сегодня актуальной проблемой при выполнении ремонтно-восстановительной сварки металлоконструкций из низколегированных сталей в цеховых условиях и при монтаже металлургического оборудования является повышение ресурса и безопасности эксплуатации конструкций, сооружений и машин. Одним из эффективных путей ее решения является применение высокопроизводи-

тельной и качественной механизированной сварки самозащитной порошковой проволокой.

Корпусы доменных печей, конверторов, ковшей изготавливаются из низколегированных сталей, в частности, стали 09Г2С, требования к свойствам сварочных материалов отвечают типу E50A согласно ДСТУ (ГОСТ 9467–75). Типичными соединениями являются стыковые с раскрытием кромок в 50° (для нижнего и вертикального проектного положения) и в 45° (для горизонтального с односторонним раскрытием). Толщина металла составляет от 12 до 60 мм, базовая — 30 мм. Соединения монтируются со щелью по корню шва 1...3 мм (рис. 1).

Необходимо было создать самозащитную порошковую проволоку, которую можно было бы

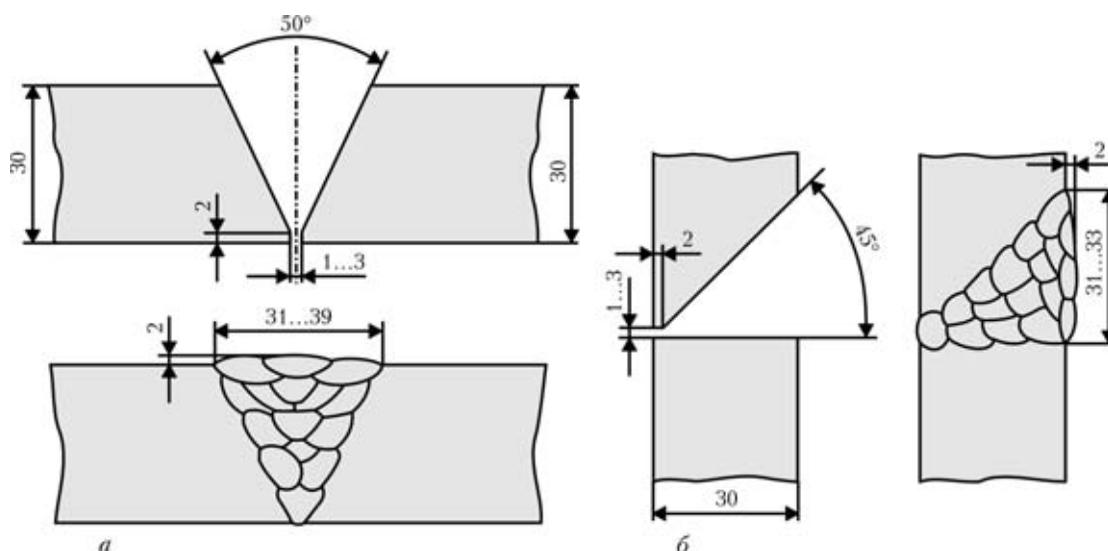


Рис. 1. Типы стыковых соединений на вертикальной плоскости корпусов проковшей и агрегатов металлургического комплекса: *а* — нижнее проектное положение; *б* — горизонтальное с односторонним раскрытием

использовать при выполнении сварки различных видов соединений в разных пространственных положениях при разных условиях выполнения работ. При этом должны были быть обеспечены необходимые показатели прочности и вязкопластичные свойства металла сварных соединений, а также высокие показатели производительности сварки.

Исследование трещиностойкости сварных соединений расчетными методами с учетом класса сталей, типа проволоки и условий сварки. Поскольку образование и развитие трещин, инициированных водородом, в основном определяется классом свариваемой стали, типом сварочного материала, режимом сварки, формой и геометрическими размерами соединения, то для прогнозирования водородного охрупчивания сварного соединения в качестве базисных приняты следующие четыре условия, при наложении которых вероятность зарождения и развития водородных трещин возрастает:

наличие напряженного состояния растяжения в зоне сварного соединения, возникающего в результате термического цикла сварки и определяемого характером соединения сварных деталей, их толщиной, а также наложением внешних напряжений;

максимальный уровень содержания водорода в металле шва, который адсорбируется в процессе сварки сварочной ванной из атмосферы дуги и способен диффундировать в металл ЗТВ (определяется содержанием остаточной влаги в сердечнике порошковой проволоки, наличием загрязнений или волоочильного смазочного масла и других термонестабильных соединений водорода на поверхности проволоки или свариваемого металла); образование микроструктуры в металле ЗТВ или сварном шве, чувствительной к зарождению и распространению инициированных водородом трещин (определяется главным образом химическим составом основного металла и металла шва, а также термомеханическим циклом сварки);

собственно термический цикл сварки, т. е. промежуток времени, достаточный для диффузии водорода из критических зон сварного соединения (металла ЗТВ или шва) при охлаждении до температуры, при которой резко возрастает риск водородного охрупчивания (определяется режимом сварки, температурой подогрева, формой соединения и толщиной свариваемого металла) [1–3].

При использовании сварочного материала с повышенным содержанием легирующих элементов возрастает вероятность образования трещин в самом сварном шве.

Существуют три основных подхода к предупреждению образования водородных трещин. Во-первых, замедление охлаждения в интервале температур мартенситного преобразования, т. е. уве-

личение продолжительности времени, необходимого для диффузии водорода из металла шва и ЗТВ, уменьшение твердости последнего и соответственно снижение чувствительности микроструктуры к образованию трещин. На практике этот подход реализуется путем местного подогрева или сварки при увеличенной погонной энергии сварки. Во-вторых, уменьшение твердости наплавленного металла (вероятность зарождения трещин в более пластических микроструктурах ниже) путем использования основного металла или сварочного материала, которые обеспечивают более низкий углеродный эквивалент наплавленного металла. В-третьих, уменьшение количества водорода, который вносится в металл шва, поскольку его низкие уровни снижают риск образования трещин. На практике этот подход реализуется с помощью использования технологических процессов, которые контролируют уровень внесенного водорода, или путем применения низководородного сварочного материала, просушивание или прожаривание сварочных материалов и флюсов перед сваркой [2].

Оценку вероятности водородного охрупчивания при сварке порошковой проволокой соединений из металла разной толщины при разных значениях погонной энергии сварки проводили с помощью компьютерной программы PREHE-AT. В программе вероятность образования микроструктур, чувствительных к зарождению и распространению индуцированных водородом холодных трещин, прогнозируется показателем водородного охрупчивания — углеродным эквивалентом (CE или P_{CM}) металла.

Для оценки чувствительности сталей к холодным трещинам использовали следующие выражения [4, 5]:

1) формулу, принятую Международным институтом сварки, для углеродистых сталей, содержащих более 0,18 мас. % углерода или в случаях, когда возможно медленное охлаждение (время охлаждения от 800 до 500 °C составляет более 12 с):

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni + Cu}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5}; \quad (1)$$

2) формулу для P_{CM} , предложенную Й. Ито и К. Бессо:

$$P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (2)$$

или для CE_{MW} (Дюрэн):

$$CE_{MW} = C + \frac{Si}{25} + \frac{Mn + Cu}{20} + \frac{Cr}{10} + \frac{Ni}{40} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10}. \quad (3)$$

Формулы (2) и (3) применяли для сталей, содержащих менее 0,22 мас. % углерода, и в случаях



Таблица 1. Химический состав металла, мас. %, наплавленного самозащитной порошковой проволокой

Марка проволоки	C(max)	Si	Mn	Ni	Al	Ti	Zr	S(max)	P(max)
ПП-АН60	0,15	0,1...0,15	1,1...1,3	0,9...1,0	0,65...0,75	—	0,01...0,015	0,005	0,01
ПП-АН62	0,15	0,05...0,10	1,0...1,3	—	0,2...0,3	0,05...0,10	—	0,01	0,025
ПП-АН7	0,15	0,3...0,4	0,9...1,2	—	—	—	—	0,03	0,03

быстрого охлаждения (время охлаждения от 800 до 500 °С) менее 6 с;

3) формулу Т. Юриоки:

$$CEN = C + A(C) \times \left(\frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr + Mo + Nb + V}{5} + 5B \right), \quad (4)$$

где $A(C) = 0,75 + 0,25 \tanh \{20(C - 0,12)\}$, для оценки сталей, содержащих до 0,25 мас. % углерода.

Формула (4) легко превращается в выражение, подобное для $CE_{ПВ}$, P_{CM} или $CE_{МВ}$ для сталей с повышенным содержанием углерода, так как в зависимости от содержания последнего изменяется корректирующий множитель $A(C)$;

4) для учета влияния кислорода на микроструктуру можно использовать формулу Д. Л. Олсона:

$$P_{CM}^O + C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cr + Cu}{20} + \frac{V}{10} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{60} + 5B - \frac{3}{4}O. \quad (5)$$

Она используется при оценке углеродного эквивалента металла сварного шва.

Интерпретировать полученные результаты можно с помощью следующих параметров: минимальной температуры свариваемого соединения; погонной энергии сварки; максимального углеродного эквивалента основного металла; допустимого уровня содержания диффузионного водорода.

Основываясь на экспериментальных данных по основным параметрам сварочного процесса, типу соединения, основного металла и его толщины, определяется значение одной из четырех характеристик. Таким образом, могут быть быстро оценены безопасные комбинации температуры подогрева, погонной энергии сварки, углеродного эквивалента основного металла (металла шва) и допустимый уровень диффузионного водорода, при которых образование водородных трещин в металле ЗТВ или шве маловероятно.

На рис. 2 приведены диаграммы безопасных уровней погонной энергии Q при сварке стыковых соединений разной суммарной толщины свариваемых пластин CT . На диаграммы нанесены области, отвечающие типичному химическому составу металла шва и уровням содержания в нем диффузионного водорода, для ряда самозащитных порошковых проволок, указанных в табл. 1.

Когда выбор основного металла или сварочного процесса ограничивается металлургическими или экономическими требованиями, а также техническими и технологическими возможностями используемого оборудования, риск образования водородных трещин может быть уменьшен путем продления времени, необходимого водороду для диффузии из зоны сварного соединения во время охлаждения к температуре, которая является опасной с точки зрения повышенного риска образования индуцированных водородом трещин. На практике эта задача решается путем выбора со-

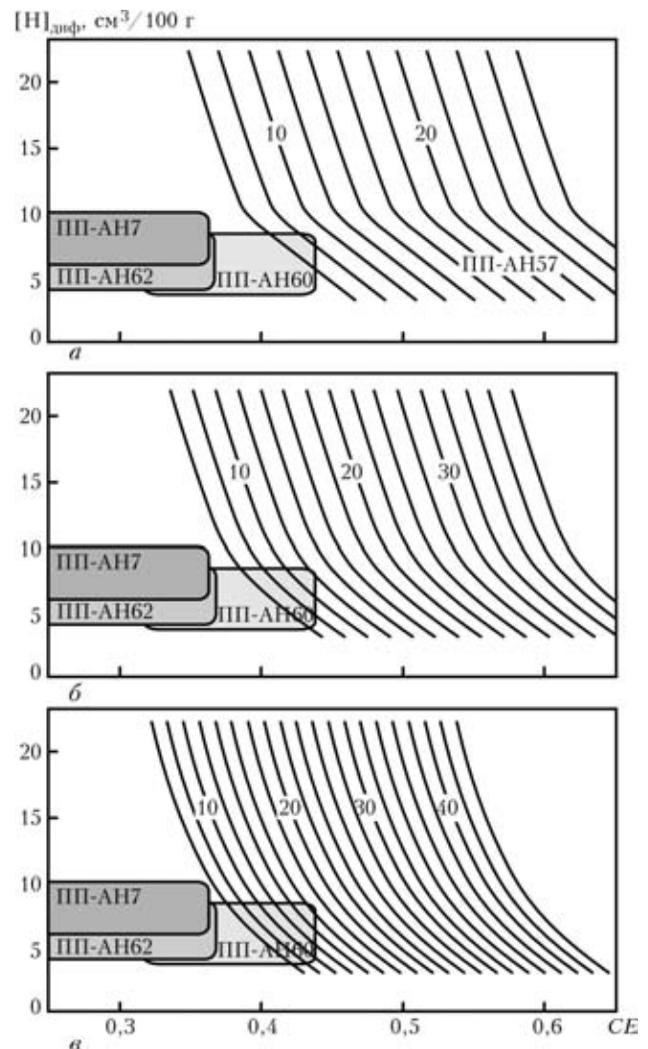


Рис. 2. Диаграммы безопасных уровней погонной энергии Q в зависимости от углеродного эквивалента металла (кривые) при сварке стыковых соединений разной суммарной толщины: а — $CT = 33$; б — 44; в — 60 мм

Таблица 2. Минимальные температуры подогрева (°С) при различной погонной энергии сварки и химическом составе металла для стыковых соединений

Q , кДж/мм	Основной металл—сталь 09Г2С суммарной толщины, мм			Основной металл—сталь 10ХСНД суммарной толщины, мм			Металл шва суммарной толщины, мм		
	24	40	120...160	24	40	120...160	24	40	120...160
0,7	40	112	149	83	128	167	65	121	159
0,8	0	102	146	51	119	163	27	110	155
0,9	–	86	143	17	109	159	0	100	150
1,0	–	65	139	0	98	155	–	84	147
1,1	–	39	136	–	83	151	–	64	144
1,2	–	15	133	–	63	148	–	39	141
1,3	–	0	129	–	39	145	–	16	137
1,4	–	–	126	–	17	142	–	0	134
1,5	–	–	122	–	0	139	–	–	131
1,6	–	–	119	–	–	136	–	–	128
1,7	–	–	115	–	–	133	–	–	125
1,8	–	–	112	–	–	129	–	–	121
1,9	–	–	108	–	–	126	–	–	118
2,0	–	–	105	–	–	123	–	–	114
2,2	–	–	101	–	–	120	–	–	111
2,5	–	–	92	–	–	115	–	–	106

ответствующих режимов сварки, которые обеспечивают более высокое вложение тепла, или применяют технологические процессы сварки с местным подогревом. Эти действия отдельно или совместно замедляют скорость охлаждения в интервале температур мартенситного превращения в сварном шве и металле ЗТВ. Кроме того, при использовании этих методов микроструктура во многих случаях более благоприятная, а поэтому менее чувствительная к образованию трещин.

Наиболее эффективным методом предупреждения образования холодных трещин является снижение количества водорода, которое может попасть в зону сварки. На практике это означает применение низководородных сварочных процессов, таких, например, как сварка неплавящимся электродом или в инертных газах с очищением места сварки. Использование сварки порошковой проволокой может привести к насыщению водородом в довольно больших количествах. Обоснованный выбор состава проволоки и применение ее термообработки перед сваркой позволяет обеспечить необходимый низкий уровень содержания диффузионного водорода в металле шва.

Расчетными методами проанализированы стыковые соединения низколегированных сталей, сваренные порошковой проволокой. В качестве основного металла рассматривали такие стали, как 10ХСНД, 09Г2С. Расчеты выполнены для стыковых соединений с толщиной основного металла 12...80 мм. В качестве сварочного материала рассматривали экспериментальный вариант самоза-

щитной порошковой проволокой типа ПП-АН60 для сварки. Диаметр проволоки 1,6 мм, режим сварки: $U_d = 24...28$ В; $I_{св} = 200...300$ А; $v_{св} = 20...40$ см/мин; $Q = 7,2...25,2$ кДж/см. Содержание диффузионного водорода не более $10 \text{ см}^3/100 \text{ г}$.

Углеродный эквивалент стали 10ХСНД: $CE_{о.м1} = 0,38...0,46$ ($CE_{о.м1}^{ср} = 0,43$); стали 09Г2С: $CE_{о.м2} = 0,32...0,44$ ($CE_{о.м2}^{ср} = 0,38$). Углеродный эквивалент наплавленного металла: $CE_{н.м} = 0,33...0,45$ ($CE_{н.м}^{ср} = 0,39$). Суммарная толщина соединения $CT = 24; 40; 120; 160$ мм.

Результаты расчетных исследований приведены в табл. 2. Местный подогрев следует применять непосредственно перед сваркой. Температура основного металла должна достигать минимально рекомендованной температуры подогрева на расстоянии не менее 75 мм с обеих сторон от соединения. Температуру следует измерять на обратной стороне от приложенного источника нагрева свариваемых пластин. При ограниченном доступе к изделию необходимо дать возможность выровняться температуре по сечению основного металла (около 2 мин на каждые 25 мм толщины).

Исследования и разработка образцов самозащитной порошковой проволоки для ремонтной сварки металлургического оборудования. Для ремонтной сварки металлургического оборудования в Институте электросварки им. Е. О. Патона создана самозащитная порошковая проволока марок ПП-АН60 и ПП-АН62 диаметром 1,6 мм,



Таблица 3. Основные характеристики самозащитных порошковых проволок

Марка проволоки	Тип стандарта		Шлаковая основа	Полярность сварочного тока
	ГОСТ 26271	EN758		
ПП-АН60	ПС49-А3У	Т 50 3 1Ni YN 1 H10	CaO–MgO–Al ₂ O ₃ –R ₂ O–BaF ₂ –LiF	Прямая
ПП-АН62	ПС44-А2У	Т 46 2 SN 1 H10	MgO–R ₂ O–MnO _x –FeO–Al ₂ O ₃	Обратная
ПП-АН7	ПС44-А2Г	Т 42 2 VN 3 H10	CaO–TiO ₂ –SiO ₂ –Na ₂ O–CaF ₂ –NaF	»

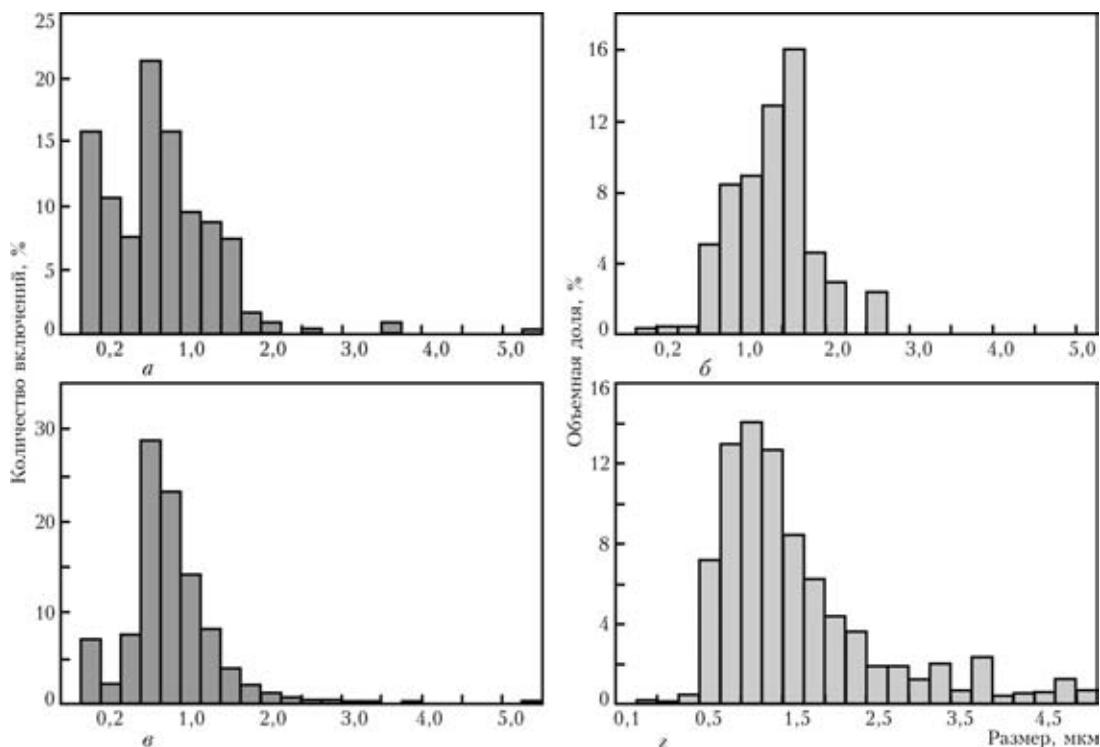


Рис. 3. Распределение неметаллических включений по размеру при сварке порошковыми проволоками фторидного (а, б) и оксидного (в, z) типов

предназначенная для сварки во всех пространственных положениях конструкций из углеродистых и низколегированных сталей [6–8], а также самозащитная порошковая проволока двухслойной конструкции ПП-АН7 диаметром 2,0 мм для сварки на горизонтальной плоскости. В табл. 3 приведены основные характеристики проволоки.

При сварке проволоками ПП-АН60 и ПП-АН62 стойкость металла шва против образования пор, вызванных азотом, достигается путем легирования металла шва алюминием, который вводится в виде порошка в сердечник самозащитной порошковой проволоки. Порошковая проволока ПП-АН60 имеет сердечник оксидно-фторидного типа с высокой основностью шлаков, ПП-АН62 — оксидного типа с низкой основностью. Обе проволоки при сварке образуют шлаки, которые быстро твердеют.

Результаты металлографических исследований распределения и состава неметаллических включений в металле швов, выполненных проволоками фторидного и оксидного типов, представлены на рис. 3. Для металла швов, выполненных проволокой фторидного типа ПП-АН60, характерно от-

носительно равномерное распределение дисперсных частиц неметаллических включений, которые представляют собой преимущественно нитриды и оксиды алюминия. Неметаллические включения в металле шва, выполненного самозащитной проволокой оксидного типа ПП-АН62, представляют собой преимущественно оксиды алюминия, и только небольшая часть (менее 5 об. %) — оксиды кремния и марганца. Объемная часть неметаллических включений в швах, полученных при сварке проволокой ПП-АН60 (фторидный тип), составляет в среднем 0,3, а в швах, полученных при сварке проволокой ПП-АН62 (оксидный тип), — 0,85 %.

Металл, наплавленный проволокой ПП-АН60, имеет низкое содержание серы (0,003...0,008 мас. %), что значительно меньше, чем в металле швов, сваренных проволоками общего назначения (~ 0,015...0,025 мас. %). Это объясняется использованием в сердечнике активных десульфураторов.

Типичные механические свойства металла швов и сварных соединений, выполненных самозащитными порошковыми проволоками трех типов — фторидного (ПП-АН60), оксидного (ПП-

Таблица 4. Механические свойства сварных соединений, выполненных порошковыми проволоками

Марка проволоки	Предел прочности σ_B , МПа	Предел текучести σ_T , МПа	Относительное удлинение δ , %	Температура, при которой ударная вязкость KCV не менее 35 Дж/см ² , °С
ПП-АН60	580...620	490	22	-30
ПП-АН62	550...580	490	22	-20
ПП-АН7	500...650	440	20	-20

Примечание. Режимы сварки: $I_{св} = 250...270$ А, $U_d = 21...22$ В; ПП-АН60 — прямая, ПП-АН62 и ПП-АН7 — обратная полярность.



Рис. 4. Общий вид монтажа воздухонагревателя

АН62) и карбонатно-флюоритного (ПП-АН7), приведены в табл. 4. По сварочно-технологическим свойствам проволоки характеризуются хорошей отделяемостью шлаковой корки, благоприятной формой швов, возможностью сварки широкого диапазона толщин свариваемого металла,

позволяют выполнять сварку металлоконструкций в условиях монтажной площадки в разных пространственных положениях.

Испытание порошковой проволоки согласно требованиям ремонтной монтажной сварки в условиях металлургического производства. Программа испытаний порошковых проволок при ремонте и монтажной сварке предварительно была согласована с металлургическими предприятиями ОАО «Днепропетровский металлургический комбинат им. Ф. Э. Дзержинского» (Днепропетровск), ОАО «Металлургический комбинат «Азовсталь» (Мариуполь) и производителем монтажно-сварочных работ на комбинате «Азовсталь» ОАО «НДВП Криворожстальконструкция». Программы включали выбор типичных объектов сварки, предыдущие испытания с определением типов сварочного оборудования (полуавтоматов) для монтажных условий, проведение практикумов для сварщиков по сопровождению в производство технологии сварки самозащитной порошковой проволокой на объектах металлургических предприятий.

Для выполнения программы на ГП «Исследовательский завод сварочных материалов ИЭС им. Е. О. Патона» были изготовлены опытно-промышленные (по отдельным договорам) и промышленные партии самозащитных порошковых проволок трех марок. Предыдущими испытаниями установлено, что требованиям монтажной сварки избранных объектов по показателям производительности

позволяют выполнять сварку металлоконструкций в условиях монтажной площадки в разных пространственных положениях.



Рис. 5. Ремонтная сварка порошковой проволокой ПП-АН7 металлургического оборудования на Днепропетровском металлургическом комбинате



в наибольшей мере отвечает проволока ПП-АН7 диаметром 2,4 мм.

Главным объектом монтажной сварки на металлургическом комбинате «Азовсталь» было сооружение (реконструкция) воздухонагревателя доменной печи (рис. 4). Основной металл — сталь 09Г2С. Основной объем сварки порошковой проволокой приходился на выполнение горизонтальных и вертикальных соединений при монтаже купола. Использовали модернизированные полуавтоматы ПШ-107В. Качество выполненных швов отвечало выдвинутым требованиям. Замечания главным образом касались нестабильной работы полуавтоматов, которые питались от источника сварочного тока. Для ликвидации этого недостатка была изменена схема питания с использованием независимого источника, что обеспечило стабильную работу полуавтоматов. В результате при сварочно-монтажных работах повышается производительность при высоком качестве сварных соединений, выполненных порошковой проволокой.

На Днепровском металлургическом комбинате им. Ф. Э. Дзержинского объектами сварки были определены корпуса конвертеров, кожухи доменных печей, металлоконструкции мостовых кранов, трубопроводы и корпуса ковшей (рис. 5). Наибольший объем сварки на начало работ приходился на ремонтную сварку объектов с выполнением швов в нижнем, горизонтальном и вертикальном положениях (щиты, усиливающие пояса, накладки и др.). При сварке самозащитной порошковой проволокой на открытых площадках, где скорость ветра не превышала 8 м/с, не выявлено никакого заметного влияния ветра на качество сварных швов. Поэтому в регламенты сварки введено разрешение на применение процесса при скорости ветра до 7 м/с, что в несколько раз превышает воз-

можности сварки на монтаже проволокой сплошного сечения.

По результатам опытно-промышленных испытаний приняты решения по расширению объемов использования механизированной сварки самозащитной порошковой проволокой металлоконструкций и оборудования металлургических предприятий. Определены мероприятия по технической и технологической подготовке предприятий для расширения номенклатуры объектов, рекомендованных для внедрения сварки порошковой проволокой. Проведены предварительные экономические расчеты, подтверждающие эффективность внедрения новой технологии при ремонтно-восстановительной сварке в условиях металлургических предприятий.

1. *Гривняк И.* Свариваемость сталей / Пер. со слов. под ред. Э. Л. Макарова. — М.: Машиностроение, 1984. — 216 с.
2. *Coe F. R.* Welding steels without hydrogen cracking // Welding Institute Report. — Abington, 1973. — 68 p.
3. *Devletian J. H., Fichtelberg N. D.* Controlling hydrogen cracking in shipbuilding // Welding J. — 2001. — № 11. — P. 46–52.
4. *De Meester B.* Note on the carbon equivalent // Welding in the World. — 1990. — 28, № 2/4. — P. 48–54.
5. *Металлургия дуговой сварки. Взаимодействие металла с газами* / И. К. Походня, И. Р. Явдошин, В. И. Швачко и др. / Под ред. И. К. Походни. — Киев: Наук. думка, 2004. — 442 с.
6. *Шлепаков В. Н., Наумейко С. М.* Самозащитная порошковая проволока малого диаметра для сварки металлоконструкций из углеродистых и низколегированных сталей в монтажных условиях // Сварщик. — 2004. — № 1. — С. 35.
7. *Шлепаков В. Н., Наумейко С. М.* Самозащитные порошковые проволоки трубчатой конструкции с сердечником на основе соляных систем // Сб. докл. III Междунар. конф. по сварочным материалам стран СНГ «Сварочные материалы. Разработка. Технология. Производство. Качество». — Днепропетровск, 1–4 июня, 2004. — С. 123–131.
8. *Шлепаков В. Н., Наумейко С. М.* Самозащитные порошковые проволоки для сварки низколегированных сталей // Автомат. сварка. — 2005. — № 4. — С. 31–33.

On the basis of experimental investigations of the technique of welding the metallurgical complex units with a self-shielding flux-cored wire the technological parameters and productivity of welding were determined in case of application of the wire of three types. Expediency of using wire of the double-layer design in welding of metal of medium and large thickness in flat and horizontal positions of welds is shown. It is expedient to use wire of tubular design when making welds in vertical and overhead positions. Welding technology for typical metal structures is developed.

Поступила в редакцию 14.02.2007

ПРОДЛЕНИЕ РЕСУРСА ЭКСПЛУАТАЦИИ КРУПНОГАБАРИТНЫХ НАЛИВНЫХ РЕЗЕРВУАРОВ ДЛЯ ХРАНЕНИЯ КОНЦЕНТРИРОВАННОЙ СЕРНОЙ КИСЛОТЫ*

Академик НАН Украины **К. А. ЮЩЕНКО**, **Л. В. ЧЕКОТИЛО**, канд. техн. наук, **Г. Ф. НАСТЕНКО**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),

Ю. Б. ДАНИЛОВ, канд. техн. наук, **В. А. КАЧАНОВ**, канд. хим. наук, **А. И. КАБАШНЫЙ**, **С. Н. ИВАНУНА**, инженеры
(ОАО «Украинский научно-исследовательский и конструкторский институт химического машиностроения»),

В. Р. ДОРН, **В. В. ИЛИЕНКО**, **Н. В. АМБРОЗЯК**, **Б. П. КИСЛЫЙ**, **Т. М. ХОДАН**, инженеры
(ГП «Восточный горно-обогатительный комбинат»)

Рассмотрены возможные причины ускоренной коррозии элементов крупногабаритных наливных резервуаров со сталей типа Ст3 вместимостью до 3000 м³ для хранения концентрированной серной кислоты. Разработаны технические условия и технология ремонта резервуаров, позволяющие продлить ресурс их эксплуатации.

Ключевые слова: дуговая сварка, ремонт технологического оборудования, углеродистые стали, сварные соединения, коррозия, контроль качества, продление ресурса

На горно-металлургических предприятиях при производстве редких металлов, в частности, урановых концентратов для изготовления топливных элементов атомных электростанций, применяется большое количество серной кислоты. На сернокислых установках (СКУ) и сернокислых заводах (СКЗ) производится, как правило, концентрированная кислота с содержанием основного продукта 94,5...98,5 %.

Концентрированная серная кислота при температурах до 40...80 °С, как известно [1–3], малоактивна к обычным углеродным сталям. Поэтому основная часть оборудования СКУ, работающая при указанных температурах (железнодорожные [4], автомобильные цистерны, емкости для хранения кислоты и т. п.), на СКЗ изготавливается из углеродистых сталей марок Ст3 разных категорий раскисления и прочности по ГОСТ 14637–89 и ДСТУ 2651–94 (ГОСТ 380–94), сталей 10, 15 и 20 по ГОСТ 1050–74 и др. Ряд деталей запорной арматуры, колена, отводы и т. п. изготавливается из серого и ковкого чугуна. Преимущество этих материалов — приемлемая коррозионная стойкость, низкая стоимость, хорошая (для стали) или удовлетворительная (для чугуна) свариваемость. На Восточном горно-обогатительном комбинате (ВостГОК) СКУ оборудована крупногаба-

ритными наливными резервуарами-хранилищами концентрированной серной кислоты диаметром 20 м, высотой 9,54 м, вместимостью 3000 м³ (рис. 1). Резервуары сварены из листовой стали St3S (Польша, аналог стали Ст3сп2 по ГОСТ 14637–89) толщиной 16 мм (нижний), 14, 12, 10 и 8 мм (верхний пояс). Высота поясов 2 м, толщина днища 25 мм. Крышка имеет полусферическую форму, сварная, с люками для обслуживания. Давление в резервуаре атмосферное, местоположение резервуаров — открытый воздух. Сварку резервуаров выполняли с использованием электродов ER346 на базе низкоуглеродистой проволоки типа Св-08 с покрытием рутилкарбонатного вида [5] (аналог электродов марок АНО-4 и МРЗ по ГОСТ 9466–75 и ГОСТ 9467–75). Внешняя поверхность резервуаров красится. На внутренней поверхности, которая находится в контакте с концентрированной кислотой, имеет место

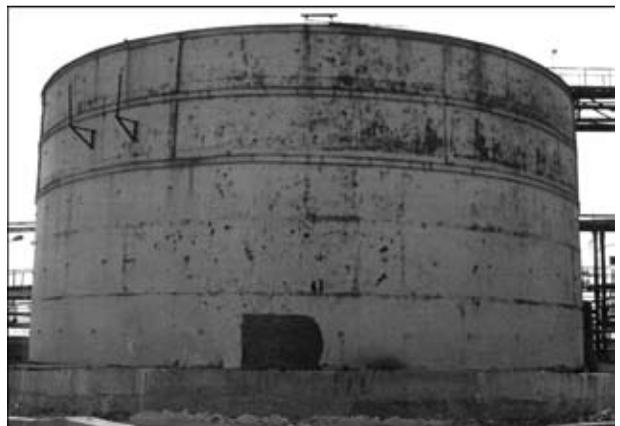


Рис. 1. Крупногабаритный резервуар из стали St3S вместимостью 3000 м³ для хранения серной кислоты

* Статья подготовлена по результатам выполнения целевой комплексной программы НАН Украины «Проблемы ресурса и безопасности эксплуатации конструкций, сооружений и машин» (2004–2006 гг.).

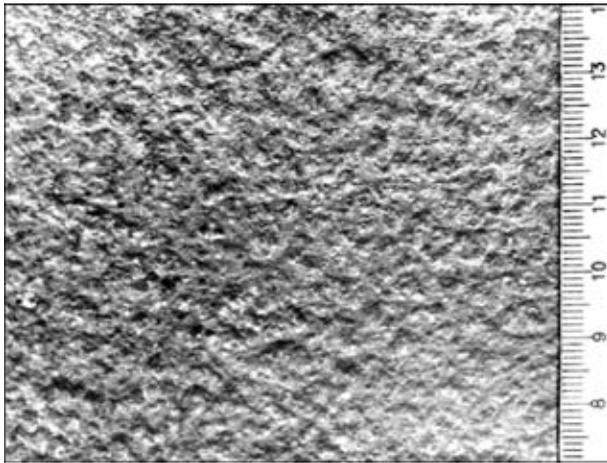


Рис. 2. Внешний вид внутренней поверхности резервуара по хранению концентрированной серной кислоты из стали St3S после 16-летней эксплуатации

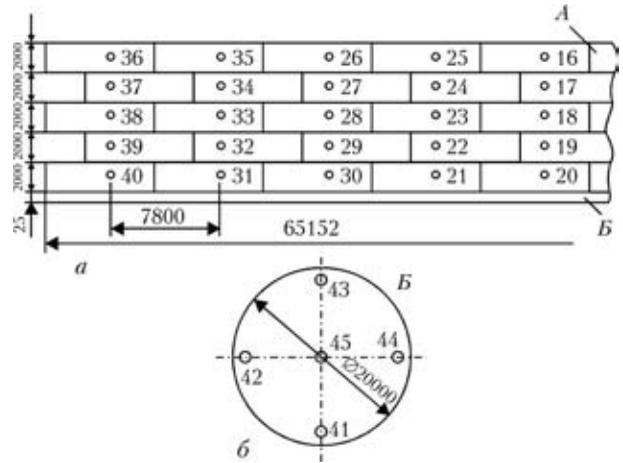
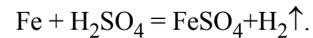


Рис. 3. Фрагмент развертки обечайки (а) и план днища (б) хранилища концентрированной серной кислоты № 1 из стали St3S с нумерацией реперных точек для проведения толщинометрии

общая равномерная коррозия и локальная — язвенно-точечного типа (рис. 2). Скорость общей коррозии обечайки и днища сравнительно небольшая (рис. 3 и табл. 1). Так, за 16 лет эксплуатации глубина коррозии верхнего (пятого) пояса хранилища № 1 составила 0,2...0,5 мм, нижнего (первого) 1,8...2,3 мм, днища 0,8...1,9 мм, что составляет соответственно в среднем 0,01...0,03; 0,11...0,14 и 0,05...0,12 мм/год. Глубина язв 0,1...1,0 мм, диаметр от 0,5 до 2 мм. Наблюдаются язвы большего диаметра — до 5...8 мм.

При контакте углеродистой стали с серной кислотой в результате коррозии образуется сульфат

железа $FeSO_4$ и эквивалентное количество водорода согласно реакции [2]:



Вследствие малой растворимости в кислоте сульфат железа $FeSO_4$ осаждается тонким слоем на поверхности резервуара и замедляет коррозионное повреждение металла. Серная кислота как окислительный реагент вызывает пассивацию поверхности металла. Водород, который выделился в ходе реакции, частично диффундирует в металл, накапливается в местах дефектов, неметаллических включений и на границах зерен. Это может при-

Таблица 1. Изменение толщины стенки и днища резервуара серной кислоты № 1 ВостГОК* по годам

Номер пояса обечайки	Толщина стенки обечайки, мм	Номер точки измерения толщины обечайки	Измеренная толщина обечайки, мм				Номер точки измерения толщины обечайки	Измеренная толщина обечайки			
			1994	1996	2000	2002		1994	1996	2000	2002
5	8	36	7,6	7,6	7,6	7,5	26	7,8	7,8	7,7	7,5
4	10	37	9,0	9,0	9,0	8,7	27	9,4	9,4	9,3	9,0
3	12	38	10,5	10,5	10,3	10,0	28	10,6	10,4	10,0	9,7
2	14	39	12,4	12,3	11,9	11,6	29	12,7	12,6	12,3	12,0
1	16	40	14,2	14,2	13,7	13,4	30	13,9	13,9	13,7	13,4

Окончание табл. 1

Номер точки измерения толщины обечайки	Измеренная толщина обечайки, мм				Номер точки измерения толщины днища	Измеренная толщина обечайки, мм			
	1994	1996	2000	2002		1994	1996	2000	2002
16	7,8	7,7	7,6	7,5	41	24,2	24,0	—	23,5
17	9,5	9,3	9,2	9,0	42	23,5	23,4	—	23,3
18	10,5	10,4	10,2	10,0	43	24,7	24,3	—	24,2
19	12,3	12,2	12,2	12,0	44	23,5	23,3	—	23,1
20	14,2	13,8	13,7	13,6	45	23,2	22,9	—	23,5

* Резервуар № 1 находится в эксплуатации с III квартала 1984 г. до сегодня.

Таблица 2. Механические свойства основного металла и сварных швов контрольных сварных соединений из стали St3S и Ст3сп2, выполненных электродами марки УОНИИ-13/55 при комнатной температуре

Испытуемые образцы	Статическое растяжение					Ударная вязкость	
	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Место разрушения образца	Место надреза типа U образца	Ударная вязкость KCU, Дж/см ²
Сталь St3S, толщина 13 мм	240,0 237,5	423,5 414,5	38,3 36,7	65,9 62,0	–	Поперек проката	246,3 250,0
Сталь Ст3сп2, толщина 16 мм	252,8 260,8	463,1 461,1	35,7 32,7	57,2 59,8	–	То же	300,0 244,3
Сварное соединение Ст3сп2 + St3S, толщина 16 + 13 мм	–	411,0 419,0	–	–	По менее прочной стали St3S	По середине шва	283,9
Образцы из металла шва	399,8 365,9	520,1 521,8	28,3 31,3	75,6 73,9	–	Поперек длины шва	270,0
Требования ГСТУ 3-17-191–2000 к металлу шва	–	Не ниже σ_v менее прочной стали	Не ниже 18 %	–	–	–	KCU не менее 50 Дж/см ²

вести к возникновению высокого уровня напряжений, выпучивания металла и коррозионного растрескивания (КР) [6, 7]. Чем выше чистота стали, используемой для изготовления оборудования, тем меньше вероятность образования трещин типа КР. Заметим, что в наливных резервуарах из углеродистой стали St3S, работающих в описанных условиях, трещины типа КР встречаются редко. За 22 года эксплуатации резервуаров на ВостГОК зафиксировано лишь два случая образования трещин этого типа. Один из них — трещина в днище резервуара № 4. В сварном шве образовалась сквозная продольная трещина длиной около 70 мм с выходом в основной металл по правую и левую сторону от сварного шва примерно до 50 мм. Дефекты типа выпучивания обечайки и днищ резервуаров не зафиксированы. Детали из обычного низколегированного чугуна более чувствительны к возникновению трещин типа КР, что, очевидно, можно объяснить высоким содержанием углерода [6, 7] и низкой пластичностью чугуна.

Выделяемый водород накапливается также в верхней части резервуара. Поэтому при проведении технологических работ (сварка, резка, подогрев и др.) резервуар необходимо тщательно продувать.

В процессе эксплуатации резервуаров на крышках в результате коррозионного повреждения могут образовываться несплошности, через которые в резервуар попадают влага, дождь, снег. В этом случае на зеркале налива могут образовываться зоны с низкоконцентрированной серной кислотой, которая приводит к ускоренному локальному коррозионному повреждению металла. Такой случай, в частности, был зафиксирован при эксплуатации одного из резервуаров ВостГОК.

В ходе многолетней эксплуатации хранилищ концентрированной серной кислоты, которые входят в состав СКУ, в нижней части резервуаров накапливаются продукты коррозии (осадок) на базе сульфатов железа. Так, в резервуаре № 1 ВостГОК за 16 лет эксплуатации накопилось около 120 т осадка, в резервуаре № 15 — около 100 т. В 2000 г. эксплуатация этих резервуаров была уже практически невозможна. Удаление осадка через люки в крышке резервуара является трудоемким процессом и, кроме того, недопустимо по условиям безопасности [8]. Удаление осадка из резервуара целесообразно делать сразу после слива кислоты, так как в верхней части осадка наблюдается ускоренная коррозия стенки обечайки. В резервуаре № 5 по этой причине произошло коррозионное повреждение обечайки. В результате пришлось заменить нижнюю часть нижнего пояса высотой 700 мм по всему периметру резервуара.

Для удобства очистки резервуаров от осадка в нижнем поясе газокислородным способом вырезали технологическое окно высотой 850...1050 мм, шириной 850 мм. Вырезка такого окна облегчила и ускорила не только удаление осадка из резервуара, но и выполнение других операций: дезактивацию резервуаров, промывку, продувку, осмотр коррозионного состояния внутренней поверхности резервуаров, проведение ремонтных работ по сварке и наплавке зон, поврежденных коррозией.

Институт электросварки им. Е. О. Патона, ОАО «УкрНИИХиммаш» и ВостГОК разработали нормативную документацию и технологию ремонта указанных резервуаров. Перед началом ремонта проводилось техническое диагностирование резервуаров с учетом требований ДСТУ 4046–2001 и ГСТУ 3-020–2001 [9, 10]. Выполнялась толщинаметрия обечайки и днищ резервуаров в реперных



точках (см. табл. 1), геодезическая проверка горизонтальности днищ и вертикальности стенок обечаек, зачистка абразивным способом дефектных мест, тщательный визуально-оптический осмотр всех швов и поврежденных коррозией зон. В сомнительных местах проверяли полноту удаления мест коррозионного повреждения, сварочных дефектов (подрезов, пор и др.), трещин методами цветной и ультразвуковой дефектоскопии. Из стали St3S, вырезанной из технологического окна, вставки из стали СтЗсп2, которая вваривалась в окно обечайки, и участков днищ, подлежащих ремонту, сваривали контрольные образцы. Испытания качества контрольных образцов подтвердили правильность выбора сварочных параметров (марка стали СтЗсп2 для вставок в окна при замене дефектных мест в обечайках и днищах, типы кромок сварных швов, марки сварочных электродов, режимы сварки и наплавки и др.), заложенные в технические условия на ремонт (см. табл. 2).

Подготовку к сварке, наплавке и ремонту проводили с соблюдением действующих в отрасли нормативов [10, 11]. Обработку кромок типа С21 по ГОСТ 5264–80 под сварку вставок в технологические окна и при ремонте дефектных зон обечаек проводили одинаково по всему контуру с раскрытием на внешнюю часть резервуара. Аналогично выполняли приварку вставки в обечайку при замене части нижнего пояса в резервуаре № 5. При замене части днища в резервуаре № 5 и ремонте днища в зоне КР на резервуаре № 4 сварку проводили на остающейся подкладке. В корне шва внутри резервуара проводили выборку металла шлифмашиной, контроль полноты удаления несплавившегося металла — методом цветной дефектоскопии и заварку корня шва — за один-два прохода. Для ремонта использовали электроды марки УОНИИ-13/55. Наплавку поврежденных коррозией участков днищ и сварных швов с целью недопущения отрыва наплавленного металла выполняли с наложением подслоя электродами УОНИИ-13/45 и последующей наплавкой слоев электродами УОНИИ-13/55. После ремонта сварные соединения и места наплавки подвергали визуально-оптическому, ультразвуковому контролю и контролю на плотность (керосиновая проба) [12]. При необходимости отдельные сварные соединения и места наплавки контролировали методом цветной дефектоскопии.

The paper deals with the possible causes for accelerated corrosion of elements in large-sized filled tanks of steels of St3 type of up to 3000 m³ capacity for storage of concentrated sulphuric acid. Technical conditions and technologies of tank repair have been developed. The residual life of repaired tanks has been extended with subsequent examination of the corrosion state at specified intervals

Отремонтировано четыре резервуара: № 1 в 2000 г. (замена вставки в технологическом окне в связи с образованием трещины типа КР в сварном шве); № 2 (замена волнистой части обечайки), № 4 (ремонт днища в зоне КР) и в 2005 г. № 5 (замена части обечайки и днища). Продлен ресурс эксплуатации сосудов с ежегодным переосвидетельствованием.

Выводы

1. Разработана технологическая документация и сделан ремонт четырех крупногабаритных наливных резервуаров из стали St3S (аналог стали СтЗсп2) вместимостью 3000 м³ для хранения концентрированной серной кислоты.
2. Продлен ресурс эксплуатации резервуаров с последующим ежегодным осмотром коррозионного состояния.
3. Технология и рекомендации могут быть распространены на другие резервуары из углеродистых сталей для хранения коррозионных продуктов.

1. Дятлова В. Н. Коррозионная стойкость металлов и сплавов. — М.: Машиностроение, 1964. — 199 с.
2. Томашов Н. Д., Чернова Г. П. Теория коррозии и коррозионно-стойкие сплавы. — М.: Металлургия, 1986. — 360 с.
3. Сухотин А. М., Зотиков В. С. Химическое сопротивление материалов. — Л.: Химия, 1975. — 251 с.
4. Гладыревская С. А. Продление срока службы серно-кислотных цистерн // Железнодорож. трансп. — 1964. — № 6. — С. 77–79.
5. Elektrody do Elektrycznego Lukowego spawania. Producent. — Huta Baildon, 1972.
6. Арчаков Ю. И. Водородная коррозия стали. — М.: Металлургия, 1985. — 104 с.
7. Василенко І. І., Шульте О. Ю., Радкевич О. І. Вплив хімічного складу та технології виробництва сталей на їх чутливість до водневого тріщиноутворення та сірководневого корозійного розтріскування. Огляд зарубіжних досліджень // Фіз.-хім. механіка матеріалів. — 1990. — 26, № 4. — С. 8–22.
8. Правила безопасности для производств основной химической промышленности. — 2-е изд., перераб. и доп. — М.: Недра, 1980.
9. ДСТУ 4046–2001. Обладнання технологічне нафтопереробних, нафтохімічних і хімічних виробництв. Технічне діагностування. Загальні технічні вимоги.
10. ДСТУ 3-020–2001. Зварювання плавленням металевих матеріалів в хімічному та нафтовому машинобудуванні.
11. Правила технической эксплуатации резервуаров и интрукции по их ремонту. — М.: Недра, 1988.
12. ДНАОП 1.3. 00-8.02–93. Проведение работ по оценке остаточной работоспособности технологического оборудования нефтеперерабатывающих, нефтехимических и химических производств. — Киев, 1993.

Поступила в редакцию 14.02.2006



УДК 669.046.516:621.791.793

МОДИФИЦИРОВАНИЕ МЕТАЛЛА ШВА ПРИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ СВАРКЕ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ХН77ТЮР

Е. Н. ЕРЕМИН, д-р техн. наук (Омский гос. техн. ун-т, РФ)

Для изготовления кольцевых заготовок, используемых в авиационном двигателестроении, предложено применять электрошлаковую сварку комбинированным электродом с модифицированием металла шва дисперсными частицами карбонитрида титана. Приведены результаты исследований металла шва при сварке сплава ХН77ТЮР. Показаны преимущества новой технологии сварки.

Ключевые слова: электрошлаковая сварка, жаропрочный никелевый сплав, модифицирование, структура, механические свойства

Изделия ответственного назначения, изготавливаемые из жаропрочных сплавов, широко применяются в авиационном двигателестроении. Производство заготовок таких изделий в сварном варианте позволяет существенно повысить коэффициент использования дорогостоящих сплавов. Однако такие сплавы характеризуются низкой свариваемостью, и поэтому заготовки изготавливаются преимущественно различными способами горячего передела — ковкой, прошивкой, раскаткой, что обуславливает высокую трудоемкость их производства и значительный расход металла при механической обработке. Применение указанных технологических процессов является вынужденным решением, к которому прибегают из-за низкого качества сварных соединений. Поэтому изыскание технологии изготовления таких заготовок в сварном варианте является весьма актуальной задачей.

В этом отношении перспективно применение электрошлаковой сварки (ЭШС), с помощью которой выполняют однопроходную сварку конструкций различной толщины. Однако широко рекомендовавшие себя способы ЭШС пластинчатым, проволочным и пластинчато-проволочным электродами не всегда обеспечивают необходимое качество сварных соединений жаропрочных никелевых сплавов.

С целью совершенствования технологии ЭШС выполняли «расщепленным» комбинированным электродом с применением специализированной установки, укомплектованной источником питания ТШС-3000-1 [1, 2]. Осуществляется одновременный ввод в шлаковую ванну неплавящегося и плавящегося электродов. При этом ис-

пользуют устройства сигнализации оплавления корня шва и вывода усадочной раковины.

Отработку технологии процесса ЭШС комбинированным электродом проводили на образцах из сплава ЭИ-437БУВД (ХН77ТЮР) толщиной 22...43 мм. В качестве неплавящегося электрода использовали вольфрамовый пруток диаметром 10 мм. Плавящимся электродом служила проволока ЭП-533 диаметром 3 мм.

Как известно, большое влияние на качество металла шва и формирование шва оказывают флюсы. Наименьший угар титана и алюминия — основных легирующих элементов жаропрочного сплава, образующих γ' -фазу, — обеспечивают флюсы АНФ-7 и АНФ-1. В связи с этим их чаще используют при сварке сплавов, легированных этими элементами [3]. Однако флюс АНФ-7 является гигроскопичным, поэтому требуется частое прокалывание при высоких температурах. Флюс АНФ-1 имеет высокую температуру плавления, что вызывает несплавление свариваемых кромок. В этом отношении флюс АНФ-21 системы $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$, предназначенный для электрошлакового переплава титансодержащих сталей, также перспективен и для сварки: он не гигроскопичен, имеет пониженную температуру плавления и обеспечивает высокую температуру шлаковой ванны [4].

Оценку химического состава металла шва по основным легирующим элементам, ответственным за свойства сплава, осуществляли на оптико-эмиссионном анализаторе ARG-MET-930SP.

Результаты химического анализа металла электрода и шва при сварке сплава ХН77ТЮР под флюсом АНФ-21, приведенные в табл. 1, показали целесообразность использования данного флюса, поскольку при этом обеспечиваются химический состав металла шва в соответствии с требованиями технических условий, а также качественное формирование шва.



Таблица 1. Содержание (мас. %) основных легирующих элементов в сплаве ХН77ТЮР

Объект исследования	Al	Ti
Электрод	0,86	2,76
Шов	0,65...0,77	2,50...2,54
По техническим условиям	0,60...1,00	2,50...2,90

Недостатками сварки жаропрочных никелевых сплавов являются низкие механические свойства металла шва и его жаропрочность. В связи с этим с помощью металлографии провели исследование качества сварных соединений, а также испытания механические и на жаропрочность. Образцы проходили термическую обработку в соответствии с техническими условиями на основной металл: закалка при 1080 °С в течение 8 ч, охлаждение на воздухе; старение при 700 °С в течение 16 ч, охлаждение на воздухе.

Результаты испытаний показали, что свойства металла шва, полученного с применением проволоки ЭП-533, не удовлетворяют требованиям технических условий по всем показателям. Кроме того, металл шва отличается низкой жаропрочностью при температуре 750 °С и нагрузке 350 МПа, которая составляет 60...70 % требуемой. Свойства металла околошовной зоны (ОШЗ) превышают свойства металла шва. Поэтому разрушение всегда происходит по шву — наиболее слабому месту сварного соединения.

Как утверждают авторы ряда работ [3, 5, 6], наиболее целесообразно использовать при сварке металлургические способы повышения свойств сварных соединений. К основному металлургическому приему следует отнести подавление столбчатого характера кристаллизации и измельчение кристаллической структуры путем легирования элементами-модификаторами [7, 8]. Кроме того, в случае образования равноосной структуры шва появляется возможность увеличить скорость сварки при неизменной погонной энергии [9].

В связи с этим для повышения свойств металла шва применено модифицирование металлической ванны дисперсными инокуляторами [10]. Использовали модификатор, в состав которого входят

дисперсные частицы карбонитрида титана (0,04 мас. %) [11]. Введение компонентов осуществляли путем переплава дополнительного трубчатого электрода на никелевой основе, внутренняя полость которого заполнена порошкообразным модификатором.

Результаты испытаний образцов из сплава ХН77ТЮР представлены в табл. 2.

Металлографическим методом исследовали место разрушения, размер зерна, распределение неметаллических включений и характер выделения упрочняющих фаз. Результаты исследований макроструктуры показали, что разрушение всех образцов носит межзеренный характер. Макроструктура образцов немодифицированного металла шва характеризуется развитой транскристаллизацией от зоны сплавления к оси (рис. 1, а). В средней части металла шва наблюдается наличие зоны встречи двух кристаллизующихся фронтов. Здесь столбчатые кристаллы имеют радиально-осевое направление с небольшим углом наклона. Границы зерен с таким расположением являются наиболее уязвимыми местами шва. Это хорошо видно на рельефе поверхностей излома металла шва, которые имеют блестящий камневидный вид без зон долома, что характеризует излом как хрупкий (рис. 2, а).

При исследовании мест разрушения образцов немодифицированного металла шва после длительных жаропрочных испытаний установлено, что оно всегда происходит в зоне направленной кристаллизации. Особенно низкой жаропрочностью отличается металл шва, у которого границы кристаллитов расположены перпендикулярно либо под небольшим углом к действию главных напряжений (рис. 2, б). Это можно объяснить тем, что важными факторами, определяющими качество и служебные свойства жаропрочных сплавов, являются фазовый состав, состояние границ зерен, размер зерна, степень однородности, а также морфология и топография включений [10, 12].

В макроструктуре модифицированного металла шва содержатся зерна, границы которых удалены приблизительно одинаково от центра (см.

Таблица 2. Результаты испытаний металла сварных соединений при ЭШС сплава ХН77ТЮР

Металл шва	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	ψ , %	KCU , МДж/м ²	τ_{350}^{750} , ч
Немодифицированный шов	<u>830...856</u> 843	<u>676...689</u> 684	<u>9,2...9,8</u> 9,6	<u>12,3...13,1</u> 12,8	<u>0,22...0,29</u> 0,26	<u>31...42</u> 36
Металл ОШЗ	<u>934...940</u> 936	<u>718...726</u> 722	<u>12,2...13,4</u> 12,7	<u>14,8...16,1</u> 15,6	<u>0,32...0,38</u> 0,35	<u>46...51</u> 48
Модифицированный шов (TiN)	<u>982...1012</u> 996	<u>756...769</u> 762	<u>19,2...19,7</u> 19,4	<u>20,2...21,4</u> 20,7	<u>0,78...0,85</u> 0,81	<u>92...98</u> 94
Металл ОШЗ	<u>928...936</u> 931	<u>743...752</u> 748	<u>13,8...14,5</u> 14,2	<u>15,9...16,8</u> 16,4	<u>0,39...0,47</u> 0,44	<u>50...57</u> 53
Сплав ХН77ТЮР по ТУ	≥ 950	≥ 650	≥ 12	≥ 14	≥ 0,3	≥ 50

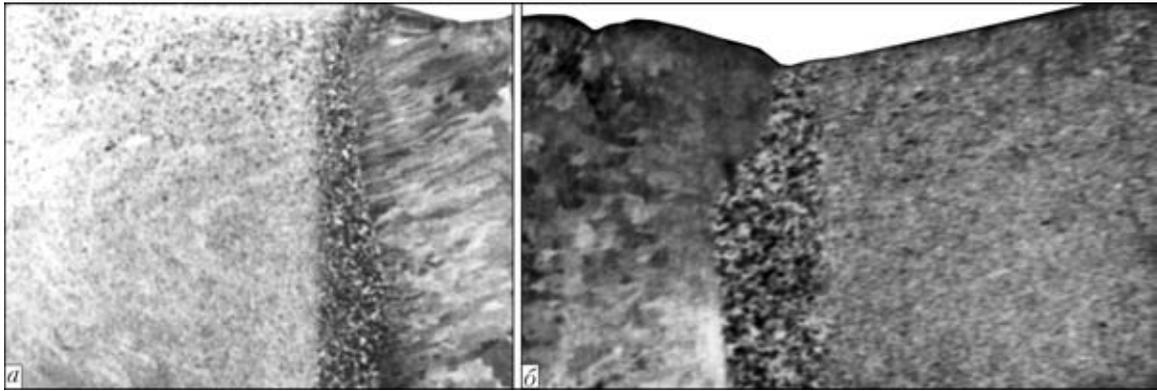


Рис. 1. Фрагменты макроструктуры сварных соединений, полученных ЭШС без модифицирования (*a*, $\times 0,5$) и с модифицированием (*б*, $\times 1,0$)

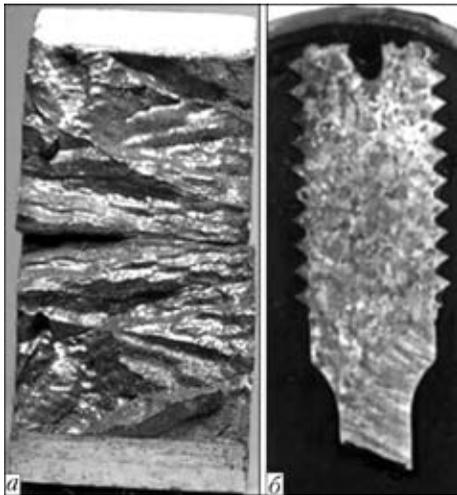


Рис. 2. Характер разрушения образцов немодифицированного металла шва после испытаний на ударную вязкость (*a*) и жаропрочность (*б*)

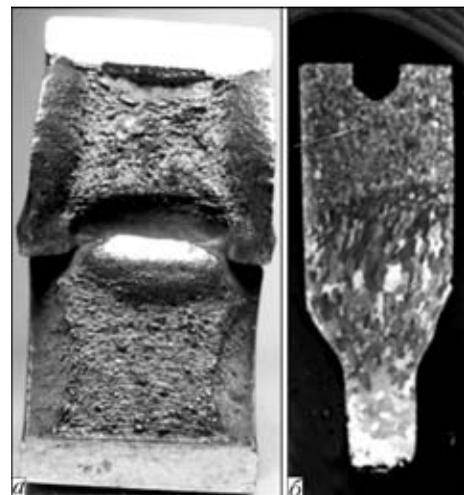


Рис. 3. Характер разрушения образцов модифицированного металла шва после испытаний на ударную вязкость (*a*) и жаропрочность (*б*)

рис. 1, *б*). Размер зерна при этом уменьшается до 1...2 мм. Дефектов металла шва на всех шлифах не обнаружено. Модифицирование металла шва приводит к существенному изменению макрорельефа изломов ударных образцов, в которых появляются боковые зоны и зоны долома, а поверхность становится мелкозернистой и матовой (рис. 3, *a*). Разрушение образцов во время длительных испытаний происходит в зоне равноосных относительно мелких зерен (рис. 3, *б*). Образование такой структуры, устраняющей зону «слабины» по оси шва, приводит к повышению технологической прочности, что позволяет увеличить в 2 раза скорость сварки.

Микроструктура немодифицированного металла шва характеризуется значительными объемами долями строчечных карбидов, иногда игольчатой формы, боридных эвтектических фаз на границах и мелких неметаллических включений вблизи границ (рис. 4, *a*). Подобная картина наблюдается и в ОШЗ. Боридные эвтектики, отличающиеся низкой температурой плавления, способствуют появлению кристаллизационных трещин при сварке.

Результаты исследований микроструктуры металла модифицированного шва (рис. 4, *б*) показали, что карбиды в этом случае скоагулированы и имеют компактную округлую форму. Они расположены большей частью на границах зерен, что, по-видимому, способствует их упрочнению и обуславливает повышенную жаропрочность металла. Содержание неметаллических включений в этом случае незначительно. Структура ОШЗ аналогична описанной выше, но вследствие более высокой скорости сварки имеет меньший размер зерна, что несколько повышает свойства сварного соединения в целом.

Изменение градиента температур и скорости перемещения фронта кристаллизации при модифицировании существенно влияет на дендритную структуру, размер составляющих и фазовый состав жаропрочных сплавов.

Дендритную структуру принято характеризовать дисперсностью — средним расстоянием между осями дендритов второго порядка и плотностью, которую в настоящей работе определяли по отношению суммарных длин отрезков осей и межосных пространств, выявляемых методом

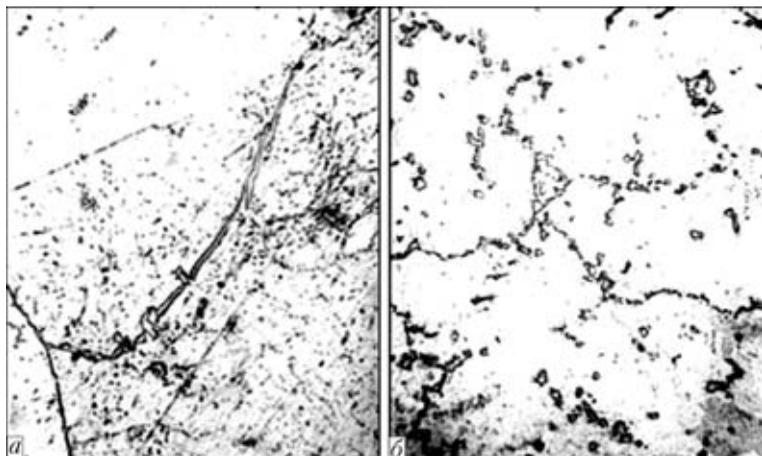


Рис. 4. Микроструктура металла шва, полученного без модифицирования (а, $\times 240$) и с модифицированием (б, $\times 520$)

Таблица 3. Коэффициент ликвации основных легирующих элементов сплава ХН77ТЮР

Металл шва	Al	Ti	Cr	Ni
Немодифицированный	1,06	1,94	0,92	1,11
Модифицированный	1,03	1,15	0,96	1,08

микрорентгеноспектрального анализа. Неодновременность кристаллизации металла в межосных пространствах создает ликвационную неоднородность его по химическому составу.

При изучении дендритной структуры сплава установлено, что с введением модификатора расстояние между осями дендритов второго порядка уменьшается от 43 до 21 мкм, плотность дендритной структуры возрастает от 1,3 до 1,9, а дисперсность увеличивается в 2,3 раза.

В связи с этим можно ожидать меньшее развитие дендритной ликвации. Обычно ликвация в сложных сплавах достаточно объективно оценивается соотношением концентраций элементов в пределах дендритной ячейки — $K_d = C_m/C_o$, где C_m — концентрация элемента в межосном пространстве, C_o — в оси дендрита.

Значения коэффициента ликвации K_d основных легирующих элементов сплава ХН77ТЮР, уста-

новленные с помощью рентгеновского микроанализатора MS-46 «Сатеса», приведены в табл. 3. Из таблицы следует, что дендритная ликвация алюминия, хрома и никеля незначительная и они равномерно распределены между осями и межосными пространствами. Ликвация же титана достаточна велика.

Если легирующий элемент имеет $K_d > 1$, то он концентрируется в межосных пространствах и, наоборот, оси дендритов обогащены легирующими элементами при $K_d < 1$. В соответствии с этим такие γ' -образующие элементы, как алюминий и титан, оттесняются в межосные пространства, а хром концентрируется преимущественно в осях дендритов. Выделение в межосное прост-

ранство фаз объединяет их состав, что также способствует снижению жаропрочности сплавов [13]. Кроме того, вследствие значительной ликвации элементов и скопления их в карбидах и боридах эвтектики твердый раствор обедняется, а содержание γ' -фазы уменьшается до 46 об. %, что также существенно снижает жаропрочность.

После модифицирования титан, имеющий высокую склонность к ликвации, перераспределяется более равномерно, обеспечивая заметное выравнивание состава между осями дендритов и межосными участками. При этом наблюдается тенденция к формированию более однородной структуры по сравнению с немодифицированным сплавом. Это объясняется тем, что модифицирование активизирует диффузионные процессы в расплаве и тем самым способствует более полному устранению ликвации.

Исследование γ' -фазы (рис. 5) показало, что образующиеся при распаде твердого раствора выделения упрочняющей фазы уже в литом состоянии являются достаточно мелкими и равномерно распределенными для модифицированного металла шва, кристаллизующегося при относительно высоких скоростях.

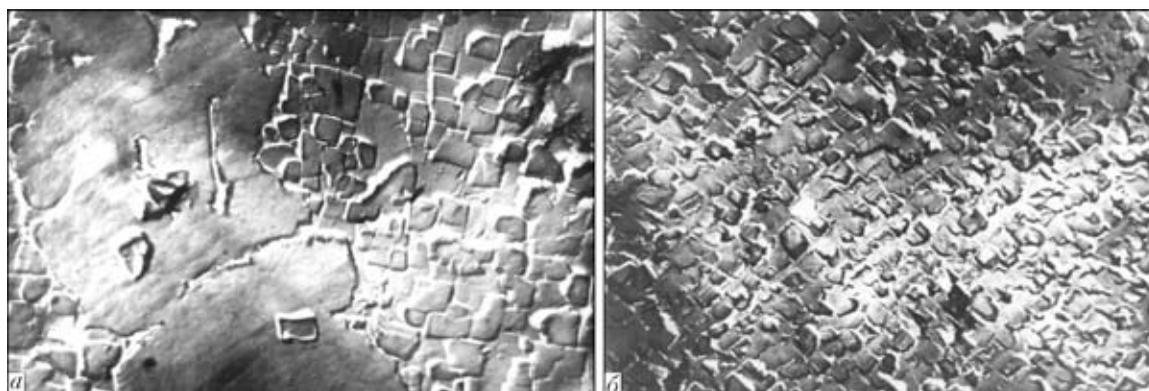


Рис. 5. Микроструктура металла шва с γ' -фазой ($\times 8000$) без модифицирования (а) и с модифицированием (б)

В структуре немодифицированного металла шва наблюдаются обширные выделения вторичных фаз, занимающих значительную часть γ -матрицы, в связи с этим содержание γ' -фазы здесь существенно меньше, чем в модифицированном металле шва.

Таким образом, применение усовершенствованной технологии ЭШС позволяет существенно экономить материальные и денежные ресурсы за счет повышения качества и снижения трудоемкости изготовления кольцевых заготовок из жаропрочных сплавов в авиационном двигателестроении.

1. Еремин Е. Н. Применение комбинированного электрода при электрошлаковой сварке материалов малых толщин // Автомат. сварка. — 2005. — № 12. — С. 54–56.
2. Еремин Е. Н. Устройство для формирования шва при электрошлаковой сварке // Там же. — 2005. — № 9. — С. 50–51.
3. Медовар Б. И. Сварка жаропрочных аустенитных сталей и сплавов. — М.: Машиностроение, 1966. — 430 с.
4. *Металлургия электрошлакового процесса* / Б. И. Медовар, А. К. Цыкуленко, В. Л. Шевцов и др. — Киев: Наук. думка, 1986. — 248 с.

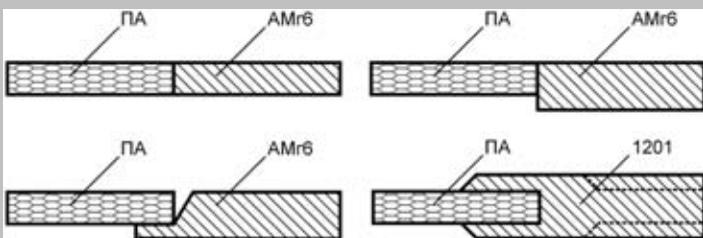
5. Химушин Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы. — М.: Металлургия, 1969. — 752 с.
6. Шоршоров М. Х. Горячие трещины при сварке жаропрочных сплавов. — М.: Машиностроение, 1973. — 224 с.
7. Земзин В. Н. Жаропрочность сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1972. — 272 с.
8. Башнин Ю. А., Исакова В. Н., Масленкова Е. А. Влияние переплавных процессов на структуру и свойства сталей. — М.: Металлургия, 1991. — 240 с.
9. Дудко Д. А., Сидорук В. С., Тягун-Белоус Г. С. Пути снижения тепловложения в свариваемый металл при электрошлаковой сварке толстостенных конструкций // Автомат. сварка. — 1982. — № 10. — С. 48–50.
10. Сабуров В. П. Упрочняющее модифицирование стали и сплавов // Литейн. произ-во. — 1998. — № 9. — С. 7–8.
11. Еремин Е. Н. Применение электрошлакового переплава для регенерации отходов жаропрочных сплавов // Современ. электрометаллургия. — 2005. — № 2. — С. 23–27.
12. Логунов А. В. Прогнозирование влияния структурных факторов на механические свойства жаропрочных сплавов / А. В. Логунов, Н. В. Петрушин, Е. А. Кулешова, Ю. М. Должанский // Металловедение и терм. обработка мета. — 1981. — № 6. — С. 16–20.
13. Кишкин С. Т. Особенности структурных превращений жаропрочного никелевого сплава в процессе высокотемпературного нагрева // Изв. АН СССР. Металлы. — 1980. — № 6. — С. 190.

For manufacture of circular billets used in aircraft engine construction, it is proposed to apply electroslag welding with a combined electrode with weld metal modification by dispersed particles of titanium carbonitride. Results of studying the weld metal in welding Kh77TYuR alloy are given. Advantages of the new welding technology are demonstrated.

Поступила в редакцию 07.02.2007

ТЕХНОЛОГИЯ СВАРКИ ПЛАВЛЕНИЕМ ПЕНОАЛЮМИНИЯ

Пеноалюминий (ПА) характеризуется уникальным сочетанием таких свойств, которыми не обладает сегодня ни один конструкционный материал, — негорючесть, нетоксичность, низкие звуко-, тепло- и электропроводность, малая гигроскопичность, легкость, хорошие обрабатываемость и внешний вид. Особенно привлекателен ПА в сравнении с другими материалами по массе при условии одинаковой жесткости конструкции.



С целью расширения областей применения ПА и номенклатуры изделий из него были проведены исследования с использованием различных видов сварки плавлением. Получены соединения листов ПА с монолитными алюминиевыми сплавами различных систем легирования. В качестве заготовок использовали листы ПА плотностью 0,6...0,7 г/см³ толщиной 4 мм, полученные на основе сплава 1995 (система легирования Al-Zn-Mg).

Результаты экспериментов показали, что соединение заготовок из ПА между собой с использованием сварки плавлением не представляется возможным. Была разработана технология соединения ПА через вставки из серийных алюминиевых сплавов. Аналогичная схема соединения может применяться и в других сварных конструкциях, где используются заготовки, полученные как по традиционной технологии, так и из ПА. Разработаны различные схемы конструктивного оформления кромок для соединения заготовок одинаковой и различной толщины.

Контакты: Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины,
03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11, отд. № 7. Тел.: (38044) 287 44 06.
Факс: (38044) 287 12 83; 287 46 30



ПРОЧНОСТЬ СОЕДИНЕНИЙ ТОНКОЛИСТОВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, канд. техн. наук, чл.-кор. НАН Украины А. Я. ИЩЕНКО, М. Р. ЯВОРСКАЯ, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены особенности формирования швов при сварке алюминиевых сплавов плавлением под воздействием высокотемпературного нагрева и трением с перемешиванием, обеспечивающего формирование шва за счет пластической деформации металла в зоне сварки. Приведена технологическая схема процесса сварки трением с перемешиванием и описаны основные принципы его реализации с помощью сконструированной лабораторной установки. Проанализированы показатели прочности и пластичности сварных соединений тонколистовых (1,8...2,4 мм) высокопрочных алюминиевых сплавов, полученных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом и трением с перемешиванием.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, алюминиевые сплавы, аргонодуговая сварка неплавящимся электродом, прочность, твердость, угол загиба

С развитием современных отраслей машиностроения все более возрастают требования к надежности сварных соединений. В Украине в большинстве случаев для изготовления сварных конструкций из алюминиевых сплавов применяют дуговые и лучевые способы сварки. Они обеспечивают получение неразъемных соединений за счет формирования швов, образующихся в результате расплавления свариваемых кромок под воздействием высокотемпературного источника нагрева. Вследствие необратимости физико-химических процессов, имеющих место в алюминиевых сплавах при сварке плавлением, в зоне сварки происходят фазовые превращения и образуются зоны с различными структурами. Отличия в структуре металла шва и зоны термического влияния приводят к неравномерному распределению остаточных деформаций и напряжений и снижают эксплуатационные характеристики соединений. Наличие в структуре металла оплавленных границ зерен и грубых фазовых включений ограничивает пластическую деформацию и вызывает увеличение локальных напряжений на участках, расположенных между границами зерен. Общее напряженное состояние сварных соединений может превысить предел текучести и привести к зарождению микротрещин, которые уменьшают прочность конструкций и инициируют появление усталостных трещин, что снижает ресурсные и эксплуатационные характеристики сварных изделий.

Характерно также, что современный уровень развития техники требует применения в сварных конструкциях различных сплавов, разработанных

на основе более сложных систем легирования и полученных с использованием новых технологий. Такие материалы характеризуются необходимым комплексом физико-механических характеристик и часто плохо соединяются сваркой плавлением. Поэтому для получения неразъемных соединений из алюминиевых сплавов весьма перспективным является сварка трением с перемешиванием (СТП), при которой формирование шва обеспечивается за счет локализации выделения теплоты и пластической деформации металла в зоне сварки [1, 2].

Макроскопического расплавления металла при указанном способе сварки не происходит, поэтому степень структурно-фазовых превращений в металле шва и зоне термического влияния намного ниже, чем при сварке плавлением. Это обеспечивает получение более высоких физико-механических свойств сварных соединений и наличие меньшего уровня остаточных напряжений. При этом вероятность зарождения микротрещин снижается, что способствует повышению ресурсных и эксплуатационных характеристик сварных соединений [3, 4].

Технологический процесс СТП (рис. 1), разработанный в 1991 г. Вэйном Томасом из Британского института сварки, включает три основных этапа [5, 6]. На первом вращающийся инструмент 1 погружают в стык соединяемых деталей 4 и 5 таким образом, чтобы рабочая поверхность бурта 2 инструмента вошла в контакт с их поверхностью. В месте контакта нижней поверхности вращающегося рабочего наконечника инструмента с деталями выделяется тепло. Это приводит к пластическому течению металла из-под рабочего наконечника, в результате чего он постепенно погружается, увеличивая тем самым площадь соприкасающихся поверхностей и количество тепло-

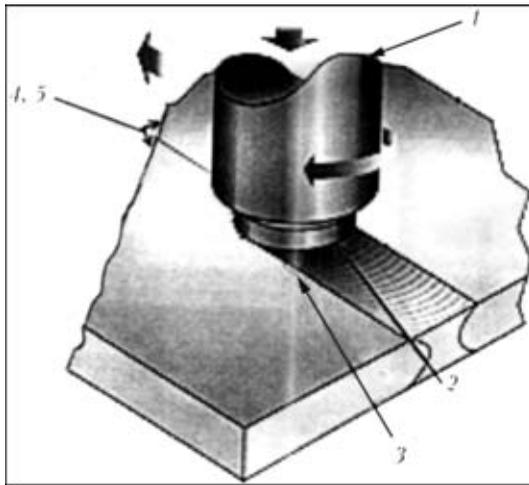


Рис. 1. Схема процесса СТП алюминиевых сплавов: 1 — вращающийся инструмент; 2 — рабочая поверхность бурта инструмента; 3 — сварной шов; 4, 5 — свариваемые детали

ты, выделяемой за счет трения. После полного погружения рабочего наконечника на всю толщину свариваемого металла возникает трение между поверхностями бурта и деталей. В результате нагрева металл переходит в пластическое состояние, после чего приступают ко второму этапу сварки — перемещению вращающегося инструмента вдоль линии стыка. Линейное перемещение инструмента приводит к пластическому течению металла от фронта бурта инструмента к его противоположной стороне, где металл охлаждается и образует сварной шов 3. Такой шов несимметричен относительно своей продольной оси, поскольку материал с одной (фронтальной) стороны вытесняется рабочим наконечником на другую (тыльную) сторону. На последнем этапе процесса сварки (в конце шва) инструмент поднимают до полного выхода его рабочего наконечника из стыка и прекращают его вращение. При этом свариваемые детали жестко закрепляются и прижимаются к подкладке во избежание перемещения или выгиба их в процессе сварки [5, 7].

Для реализации процесса СТП тонколистовых (1,8...2,5 мм) алюминиевых сплавов создана лабораторная установка (рис. 2), которая позволяет получать стыковые и нахлесточные соединения со швом длиной до 400 мм. Установка состоит из подвижного стола, перемещающегося со скоростью до 40 м/ч, на котором фиксируются свариваемые детали, и жесткого каркаса, на котором закреплен асинхронный двигатель. С помощью суппорта осуществляется вертикальное перемещение двигателя, при этом происходит погружение рабочего наконечника инструмента в свариваемый металл в начале шва



Рис. 2. Внешний вид лабораторной установки для СТП тонколистовых (1,8...2,5 мм) алюминиевых сплавов

и выведение его из металла при завершении процесса сварки. Непосредственно на валу электродвигателя закреплен инструмент, вращающийся с частотой, обеспечиваемой электродвигателем.

На сконструированной установке получали стыковые соединения из алюминиевых сплавов основных систем легирования толщиной 1,8...2,4 мм. Механические свойства исследуемых сплавов приведены в табл. 1.

Сварку трением с перемешиванием осуществляли специальным инструментом с диаметром бурта 12 мм и коническим рабочим наконечником, имеющим диаметр у основания 3,5 мм. Корень шва формировался на плоской подкладке из нержавеющей стали без канавки. При частоте вращения инструмента 2880 об/мин получение качественных сварных соединений исследуемых

Таблица 1. Механические свойства алюминиевых сплавов

Марка сплава	Временное сопротивление $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %	Угол загиба α , град
АМг6	370	228	21,2	180
	359	220	22,3	96
1420	459	322	11,4	50
	486	311	15,4	52
1201	427	303	11,9	60
	423	308	11,9	73
1460	504	460	8,90	36
	486	445	17,7	37

Примечания. 1. Здесь и в табл. 2 приведены средние значения показателей по результатам испытаний трех образцов. 2. В числителе приведены значения образцов, вырезанных вдоль проката, в знаменателе — поперек проката.

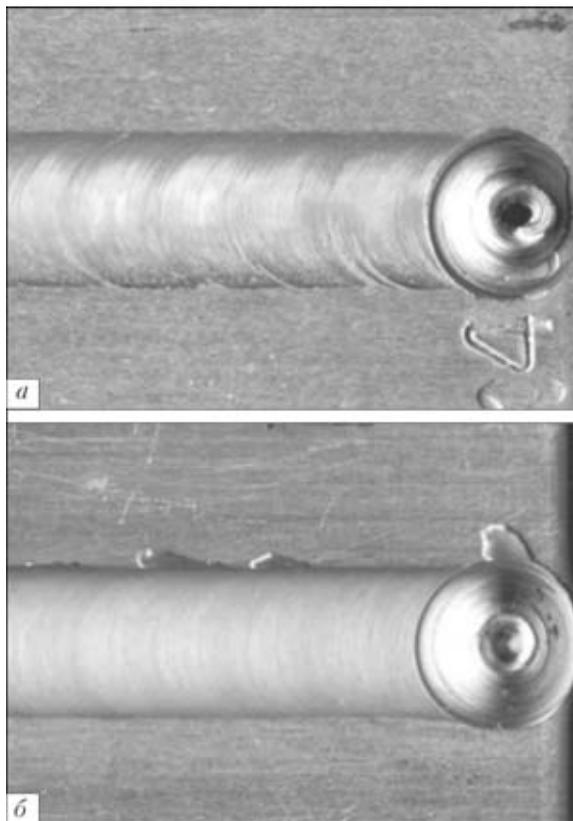


Рис. 3. Внешний вид швов, выполненных СТП на алюминиевых сплавах 1460 толщиной 2,2 мм (а) и АМг6 толщиной 1,8 мм (б)

алюминиевых сплавов обеспечивалось при скорости сварки 233 мм/мин (рис. 3). Сварные швы располагались параллельно направлению проката листов.

Из полученных сварных соединений изготавливали стандартные образцы для механических испытаний, которые шлифовали с лицевой стороны шва, чтобы сделать основной металл равнотолщинным со швом, и с корневой — чтобы избежать возможных дефектов в виде несплавлений. Кроме того, на отдельных образцах исследовали распределение твердости в металле швов и зонах термического влияния, а также оценивали их структурные особенности. Результаты механических испытаний образцов приведены в табл. 2.

Анализ результатов показал, что прочность сварных соединений алюминиевых сплавов, полученных СТП, находится на достаточно высоком уровне и превышает показатели, достигнутые при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом (АДСНЭ). Так, например, у сварных соединений сплавов АМг6 и 1420 временное сопротивление выше на

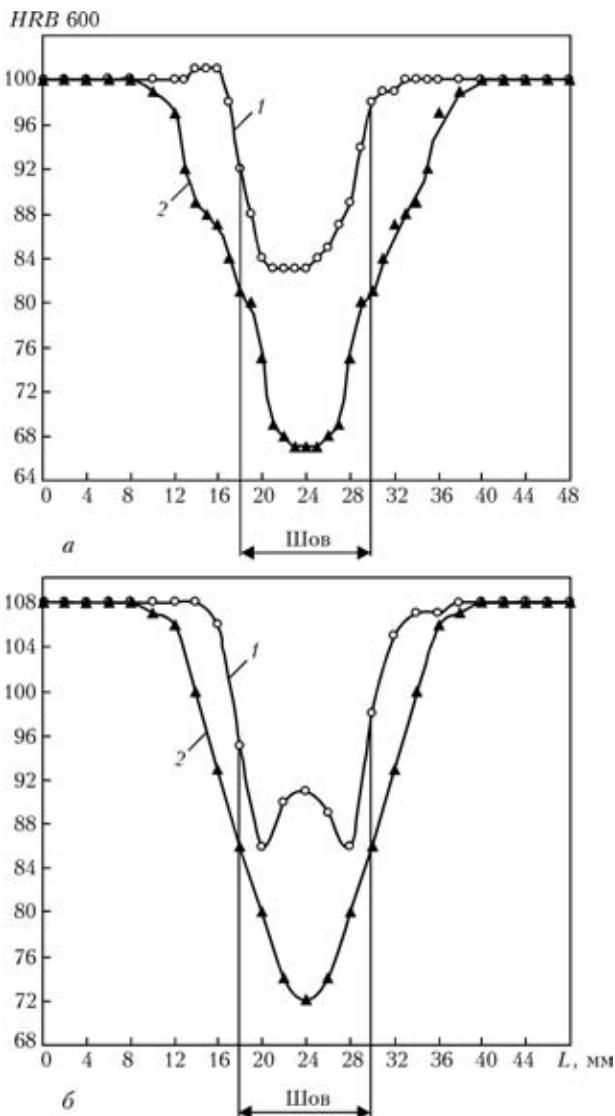


Рис. 4. Распределение твердости в стыковых соединениях сплавов 1201 толщиной 2,0 мм (а) и 1460 толщиной 2,2 мм (б), полученных СТП (1) и АДСНЭ (2)

Таблица 2. Прочностные и пластические свойства сварных соединений алюминиевых сплавов, полученных способами СТП и АДСНЭ

Марки свариваемых сплавов	σ_v , МПа		α , град	
	СТП	АДСНЭ	СТП	АДСНЭ
АМг6 + АМг6	343(с)	313(в)	180	180
1420+1420	362(в)	320(в)	96	82
1201+1201	294(в)	280(в)	180	180
1460+1460	325(в)	305(в)	180	174
1460+1201	310(в)	285(в)	180	176
АМг6+1201	229(а)	—	180	—
АМг6+1460	323(в)	—	180	—

Примечание. При указании места разрушения образцов приняты следующие обозначения: а — по металлу шва; в — в зоне сплавления шва с основным металлом; с — по основному металлу в зоне термического влияния.

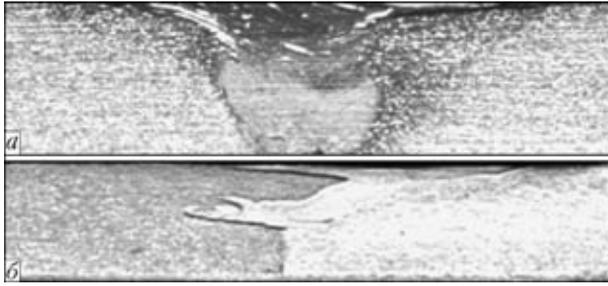


Рис. 5. Поперечные макрошлифы швов, выполненных СТП на алюминиевых сплавах 1420 + 1420 толщиной 2,4 мм (а) и АМг6 + 1420 толщиной 2,0 мм (б)

30...40 МПа, а у сплавов 1201 и 1460 — на 15...20 МПа. При этом угол загиба сварных соединений также не ниже, чем у полученных плавлением. Кроме того, способом СТП успешно сварены между собой сплавы АМг6 + 1201 и АМг6 + 1460. В случае их сварки плавлением очень часто при кристаллизации расплавленного металла образуются горячие трещины, обусловленные критическим содержанием магния и меди в свариваемых сплавах.

Кривые распределения твердости в сварных соединениях, представленные на рис. 4, показали, что при использовании высокотемпературного источника нагрева, применяемого при сварке плавлением, происходит значительный нагрев металла и существенное его разупрочнение в зоне сварки. При этом литой металл шва имеет минимальную твердость. Однако поскольку сечение шва увеличено за счет усиления, то разрушение всех исследуемых образцов должно происходить по зоне сплавления шва с основным металлом, что и подтвердили результаты механических испытаний. При СТП макроскопического расплавления металла не происходит — он нагревается только до пластического состояния. Поэтому распределение твердости в металле сварного соединения, полученного СТП, свидетельствует о меньшем тепловом воздействии на все его участки. Кроме того, металл шва подвергается пластическому деформированию за счет прижатия рабочей поверхности инструмента к поверхностям свариваемых листов,

что обеспечивает его более высокую твердость, чем при сварке плавлением.

Характерной особенностью швов, выполненных СТП, является их несимметричное расположение относительно продольной оси, о чем свидетельствуют кривые распределения твердости (рис. 4), а также поперечные макрошлифы. Это особенно четко просматривается на макрошлифах швов, выполненных СТП на разноименных алюминиевых сплавах (рис. 5). Такая форма шва получается вследствие того, что металл с одной стороны (фронтальной) вытесняется рабочим наконечником инструмента и переносится на другую (тыльную).

Таким образом, созданная лабораторная установка для СТП позволяет получать качественные сварные соединения тонколистовых алюминиевых сплавов. Применение этого способа сварки обеспечивает соединениям более высокий, чем при АДСНЭ, уровень механических свойств. Процесс формирования швов без макроскопического расплавления металла, характерного для дуговых процессов сварки, позволяет соединять способом плавления трудносвариваемые алюминиевые сплавы и расширяет возможности применения разноименных сплавов при изготовлении сварных конструкций для различных отраслей машиностроения.

1. *Pat. 5460317 US. Friction stir butt welding / W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham et al. — Publ. Oct. 1995.*
2. *Kninstrom K.-E., Pekkari B. A novel joining process — friction stir welding // Svetsaren. — 1997. — № 1/2. — P. 49–52.*
3. *Larsson H., Karlsson L. Friction stir welding of AA5083 and AA6082 aluminium // Ibid. — 2000. — № 2. — P. 6–10.*
4. *Lanciotti A., Vitali F. Characterisation of friction stir welded joints in aluminium alloy 6082-T6 plates // Welding Intern. — 2003. — № 8. — P. 624–630.*
5. *Третьяк Н. Г. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов (Обзор) // Автомат. сварка. — 2002. — № 7. — С. 12–21.*
6. *Dawes C. J., Thomas W. M. Friction stir process welds of aluminum alloys // Welding J. — 1996. — № 3. — P. 41–45.*
7. *Степанов В. В., Конкевич В. Ю., Фролов В. А. Формирование соединений при сварке трением по способу Friction Stir Welding // Технология легких сплавов. — 2003. — № 1. — С. 58–67.*

The paper deals with the features of weld formation in fusion welding of aluminium alloys under the impact of high-temperature heating and friction stir welding, ensuring weld formation due to plastic deformation of the metal in the welding zone. Technological sequence of friction stir welding process is given and the main principles of its implementation using the designed laboratory unit are described. Strength and ductility indices of welded joints on sheet (1,8...2,4 mm) high-strength aluminium alloys produced by nonconsumable-electrode argon-arc and friction stir welding have been analyzed.

Поступила в редакцию 15.02.2007



СИСТЕМА АВТОМАТИЧЕСКОГО УПРАВЛЕНИЯ И КОНТРОЛЯ КОНТАКТНОЙ ТОЧЕЧНОЙ СВАРКИ

В. С. ГАВРИШ, П. М. РУДЕНКО, Н. В. ПОДОЛА, кандидаты техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН України)

Описана виртуальная технология процесса контактной точечной сварки, позволяющая автоматизировать процесс подбора сварочного оборудования, электродов, режимов сварки с учетом марки и толщины свариваемого сплава и особенностей свариваемых конструкций.

Ключевые слова: контактная точечная сварка, компьютерная система управления, математическая модель, нейронная сеть

Современное состояние технологии контактной точечной сварки дает возможность расширения области ее применения с получением более высоких количественных и качественных результатов. Это обусловлено широкой номенклатурой сварочных машин с разнообразными техническими характеристиками и конструктивным исполнением, различными электродными материалами, отличающимися своими физическими свойствами и особенностями применения. Современные системы управления для машин контактной точечной сварки позволяют реализовывать сложные циклограммы нагрева металла и приложения усилия сжатия электродов, стабилизировать различные параметры процесса, осуществлять их взаимный контроль и оценку качества сварных соединений. Однако полноценное использование имеющихся возможностей связано с необходимостью обработки больших объемов технической информации и умением эффективно ею пользоваться. Это является непростой задачей, так как требуемые знания находятся на стыке различных областей науки и техники. Так, например, для настройки современного регулятора для контактной точечной сварки необходимо задать до 20 и более параметров, описывающих режим сварки, алгоритмы стабилизации параметров процесса в реальном времени, контроля качества сварного соединения, компенсации износа электродов.

Поставленная задача значительно упрощается при использовании виртуальной технологии (ВТ). Применительно к технологии контактной сварки ВТ представляет собой программу для персонального компьютера, предназначенную для оказания помощи конструкторам и технологам при проектировании и изготовлении сварных конструкций. Программа позволяет выбрать для определенной марки материала и его толщины, состояния по-

верхности, необходимой прочности или диаметра ядра сварной точки режимы сварки, тип сварочной машины, способ регулирования процесса и контроля качества сварного соединения, а также по математическим моделям оценить качество сварного соединения. При этом на печать выдается технологическая карта на сварку определенного изделия. В дальнейшем требуется сварка двух-трех образцов для практической проверки технологии.

Основой ВТ является экспертная система, состоящая из следующих основных блоков:

базы данных, содержащей параметры режима сварки для различных марок свариваемых материалов и толщины свариваемых деталей, физические свойства используемых электродов, а также технические характеристики сварочного оборудования;

базы знаний, включающей правила и алгоритмы, с помощью которых из базы данных выбираются параметры режима сварки, электроды и тип сварочной машины в зависимости от марки и толщины свариваемого материала, а также условий сварки;

механизма логического вывода — подпрограммы, позволяющей применить те или иные алгоритмы и правила из базы знаний в зависимости от требований пользователя;

средств общения в рамках сварочной терминологии — подпрограммы, обеспечивающей связь ВТ с пользователем с помощью многооконного интерфейса для ввода данных, которые относятся к свариваемым материалам и условиям сварки;

подсистемы объяснения — подпрограммы, которая работает на принципе ретроспективного рассуждения и поясняет, как система достигла конкретного решения, описывает правило или цепочку правил, приведших к этому решению;

подсистемы приобретения знаний, предназначенной для ввода в систему новых фактов и правил с целью дополнения или корректировки базы знаний.

База данных разделена по функциональному принципу на несколько разделов: «Оборудование», «Режимы сварки», «Электродные сплавы». Раздел «Оборудование» включает около 70 типов сварочных машин со следующими параметрами: номинальная мощность сварочной машины, номинальный длительный вторичный ток, номинальный и максимальный вторичный ток, номинальное и максимальное усилие сжатия, вылет, раствор, сопротивление вторичного контура, производительность, расход воды, расход воздуха, габариты и масса. В базу данных «Режимы сварки» для деталей толщиной от 0,3 до 4,0 мм включены следующие параметры: сварочный ток, длительность сварки, усилия сварочного сжатия и ковки, диаметр электрода, радиус заточки электрода, диаметр сварной точки, усилие среза. Раздел «Электродные сплавы» содержит данные о 12 марках электродных сплавов с параметрами их физических свойств.

База знаний включает правила, по которым происходит выбор режима сварки и сварочного оборудования. Выбор типа сварочной машины осуществляется из условий номинального значения тока, усилия сжатия и мощности, соответствующих паспортным данным машины. В зависимости от размеров свариваемого изделия проводится проверка возможности его сварки на выбранной машине по максимальному вылету и раствору контура машины. Кроме того, исходя из рекомендуемого системой цикла сварки, рассчитывают производительность процесса (количество сварных точек в минуту) и сравнивают с номинальной производительностью сварочной машины. Если обеспечить расчетную производительность невозможно, то выдаются рекомендации по выбору машины большей мощности.

После выбора типа машины по ее техническим характеристикам в системе можно получить рекомендации о том, как подключить сварочную машину к питающей сети с учетом максимально допустимого тока, продолжительности включения (ПВ в %), а также допустимого падения напряжения в линии. При этом в зависимости от длины кабеля рекомендуется его требуемое поперечное сечение. При существенных колебаниях напряжения питающей сети рекомендуются регуляторы, обеспечивающие стабилизацию напряжения на первичной обмотке сварочного трансформатора. Проводится проверка возможности использования питающего трансформатора заданной мощности при подключении однофазной пиковой нагрузки из расчета обеспечения падения напряжения не более 10 % напряжения сети для наиболее удаленной от подстанции машины.

В зависимости от паспортных данных выбранного типа машины, исходя из расхода воды и воздуха, выдаются рекомендации для выбора внут-

реннего диаметра шлангов водопроводной и воздушной сети.

Правила по подбору режима сварки содержат алгоритмы и формулы, по которым выбранный режим сварки корректируется с учетом подготовки поверхности деталей, требований к выплескам и вмятинам от электродов. Кроме того, в зависимости от условий сварки выдаются рекомендации по зачистке электродов после сварки определенного количества точек. В алгоритмах коррекции режима сварки используются данные, приведенные в литературе [1, 2], а также учитывается опыт авторов, накопленный при выполнении технологических работ по контактной сварке совместно с предприятиями автомобильной, авиационной, радиоэлектронной промышленности, эксплуатирующими сварочное оборудование.

Работа ВТ основана на выполнении диалогового режима компьютерной программы (рис. 1). Диалог начинается с предлагаемого перечня различных материалов, из которого необходимо выбрать свариваемый материал. В ВТ включаются сведения о низкоуглеродистых, среднеуглеродистых, низколегированных, легированных и коррозионно-стойких сталях, титановых и алюминиевых сплавах. После выбора свариваемого материала необходимо указать его толщину (из диапазона 0,3...4,0 мм), а также количество деталей в пакете. На основании введенных данных о материале и толщине свариваемых деталей система определяет базовый режим, который в дальнейшем корректируется в зависимости от условий сварки. Анализ рекомендуемых режимов сварки показал, что в настоящее время наблюдается тенденция к применению более «жестких» режимов. В связи с этим в систему включены параметры режимов сварки с учетом рекомендаций [1, 2]. Далее указывается состояние поверхности свариваемых деталей, а если она подвергалась обработке, то еще и способ обработки. ВТ выдает рекомендации по марке электродов и периодичности их зачистки, а также позволяет оценить возможность



Рис. 1. Алгоритм работы экспертной системы совместно с КСУ КС 02

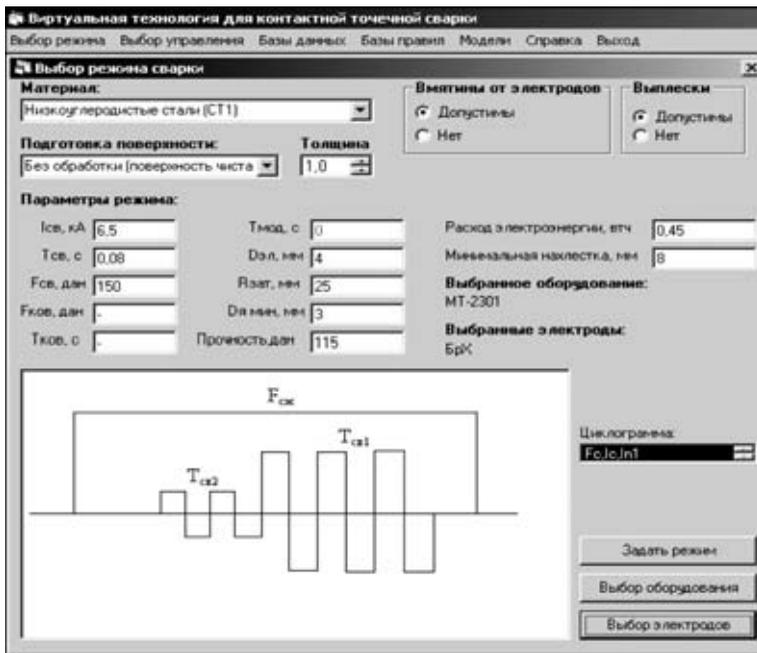


Рис. 2. Базовый режим сварки

Диапазон изменения параметров процесса	Допустимые отклонения				
	Орбм	min	%	max	%
Dя - Диаметр ядра сварной точки, мм	5,00	2,00	60,00	7,00	40,00
Iсв - Сварочный ток, кА	10,00	8,00	20,00	12,00	20,00
Uс - напряжение сети, В	380,0	360,0	5,26	420,0	10,53
Tсв - Время сварки, с	0,10	0,06	40,00	0,14	40,00
Fск - сварочное усиление скатки, кгс	300,0	249,5	16,67	350,0	16,67
Dэ - диаметр рабочей поверхности электрода, мм	5,00	3,00	40,00	7,00	40,00
Sд - толщина свариваемых деталей, мм	1,00	0,90	10,00	1,10	10,00
Zк - сопротивление вторичного контура, мкОм	120,0	100,0	16,67	140,0	16,67
Lш - шаг между сварочными точками	20,00	15,00	25,00	25,00	25,00
Rк - контактное сопротивление свариваемых деталей, мкОм	200,0	150,0	25,00	250,0	25,00

Рис. 3. Задание диапазонов изменения возмущений на процесс контактной точечной сварки

замены рекомендуемой сварочной машины с необходимой коррекцией режима. Кроме того, имеется возможность получения информации о технических характеристиках рекомендуемой сварочной машины, применяемых электродах, а также краткое объяснение предпосылок, которые привели к тем или иным решениям — рекомендациям, выдаваемым технологу-сварщику.

Рекомендуемый ВТ базовый режим сварки (рис. 2) может быть скорректирован в зависимости от условий сварки конкретного производства. Так, при сварке деталей, покрытых окалиной, рекомендуется модуляция первого импульса сварочного тока и использование нескольких импульсов тока, разделенных паузой. При этом увеличивается срок службы электродов и уменьшаются выплески металла при сварке.

Базовый режим сварки корректируется также в зависимости от требований, предъявляемых к

внешнему виду соединений, наличия выплесков и вмятин, вызванных электродами.

После выполненных корректировок возникает вопрос — насколько полученный режим удовлетворяет требованиям по качеству сварного соединения с учетом возможных нарушений в технологическом процессе, например, вследствие шунтирования тока ранее сваренными точками, введения в контур машины ферромагнитных масс и т. п. Для проведения необходимых исследований в ВТ необходимо задать диапазоны изменения параметров, которые связаны этими возмущениями и вместе с тем по значению являются характерными для рассматриваемого производства (рис. 3).

Исследования влияния возмущений осуществляются с помощью математических моделей процесса и представляются технологу в графическом виде (рис. 4). Как отмечалось, в современных системах управления для машин точечной сварки возможно управление процессом сварки со стабилизацией отдельных параметров. Для оценки эффективности применения этих алгоритмов есть возможность проведения исследования влияния возмущений при стабилизации $I_{св}$, U , P (рис. 4). Так, по данным оценки компенсации возмущений с помощью стабилизации сварочного тока видно, что в этом случае удается полностью устранить отрицательное воздействие на процесс возмущения по напряжению сети и увеличению сопротивления вторичного контура. В

то же время при возмущениях, связанных с изменением сопротивления R (изменение усилия сжатия, диаметра рабочей поверхности электродов, толщины свариваемых деталей) погрешность обработки диаметра ядра сварной точки увеличивается по сравнению с управлением по обратной связи. Этот эффект связан с известным явлением саморегулирования, который при стабилизации тока отсутствует.

В итоге в рекомендации ВТ входят данные о параметрах режима сварки, алгоритмах управления процессом в зависимости от возмущений, характерных для рассматриваемого производства, размерах и материале электродов, значениях минимальной допустимой прочности сварной точки на срез, диаметре литого ядра, размере нахлестки, а также о возможном сварочном оборудовании и допустимых затратах электроэнергии.

Разработанная программа ВТ может быть использована, например, в компьютерной системе

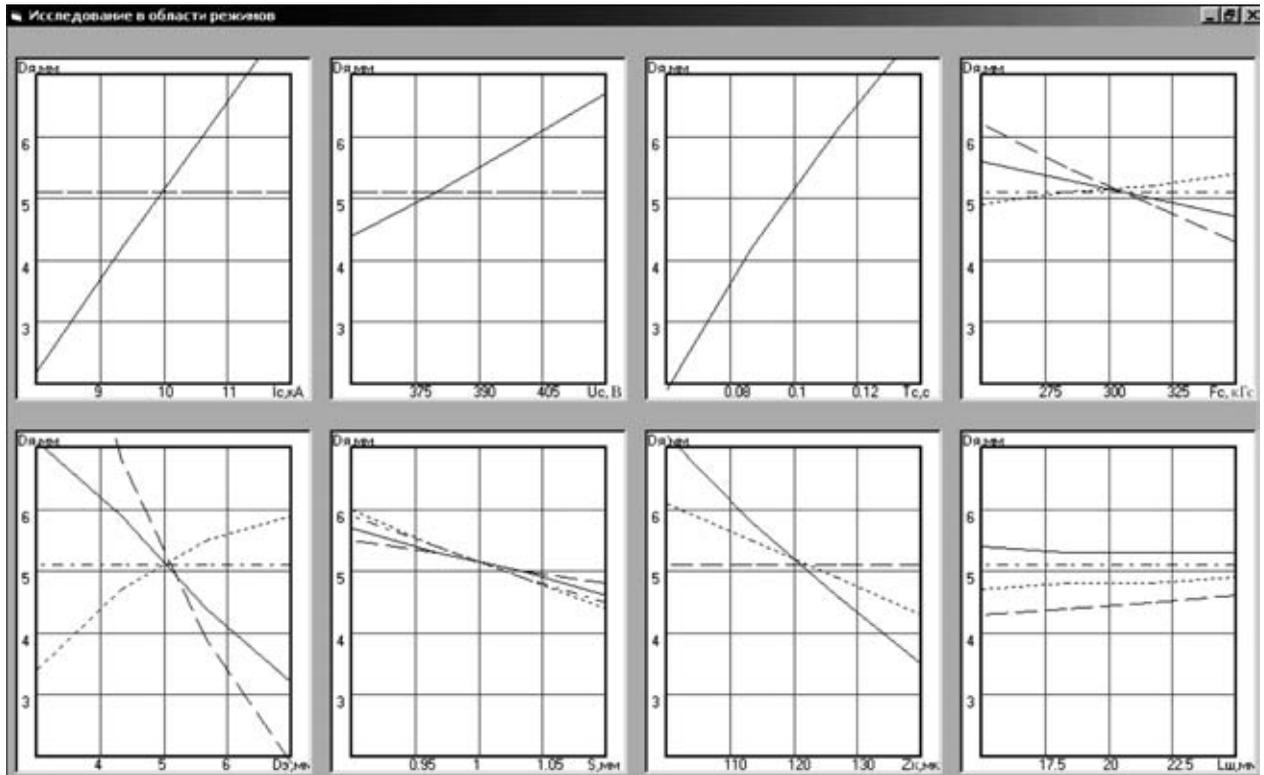


Рис. 4. Графический вид влияния возмущений на качество сварного соединения: сплошная линия — без стабилизации какого-либо параметра; широкая штриховая — стабилизация тока сварки; мелкая штриховая — напряжения между электродами; штрихпунктирная — мощности между электродами

управления КСУ КС 02 [3], так как имеет достаточно широкие возможности как по управлению, так и по контролю. Чтобы в полной мере воспользоваться ими требуется высокий уровень квалификации технолога для настройки регулятора. Описанные выше исследования по подбору режима сварки, выбору алгоритмов стабилизации, параметров в алгоритме компенсации износа электродов могут быть сформированы в массив данных и переданы в КСУ КС 02 по последовательному каналу связи, встроенному в КСУ КС для связи с персональным компьютером или системой управления верхнего уровня. Очевидно, что при необходимости возможна обратная связь от КСУ КС 02 для приема и накопления данных для формирования и выдачи протокола сварки конструкции, развития базы данных по режимам сварки и базы знания по математическим моделям процесса или нейронным сетям для управления сваркой или контроля качества сварных соединений.

Известно, что в последние годы в области технологии и оборудования контактной точечной сварки в Украине и странах СНГ не было выпущено ни одного нового или переиздано старого учебника или справочного пособия. Организация программы ВТ, ее баз данных и знаний позволяет не только наполнять ее известной информацией по уже изданной литературе, а и в будущем достаточно просто вводить в нее новые данные. Вместе с тем объем и наглядность представляемой информации может сделать ВТ полезной как при первичном ознакомлении с предметом, так и как справочной системой для квалифицированного пользователя.

1. *Технология и оборудование контактной сварки* / Б. Д. Орлов, Ю. В. Дмитриев, А. А. Чакалев и др. — М.: Машиностроение, 1975.
2. *Procedure for spot welding of uncoated and coated low carbon and high strength steels.* — [1993]. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. III-1005).
3. *Кривенко В. Г., Руденко П. М., Гавриш В. С.* Компьютерная система управления КСУ КС 02 для контактных точечных машин // *Сварщик.* — 2004. — № 3. — С. 37.

Virtual technology of the process of resistance spot welding is described. It enables automation of the process of selection of welding equipment, electrodes and welding modes, allowing for the grade and thickness of the alloy being welded and features of the structures being welded. Obtained data can be automatically transferred to the control system of the resistance spot welding machine for setting its operating mode.

Поступила в редакцию 05.03.2007



УДК 539.3:620.179.16

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ГЛАВНЫХ НАПРАВЛЕНИЙ И ВЕЛИЧИНЫ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ВЫСОКОТЕКСТУРИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛАХ АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

О. И. ГУЩА, д-р техн. наук, В. А. БРОДОВОЙ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
В. Н. СМІЛЕНКО, инж. (ГП НИИ «Квант», г. Киев)

С целью определения направлений действий главных напряжений в твердых средах с большим затуханием ультразвуковых колебаний и в анизотропных средах в них вводятся перпендикулярно плоскости действия напряжений ультразвуковые продольные колебания, а также сдвиговые колебания, поляризованные по трем направлениям. Первое направление поляризации выбирается вдоль направления анизотропии с неизвестным углом к главному направлению. Два других направления поляризации выбираются наклонными к первому под острыми углами, равными по значению и противоположными по знаку. Для этих направлений исследуется скорость распространения ультразвуковых колебаний. По этим результатам определяется угол наклона главных напряжений к выбранному начальному направлению, а также их значения.

Ключевые слова: главные направления, остаточные напряжения, анизотропные среды, ультразвуковые колебания, направление поляризации

Практика использования акустического метода контроля напряжений показывает, что большинство низколегированных сталей и ряд других конструкционных сплавов отличаются сравнительно небольшим рассеиванием в них ультразвука. В таких материалах можно наблюдать до восьми и более пакетов так называемых отраженных ультразвуковых сигналов, неоднородность которых, обусловленная текстурой проката, как правило, значительно меньше неоднородности, вызываемой напряжениями. В результате максимальный сигнал на приемнике при прочих равных условиях будет наблюдаться при совпадении плоскости поляризации колебаний с главными направлениями. Остальные принятые сигналы будут располагаться в ряд с регулярно убывающими амплитудами (рис. 1, а). При несовпадении плоскости поляризации с главными направлениями ряд принятых сигналов будет иметь вид нерегулярно убывающих сигналов (рис. 1, б). Максимальную амплитуду может иметь не первый принятый сигнал, таких максимумов может быть более одного. Таким образом, в материалах с небольшим затуханием ультразвуковых колебаний и сравнительно невыраженной текстурой проката главные направления могут быть определены по виду ряда убывающих сигналов на приемнике в процессе поворота датчиков.

Вместе с тем для многих конструкционных материалов появление начальной анизотропии, выз-

ванной, например, прокаткой, соизмеримо с эффектом от упругой анизотропии. Для ряда материалов она существенно преобладает над проявлением упругой анизотропии (титановые сплавы, специальные стали, алюминиевые сплавы, стеклопластики). Существуют также материалы с большим затуханием ультразвуковых колебаний, когда приемником фиксируется только один-два отраженных сигнала. Для таких материалов изложенный выше способ непригоден. Поэтому при измерении напряжений акустическим способом в таких материалах главные направления предполагаются известными [1]. Кроме того, в измерительных устройствах присутствует, как правило, автоматическая регулировка усиления. При этом все отраженные сигналы усиливаются до одного

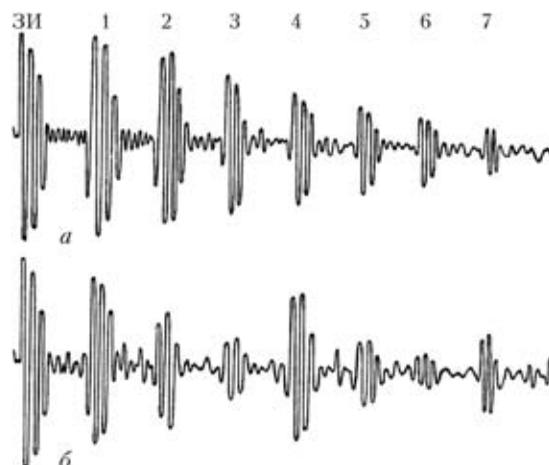


Рис. 1. Ряд пакетов ультразвуковых колебаний при совпадении (а) и несовпадении (б) плоскости поляризации колебаний с главными направлениями (ЗИ — зондирующий импульс): 1–7 — номер отраженного ультразвукового сигнала

уровня, что исключает возможность наблюдения натурального ряда отраженных сигналов. В связи с этим целью определения направлений действия главных напряжений в средах с большим затуханием ультразвуковых колебаний и в анизотропных средах в исследуемый объект перпендикулярно плоскости действия напряжений дополнительно вводятся сдвиговые ультразвуковые колебания, поляризованные по третьему направлению (рис. 2). Первое направление поляризации выбирается вдоль анизотропии с неизвестным углом φ к главному направлению, два других — наклонными к первому под острыми углами α , равными по значению и противоположными по знаку [2]. Для этих направлений исследуются скорости распространения ультразвуковых сдвиговых колебаний $C_{sx}(\varphi)$, $C_{sx}(\varphi + \alpha)$, $C_{sx}(\varphi - \alpha)$ соответственно. Тогда, введя обозначения

$$\gamma = \frac{C_{sx}(\varphi + \alpha)}{C_{sx}(\varphi - \alpha)}, \quad \gamma_1 = \frac{C_{sx}(\varphi)}{C_{sx}(\varphi + \alpha)}, \quad \gamma_2 = \frac{C_{sx}(\varphi)}{C_{sx}(\varphi - \alpha)}, \quad (1)$$

$$K_1 = \frac{\cos^2 \varphi \sin^2 \alpha + \sin^2 \varphi \cos^2 \alpha}{\sin 2\varphi \sin 2\alpha},$$

$$K_2 = \frac{\cos^2 \varphi \cos^2 \alpha + \sin^2 \varphi \sin^2 \alpha}{\sin 2\varphi \sin 2\alpha} \quad (2)$$

и из зависимости

$$\operatorname{tg} 2\varphi = \operatorname{tg} \alpha \frac{\gamma_1^2(\gamma^2 - 1)}{2 - \gamma_1^2 - \gamma_2^2}, \quad (3)$$

получаем значения скоростей распространения ультразвуковых волн вдоль главных направлений:

$$C_{sx3} = \frac{C_{sx}(\varphi)}{\sqrt{\gamma_2^2(\frac{1}{2} + K_1) + \gamma_1^2(\frac{1}{2} - K_1)}}, \quad (4)$$

$$C_{sx2} = \frac{C_{sx}(\varphi)}{\sqrt{\gamma_2^2(\frac{1}{2} - K_2) + \gamma_1^2(\frac{1}{2} + K_2)}}. \quad (5)$$

Значения компонент остаточных напряжений, направленных вдоль главных направлений, определяются выражениями

$$\sigma_{33} - \sigma_{22} = \left[\frac{C_{sx3} - C_{s0}}{C_{s0}} - \frac{C_{sx2} - C_{s0}}{C_{s0}} \right] A, \quad (6)$$

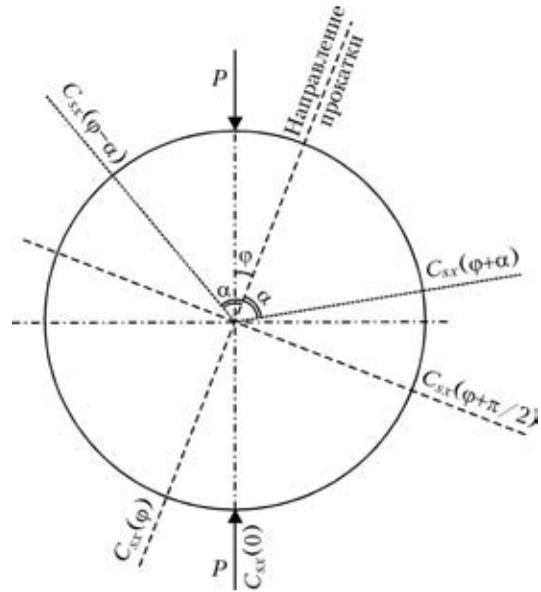


Рис. 2. Углы поляризации для определения главных направлений

$$\sigma_{33} + \sigma_{22} = \left[\frac{C_{sx3} - C_{s0}}{C_{s0}} + \frac{C_{sx2} - C_{s0}}{C_{s0}} \right] B, \quad (7)$$

где $C_{s0} = M(C_{sx3} + C_{sx2} - \Delta C_0) - NC_{lx1}$ — начальная скорость сдвиговых акустических колебаний; C_{lx1} — скорость распространения продольных акустических колебаний; A, B, M, N — коэффициенты пропорциональности, которые определяются упругими модулями второго и третьего порядка.

Начальная анизотропия, как известно, сказывается на начальной скорости акустических колебаний. Поэтому скорости колебаний, поляризованных вдоль направления прокатки и поперек, будут существенно различаться. Эту начальную разность скорости ΔC_H можно записать в соответствии с обозначениями, принятыми на рис. 2:

$$\Delta C_H = C_{sx}(\varphi)_0 - C_{sx}(\varphi + \pi/2)_0. \quad (8)$$

При повороте плоскости поляризации колебаний относительно выбранного начального направления соответственно изменяется и начальная скорость колебаний. В этом случае значение начальной разности скоростей ΔC_0 можно записать в виде

$$\Delta C_0 = \Delta C_H (\sin \varphi - \cos \varphi). \quad (9)$$

Методику проверяли на диске из стали 10Г2С1 диаметром 180 мм и толщиной 22 мм. Диск нагружали по диаметру усилием 20 т на гидравличес-

Результаты измерений и расчетов углов и напряжений

$\varphi_{\text{задел}}, \text{град}$	C_{lx1}	$C_{sx}(\varphi)$	$C_{sx}(\varphi - 60^\circ)$	$C_{sx}(\varphi + 60^\circ)$	$\sigma_{22}, \text{МПа}$	$\sigma_{33}, \text{МПа}$	$\sigma_{\text{расч}}, \text{МПа}$
15	60483	34741	34721	34707	39,9	-90,1	12,1
30	60482	34732	34733	34706	36,1	-94,0	30,9
45	60485	34726	34740	34710	36,3	-93,9	43,9



ком прессе ПС-50. Расчетные значения напряжений составляли $\sigma_{33} = -96,5$ МПа и $\sigma_{22} = 32,2$ МПа. Образец нагружали под углами 15, 30 и 45° относительно направления прокатки. Значения частот рециркуляции измеряли по направлению прокатки, а также под углами +60 и -60° относительно этого направления. Результаты обрабатывали на ПЭВМ по специально разработанной программе. Результаты эксперимента представлены в таблице.

Значения скоростей распространения ультразвуковых колебаний даны в частотах рециркуляции импульсов.

Ultrasonic longitudinal oscillations, normal to the plane of action of stresses, and shear oscillations polarised in three directions are introduced into an object studied to determine directions of action of main stresses in solid media with a high attenuation of ultrasonic oscillations, as well as in anisotropic media. The first polarisation direction is selected to be along the anisotropy direction with an unknown angle to the main direction. Two other polarisation directions are selected to be inclined to the first one at acute angles, which are equal in value and opposite in sign. The velocity of propagation of ultrasonic oscillations is investigated for these directions. The angles of inclination of main stresses to a selected initial direction, as well as values of these stresses are determined from these results.

Таким образом, акустический метод дает возможность определять значение и главные направления действующих напряжений без разрушения как в изотропных материалах, так и в материалах с выраженной анизотропией.

1. Гузь А. Н., Махорт Ф. Г., Гуца О. И. Введение в акустическую упругость. — Киев: Наук. думка, 1977. — 152 с.
2. Гуца О. И., Махорт Ф. Г. Акустический способ определения напряжений в твердых средах. — БИ. — 1983. — № 36.

Поступила в редакцию 20.04.2007

НОВЫЙ ПРОФЕССИОНАЛЬНЫЙ ЖУРНАЛ

В мае 2007 г. вышел в свет первый номер журнала «JOINING PLASTICS» («Соединение пластмасс»), издателем которого является Немецкое сварочное общество. Журнал выходит на немецком и английском языках, его периодичность — два выпуска в год, формат журнала А4, объем 100 с.

Поскольку пластмассы как конструкционный материал сегодня находят массовое применение во многих отраслях промышленности, журнал намерен публиковать материалы, имеющие отношение к получению неразъемных соединений пластмасс, и ориентирован на примеры и результаты практического приложения в этой области, в частности, при строительстве трубопроводов и резервуаров.

Читатель журнала сможет узнать все самое важное в данной области по вопросам управления качеством, стандартизации, результатам исследований и законченным разработкам, безопасности работ и защиты окружающей среды.



Более подробная информация о журнале на сайте: www.joining-plastics.info



60-я ЕЖЕГОДНАЯ АССАМБЛЕЯ МЕЖДУНАРОДНОГО ИНСТИТУТА СВАРКИ

С 30 июня по 7 июля 2007 г. в Дубровнике (Хорватия) состоялась 60-я Ежегодная ассамблея Международного института сварки (МИС). Организацией-учредителем ассамблеи выступило Хорватское сварочное общество. В работе ассамблеи приняло участие около 600 делегатов из 45 стран. Из 54 стран-членов МИСа на ассамблеи отсутствовали делегации Аргентины, Греции, Ливии, Пакистана и Чили. Наибольшие делегации прислали Япония (70 человек), Германия (53 человек) и США (42 человека), что наблюдается уже на протяжении последних 15 - 20 лет. Затем по количеству делегатов следуют Франция (32), Швеция (27), Россия (25), Венгрия (19), Англия (16), Словакия (18), Австрия (16), Румыния и Украина (14), Канада и Финляндия (13), Голландия и Португалия (11) и Австралия (10). Делегации остальных стран состояли из 2–3 человек. От страны-организатора ассамблеи приняло участие 82 человека.

Деятельность МИСа довольно полно охватывает область сварки во всей ее многогранности: исследования, обучение, практическое применение, стандарты, сотрудничество и пр. Поэтому для успешной и эффективной работы национальных делегаций они должны состоять, как минимум, из 8–10 специалистов, каждый из которых должен принять участие в рабочих заседаниях 2–3 комиссий.

Первые три дня работы 60-й ассамблеи МИСа были посвящены заседаниям комиссий, рабочих групп и других подразделений. Представители Украины приняли участие в работе комиссий I–VI, IX–XV, STAND (стандартизация), Совета по Международной квалификации и аттестации персонала сварочного производства (IAB), а также в работе Исследовательской группы SG-212.

Основным пунктом повестки дня заседания Международного органа по аккредитации (МОА) было рассмотрение организационных документов международной системы сертификации сварочного производства, а также персонала сварочного производства, которая в настоящее время разрабатывается МИС. Аналогичная система функционирует в рамках Европейской сварочной федерации (ЕСФ) с 1991 г., однако область ее распространения, естественно, ограничивается только Европой. После того, как эта система будет запущена в действие, завершится создание полной всеобъемлющей системы подготовки и сертификации персонала сварочного производства, а также сертификации самого сварочного производства. Предполагается, что система



сертификации персонала сварочного производства под эгидой МИСа начнет действовать с 2008 г.

Основопологающим стандартом этой системы будет стандарт ISO 3834, регламентирующий требования к качеству сварки плавлением, который вводится в виде гармонизированного национального стандарта Украины. В частности, в этом стандарте подчеркивается, что производитель должен располагать соответствующим персоналом, способным осуществлять надзор за выполнением сварки, имеющим достаточные полномочия и в то же время несущим ответственность за обеспечение качества сварки.

Во время работы 60-й ассамблеи МИСа была проведена также Ежегодная ассамблея ЕСФ и за-

Страны-члены МИСа (по состоянию на июль 2007)

Европа		Америка	Африка/Азия/ Океания
Австрия	Португалия	Аргентина	Австралия
Англия	Россия	Бразилия	Алжир
Болгария	Румыния	Канада	Египет
Бельгия	Сербия	Мексика	Израиль
Венгрия	Словакия	США	Индия
Босния и Герцоговина	Словения	Чили	Индонезия
Украина	Украина		Иран
Хорватия	Хорватия		КНДР (Корея)
Чехия	Чехия		КНР
Финляндия	Финляндия		Ливан
Дания	Франция		Ливия
Испания	Швейцария		Малайзия
Италия	Швеция		Нигерия
Литва			Новая Зеландия
Нидерланды			Пакистан
Норвегия			Сингапур
Польша			Таиланд
			Южная Африка
			Япония



водства, которые пока не охвачены МИСом (это курсы подготовки европейского специалиста по термическому напылению, европейскому сварщику пластмасс и др.). Большинство делегатов ассамблеи ЕСФ 2007 года охарактеризовали такую тенденцию, как негативную, и высказались за укрепление позиций ЕСФ, вплоть до выставления финансовых требований МИСу за передаваемые ему системы гармонизированного обучения персонала сварочного производства и сертификации сварочного производства.

Предложения по решению именно этих вопросов были главными в программах кандидатов на пост президента ЕСФ на следующие три года (2008–2010), выборы которого состоялись во время проведения этой ассамблеи ЕСФ. Среди четырех кандидатов было два явных фаворита: Детлеф фон Хофе (Германия) и Тим Джессоп (Англия). В результате тайного голосования победу одержал Тим Джессоп (на снимке слева, во время передачи полномочий президента ЕСФ от Германа Фернандеза – Испания).

После окончания работы 60-й ассамблеи МИСа состоялась международная конференция «Сварка и материалы» (5–6 июля 2007 года), на которой было представлено около 90 докладов.

Очередная 61-я ассамблея МИСа состоится 6–11 июля 2008 г. в городе Граз, Австрия.

В 2010 г. почетная миссия устроителя ассамблеи МИСа будет предоставлена Украине.

В. Е. Пономарев, канд. техн. наук

седание ее технических комитетов. Это уже обычная практика последних лет, которая вызвана двумя причинами. Первая — это желание сократить излишние финансовые расходы национальных комитетов по сварке. Вторая, и главная причина, заключается в том, что после того, как система гармонизированного обучения персонала сварочного производства была передана в ведение МИСа, а также в связи с осуществляемой в настоящее время передачей ему и системы сертификации сварочного производства, область исключительной деятельности ЕСФ существенно сокращается — в ведении ЕСФ остались практически только около десяти программ подготовки персонала сварочного произ-

УДК 621.791:061.2/4

СОТРУДНИЧЕСТВО ИЭС им. Е. О. ПАТОНА С ИНДИЙСКИМИ ЦЕНТРАМИ ПО ПОДГОТОВКЕ ПЕРСОНАЛА ДЛЯ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА

В последние годы в Индии наблюдается ускорение экономического развития. При этом особое внимание уделяется состоянию дел в сварке как основном производственном процессе. Индийские компании внедряют у себя современные технологии сварки, закупают оборудование ведущих мировых производителей. И, как результат, возникает необходимость в подготовке

и переподготовке персонала сварочного производства с тем, чтобы их уровень знаний и умений был адекватен техническому уровню современного сварочного производства. Это не всегда можно добиться с помощью существующей в Индии системы подготовки специалистов сварочного производства, прежде всего сварщиков. В условиях внедрения но-

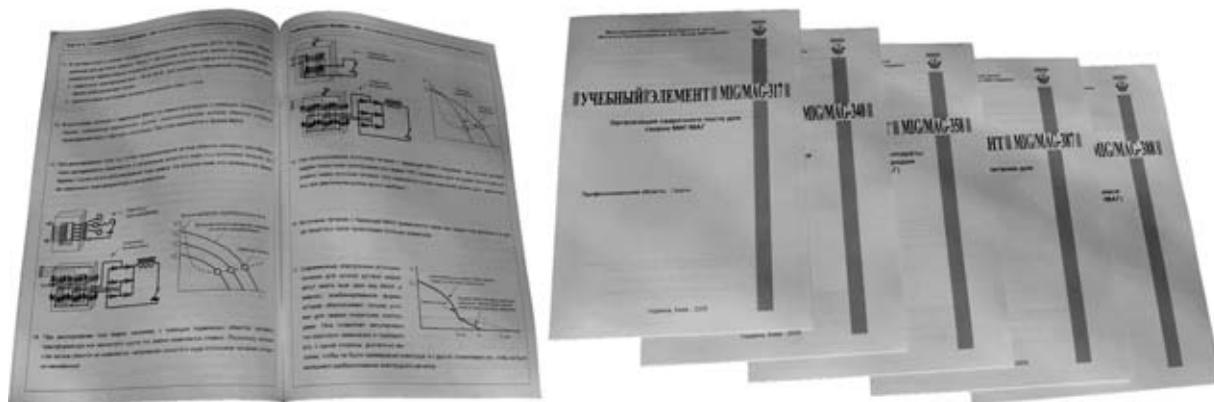


Рис. 1. Учебные элементы для усвоения процесса сварки MIG/MAG

вого сварочного оборудования (как с расширенными функциональными возможностями, так и специального) нужны более гибкие подходы к такой подготовке. Причем длительность подготовки специалистов должна быть минимально возможной при обеспечении высокого качества обучения. Таким требованиям в полной мере отвечают модульные технологии обучения, применяемые в Межотраслевом учебно-аттестационном центре ИЭС им. Е. О. Патона (МУАЦ).

Модульная технология обучения предусматривает индивидуальный принцип подготовки. При этом учебный процесс реализуется с помощью учебных элементов (рис. 1), представляющих собой краткое описание в определенной логической последовательности конкретного объема знаний или процедуры выполнения одного отдельно взятого практического навыка, которые необходимо слушателю освоить самостоятельно, под руководством инструктора или преподавателя. Учебный элемент содержит необходимую для этого информацию в виде органичного сочетания текста и иллюстраций и представляет собой брошюру объемом 8-10 страниц. В нем также имеется раздел для проверки усвоения материала; только после положительных результатов проверки обучаемый переходит к изучению следующего учебного элемента.

Дополнительно к учебному элементу создаются видеофильмы и компьютерные анимации о физических явлениях, особенности которых не всегда удастся передать при описании в учебном элементе или при устном объяснении. Визуализация таких

процессов позволяет существенно облегчить их понимание слушателями.

При этом сварщику дается возможность осваивать в первую очередь те профессиональные навыки, которые востребованы на фирме, где он работает, или которые помогут ему более быстрому трудоустройству. Это дает возможность существенно сократить время обучения, своевременно реагировать на изменения производственных требований и обеспечивать достижение каждым сварщиком требуемого уровня компетентности, гарантируя его соответствие требованиям конкретного производства.

Технологии обучения сварщиков, используемые в МУАЦ, предусматривают также применение на начальном этапе обучения малоамперного тренажера сварщика ДТС-02 (рис. 2), с помощью которого сварщик осваивает первоначальные навыки поддержания заданной длины дуги, наклона электрода (или горелки) и скорости сварки, а также осваивает технику манипулирования торцом электрода (или горелкой) по заданному образцу. Последнему способствует то, что используемая в тренажере ДТС-02 дуга током 5...7 А не расплавляет основной металл, а лишь оставляет на его поверхности характерный след. Два года назад с ним ознакомились представители индийского многопрофильного учебного центра JSS MAHAVIDYAREETHA и в настоящее время два тренажера ДТС-02 успешно используются в учебном процессе этого центра.

В июле 2007 г. заместитель директора МУАЦ, канд. техн. наук В. Е. Пономарев посетил это учебное заведение и провел переговоры с его дирек-



Рис. 2. Обучение с помощью тренажера сварщика ДТС-02



Рис. 3. В МУАЦ демонстрируют практическую подготовку сварщиков индийским специалистам

тором проф. М. Н. Dhananjaya и ведущими специалистами по вопросам дальнейшего развития сотрудничества между МУАЦ и JSS MAHAVIDYAREETHA в области подготовки специалистов сварочного производства.

Во время своей поездки в Индию В. Е. Пономарев также посетил по приглашению его руководства исследовательско-учебный институт сварки (WRI-welding Research Institute), представители которого недавно были в МУАЦ (рис. 3). Институт WRI является подразделением крупного индийского концерна, выпускающего оборудование для тепловых, атомных и гидроэлектростанций.

Во время рабочих встреч с директором института WRI госп. Г. Ума Шанкером (рис. 4) и его ведущими специалистами института были обсуждены вопросы оказания помощи в создании установки для скоростной видеосъемки сварочной дуги с



Рис. 4. Фрагмент встречи В. Е. Пономарева с г-ном Г. Ума Шанкером

синхронной регистрацией электрических параметров сварки, в разработке собственной программы модульного обучения сварщиков, а также обсуждены вопросы поставки тренажеров ДТС-02. Во время визита в институт WRI был продемонстрирован в действии тренажер ДТС-02, временно предоставленный для этого учебным центром JSS MAHAVIDYAREETHA. Специалисты и обучающиеся в центре сварщики высоко оценили его возможности. Предполагается также совместное участие в проведении исследований в области дуговой сварки и в создании учебных видеофильмов.

В институте WRI В. Е. Пономаревым было представлено несколько докладов, в которых рассматривались особенности организации подготовки кадров сварочного производства на национальном и международном уровнях, вопросы сертификации сварочного производства, а также обсуждались последние результаты исследований в области дуговой сварки, полученные с помощью видеосъемки с синхронной регистрацией электрических параметров сварки. Специалисты института WRI проявили интерес к представленным докладом и высказали желание работать в этих направлениях совместно с ИЭС им. Е. О. Патона.

В. Е. Пономарев, канд. техн. наук



К 75-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ В. А. ИГНАТОВА

Виктор Александрович Игнатов — крупный ученый и известный инженер в области материаловедения и сварки сложных объектов судостроения и атомной энергетики, член-корреспондент АН СССР, доктор технических наук, профессор.

В. А. Игнатов родился 20 сентября 1932 г. в станице Новоалександровская Ставропольского края. В феврале 1957 г. закончил Ленинградский политехнический институт им. М. И. Калинина по специальности «Оборудование и технология сварочного производства». После окончания института в течение трех лет работал на должности инженера на заводах в Запорожье и Таганроге. С 1960 г. до поступления в ноябре 1961 г. в аспирантуру Ленинградского политехнического института преподавал в Таганрогском радиотехническом институте.

С 1964 г. В. А. Игнатов работал в ЦНИИ КМ «Прометей» в научно-исследовательских отделениях металлургии, металлургии и сварки конструкционных материалов для электростанций, корабельной энергетики, специального судового машиностроения. В 1984 г. стал заместителем директора по научной работе — главным инженером института.

В. А. Игнатовым развито важное научное направление по фундаментальной проблеме свариваемости — химической, структурной и механической неоднородности сварных соединений теплоустойчивых и жаропрочных сталей и сплавов. Им впервые были установлены теоретические и экспериментальные закономерности формирования неоднородности и ее влияние на работоспособность сварных конструкций в экстремальных условиях эксплуатации. Результатом этого явилось создание новых промышленных марок сварочных материалов и прогрессивных технологических процессов сварки реакторов атомных электростанций и кораблей.

Большой вклад Виктор Александрович внес в развитие направления конструктивно-технологичес-

кой прочности материалов и сварных конструкций, результатом которого явилось установление научно обоснованных норм и технических требований к уровню их качества, свойств и технологии производства, положенных в основу отечественных международных нормативных документов.

Комплекс материаловедческих и технологических разработок, выполненный самим В. А. Игнатовым и под его научным руководством, обеспечил создание новейших типов кораблей и реакторного оборудования, практически всех типов атомных энергоустановок с различными теплоносителями. Его многогранная творческая деятельность нашла отражение в более чем 300 публикациях, в том числе около 100 изобретений.

В. А. Игнатов широко известен за рубежом как ученый и инженер. Им выполнен ряд совместных научно-технических разработок с ведущими промышленными фирмами Японии, Финляндии, Индии, Болгарии, Чехословакии, Германии. При принятии ответственных решений высокий инженерный авторитет В. А. Игнатова всегда играл определяющую роль.

В. А. Игнатов вел большую научно-организаторскую деятельность, являясь председателем секции и членом бюро Научного совета АН СССР «Новые конструкционные материалы», членом Совета АН СССР и Государственного комитета по использованию атомной энергии и материалам для термоядерной энергетики, членом координационного совета СССР по сварке.

Государство высоко оценило его деятельность. В. А. Игнатов был лауреатом Государственной премии СССР в 1981, премии Совета Министров СССР в 1991 г., кавалером ордена Трудового Красного Знамени.

Светлую память о Викторе Александровиче Игнатове хранят все те, кто знал его и работал с ним.

К 90-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ В. Н. ЗЕМЗИНА

Виктор Николаевич Земзин — крупный ученый и практик в области сварки конструкций различного назначения для тепловой и атомной энергетики, доктор технических наук, профессор, член рабочих групп Международного института сварки.

Родился 2 сентября 1917 г. в г. Тейково Ивановской области. В январе 1941 г. закончил Ленинградский политехнический институт по специальности «Сварочное производство». С 1941 по 1947 гг. работал на авиационных заводах по сварке специальных конструкций в инженерных и административных должностях. Участь в аспирантуре Ленинградского политехнического института с 1947 по

1950 гг., В. Н. Земзин одновременно работал инженером в лаборатории сварки ЦКТИ им. И. И. Ползунова. Здесь в октябре 1950 г. защитил диссертацию на соискание ученой степени кандидата технических наук на тему «Влияние термического режима сварки на работоспособность сварных соединений конструкционной закаляющейся стали». После защиты был направлен на преподавательскую работу на кафедру сварки Челябинского политехнического института, где проработал до августа 1952 г.

С августа 1952 г. научная и практическая деятельность В. Н. Земзина связана ЦКТИ им. И. И.



Ползунова, где он проработал на различных должностях до конца своих дней. За более чем полувековой срок своей деятельности Виктор Николаевич добился значительных успехов не только в области создания сварочных материалов и технологии изготовления оборудования из стали разного структурного класса, но и в области оценки работоспособности и ресурса конструкций энергетического машиностроения. В 1964 г. по результатам комплекса выполненных работ им была защищена диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук на тему «Сварные соединения разнородных сталей в энергетических установках». В. Н. Земзиным были разработаны как теоретические основы, так и практический подход к выбору сварочных материалов и технологии сварки. Он принимал самое активное участие во внедрении новых, разработанных в его лаборатории, электродов для сварки ряда конструкций энергетических машин, паровых турбин и химических установок. Основные достижения в этой области нашли свое отражение в монографии «Разнородные сварные соединения», которая до сих пор не утратила своего

значения и широко используется специалистами-сварщиками при решении практических задач и преподавателями вузов при подготовке молодых инженерных кадров.

Результаты работ В. Н. Земзина в области сварки теплоустойчивой и жаропрочной стали нашли свое отражение в монографиях «Жаропрочность сварных соединений» и «Термическая обработка сварных соединений».

В. Н. Земзин известен не только в нашей стране, но и за рубежом. Он неоднократно представлял нашу страну на заседаниях Международного института сварки, являясь экспертом комиссии X «Остаточные напряжения и их устранение» и комиссии XI «Котлы, сосуды и трубопроводы». Следует отметить его значительный вклад в осуществление правительственного поручения по пуску первого блока АЭС «Ловииза» (Финляндия).

За огромный вклад в развитие сварки СССР В. Н. Земзин был награжден орденом Трудового Красного Знамени и медалями.

Светлую память о Викторе Николаевиче Земзине хранят все те, кто знал его и работал с ним.

УСТАНОВКА ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ИСПЫТАНИЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Новые разработки в области сварки открыли перспективы применения сварочных процессов при ремонте высоконагруженных деталей энергетического оборудования, деталей газотурбинных двигателей различного назначения (поворотных и неповоротных лопаток, камер сгорания, сопловых аппаратов и др.), деталей термоядерных реакторов, ракетно-космических систем, паровых и гидравлических электростанций. Совершенствование технологий ремонта высоконагруженных деталей основано на экспериментальных исследованиях прочности материалов, предназначенных для работы в экстремальных условиях. Такие исследования, включающие изучение особенностей поведения материалов при статическом, квазистатическом и циклическом нагружении в широком диапазоне положительных (до +1400°C) и отрицательных (до -269°C) температур, выдвигают весьма высокие требования к испытательному оборудованию.

В испытательной лаборатории ГП «НТЦ «Перспективные технологии» Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины» введена в эксплуатацию сервогидравлическая установка модели MTS 810 (рис. 1) с осевым усилием до 50 кН. Установка оснащена высокотемпературной трехкамерной печью и цифровым контроллером с прикладным программным обеспечением. На установке проводятся основные виды испытаний при осевом нагружении в соответствии с требованиями ДСТУ, ГОСТ и зарубежных стандартов (ASTM, ISO и др.), а также экспериментальные исследования прочности материалов по специальным методикам.

Испытательная лаборатория аккредитована в Национальном агентстве аккредитации Украины по международному стандарту ДСТУ (ISO) 17025-2001, испытательное оборудование лаборатории аттестовано в ГП «Укрметр-тестстандарт» Украины.

Статические кратковременные испытания на растяжение при нагреве образцов до 1400°C проводятся в широком диапазоне скоростей нагружения (деформирования). При исследовании высокотемпературной прочности материалов температура задается и поддерживается постоянной, данные о деформации образца собираются и накапливаются в компьютере.

Испытательная установка оснащена различными захватами, что позволяет испытывать при высоких температурах образцы разных размеров и конфигураций (рис. 2).

На установке MTS 810 имеются широкие возможности реализации различных режимов циклического нагружения. Базовое меню обеспечивает генерацию с частотой до 50 Гц синусоидального, прямоугольного и треугольного сигналов, наиболее часто применяемых для оценки сопротивления мало- и многоциклового усталости. При необходимости создается и вводится в процедуру сигнал более сложной формы, например, двух- или поличастотный, а также разные их сочетания.

Деформация образцов измеряется высокотемпературными экстензометрами на рабочей части образца. Калибровкой достигается точность измерения деформации 0,003 мм и выше. Высокоточный динамометр, установленный на MTS 810, позволяет измерять усилие, возникающее в образце с точностью до 5 Н.

Многофункциональность установки, высокая точность измерительных устройств и автоматизация испытательного процесса позволяют проводить при температурах до +1400°C комплекс экспериментальных работ по исследованию прочности широкого класса металлов, металлических и неметаллических материалов с существенно различающимися свойствами.

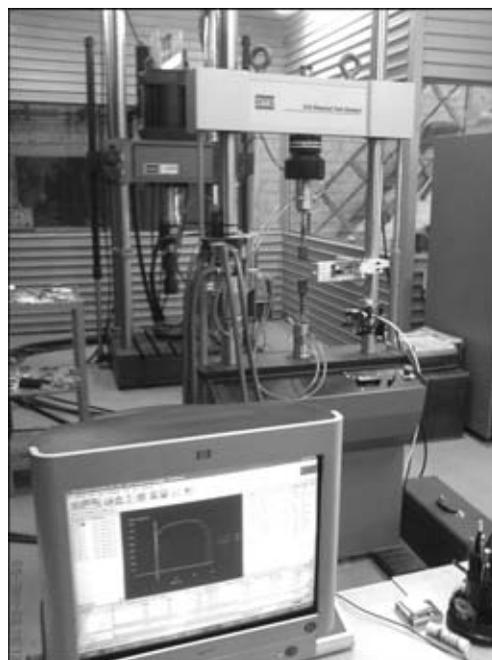


Рис. 1. Испытательная сервогидравлическая установка MTS 810



Рис. 2. Образцы для разных видов испытаний

Я. Б. Лебедевич, В. Э. Филатов, Л. В. Чекотило (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
А. К. Ющенко (ГП «НТЦ «Перспективные технологии» Института электросварки им. Е. О. Патона)

**Научно-технические журналы
ИЭС им. Е. О. Патона**
<http://www.nas.gov.ua/pwj>

«Автоматическая сварка», 12 номеров в год, издается с 1948 г. В журнале представлена разнообразная научно-техническая информация по сварке, наплавке, резке, пайке и нанесению защитных покрытий; производственный опыт применения современных технологий для соединения материалов и восстановления изделий; сведения о новых книгах и патентах; обзорная информация о профильных выставках и конференциях; банк производителей товаров и услуг на рынке сварочного производства Украины и России.
Тел.: (38044) 287-63-02, 529-26-23

«Техническая диагностика и неразрушающий контроль», 4 номера в год, издается с 1989 г. В журнале представлены последние достижения в области технической диагностики и неразрушающего контроля (акустическое излучение, магнитные, радиоволновые, термические, оптические, радиационные и другие методы). Широко освещаются методики оценки и прогнозирования разрушений в сварных конструкциях.
Тел.: (38044) 271-23-90, 529-26-23

«Современная электрометаллургия», 4 номера в год, издается с 1985 г. В журнале освещаются разработки в области электрошлаковой, электронно-лучевой и плазменно-дуговой технологий, вакуумно-дугового переплава и индукционной плавки, а также в области внепечной обработки стали, энерго- и ресурсосберегающих металлургических технологий и др. До 2002 г. журнал издавался под названием «Проблемы специальной электрометаллургии».
Тел.: (38044) 528-34-84, 529-26-23

«The Paton Welding Journal», 12 номеров в год. Полный перевод на английский язык журнала «Автоматическая сварка».
Тел.: (38044) 287-63-02, 529-26-23

«Advances in Electrometallurgy», 4 номера в год. Полный перевод на английский язык журнала «Современная электрометаллургия».
Тел.: (38044) 528-34-84, 529-26-23

На официальном сайте журналов www.nas.gov.ua/pwj приведены рефераты опубликованных статей с 2000 г.

Подписка по каталогам подписных агентств, а также через редакцию

Адрес редакций журналов:
03680, г. Киев, ул. Боженко, 11
Тел./факс: (38044) 271-24-03, 529-26-23,
528-04-86
E-mail: journal@paton.kiev.ua





ООО "НПФ "Элно"

Порошковые проволоки для сварки, наплавки и напыления



ООО "НПФ "Элно" является представителем компаний WELDING WIRELOYS LIMITED (Англия) и HYUNDAI WELDING (Южная Корея) в Украине



ул. Петровская, 69, г. Киев, 03680 тел. (044) 200-80-85, 200-85-17 факс (044) 200-85-17 e-mail: info@elno.com.ua



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

Производство материалов для дуговой сварки, наплавки и резки:

Электроды – АНО-4, АНО-4П, 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-НхХ25Г14Н3Т, 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, г.Киев-112, ул. О.Телиги, 2 Тел.: (044) 456-64-95; 456-63-69
Факс: (044) 456-64-95; 456-63-08



ДОНМЕТ

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

Лидер производства порошковых проволок в Украине



ООО "ТМ.ВЕЛТЕК"

Порошковые проволоки для наплавки по ГОСТ 26101-84
-80X20 P3T,35B9X3CF,25X5ФМС,18X1Г1М и др.

Порошковые проволоки ВЕЛТЕК
-ВЕЛТЕК H200 - H620

Порошковые проволоки для сварки
-АН1,АН8,АН39,АНЧ-2 и др.

Порошковые проволоки ТМВ
-ТМВ3,ТМВ6,ТМВ7,ТМВ11,ТМВ14,ТМВ29 и др.

Диаметры от 1,0 до 6,0 мм., производство до 5000 т/год
разработка, адаптация к условиям заказчика.

ул. Полевая, 24, офис 504
03056, Киев, Украина
тел./факс: (044) 456-0209, (044) 458-3485
e-mail: weldtec@iptelecom.net.ua www.weldtec.com.ua



ГЕФЕСТ

г. Киев, 03150, ул. Божихода, 11
www.gefest-uv.com.ua
gefest-uv@kievweb.com.ua
т. 261-51-65; 227-88-33; т/ф 220-16-19

Производство высококачественных электродов для:

- Сварки высоколегированных сталей
 - ОЗЛ-6 • ЦЛ-11 • ЭА-48М/22
 - АНЖР-1 • АНЖР-2 • ЦТ-15
 - НИИ-48Г • ОЗЛ-8 и др.
- Сварки теплоустойчивых сталей
 - ЦУ-5 • ЦА-39 • ТМУ-21У
- Наплавки слоев со специальными свойствами
 - ЦН-12М • ЦН-6А • Гефест-6 (ОЗН-6)
 - Т-590 • НР-70 • ЦЧ-4
- Изготовление на заказ электродов необходимых Вам марок
- Проволока сварочная СВ-08Г2С

Все марки электродов СЕРТИФИЦИРОВАНЫ

ЗАКРЫТОЕ АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО СпецСплав

ПРОИЗВОДСТВО:

Флюсы сварочные

Проволоки порошковые для внепечной обработки металлургических расплавов

Проволоки порошковые для сварки, наплавки, напыления и металлплазми

Электроды наплавочные, специального назначения, для сварки чугуна и резки

Ферросплавы и легитурсы

Хром металлургический

Комплексные раскислители и модификаторы

ул. Кургантокая, 1 Тел.: (380562) 35-50-25
г. Днепропетровск Тел./факс: (380562) 35-19-41
49051, Украина E-mail: sp@spetszsplov.dp.ua

**производство продажа
сервисное обслуживание**



*малозабаритное,
высокоэффективное
энергосберегающее сварочное
оборудование на токи
110-300 А с ограничением
холостого хода до 12 В*



*автономные мобильные
сварочные комплексы на базе
резонансных преобразователей*



*сварочные инверторы для
ММА и ТИГ сварки
на токи до 300 А*

"ИЭС-ЭПИС"

Украина, 03150 г. Киев
ул. Горького, 56, корп. 2
Тел.: (044) 271-2036
Факс: (044) 271-2102

**НАВКО-
ТЕХ**

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



MEGAFIL®
СТАБИЛЬНОСТЬ ФОРМЫ

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
wire & welding

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. Вирсаний, 2а

Тел.: (062) 332-2650(52)

Тел./факс: 382-9449, 332-2651

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



ПОДПИСКА — 2007 на журнал «Автоматическая сварка»

Стоимость подписки через редакцию*	Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
	на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
	180 грн.	360 грн.	1980 руб.	3960 руб.	78 дол. США	156 дол. США

* В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

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

Контакты: тел.: (38044) 287-63-02, 271-24-03; факс: (38044) 528-34-84, 528-04-86, 529-26-23.

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

ПОДПИСНОЙ КУПОН

Адрес для доставки журнала _____

Срок подписки с _____

200 г. по

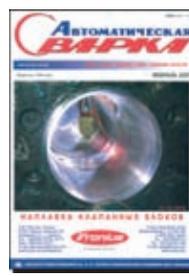
200 г. включительно

Ф. И. О. _____

Компания _____

Должность _____

Тел., факс, E-mail _____



РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Обложка наружная, полноцветная

Первая страница обложки (190×190 мм) - 500 \$

Вторая страница обложки (200×290 мм) 350 \$

Третья страница обложки (200×290 мм) - 350 \$

Четвертая страница обложки (200×290 мм) - 400 \$

Обложка внутренняя, полноцветная

Первая страница обложки (190×190 мм) - 350 \$

Вторая страница обложки (200×290 мм) 350 \$

Третья страница обложки (200×290 мм) - 350 \$

Четвертая страница обложки (200×290 мм) - 350 \$

Внутренняя вставка

Полноцветная (200×290 мм) - 300 \$

Полноцветная (разворот А3) (400×290 мм) - 500 \$

Полноцветная (200×145 мм) - 150 \$

Полноцветная (80×80 мм) - 20 \$

• Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу

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

• Статья на правах рекламы - 50% стоимости рекламной площади

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

Технические требования к рекламным материалам

• Размер журнала после обрезки 200×290 мм

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

Все файлы в формате IBM PC

• Corell Draw, версия до 10.0

• Adobe Photoshop, версия до 7.0

• QuarkXPress, версия до 7.0

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

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

Подписано к печати 05.08.2007. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 7,8. Усл. кр.-отт. 8,3. Уч.-изд. л. 8,9.

Цена договорная.

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

© Автоматическая сварка, 2007