



РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. ПАТОН

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

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

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

УЧРЕДИТЕЛИ:

Национальная академия наук Украины,
ИЭС им. Е. О. Патона,
МА «Сварка»

ИЗДАТЕЛЬ:
МА «Сварка»

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

Редакторы:

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

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788
от 09.01.2001

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

За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет

Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ

Б. Е. Патон (награждение орденом Свободы)	3
Новости	4

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

<i>Крикент И. В., Кривцун И. В., Демченко В. Ф.</i> Моделирование процессов тепло-, массо- и электропереноса в столбе и анодной области дуги с тугоплавким катодом	7
<i>Лобанов Л. М., Пащин Н. А., Миходуй О. Л.</i> Эффективность электродинамической обработки сварных соединений сплава АМгб различной толщины	12
<i>Полетаев Ю. В.</i> Влияние режима аустенитизации на склонность сварных соединений стали 03Х16Н9М2 к локальному разрушению	17
<i>Игнатенко А. В., Походня И. К., Пальцевич А. П., Синюк В. С.</i> Дислокационная модель водородной локализации пластичности металлов с ОЦК решеткой	22
НЕРАЗРУШАЮЩИЙ КОНТРОЛЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ	
<i>Варламов Д. П., Дедешко В. Н., Канайкин В. А., Стеклов О. И.</i> Повышение надежности магистральных газопроводов при использовании многократной внутритрубной дефектоскопии	28

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

<i>Климпель А.</i> Использование сварочных технологий при реализации Европейской программы по новым источникам возобновляемой энергии	35
<i>Письменный А. С., Прокофьев А. С., Губатюк Р. С., Письменный А. А., Полухин В. В., Юхименко Р. Ф., Гаерик А. Р.</i> Повышение прочностных характеристик спиральношовных труб конструкционного назначения	40
<i>Позняков В. Д., Барвинко А. Ю., Барвинко Ю. П., Синюк А. Г., Яшник А. Н.</i> Хладостойкость и сопротивляемость слоистому разрушению сварных соединений стали 06ГБ-390	45
<i>Коледа В. Н.</i> Совершенствование технологии сварки под флюсом меди со сталью	50
Знаменательные даты	
Разработка технологии автоматической сварки под флюсом броневых сталей	55

ХРОНИКА

14-я Казахская научно-практическая конференция «Сварка и контроль качества»	57
Съезд Международного института сварки	58
И. В. Пентегову — 80	59
В. И. Кирьяну — 70	60
Памяти М. В. Большакова	61
ИНФОРМАЦИЯ	62

Avtomaticheskaya Svarka

№ 3 (707)
March 2012
Published since 1948

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B. E. PATON

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

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

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

FOUNDERS:

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

PUBLISHER:

International Association «Welding»

Address of Editorial Board:

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

Editors:

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

I. R. Naumova, A. I. Sulima
State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001

All rights reserved

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

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

CONTENTS

B. E. Paton (decoration with the Order of Freedom)	3
News	4

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

<i>Krikent I. V., Krivtsun I. V., Demchenko V. F.</i> Modelling of processes of heat, mass and power transfer in arc column and anode zone with refractory cathode	7
<i>Lobanov L. M., Pashchin N. A., Mikhoduy O. L.</i> Efficiency of electrodynamic treatment of welded joints of AMg6 alloy of different thickness	12
<i>Poletaev Yu. V.</i> Effect of austenization conditions on tendency of welded joints of the steel 03Kh16N9M2 to local fracture	17
<i>Ignatenko A. V., Pokhodnya I. K., Paltsevich A. P., Sinyuk V. S.</i> Dislocation model of hydrogen localization of plasticity of metals with BCC lattice	22

NON DESTRUCTIVE TESTING OF WELDED JOINTS

<i>Varlamov D. P., Dedeshko V. N., Kanaykin V. A., Steklov O. I.</i> Increase of reliability of main pipelines by repeated flaw detection inside the pipes	28
--	----

INDUSTRIAL

<i>Klimpel A.</i> Use of welding technologies in realization of European program on new renewable energy sources	35
<i>Pismenny A. S., Prokofyev A. S., Gubatyuk R. S., Pismenny A. A., Polukhin V. V., Yukhimenko R. F., Gavrik A. R.</i> Increase of strength characteristics of spirally- welded pipes for construction purposes	40
<i>Poznyakov V. D., Barvinko A. Yu., Barvinko Yu. P., Sineok A. G., Yashnik A. N.</i> Cold resistance and resistance to laminar fracture of welded joints of steel 06GB-390	45
<i>Koleda V. N.</i> Modernization of technology of submerged arc welding of copper with steel	50
<i>Remarkable dates</i> Development of technology of automatic submerged arc welding of armor steels	55

NEWS

14 th Kazakh scientific and practical conference «Welding and quality control»	57
Assembly of International Institute of Welding	58
I. V. Pentegov is 80	59
V. I. Kiryan is 70	60
In memory of M. V. Bolshakov	61
INFORMATION	62

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

ГЛУБОКОУВАЖАЕМЫЙ БОРИС ЕВГЕНЬЕВИЧ!

Коллектив руководимого Вами Института
искренне поздравляет Вас
с высокой наградой — орденом Свободы.

Эта награда является подтверждением
Вашего вклада в социально-экономическое,
научно-техническое, культурно-просветительное
развитие независимой Украины, весомых трудо-
вых достижений, многолетнего добросовестного
труда и безупречного служения нашей стране и
украинскому народу.

Желаем Вам доброго здоровья, счастья, новых
достижений и дальнейших творческих успехов.



УКАЗ

ПРЕЗИДЕНТА УКРАЇНИ

Про відзначення державними нагородами України з нагоди Дня Соборності та Свободи України

За значний особистий внесок у соціально-економічний, науково-технічний, культурно-освітній розвиток незалежної Української держави, вагомі трудові досягнення, багаторічну сумлінну працю **постановляю**:

Нагородити орденом Свободи

ПАТОНА Бориса Євгеновича — президента Національної академії наук України, директора Інституту електрозварювання імені Є. О. Патона НАН України академіка НАН України, Київ.

Президент України

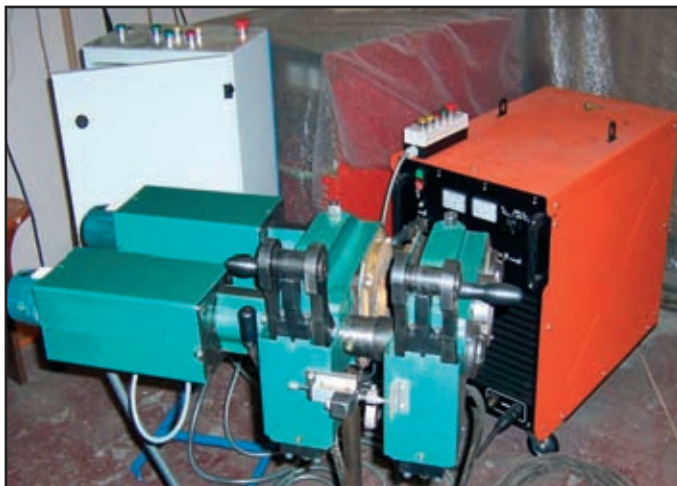
В. Янукович

м. Київ
21 січня 2012 року
№ 28/2012

МОБИЛЬНАЯ МАШИНА ДЛЯ ПРЕССОВОЙ СВАРКИ ТРУБ МАЛОГО ДИАМЕТРА МАГНИТОУПРАВЛЯЕМОЙ ДУГОЙ

При строительстве промышленных, сельскохозяйственных объектов и трубопроводов широко применяются трубы малых диаметров от 20 до 60 мм. Для их соединения традиционно используют ручную дуговую и автоматическую сварку. При этом необходимо привлечение квалифицированных сварщиков. В ИЭС им. Е. О. Патона накоплен значительный опыт по разработке автоматических процессов сварки. Один из относительно новых процессов — прессовая сварка магнитоуправляемой дугой (ПСМД).

Ранее в ИЭС им. Е. О. Патона были разработаны стационарные установки ПСМД, подтвердившие преимущества этого процесса. Назрела необходимость в разработке промышленного инструмента для ПСМД в монтажных условиях, который был создан и прошел всестороннюю проверку. Основные технические характеристики установки, получившей название МДВ1, приведены ниже:



Установка МДВ1 для прессовой сварки труб

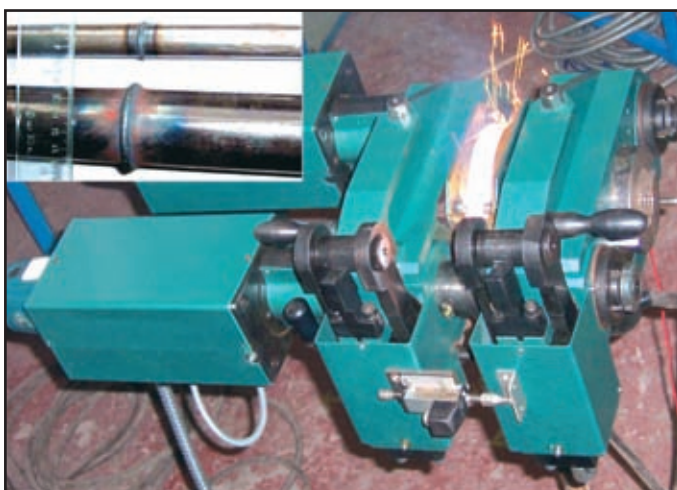
Максимальная площадь поперечного сечения труб, мм ²	700
Максимальный диаметр трубы, мм	57
Усилие осадки максимальное, кН (кгс)	60 (6000)
Усилие зажатия максимальное, кН (кгс)	120 (12000)
Время сварки трубы диаметром 51×3 мм, с	10
Напряжение питания, В	380
Потребляемая мощность, кВт	50
Масса машины, ВДУ соответственно, кг	80; 250
Габаритные размеры машины, мм	793×366×290

Установка МДВ1 состоит из машины, сварочного выпрямителя и шкафа управления. Свариваемые трубы устанавливаются в зажимные устройства машины, где они прочно зажимаются приводами машины. Дуга горит в зазоре между кромками труб. Процесс сварки выполняется с помощью нагрева торцов труб до состояния пластической деформации. После нагрева выполняется осадка.

После окончания сварки трубы вынимаются из зажимных устройств машины. Последняя возвращается в исходное положение для выполнения следующей сварки.

Процесс сварки выполняется без дополнительных сварочных материалов, воды для охлаждения и защитного газа. При этом отсутствуют высокие требования к квалификации сварщика. Время сварки трубы диаметром 51×3 мм составляет 10 с.

Разработанная сварочная установка МДВ1 обеспечивает сварку труб диаметром до 57 мм как в полевых, так и в стационарных условиях в диапазоне температуры окружающей среды от –20 до 40 °С. Возможно изготовление сварочных мобильных комплексов на базе данной установки.



Процесс прессовой сварки труб диаметром 51×3 мм на установке МДВ1

ТЕХНОЛОГИИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ СВАРКОЙ ПОВРЕЖДЕННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ ГОРНО-ОБОГАТИТЕЛЬНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

В отделе сварки легированных сталей ИЭС им. Е. О. Патона разработаны технологии восстановления сваркой элементов металлоконструкций уникального производственного оборудования горно-обогачительных комбинатов, которое в процессе работы накопило значительные повреждения. Дальнейшая эксплуатация этого оборудования может привести к нештатным ситуациям и срыву технологического процесса производства.



Восстановленный зубчатый венец обжиговой печи

Восстановить целостность элементов конструкций с требуемым уровнем свойств металла и тем самым продлить срок безопасной эксплуатации производственного оборудования возможно при использовании ремонтных технологий сварки.

Основные элементы металлоконструкций производственного оборудования горно-обогачительных комбинатов изготавливают из высокопрочных сталей, в том числе и с повышенным содержанием углерода. Для предотвращения образования трещин ремонтную сварку таких конструкций необходимо выполнять с регулируемым термическим циклом и обеспечением мер по снижению уровней сварочных напряжений без применения высокотемпературных термических обработок. Разработанные

в ИЭС им. Е. О. Патона технологии ремонтной сварки при восстановлении оборудования состоят из следующих основных этапов:

- оценки фактического состояния металла на момент начала ремонта, определения методами неразрушающего контроля протяженности и глубины залегания дефектов;
- удаления дефектного металла и разделки кромок под сварку, контроля качества подготовленных поверхностей;
- заварки ремонтных разделок, включая технологические операции по регулированию термического цикла и уровня остаточных напряжений в соединениях;
- завершающей механической обработки и контроле качества соединений.

В соответствии с разработанными технологическими процессами и при авторском надзоре специалистов ИЭС им. Е. О. Патона совместно с ООО «СТИЛ ВОРК» на ЦПО ДОФ ОАО «Полтавский ГОК» (г. Комсомольск) в 2009 г. в период плановых остановок оборудования были выполнены ремонты зубчатого венца обжиговой печи и лопасти вентилятора предварительного нагрева, которые позволили восстановить работоспособность производственного оборудования в проектом режиме. На одном из секторов венца печи восстановлены пораженные трещинами участки металла в районе основания зубьев (рисунок). Венец был изготовлен из стали типа 45ГС твердостью до *HВ* 240. Общее количество трещин составило 12 шт., из них 3 сквозные (сечением 95×500 мм), что грозило выпадением двух зубьев из зацепления, остальные глубиной 20...60 мм. На одной из лопаток вентилятора был произведен ремонт трещины длиной 300 мм. Лопатка была изготовлена из стали S890QL (предел прочности 890 МПа) твердостью до *HВ* 340 (рабочая скорость вращения 980 об/мин, температура 450 °С).

При выполнении работ были использованы следующие способы удаления трещин, подготовки разделок в металле и их сварки: воздушно-дуговая строжка угольными электродами, электродуговая резка, механическая зачистка абразивными материалами, ручная дуговая и механизированные способы сварки стандартными материалами отечественного и зарубежного производства.

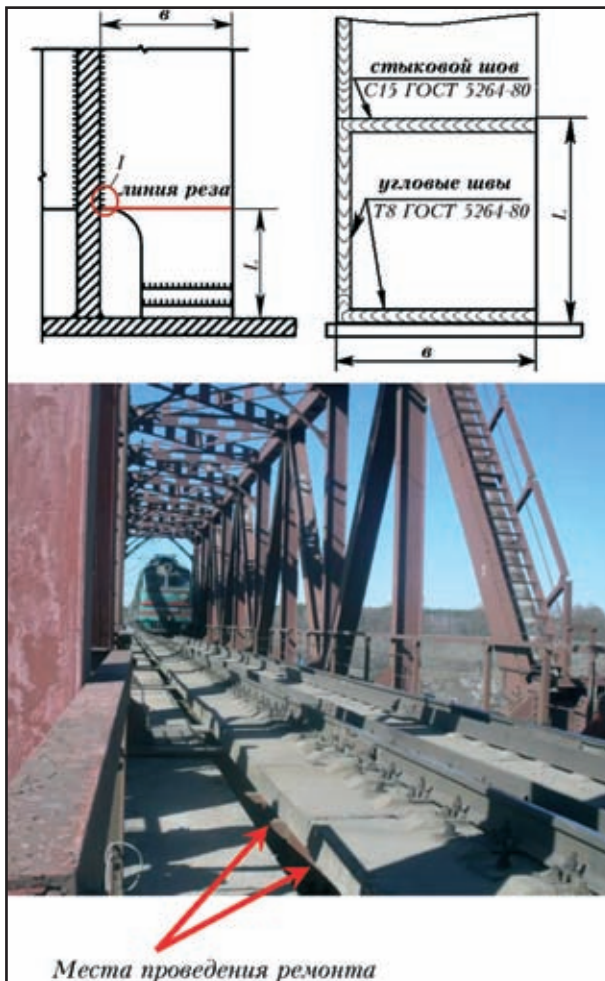
МОДЕРНИЗАЦИЯ С ПОМОЩЬЮ СВАРКИ ЭЛЕМЕНТОВ ЖЕСТКОСТИ ПРОЛЕТНЫХ СТРОЕНИЙ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ МОСТОВ

Специалистами ИЭС им. Е. О. Патона разработана технология ремонтной сварки мест крепления вертикальных ребер жесткости к главным балкам пролетных строений железнодорожных мостов с последующей упрочняющей высокочастотной механической проковкой зон перехода от металла шва к основному металлу.

Особенностью модернизации мест крепления вертикальных ребер жесткости является замена клинообразных сухариков, с помощью которых ребра опираются на нижний пояс главной двутавровой балки, и части тела ребра вставками аналогичной толщины, которые привариваются стыковыми швами к ребру и угловыми швами к стенке и полке указанных балок. Порядок выполнения работ предписан технологическим регламентом ЦП-0214, разработанным ИЭС им. Е. О. Патона совместно со специалистами путевого хозяйства и утвержденным Приказом Укрзалізниці № 463-Ц от 20.08.2009 г.

Данная технология использована при модернизации мест крепления к главным балкам четырех вертикальных ребер жесткости на пролетном строении железнодорожного моста через р. Тетерев на 82 километре участка Киев–Коростень Юго-Западной железной дороги.

Экспериментальные исследования напряженно-деформированного состояния модернизированных дуговой сваркой мест крепления вертикальных ребер жесткости к продольной балке показали, что максимальные напряжения от эксплуатационных нагрузок не превышают 40 МПа, а использование после сварки упрочняющей высокочастотной механической проковки приводит к увеличению остаточного ресурса пролетного строения железнодорожного моста за счет исключения возможности появления усталостных трещин в вертикальной стенке продольной балки.



НОВАЯ РЕЛЬСОСВАРОЧНАЯ МАШИНА

В конце 2011 г. со сборочного цеха ОАО «КЗЭСО» сошла рельсосварочная машина К-495, являющаяся представителем нового пятого поколения, которая изготовлена по заказу железнодорожников Великобритании. Она отличается от предыдущих серий улучшенными техническими характеристиками по натяжению и сварке железнодорожных рельсов. Разработка и изготовление новой машины произведена в сжатые сроки.

Заказчик (компания «Holland») провел предварительные испытания машины на фирме «Network Rail» и дал позитивное заключение об испытаниях.





МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ТЕПЛО-, МАССО- И ЭЛЕКТРОПЕРЕНОСА В СТОЛБЕ И АНОДНОЙ ОБЛАСТИ ДУГИ С ТУГОПЛАВКИМ КАТОДОМ

И. В. КРИКЕНТ, канд. техн. наук (Днепродзерж. гос. техн. ун-т),
 чл.-кор. НАН Украины **И. В. КРИВЦУН**, **В. Ф. ДЕМЧЕНКО**, д-р техн. наук
 (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

На основе самосогласованной математической модели процессов тепло-, массо- и электропереноса в анодной области и столбе сварочной дуги проведен численный анализ тепловых, электромагнитных и газодинамических характеристик плазмы свободногорящей дуги в аргоне при атмосферном давлении с вольфрамовым катодом и медным водоохлаждаемым анодом. Результаты расчетов плотности тока на аноде и теплового потока в анод сопоставляются с имеющимися экспериментальными данными. Показано, что учет в модели анодного падения потенциала позволяет прогнозировать с более высокой точностью характеристики теплового и электрического взаимодействия дуговой плазмы с поверхностью анода.

Ключевые слова: сварка плавлением, электрическая дуга, тупоплавкий катод, характеристики дуги, моделирование тепло-, массо- и электропереноса

Для эффективного использования электрической дуги в качестве источника тепла при сварке плавлением необходимо располагать информацией о тепловом, электрическом и динамическом воздействиях дуги на свариваемый металл. Поскольку экспериментальное определение таких важных с технологической точки зрения характеристик сварочной дуги, как плотность электрического тока и теплового потока на поверхности свариваемого изделия, затруднено вследствие высоких значений температуры дуговой плазмы и температуры поверхности металла, малости геометрических размеров области привязки дуги и ряда других факторов, актуальным представляется исследование сварочных дуг методами математического моделирования [1–8].

Рассмотрим электрическую дугу с тупоплавким катодом, горящую в инертном газе при атмосферном давлении. Поскольку теория и математические модели катодных явлений, включая процессы в прикатодной плазме, для такой дуги разработаны достаточно подробно [9–12], основное внимание уделим процессам, протекающим в столбе и анодной области дуги. Самосогласованная математическая модель указанных процессов для условий сварки неплавящимся электродом и плазменной сварки была предложена в работе [13]. Целью настоящей работы является верификация данной модели путем численного исследования распределенных характеристик плазмы столба и анодной области свободногорящей аргонной дуги с вольфрамовым катодом и медным

водоохлаждаемым анодом и сравнения полученных результатов с имеющимися экспериментальными данными.

В соответствии с подходом, использованным в работе [13], самосогласованная математическая модель процессов энерго-, массо- и электропереноса в столбе и анодной области сварочной дуги с тупоплавким катодом включает две взаимосвязанные модели:

модель столба дуги, описывающую взаимодействие тепловых, электромагнитных, газодинамических и диффузионных процессов в многокомпонентной плазме столба дуги;

модель анодной области, которая позволяет определить характеристики теплового и электрического взаимодействия дуги с поверхностью анода (изделия), необходимые для анализа тепловых, электромагнитных и гидродинамических процессов, в свариваемом металле.

Предложенная в работе [13] модель анодной области дуги с испаряющимся анодом позволяет вычислять распределение анодного падения потенциала $U_a = -\Delta\varphi$ вдоль поверхности анода и плотности теплового потока q_a , вводимого дугой в анод, в зависимости от плотности тока на аноде j_a , температуры электронов плазмы вблизи анода T_{ea} , а также температуры его поверхности T_s . При моделировании дуги с тупоплавким катодом распределение j_a и T_{ea} вдоль анодной поверхности может быть с достаточной точностью определено исходя из модели столба дуги с самосогласованными граничными условиями на аноде.

Для проверки адекватности выбранной модели анодных процессов было проведено сравнение расчетного значения $\Delta\varphi$ с экспериментально измеренным в случае применения дуги с вольфрамовым катодом и медным водоохлаждаемым анодом, горя-

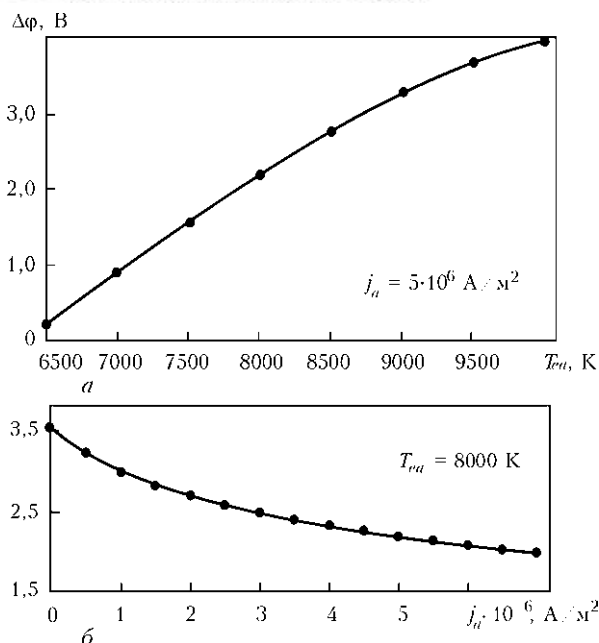


Рис. 1. Зависимость разности потенциалов между границей столба дуги и поверхностью анода от температуры электронов в анодной области (а) и плотности электрического тока на аноде (б) для аргонной дуги с медным водоохлаждаемым анодом

щей в аргоне при атмосферном давлении (ток дуги 200 А, длина 10 мм). При расчетах использовали следующие экспериментальные данные [14, 15]: $j_a = 3,5 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$, $T_{ea} = 9840 \text{ K}$, $T_s = 720 \text{ K}$, что дает $\Delta\phi = 4,04 \text{ В}$. Полученное расчетное значение с высокой точностью соответствует экспериментально измеренному $\Delta\phi = 4,01 \text{ В}$ [15]. Использо-

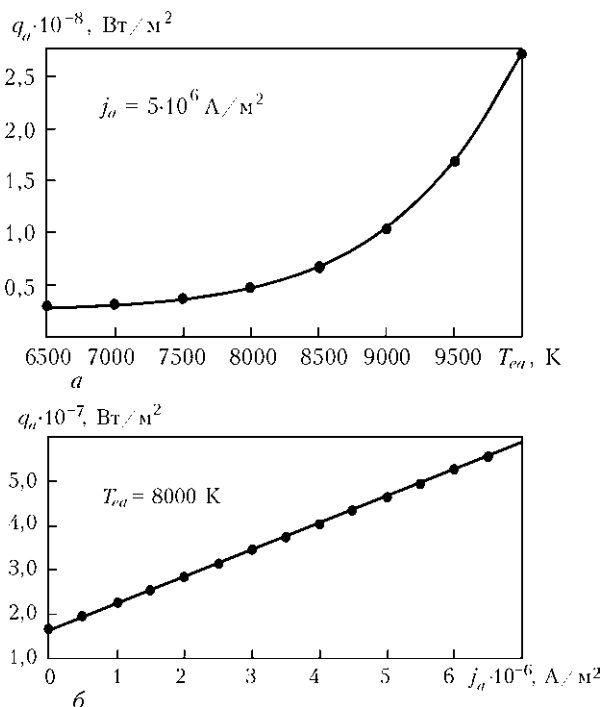


Рис. 2. Зависимость теплового потока в анод от температуры электронов в анодной области (а) и плотности электрического тока на аноде (б) для аргонной дуги с медным водоохлаждаемым анодом

емые в дальнейшем расчетные зависимости $\Delta\phi$ и q_a от температуры электронов в прианодной плазме и плотности электрического тока на аноде для свободногорящей аргонной дуги с туполавким катодом и медным водоохлаждаемым анодом приведены на рис. 1, 2.

При описании процессов тепло-, массо- и электропереноса в плазме столба рассматриваемой дуги используем модель изотермической плазмы (температура электронов равна температуре тяжелых частиц), а распределение всех ее характеристик считаем осесимметричным. Соответствующая система дифференциальных уравнений, записанная в цилиндрической системе координат $\{r, \theta, z\}$, имеет следующий вид [13]:

уравнение непрерывности

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r \rho v) + \frac{\partial}{\partial z} (\rho u) = 0, \quad (1)$$

где ρ — массовая плотность плазмы; v, u — радиальная и аксиальная компоненты ее скорости;

уравнения движения

$$\begin{aligned} \rho \left(\frac{\partial v}{\partial t} + v \frac{\partial v}{\partial r} + u \frac{\partial v}{\partial z} \right) = & - \frac{\partial p}{\partial r} - j_z B_\phi + \frac{2}{r} \frac{\partial}{\partial r} \times \\ & \times \left(r \eta \frac{\partial v}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left[\eta \left(\frac{\partial u}{\partial r} + \frac{\partial v}{\partial z} \right) \right] - \\ & - 2 \eta \frac{v}{r^2} - \frac{2}{3} \frac{\partial}{\partial r} \left\{ \eta \left[\frac{1}{r} \frac{\partial (rv)}{\partial r} + \frac{\partial u}{\partial z} \right] \right\}, \end{aligned} \quad (2)$$

$$\begin{aligned} \rho \left(\frac{\partial u}{\partial t} + v \frac{\partial u}{\partial r} + u \frac{\partial u}{\partial z} \right) = & - \frac{\partial p}{\partial z} + j_r B_\phi + 2 \frac{\partial}{\partial z} \times \\ & \times \left(\eta \frac{\partial u}{\partial z} \right) + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left[r \eta \left(\frac{\partial u}{\partial r} + \frac{\partial v}{\partial z} \right) \right] - \\ & - \frac{2}{3} \frac{\partial}{\partial z} \left\{ \eta \left[\frac{1}{r} \frac{\partial (rv)}{\partial r} + \frac{\partial u}{\partial z} \right] \right\}, \end{aligned} \quad (3)$$

где p — давление; j_z, j_r — аксиальная и радиальная компоненты плотности тока в дуге; B_ϕ — азимутальная компонента вектора магнитной индукции; η — коэффициент динамической вязкости;

уравнение энергии

$$\begin{aligned} \rho C_p \left(\frac{\partial T_p}{\partial t} + v \frac{\partial T_p}{\partial r} + u \frac{\partial T_p}{\partial z} \right) = & \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \times \\ & \times \left(r \chi \frac{\partial T_p}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\chi \frac{\partial T_p}{\partial z} \right) + \frac{k}{e} \times \\ & \times \left\{ j_r \frac{\delta[(5/2 - \delta) T_p]}{\partial r} + j_z \frac{\delta[(5/2 - \delta) T_p]}{\partial z} \right\} + \\ & + \frac{j_r^2 + j_z^2}{\sigma} - \psi, \end{aligned} \quad (4)$$

где C_p — удельная теплоемкость плазмы с учетом энергии ионизации; T_p — температура плазмы; χ — коэффициент теплопроводности; k — пос-



тоянная Больцмана; e — заряд электрона; δ — постоянная термодиффузии; ψ — потери энергии на излучение в приближении оптически тонкой плазмы;

уравнения электромагнитного поля

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \sigma \frac{\partial \varphi}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\sigma \frac{\partial \varphi}{\partial z} \right) = 0, \quad (5)$$

$$B_{\varphi}(r, z) = \frac{\mu_0}{r} \int_0^r j_z(\xi, z) \xi d\xi, \quad (6)$$

где φ — электрический потенциал; σ — удельная электропроводность плазмы; μ_0 — универсальная магнитная постоянная;

$$j_r = -\sigma \frac{\partial \varphi}{\partial r}, \quad j_z = -\sigma \frac{\partial \varphi}{\partial z}. \quad (7)$$

Для замыкания системы уравнений (1)...(7) требуется задать термодинамические характеристики ρ , C_p , коэффициенты переноса η , χ , δ , σ и потери энергии на излучение ψ дуговой плазмы в зависимости от ее температуры, давления и состава. Для изотермической аргоновой плазмы атмосферного давления указанные зависимости приведены, например, в работе [16].

Для решения системы дифференциальных уравнений (1)...(5), описывающей процессы тепло-, массо- и электропереноса в столбе дуги, необходимо задать соответствующие начальные и граничные условия. Поскольку физические поля в дуговом разряде устанавливаются достаточно быстро, начальные распределения скорости и температуры плазмы принципиального значения не имеют. Для скорости можно, например, задавать нулевые значения, а температуру в области токового канала выбирать такой, чтобы обеспечить характерную для аргоновой дуги проводимость плазмы.

Для рассматриваемого здесь случая дуги с вольфрамовым катодом и медным водоохлаждаемым анодом граничные условия для искомых функций ($\vec{V} = \{v, 0, u\}$, T_p , φ) сформулируем следующим образом.

На поверхности анода (плоскость $z = L$) для скорости плазмы $\vec{V}$ выполняются условия «прилипания»

$$\vec{V}|_{z=L} = 0. \quad (8)$$

На границе плазмы столба дуги с анодной областью имеет место следующее условие энергетического баланса [13]:

$$-\chi \frac{\partial T_p}{\partial z} \Big|_{z=L} + j_a \frac{k}{e} \left(\frac{5}{2} - \delta \right) T_p \Big|_{z=L} = \Delta \varphi j_a + q_a, \quad (9)$$

где $j_a = -j_z|_{z=L}$ — плотность тока на аноде.

С хорошим приближением электрический потенциал поверхности анода можно считать постоянным и равным нулю. Тогда граничное условие для потенциала на границе столба дуги с анодной областью можно записать в виде

$$\varphi|_{z=L} = \Delta \varphi. \quad (10)$$

Скачок потенциала $\Delta \varphi$ в выражениях (9), (10) вычисляется согласно модели анодной области [13] при $T_{ea} = T_p|_{z=L}$ (см. рис. 1).

Вблизи катода (плоскость $z = 0$) условия для вектора скорости задаются следующим образом:

$$v|_{z=0} = 0, \quad u|_{z=0} = u_0, \quad (11)$$

где u_0 определяется расходом защитного газа и диаметром сопла для его подачи.

Для температуры и электрического потенциала в прикатодной зоне дуги примем условия

$$T_p|_{z=0} = T_k(r), \quad \sigma \frac{\partial \varphi}{\partial z} \Big|_{z=0} = j_k(r), \quad (12)$$

где распределения температуры плазмы $T_k(r)$ и плотности тока под катодом $j_k(r)$ выбираются согласно рекомендациям работы [12].

В зоне подачи защитного газа можем записать

$$T_p|_{z=0} = T_c, \quad \frac{\partial \varphi}{\partial z} \Big|_{z=0} = 0, \quad (13)$$

где T_c — температура окружающей среды.

Граничные условия для скорости, температуры плазмы и электрического потенциала на оси симметрии системы задаются стандартным образом (см., например, [1, 3]).

На внешней границе расчетной области ($r = R$) для скорости плазмы и электрического потенциала можем записать [3]

$$\frac{\partial(\rho v r)}{\partial r} \Big|_{r=R} = 0, \quad u|_{r=R} = 0, \quad \frac{\partial \varphi}{\partial r} \Big|_{r=R} = 0. \quad (14)$$

Граничное условие для температуры плазмы при $r = R$ определим в зависимости от направления движения потока плазмы:

$$T_p|_{r=R} = T_c \text{ при } v|_{r=R} \leq 0, \\ \frac{\partial T_p}{\partial r} \Big|_{r=R} = 0 \text{ при } v|_{r=R} > 0. \quad (15)$$

Систему дифференциальных уравнений (1)...(5) с граничными условиями (8)...(15) решали численно с помощью метода конечных разностей. Для определения входящих в уравнения (1)...(5) термодинамических и транспортных характеристик плазмы использовали расчетные данные для

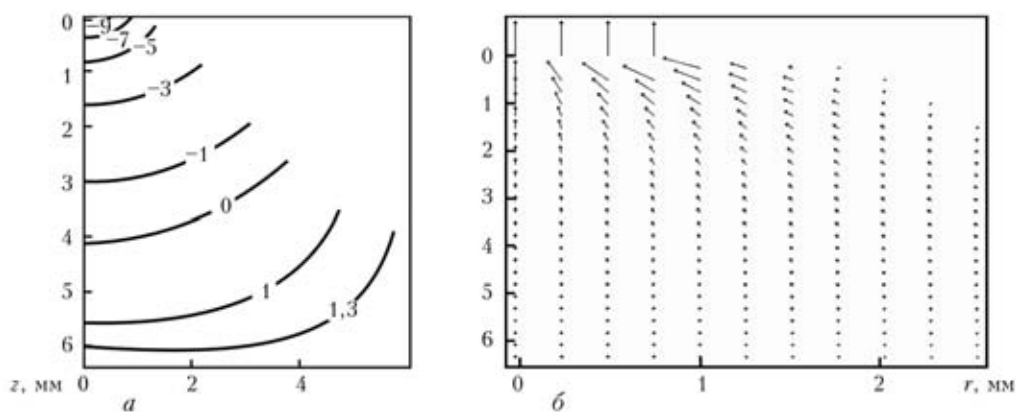


Рис. 3. Поля электрического потенциала (а) и плотности тока (б) в столбе свободногорящей дуги в аргоне с вольфрамовым катодом и медным водоохлаждаемым анодом ($\max |\vec{j}| = 8 \cdot 10^7 \text{ А/м}^2$)

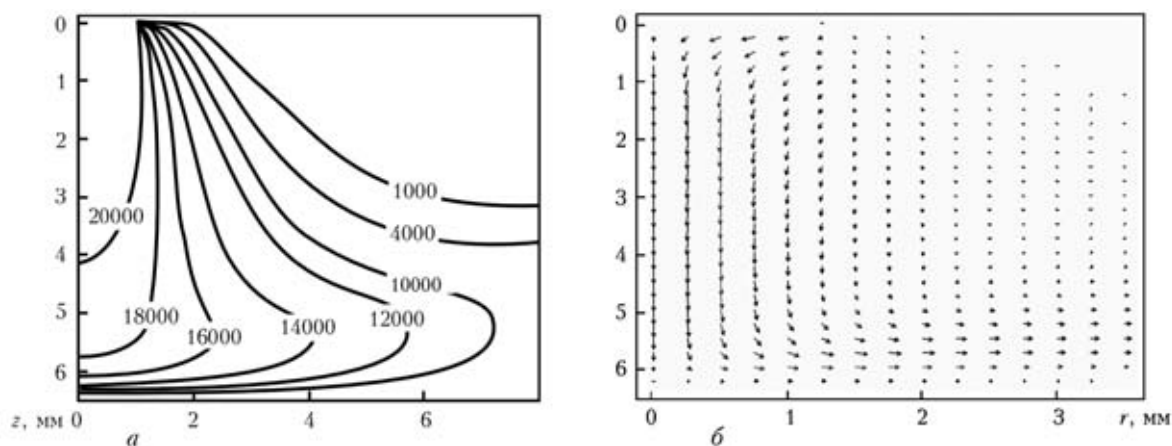


Рис. 4. Поля температуры (а) и скорости (б) плазмы в столбе свободногорящей дуги в аргоне с вольфрамовым катодом и медным водоохлаждаемым анодом ($\max |\vec{V}| = 350 \text{ м/с}$)

аргоновой плазмы [16]. При численном решении газодинамической и тепловой задач использовали совместный лагранжево-эйлеровый метод [17, 18], адаптированный к условиям сжимаемой среды.

Как видно из результатов расчета электрического потенциала (рис. 3, а), над поверхностью анода возникает зона положительных значений φ , что обусловлено наличием обратного скачка потенциала на анодном слое. Максимальные значения градиента потенциала и плотности тока в столбе дуги наблюдаются вблизи катода (рис. 3). Здесь же достигается максимальная температура дуговой плазмы (рис. 4, а), что обусловлено высокой интенсивностью джоулевых источников тепла. По мере удаления от катода плотность электрического тока быстро снижается (см. рис. 3, б). Силовое поле, формирующееся при таком распределении тока, обуславливает характерную для дуги с тугоплавким катодом картину движения плазмы в столбе дуги (см. рис. 4, б). Максимальные значения скорости плазмы на оси симметрии (до 350 м/с) обеспечивают эффективный перенос тепловой энергии из наиболее горячей зоны вблизи катода к поверхности анода. Как видно из рис. 4, а, температурное поле в дуговой плазме в значительной

мере определяется конвективным теплопереносом. Этим фактом объясняется и существенная вытянутость изотерм вдоль поверхности анода.

Как видно из рис. 5, максимальное значение $\Delta\varphi$ в приосевой зоне анодной области обусловлено более высокими значениями T_{ea} вблизи оси симметрии. Некоторое увеличение скачка потенциала на периферии области анодной привязки дуги объясняется крайне малым значением плотности тока на этом участке поверхности анода.

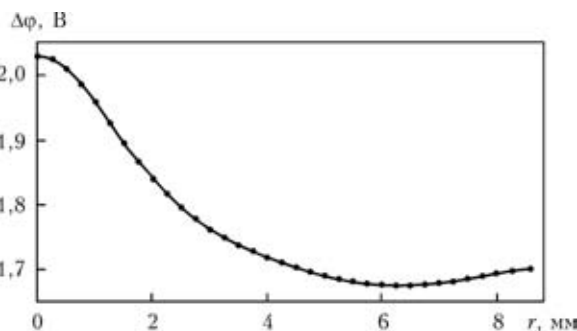


Рис. 5. Радиальное распределение скачка потенциала в анодной области для свободногорящей дуги в аргоне с вольфрамовым катодом и медным водоохлаждаемым анодом ($I = 200 \text{ А}$, $L = 6,3 \text{ мм}$, $T_s = 720 \text{ К}$)

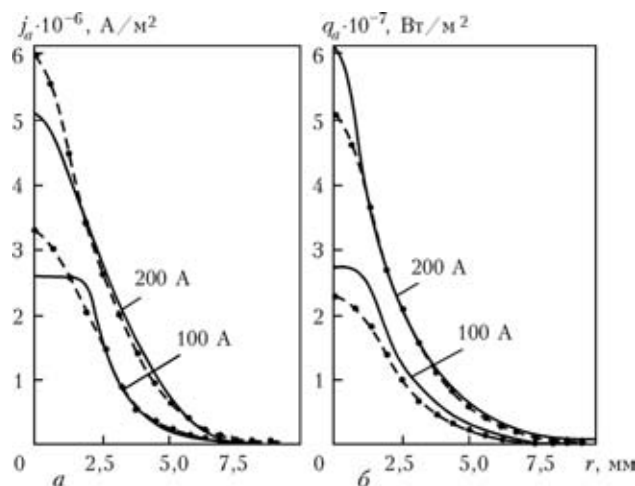


Рис. 6. Радиальные распределения плотности тока на аноде (а) и теплового потока в анод (б) для свободнотеряющейся дуги в аргоне с вольфрамовым катодом и медным водоохлаждаемым анодом ($L = 6,3$ мм) [14]: штриховые кривые — расчет; сплошные — экспериментальные данные

Сравнение расчетных данных радиального распределения плотности электрического тока на аноде и теплового потока в анод с экспериментальными [14] показано на рис. 6. Для дуги с силой тока 200 А наблюдается достаточно хорошее совпадение расчетных распределений $j_a(r)$ и $q_a(r)$ с экспериментальными. Некоторые отличия расчетных и экспериментальных данных вблизи оси симметрии могут быть связаны как с погрешностями математического моделирования, так и с проблемами восстановления распределенных характеристик по интегральным параметрам, измеренным в [14]. Для дуги с силой тока 100 А соответствие результатов математического моделирования и экспериментальных данных можно охарактеризовать как вполне удовлетворительное.

В целом проведенный в настоящей работе численный анализ распределенных характеристик столба и анодной области электрической дуги с вольфрамовым катодом и медным водоохлаждаемым анодом и сравнение полученных результатов с имеющимися экспериментальными данными свидетельствуют об адекватности предложенной в работе [13] самосогласованной модели процессов энерго-, массо- и электропереноса в анодной области и столбе сварочной дуги при сварке неплавящимся электродом и плазменной сварке в инертном газе.

Numerical analysis of thermal, electromagnetic and gas-dynamic characteristics of plasma in a free-burning arc in argon at atmospheric pressure with tungsten cathode and copper water-cooled anode was performed in the anode region and column of welding arc. Results of calculation of current density on the anode and heat flow into the anode are compared with the available experimental data. It is shown that allowing for the anode potential drop in the model provides more accurate predictions of the characteristics of heat and electric interaction of arc plasma with anode surface.

1. Hsu K. C., Etemadi K., Pfender E. Study of the free-burning high-intensity argon arc // J. Appl. Phys. — 1983. — **54**, № 3. — P. 1293–1301.
2. Hsu K. C., Pfender E. Two-temperature modeling of the free-burning high-intensity arc // Ibid. — 1983. — **54**, № 8. — P. 4359–4366.
3. Zhu P., Lowke J. J., Morrow R. et al. Prediction of anode temperatures of free burning arcs // J. Phys. D: Appl. Phys. — 1995. — **28**. — P. 1369–1376.
4. Lowke J. J., Morrow R., Haidar J. A simplified unified theory of arcs and their electrodes // Ibid. — 1997. — **30**. — P. 2033–2042.
5. Haidar J. Non-equilibrium modeling of transferred arcs // Ibid. — 1999. — **32**. — P. 263–272.
6. Fan H. G., Kovacevic R. A unified model of transport phenomena in gas metal arc welding including electrode, arc plasma and molten pool // Ibid. — 2004. — **37**. — P. 2531–2544.
7. Hu J., Tsai H. L. Heat and mass transfer in gas metal arc welding. Pt I: The arc // Intern. J. Heat and Mass Transfer. — 2007. — **50**. — P. 833–846.
8. Tanaka M., Yamamoto K., Tashiro S. et al. Metal vapour behaviour in gas tungsten arc thermal plasma during welding // Welding in the World. — 2008. — **52**, № 11/12. — P. 82–88.
9. Мойжес Б. Я., Немчинский В. А. К теории дуги высокого давления на тупоплавком катоде // Журн. техн. физики. — 1972. — **42**, № 5. — С. 1001–1009.
10. Мойжес Б. Я., Немчинский В. А. К теории дуги высокого давления на тупоплавком катоде. Ч. II // Там же. — 1973. — **43**, № 11. — С. 2309–2317.
11. Жуков М. Ф., Козлов Н. П., Пустогаров А. В. и др. Приэлектродные процессы в дуговых разрядах. — Новосибирск: Наука, 1982. — 157 с.
12. Wendelstorf J., Simon G., Decker I. et al. Investigation of cathode spot behaviour of atmospheric argon arcs by mathematical modeling // Proc. of 12th Intern. conf. on gas discharges and their applications (Germany, Greifswald, 1997). — 1997. — Vol. 1. — P. 62–65.
13. Кривцун И. В., Демченко В. Ф., Крикент И. В. Модель процессов тепло-, массо- и электропереноса в анодной области и столбе сварочной дуги с тупоплавким катодом // Автомат. сварка. — 2010. — № 6. — С. 3–11.
14. Nestor O. H. Heat intensity and current density distributions at the anode of high current, inert gas arcs // J. Appl. Phys. — 1962. — **33**, № 5. — P. 1638–1648.
15. Sanders N. A., Pfender E. Measurement of anode falls and anode heat transfer in atmospheric pressure high intensity arcs // Ibid. — 1984. — **55**, № 3. — P. 714–722.
16. Boulos M. I., Fauchais P., Pfender E. Thermal plasmas: Fundamentals and applications. — N.-Y.; London: Plenum press, 1997. — Vol. 1. — 454 p.
17. Ляшко И. И., Демченко В. Ф., Вакуленко С. А. Вариант метода расщепления уравнений динамики вязкой несжимаемой жидкости на лагранжево-эйлеровых сетках // Докл. АН УССР. Сер. А. — 1981. — С. 43–47.
18. Демченко В. Ф., Лесной А. Б. Лагранжево-эйлеровый метод численного решения многомерных задач конвективной диффузии // Доп. НАН України. — 2000. — № 11. — С. 71–75.

Поступила в редакцию 20.12.2011



ЭФФЕКТИВНОСТЬ ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА АМг6 РАЗЛИЧНОЙ ТОЛЩИНЫ

Академик НАН Украины **Л. М. ЛОБАНОВ, Н. А. ПАЩИН, О. Л. МИХОДУЙ**, кандидаты техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Показано влияние конструктивных особенностей крепления образцов сплава АМг6 и его сварных соединений в захватах испытательной машины на снижение сопротивления деформированию при электродинамической обработке. Установлено, что с увеличением толщины обрабатываемого металла эффективность электродинамических воздействий снижается.

Ключевые слова: сварные соединения, алюминиевый сплав, электродинамическая обработка, начальные напряжения, разряд тока, зарядное напряжение, система крепления образца, эффективность обработки, снижение сопротивления деформированию

Методы обработки металлических материалов воздействием импульсных электромагнитных полей находят все более широкое применение при регулировании напряженного состояния элементов сварных конструкций [1, 2]. Одним из методов импульсного воздействия электрическим током на металлы и сплавы является электродинамическая обработка (ЭДО). Проводили исследования механизмов влияния ЭДО на напряженное состояние алюминиевых сплавов [3], конструкционных сталей [4, 5], а также сварных соединений из этих материалов. При этом результаты, представленные в работах [1, 3–5], получены с помощью разработанной экспериментальной методики, основанной на растяжении плоских образцов, их обработке разрядами тока с текущим контролем изменения усилия растяжения, которое принимали за оценочную характеристику ЭДО. Вместе с тем известно [6], что условия закрепления исследуемых образцов в захватах испытательной машины в значительно большей степени влияют на сопротивление металлических материалов деформированию при динамических нагрузках, чем при статических. Это же относится к деформационным процессам, инициируемым в металлах и сплавах прохождением разрядов электрического тока [7].

Таким образом, очевидно, что при оценке эффективности процесса ЭДО следует учитывать конструктивную схему крепления обрабатываемых образцов. Кроме того, на основании анализа фрактограмм изломов сплава АМг6 предполагают, что эффективность электродинамического воздействия снижается с увеличением толщины

обрабатываемого металла [8]. Количественная оценка эффективности ЭДО в зависимости от толщины обрабатываемого материала позволяет выделить диапазон значений энергетических параметров электродинамического воздействия, определяющий применимость данного метода обработки в инженерной практике.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния толщины образцов сварных соединений алюминиевого сплава АМг6, а также конструктивных особенностей их крепления в испытательной машине на эффективность электродинамических воздействий.

Для оценки влияния ЭДО на снижение уровня начальных напряжений в материале ее выполняли на предварительно растянутых плоских образцах сплава АМг6 прямоугольного сечения с размерами рабочей части и головки соответственно 150×30 и 120×40 мм толщиной от 2,5 до 10 мм. Для генерирования импульсного тока использовали установку, описанную в работе [5], а ЭДО выполняли посредством контакта медного электрода с поверхностью металла на рабочей части образца, как показано в работе [3].

Растяжение образцов выполняли на разрывной машине 2 класса ЦДМ-10 с максимальной нагрузкой при растяжении 98000 Н, скоростью деформации 0,1 мм/с и температуре 293 К. Машина укомплектована механическим приводом растяжения, ручной системой точной регулировки нагрузки, маятниковым силоизмерителем и относится к устройствам с замкнутым силовым контуром. Выбор данного типа машины исключает возможность неконтролируемого деформирования и разрушения образца при динамическом нагружении, что в ряде случаев имеет место при использовании силовых устройств с автоматическим поддержанием скорости деформации [7].

ЭДО проводили сериями по пять-шесть импульсов при зарядном напряжении $U = 500$ В и



емкости конденсаторной батареи $C = 6600$ мкФ, что соответствовало энергии накопленного заряда 800 Дж. Выполняли обработку образцов основного металла и стыковых сварных соединений сплава АМг6, предварительно нагруженных до значений начальных напряжений σ_0 от 50 до 140 МПа.

Исследования влияния конструктивных особенностей крепления образцов в захватах машины на снижение значений σ_0 при ЭДО проводили на основе сравнения двух вариантов конструкции узла крепления головок образцов (рис. 1). В первом варианте крепление осуществляли клиновыми захватами, губки которых сопрягались с площадью контактной поверхности головок образца (рис. 1, а). Во втором образец крепили цилиндрическими штифтами, соединенными П-образными скобами траверса машины (рис. 1, б). Поперечные сечения рабочей площадки и головок исследуемых образцов соответствовали требованиям ГОСТ 1497–84.

Сравнительную оценку проводили при ЭДО образцов толщиной 5 мм, растянутых до значения $\sigma_0 = 50$ МПа. Обработку образцов выполняли серией из пяти импульсов тока. Изменения значений напряжений при ЭДО для двух вариантов крепления образцов представлены на рис. 2, из которого видно, что фиксация образца через штифт (кривая 2) характеризуется более интенсивным снижением значений напряжений по сравнению с креплением клиновыми захватами (кривая 1). При этом разность значений напряжений на кривых 1 и 2 после пяти импульсов тока составила 40...50 %, что связано с различием конструктивных особенностей крепления образцов. При креплении образца через штифт в момент электродинамического воздействия имеют место условия взаимодействия, определяемые как контакт пары штифт–отверстие [9] по поверхности их сопряжения. Площадь контакта соответствовала отпечатку штифта на сопрягаемой с ним поверхности отверстия головки образца после одиночного электродинамического воздействия и была равна 5 мм². При креплении клиновыми захватами взаимодействие головки образца с двумя губками захвата траверсы проходит по линиям сопряжения общей длиной 80 мм (ширина головки образца 40 мм), что определяет площадь контактного взаимодействия 200 мм².

Для оценки динамической нагрузки, действующей на образец в зоне крепления, исследовали распределение продольных волн напряжений, инициируемых электродинамическим воздействием, вызванным ЭДО. При этом использовали плоский образец прямоугольного сечения

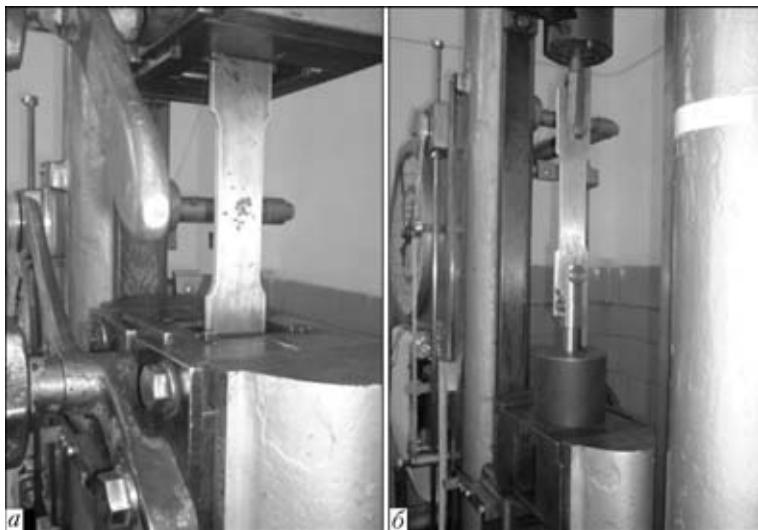


Рис. 1. Внешний вид узлов крепления образцов в машине ЦДМ-10 клиновыми захватами (а) и штифтом через П-образные скобы (б)

из сплава АМг6, растянутый до значений начальных напряжений, соответствующих 50 МПа. На лицевой и обратной поверхностях рабочей части образца вдоль центральной продольной оси располагали два тензорезистора ($r = 200$ Ом) с базой 10 мм. Датчики располагали на расстоянии 70 мм от центра образца, поверхность которого обрабатывали одиночным разрядом тока на режиме, соответствующем зарядному напряжению 500 В. Запись показаний датчиков проводили двухканальным цифровым осциллографом PCS Welleman при развертке 0,5 мс.

При расчете динамических напряжений динамический модуль упругости E_d для сплавов алюминия принимали равным статическому $E = 70000$ МПа [10]. Усредненные по толщине металла амплитудные значения волны напряжений представлены на рис. 3. Из рисунка видно, что размах амплитуды составляет 178 МПа, из которых на растягивающие напряжения приходится 108 МПа. При этом остаточной пластической де-

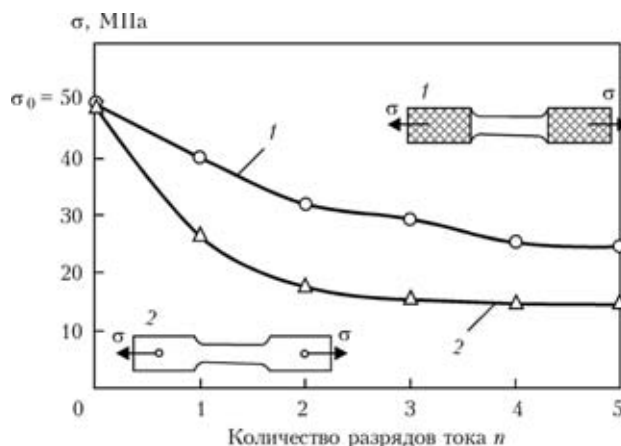


Рис. 2. Влияние конструктивных особенностей крепления образцов сплава АМг6 на снижение напряжений σ при ЭДО: 1 — крепление клиновыми захватами; 2 — то же, но П-образными скобами

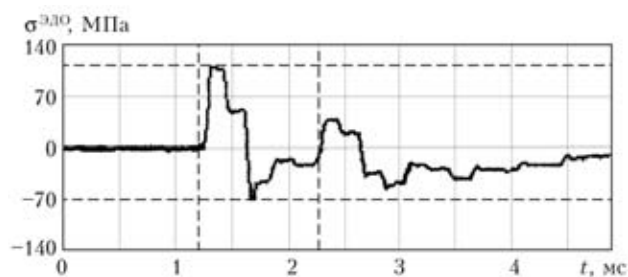


Рис. 3. Волна динамических напряжений $\sigma_{\text{ЭДО}}$ в образце сплава АМгб при одиночном электродинамическом воздействии с энергией заряда 800 Дж

формации в зоне измерения тензодатчиков зарегистрировано не было. Данный факт подтверждают работы [3, 11], где указывается на то, что область пластического деформирования при ЭДО локализована в зоне энерговыделения электродинамического воздействия.

Исходя из экспериментально полученных максимальных значений напряжения волны нагрузки, представленных на рис. 3, проведена приближенная оценка напряженного состояния металла образцов в местах их крепления на траверсах испытательной машины. В соответствии с работой [6] следует учитывать корреляцию условного предела текучести при динамических нагрузках $\sigma_{0,2}^{\text{д}}$, значение которого определяется соотношением [10]

$$\sigma_{0,2}^{\text{д}} = \chi \sigma_{0,2}^{\text{с}}$$

где $\sigma_{0,2}^{\text{с}}$ — условный предел текучести при статическом растяжении, МПа; χ — коэффициент динамичности.

Согласно работе [10] для сплавов алюминия значение χ принимали равным 2, а значение $\sigma_{0,2}^{\text{с}}$ сплава АМгб, полученное по результатам испытаний металла в исходном состоянии, составляло 140 МПа. С учетом χ значение динамического предела текучести $\sigma_{0,2}^{\text{д}}$ составляло 280 МПа.

При креплении клиновыми захватами значения динамических напряжений растяжения составляют 81 МПа. При сложении динамических напряжений с начальными напряжениями образца

Режимы автоматической сварки пластин из сплава АМгб различной толщины, используемых для ЭДО ($U_{\text{д}} = 18 \text{ В}$)

№ пластины	δ , мм	I , А	$v_{\text{св}}$, мм/с
1	2,5	170	5,55
2	4,0	200	3,33
3	5,0	250	3,33
4	10,0	480	2,50

$\sigma_0 = 50 \text{ МПа}$ их суммарное значение не превышает 131 МПа, что значительно ниже $\sigma_{0,2}^{\text{д}}$.

При штифтовом креплении значения динамических напряжений составляют 324 МПа, что при сложении с начальными напряжениями дает 374 МПа, что превышает $\sigma_{0,2}^{\text{д}}$. Согласно проведенной оценке при использовании штифтовой системы крепления в зоне отверстия развивается местная текучесть, приводящая к его деформированию. Это накладывает определенные ограничения на применимость штифтовых креплений при разработке экспериментальных методик исследования влияния динамических и импульсных нагрузок на напряженное состояние конструкционных материалов.

Проведены исследования влияния толщины металла на эффективность ЭДО при обработке образцов сплава АМгб и его сварных соединений с шириной рабочей части 30 мм. При этом толщину образцов основного металла задавали 2,5 и 10 мм, а сварных соединений — 2,5; 4,0; 5,0 и 10,0 мм. Последние получали с помощью вырезки из пластин размерами 400×400 мм, сваренных сваркой ТИГ с присадкой на установке АСТВ-2М. Режимы сварки образцов сплава АМгб приведены в таблице.

Следует отметить, что площадь сечения на участке усиления шва при увеличении толщины свариваемого металла может меняться, что связано с технологией сварки. Это может негативно влиять на достоверность результатов при сопоставлении значений эффективности ЭДО образцов различной толщины, обработанных при равных энергетических параметрах электродинамического воздействия. Для повышения точности результатов измерений усиление на образцах было удалено с помощью механической обработки до толщины основного металла.

Перед обработкой образцы подвергали статическому растяжению до значения начального напряжения $\sigma_0 = 140 \text{ МПа}$, что соответствует максимальному значению продольной составляющей остаточных сварочных напряжений в сплаве АМгб.

Обработку поверхности центральной части образцов выполняли серией из шести импульсов ($n = 6$) при параметрах электродинамического воздействия, соответствующих энергии накопленного заряда 800 Дж. После каждого импульса регистрировали снижение уровня начальных напряжений $\Delta\sigma$. Оценочной характеристикой влияния толщины обрабатываемого металла на эффективность ЭДО являлась относительная эффективность $\frac{\Delta\sigma}{\sigma_0} \cdot 100 \%$.

Зависимость влияния толщины обрабатываемого металла на эффективность ЭДО представ-



лена на рис. 4, а, из которого видно, что максимальные значения $\frac{\Delta\sigma}{\sigma_0} \cdot 100\%$ достигаются

после первого импульса тока во всем диапазоне исследуемых толщин ($n = 1$). При сравнении показателей эффективности ЭДО основного металла и сварных соединений для минимальных толщин 2,5 мм (рис. 4, а, кривые 1' и 1) и максимальных 10 мм (рис. 4, а, кривые 4' и 4) можно видеть, что значения $\frac{\Delta\sigma}{\sigma_0} \cdot 100\%$ для основного металла на

10...12 % ниже, чем для сварных соединений. Это связано с наличием остаточных напряжений в образцах сварных соединений. В ряде работ, например [3, 7], показано, что наблюдается прямая зависимость эффективности электродинамических воздействий от значения упругих растягивающих напряжений, приложенных к образцу в процессе ЭДО.

При сравнении параметров эффективности электродинамического воздействия при ЭДО сварных соединений толщиной 2,5 и 4 мм (рис. 4, а, кривые 1, 2) значения $\frac{\Delta\sigma}{\sigma_0} \cdot 100\%$ различаются

на 2...5 % в течение всего цикла обработки. Максимальные показатели эффективности ЭДО при увеличении толщины образцов от 4 до 10 мм (кривые 2—4) соответственно понижаются с 25 до 15 %, т. е. в целом значения $\frac{\Delta\sigma}{\sigma_0} \cdot 100\%$ снижаются

при увеличении толщины металла. Как видно из рис. 4, а, значения эффективности ЭДО с энергией заряда 800 Дж близки к максимальным в диапазоне толщин 2,5...4 мм.

Проведена оценка снижения сопротивления металла деформированию при ЭДО образцов сварных соединений сплава АМгб толщиной от 2,5 до 10 мм после первого ($n = 1$) и завершающего ($n = 6$) импульсов тока (рис. 4, б, кривые 5, 6). Если принять максимальное значение $\frac{\Delta\sigma}{\sigma_0} \cdot 100\%$ при $n = 6$ для каждого из исследуемых сечений за 100 %, то при сравнении кривых 5 и 6 на участках, соответствующих толщинам 2,5 и 4 мм, видно, что влияние первого импульса тока (кривая 5) на эффективность ЭДО составляет 60 %.

Аналогичные показатели влияния первого импульса тока для толщин 5 и 10 мм были соответственно 0,5 и 0,35. Проанализировав данные рис. 4, можно заключить, что в диапазоне толщин 2,5...4 мм имеет место повышение значений эффективности ЭДО при сравнении с образцами толщиной 5...10 мм. При этом показатели эффективности для толщин 2,5 и 4 мм достаточно близ-

ки. Это свидетельствует о том, что процессы деформирования металла в результате электродинамического воздействия для толщин 2,5...4 мм и 5...10 мм отличаются. Можно предположить, что линейный характер снижения значений $\frac{\Delta\sigma}{\sigma_0} \cdot 100\%$ с увеличением толщины от 5 до 10 мм

связан с упругопластическим деформированием металла при обработке. При этом с увеличением толщины образцов доля пластической составляющей деформации понижается при сопутствующем возрастании упругой. Деформирование образцов толщиной 2,5...4 мм происходит в условиях, когда металл практически исчерпал упругие свойства и близок к пластическому течению, что подтверждается пологими участками кривых 5 и 6.

Для подтверждения отмеченного выше предположения о различии процессов деформирования сварных соединений сплава АМгб в диапазонах толщин 2,5...4 и 5...10 мм выполнена приближенная оценка удельной динамической нагрузки, соответствующей запасенной энергии заряда 800 Дж. По результатам испытаний на продольное растяжение установлено, что значение статического предела текучести $\sigma_{0,2}^c$ для сварных соединений сплава АМгб толщиной 2,5...10 мм в исходном состоянии составляет 130 МПа. С уче-

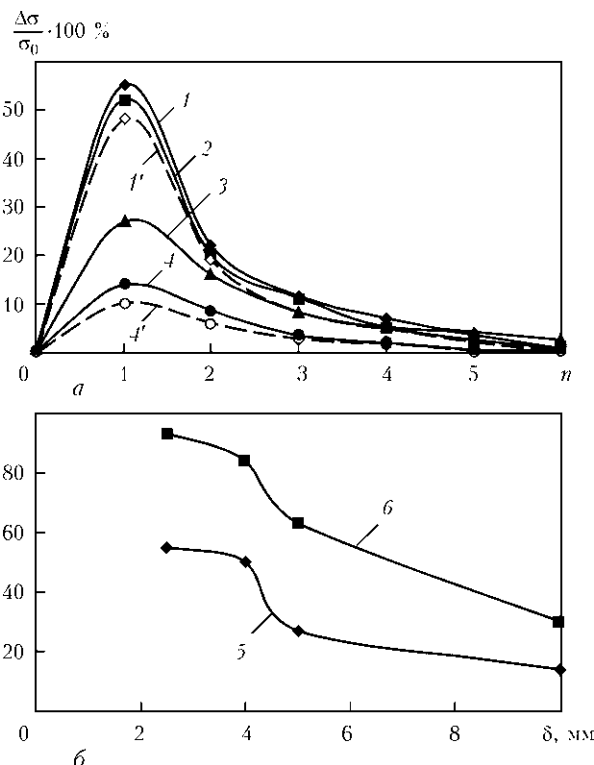


Рис. 4. Зависимость эффективности ЭДО от количества разрядов тока n образцов основного металла (ОМ) и сварных соединений (СС) сплава АМгб (а) и от толщины образцов (б): 1, 1' — $\delta = 2,5$ мм для ОМ и СС; 2 — 4 мм для СС и ОМ; 3 — 5 мм для СС; 4, 4' — 10 мм для СС и ОМ; 5 — $n = 1$; 6 — 6



том принятого на основании работы [10] значения коэффициента динамичности $\chi = 2$ значение динамического предела текучести $\sigma_{0,2}^d$ составило 260 МПа. В работе [12] проведена экспериментальная оценка динамической нагрузки, соответствующей накопленной энергии заряда 800 Дж, значение которой составило 20461 Н, а период нарастания до максимального значения — 0,0013 с. Значение динамических напряжений $\sigma_{\text{ЭДО}}$ при толщине образцов 2,5 мм равно 273 МПа, что превышает $\sigma_{0,2}^d$. При толщине 4 мм имеет место соотношение $\sigma_{\text{ЭДО}} = 0,75\sigma_{0,2}^d$, что свидетельствует о близости максимальных значений динамических напряжений к динамическому пределу текучести. Полученные соотношения $\sigma_{\text{ЭДО}}$ и $\sigma_{0,2}^d$ определяют пологий характер кривых 5 и 6 на рис. 4, б в диапазоне толщин 2,5...4 мм. При обработке образцов толщиной 5 и 10 мм электродинамическое воздействие находится в области упругих динамических нагрузок, что соответствует монотонному участку кривых 5 и 6 на рис. 4, б, а эффективность ЭДО определяется областью пластического деформирования в зоне энерговыделения импульса тока [3, 11].

Выводы

1. Установлено, что при штифтовом креплении головок образцов из сплава АМг6 в испытательной машине зарегистрированы пониженные на 50 % значения напряжений растяжения при электродинамических воздействиях по сравнению с креплением клиновыми захватами.

2. Показано, что значения эффективности ЭДО сварных соединений сплава АМг6 понижаются с увеличением толщины обрабатываемого металла.

1. *Исследование влияния импульсной обработки на повышение ресурса металлических конструкций* / Л. М. Лобанов, Н. А. Пашин, В. П. Логинов и др. // Автомат. сварка. — 2005. — № 11. — С. 28–32.
2. *Перераспределение остаточных сварочных напряжений в результате обработки импульсным электромагнитным полем* / Г. В. Степанов, А. И. Бабуцкий, И. А. Мамеев и др. // Пробл. прочности. — 2011. — № 3. — С. 123–131.
3. *Лобанов Л. М., Пашин Н. А., Логинов В. П. Влияние электродинамической обработки на напряженное состояние сварных соединений алюминиевого сплава АМг6* // Автомат. сварка. — 2007. — № 6. — С. 11–13.
4. *Влияние электродинамической обработки на напряженное состояние сварных соединений стали Ст3* / Л. М. Лобанов, Н. А. Пашин, В. П. Логинов и др. // Там же. — 2007. — № 7. — С. 10–12.
5. *Влияние электродинамической обработки на напряженно-деформированное состояние теплоустойчивых сталей* / Л. М. Лобанов, Н. А. Пашин, В. П. Логинов, В. М. Скульский // Там же. — 2006. — № 5. — С. 28–32.
6. *Белл Дж. Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел.* — Ч. 2. Конечные деформации. — М.: Наука, 1984. — 432 с.
7. *Стрижало В. А., Новогрудский Л. С., Воробьев Е. В. Прочность материалов при криогенных температурах с учетом воздействия электромагнитных полей.* — Киев: Ин-т пробл. прочности им. Г. С. Писаренко НАНУ, 2008. — 504 с.
8. *Лобанов Л. М., Пашин Н. А., Логинов В. П. Особенности структурообразования алюминиевых сплавов АМг5, АМг6 под воздействием импульсов электрического тока* // Вісн. Укр. матеріалозн. тов-ва. — 2010. — № 3. — С. 33–42.
9. *Гудченко В. М., Лютцау В. Г. Структурные изменения поверхностных слоев стали ШХ-15 в условиях пульсирующего контактного нагружения* // Высокоскоростная деформация. — М.: Наука, 1971. — С. 92–95.
10. *Ионов В. Н., Огибалов П. М. Напряжения в телах при импульсном нагружении.* — М.: Высш. шк., 1975. — 463 с.
11. *Особенности формирования пластических деформаций при электродинамической обработке сварных соединений стали Ст3* / Л. М. Лобанов, В. И. Махненко, Н. А. Пашин и др. // Автомат. сварка. — 2007. — № 10. — С. 10–15.
12. *Эффективность электродинамической обработки алюминиевого сплава АМг6 и его сварных соединений* / Л. М. Лобанов, Н. А. Пашин, А. В. Черкашин и др. // Там же. — 2012. — № 1. — С. 3–7.

Influence of design features of fastening the samples of AMg6 alloy and its welded joints in the grips of testing machine on lowering the deformation resistance at electrodynamic treatment is shown. It is established that the effectiveness of electrodynamic impact decreases with increase of treated metal thickness.

Поступила в редакцию 03.01.2012



ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА АУСТЕНИТИЗАЦИИ НА СКЛОННОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 03X16H9M2 К ЛОКАЛЬНОМУ РАЗРУШЕНИЮ

Ю. В. ПОЛЕТАЕВ, канд. техн. наук

(Волгодон. филиал ФБ ГОУ ВПО Южно-Рос. гос. техн. ун-та, г. Волгодонск, РФ)

Исследовано влияние параметров термического цикла аустенитизации на формирование структурной и химической однородности и стойкости металла ЗТВ против локального разрушения производственных сварных соединений аустенитной стали 03X16H9M2. Установлено, что в низкоуглеродистом металле ЗТВ затруднено развитие процессов образования и роста карбидов, карбонитридов, стимулирующих склонность сварных соединений к локальному разрушению. Экспериментально доказана нецелесообразность проведения высокотемпературной термической обработки — аустенитизации сварных соединений стали 03X16H9M2, так как повторный нагрев до $T = 1323...1373$ К длительностью 1...4 ч не способствовал повышению стойкости металла ЗТВ против локального разрушения.

Ключевые слова: дуговая сварка, сварные соединения, низкоуглеродистая аустенитная сталь, зона термического влияния, структурная и химическая микронеоднородность, аустенитизация, высокотемпературное низкочастотное малоцикловое нагружение, локальное разрушение

С повышением единичной мощности и рабочих параметров атомных энергетических установок с жидкометаллическим теплоносителем общая протяженность сварных соединений из аустенитных сталей заметно увеличивается и составляет десятки километров, при этом монтажные сварные соединения аустенитизации не подвергаются. В этих условиях проблема обеспечения качества, прочности и стойкости против хрупкого разрушения сварных соединений, в том числе локального разрушения металла ЗТВ при рабочей температуре выше 773 К, становится особенно актуальной.

В настоящее время отсутствует единое мнение об эффективности аустенитизации как надежного технологического способа борьбы с локальным разрушением сварных соединений при высокотемпературной эксплуатации [1–4]. Установлено, что аустенитизация способствует снижению длительной прочности сварных соединений [2, 5, 6] и увеличивает вероятность появления межзеренного разрушения в зоне сплавления [7–9], являющейся еще более охрупченным участком ЗТВ сварного соединения.

Таким образом, априорное применение аустенитизации без надлежащей оценки ее влияния на структуру и служебные свойства металла ЗТВ конкретного сварного соединения каждой исследуемой марки стали может способствовать снижению эксплуатационной надежности.

Цель настоящей работы — экспериментально обосновать возможность отказа от проведения

аустенитизации сварных соединений низкоуглеродистой аустенитной стали 03X16H9M2 без опасности снижения стойкости против локального разрушения металла ЗТВ в условиях высокотемпературного (823 К) низкочастотного малоциклового нагружения.

При исследовании стали 03X16H9M2 использовали промышленные плавки развесом 6,5 и 40 т, выплавленные на чистой шихте в основной электродуговой печи Ижорского завода им. А. А. Жданова. Химический состав данной стали, мас. %: 0,03 С; 1,22 Мн; 0,21 Si; 16,07 Cr; 10,37 Ni; 2,05 Мо; 0,20 Cu; 0,010 S и 0,007 Р, и ее механические свойства соответствовали требованиям нормативных документов.

Сварные соединения стали 03X16H9M2 выполняли по штатной технологии изготовления сварных узлов реакторной установки БН-800 в условиях ОАО «ЭМК-АТОММАШ». Ручную дуговую сварку провели специально разработанными электродами марки ЦТ-46. Сварные соединения испытывали в исходном состоянии и после аустенитизации при $T = 1323$ К (длительность выдержки 1...4 ч) в соответствии с рекомендациями по термической обработке сварных конструкций атомных энергетических установок с реакторами БН из стали типа Х18Н9. Режим термообработки имитировал условия нагрева и охлаждения крупногабаритных сварных конструкций. Кроме того, исследовали сварные образцы, подвергнутые аустенитизации при $T = 1373$ К с выдержкой 1 ч, что соответствовало возможному отклонению максимальной температуры при печном нагреве. Неоднородность по механическим свойствам между металлом сварного шва и металлом ЗТВ сварных соединений в исходном после сварки состоянии достаточно высокая. Наибольшая твердость сварных соединений наблюдается у металла шва, а наи-

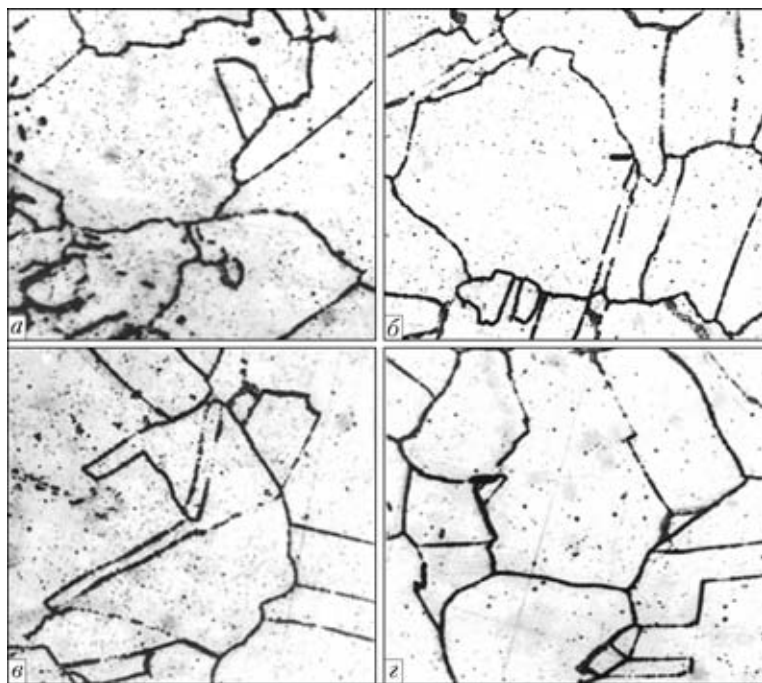


Рис. 1. Микроструктуры ($\times 700$) металла ЗТВ стали 03X16H9M2 на различном расстоянии от шва: а — линия сплавления; б — 0,1 мм; в — 0,5 мм; г — основного металла

низший — у основного металла. Повышенная прочность и твердость металла шва объясняется его развитой субструктурой и наклепом при сварке. При измерении микротвердости на приборе ПМТ-3 (нагрузка 100 г) выявлен также участок «наклепанного» основного металла, прилегающий к линии сплавления протяженностью около 0,1...0,3 мм, что соизмеримо с размерами зоны перегрева. Микротвердость этого участка находится на уровне значений микротвердости металла шва. Аустенитизация снимает наклеп и при-

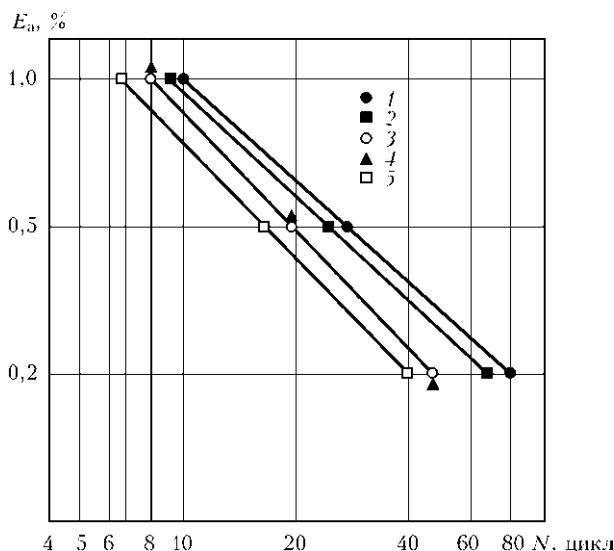


Рис. 2. Влияние аустенитизации на долговечность сварных соединений стали 03X16H9M2 с надрезом Менаже при $T = 823$ К: 1 — основной металл; 2 — сварное соединение, исходное после сварки состояние; 3 — то же при $T = 1323$ К, $\tau = 1$ ч; 4 — то же при $T = 1323$ К, $\tau = 4$ ч; 5 — то же при $T = 1373$ К, $\tau = 1$ ч

водит к сглаживанию механической неоднородности, однако полностью ее не уничтожает.

В отличие от стали, стабилизированной титаном [10], в металле ЗТВ нестабилизированной стали 03X16H9M2 после сварки происходит значительное растворение карбидов. Это объясняется тем, что карбиды хрома менее устойчивы, чем карбиды титана, и растворяются в процессе сварки в металле ЗТВ. Основной металл стали 03X16H9M2 имеет равновесную структуру с большим количеством двойников, мелкодисперсные карбиды в теле зерен отсутствуют. На некоторой части границ зерен имеются выделения второй фазы. Электронно-микроскопические исследования и дифракция электронов свидетельствуют о том, что это пластинчатые карбиды типа $Me_{23}C_6$ [10]. Большая же часть межзеренных границ свободна от выделений. В участках металла ЗТВ, непосредственно прилегающих к линии

сплавления (рис. 1), в результате воздействия сварочного нагрева размер зерна увеличился. На некоторой части новых границ заметны выделения второй фазы. Как показывает дифракция электронов, это также карбиды типа $Me_{23}C_6$. Очевидно, этот участок в процессе сварки подвергся нагреву выше 1373...1473 К, вследствие чего в нем произошел рост зерен. В процессе охлаждения в температурном интервале зарождения карбидов (723...1123 К) на некоторой части границ с максимальной свободной энергией и наибольшими сегрегациями атомов углерода произошло выпадение мелких дендритных карбидов. По мере удаления от линии сплавления количество и размер выделений по границам зерен уменьшается.

После термообработки микроструктура металла ЗТВ практически не изменилась и представляла собой полиэдры аустенита с отдельными включениями крупных карбидов хрома. Наибольшее изменение претерпела структура металла сварного шва, имевшая дендритное строение в исходном после сварки состоянии. После аустенитизации металл шва приобрел структуру полиэдрического аустенита с большим количеством равномерно распределенной глобулярной ферритной фазы.

Таким образом, термическая обработка, изменяя структуру металла шва, приводит к снижению структурной и механической неоднородности сварного соединения, однако полностью ее не уничтожает. Считают, что аустенитизация приводит к повышению стойкости сварных соединений против локального разрушения, однако результаты испытаний это не подтвердили.

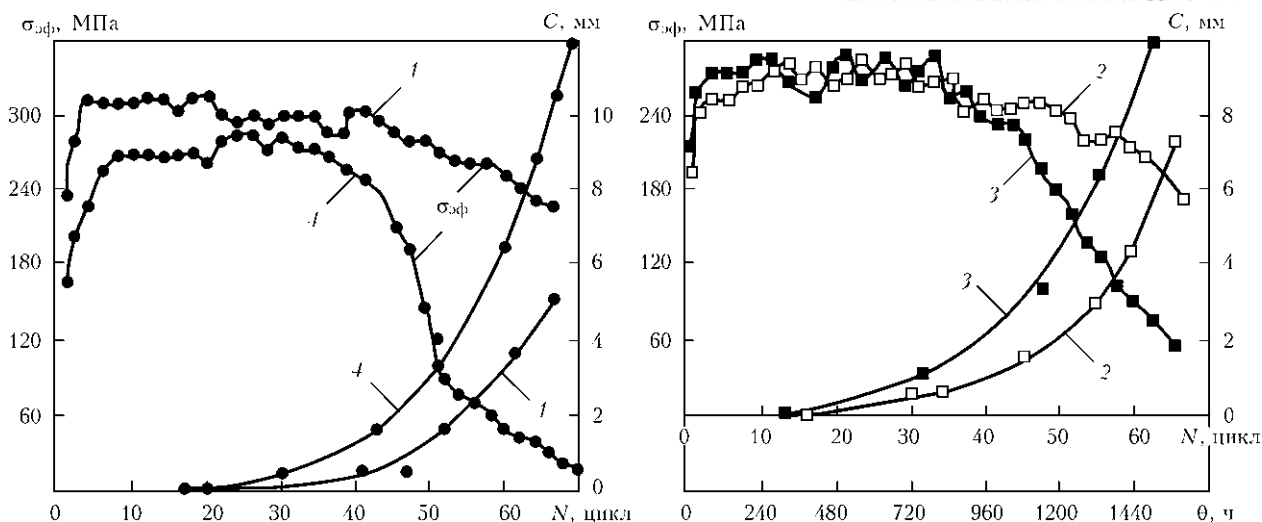


Рис. 3. Диаграммы разрушения сварных соединений стали 03X16H9M2 (при $E_a = 0,5\%$, $\tau = 24$ ч, $T = 823$ К): 1 — исходное после сварки состояние; 2 — аустенитизация при $T = 1323$ К, $\tau = 1$ ч; 3 — то же при 1373 К, 1 ч; 4 — то же при 1323 К, 4 ч

Оценку склонности сварных соединений к образованию и развитию локальных разрушений при высокотемпературном низкочастотном малоцикловом нагружении выполняли в соответствии с методикой работы [11]. Испытывали призматические образцы с поперечным сварным швом, по линии сплавления которого наносили один краевой надрез. Образцы деформировали по схеме знакопеременного циклического изгиба с длительностью выдержки 24 ч в полцикле растяжения при $T = 823$ К.

Как видно из рис. 2, ни один из режимов термической обработки не восстанавливает свойств сварного соединения до уровня основного металла. Это свидетельствует о неполном заживлении микрповреждений на границах зерен, возникших в процессе сварки [5]. Сварные образцы в исходном состоянии и после аустенитизации при $T = 1323$ К с выдержкой 1 ч имеют практически одинаковую долговечность. Увеличение выдержки до 4 ч привело к повышению долговечности лишь в $1,2$ раза. В то же время нагрев до $T = 1373$ К повышает склонность сварных соединений к хрупкому разрушению.

Диаграммы разрушения и кривые скорости роста трещины показаны соответственно на рис. 3 и 4. В исходном состоянии в течение первых четырех циклов нагружения наблюдается упрочнение сварных соединений — увеличение $\sigma_{0.5}$ в циклах. Затем процесс деформирования стабилизируется и при $N_p = 18$ циклов образуется трещина. После аустенитизации длительность процесса упрочнения сварных соединений заметно возрастает. После нагрева при $T = 1323$ К с выдержкой 4 ч упрочнение продолжается в течение восьми циклов. Затем процесс деформирования стабилизируется и при $N_p = 21$ циклов образуется трещина. После термообработки при температуре 1323 и 1373 К с выдержкой 1 ч характер кривой

$\sigma_{0.5} = f(N)$ нестабилен. Через четыре цикла заканчивается упрочнение, процесс деформирования стабилизируется. Затем снова наблюдается упрочнение, продолжающееся вплоть до образования трещины (соответственно при $N_p = 17$ и 14 циклов).

Кинетику развития разрушения изучали на базе 50 циклов с момента образования трещины. При испытаниях в исходном состоянии в интервале первых 14 циклов нагружения наблюдается стабильное развитие трещины с постоянной скоростью, равной $7 \cdot 10^{-3}$ мм/цикл (рис. 4), а на кривой $\sigma_{0.5} = f(N)$ наблюдаются участки упрочнения и разупрочнения (рис. 3). При $N = 14$ циклов на кривой на $V = f(N)$ образуется первый перелом. В интервале $14 \dots 26$ циклов происходит ускорение развития трещины. После 26 циклов образец

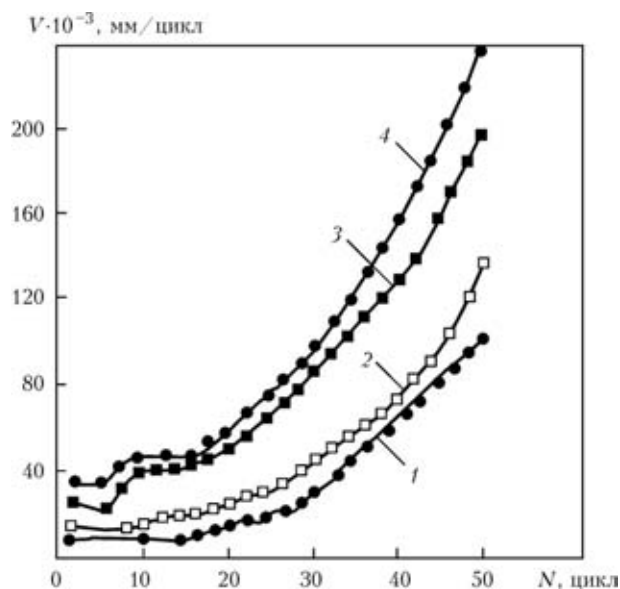


Рис. 4. Зависимость интенсивности локального разрушения сварных соединений стали 03X16H9M2 от режима аустенитизации: 1–4 — то же, что и на рис. 3

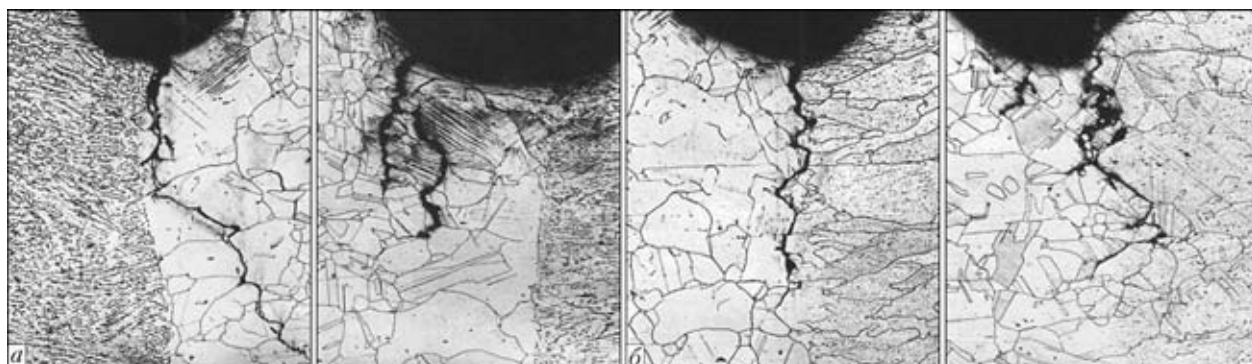


Рис. 5. Характер разрушения сварных соединений стали 03X16H9M2 (надрез Менаже) в исходном после сварки состоянии (а) и после аустенитизации (б), $\times 100$

теряет несущую способность, на что указывает постоянное относительно небольшое снижение $\sigma_{\text{эф}}$ в каждом цикле и второй перелом на кривой $V = f(N)$. При дальнейшем деформировании процесс развития трещины характеризуется практически постоянным ускорением. После 50 циклов нагружения глубина трещины составила около 5 мм, а скорость роста около $100 \cdot 10^{-3}$ мм/цикл.

Характер кривых $\sigma_{\text{эф}} = f(N)$ у сварных соединений после термообработки при $T = 1323$ и 1373 К с выдержкой 4 ч первые четыре цикла нагружения характеризуются стабильным развитием трещины с постоянной скоростью $38 \cdot 10^{-3}$ мм/цикл. При последующем нагружении $\sigma_{\text{эф}}$ возрастает вследствие значительного сопротивления развитию трещины. При $N = 14$ циклов происходит потеря несущей способности образца, особенно заметная после 22-го цикла. Интенсивность развития разрушения возрастает. После 50 циклов нагружения трещина достигла глубины 11,8 мм и скорости роста $236 \cdot 10^{-3}$ мм/цикл.

Характер кривых $\sigma_{\text{эф}} = f(N)$ у сварных соединений после аустенитизации при $T = 1323$ и 1373 К с выдержкой 1 ч одинаковый, однако процесс разрушения характеризуется различной интенсивностью. У образца, обработанного при $T = 1323$ К, потеря несущей способности происходит после 24 циклов. В интервале 24...50 циклов на кривой $\sigma_{\text{эф}} = f(N)$ можно выделить периодически повторяющиеся участки разупрочнения и стабилизации, что свидетельствует о скачкообразном характере подрастания трещины и ее последующем торможении, поэтому на кривой $V = f(N)$ наблюдается несколько переломов и участков с различным ускорением развития трещины. У образца, обработанного при $T = 1373$ К, потеря несущей способности происходит после 14 циклов нагружения. При последующих циклах наблюдается резкое снижение величины $\sigma_{\text{эф}}$, обусловленное интенсивным развитием трещины. В интервале 14...50 циклов на кривой $V = f(N)$ можно выделить два участка с различным наклоном к оси абсцисс. После 50 циклов нагружения у сварных соединений, обработанных

при $T = 1323$ и 1373 К, глубина трещины соответственно составила 6,9 и 9,9 мм, а скорость роста — 138 и $198 \cdot 10^{-3}$ мм/цикл.

Понижение трещиностойкости сварных соединений после аустенитизации связано с изменением места разрушения. Для сварных соединений в исходном после сварки состоянии характерно образование и развитие локального разрушения в металле ЗТВ на расстоянии 1...3 зерен от границы сплавления (рис. 5, а). При этом развитие нескольких трещин происходит примерно с одинаковой интенсивностью. После аустенитизации локальное разрушение развивается преимущественно по границе сплавления (рис. 5, б). Даже при образовании нескольких трещин более интенсивно развивается трещина по границе сплавления. В обоих случаях наблюдается хрупкое (отрывом) межзеренное разрушение.

Изменение места разрушения можно объяснить следующим образом. В исходном состоянии в металле ЗТВ образуется прилегающий к шву наклепанный участок протяженностью 0,1...0,3 мм с повышенной твердостью, которая находится на уровне твердости металла шва. При деформировании такого неоднородного соединения на границе твердого (упрочненного) и мягкого (разупрочненного) участков будет происходить локализация деформации, накопление повреждений и межзеренное разрушение при низкочастотном малоцикловом нагружении. Аустенитизация снимает послесварочный наклеп металла ЗТВ и сварного шва и способствует получению более однородного соединения. Однако и в этом случае металл шва имеет большую прочность, чем основной металл, что приводит к локализации деформации уже на границе сплавления. Высокая химическая и структурная неоднородность этого участка ЗТВ способствует более интенсивному развитию межзеренного разрушения.

Таким образом, экспериментально доказано, что аустенитизация в диапазоне температур 1323...1373 К длительностью 1...4 ч не способствует повышению стойкости сварных соединений стали 03X16H9M2 против локального разру-



шения в условиях низкочастотного малоциклового нагружения. Более того, при отклонении от рекомендуемого режима термообработки наблюдается понижение трещиностойкости, связанное с локализацией межзеренного разрушения на границе сплавления. Полученные результаты позволили обосновать отказ от проведения высокотемпературной термической обработки — аустенизации сварных соединений стали 03X16H9M2.

По результатам аттестационных испытаний производственных сварных соединений получено разрешение Ростехнадзора РФ, в нормативно-технические документы ПН АЭГ-7-008–89, ПН-АЭГ-7-009–89 и ПН АЭГ-7-010–89 включены аттестованные способы и рекомендуемые параметры режима сварки, сварочные материалы для изготовления сварных конструкций из стали 03X16H9M2, что позволит осуществлять длительную и надежную эксплуатацию сварных соединений в исходном после сварки состоянии при температуре до 923 К.

Выводы

1. Выполнено комплексное исследование влияния параметров режима аустенизации на формирование стабильной и стойкой против локального разрушения структуры металла ЗТВ производственных сварных соединений аустенитной стали 03X16H9M2.

2. Установлено, что в связи с низким содержанием углерода в стали 03X16H9M2 затруднены процессы образования и роста наиболее вероятного карбида $Me_{23}C_6$, что обеспечивает малую чувствительность к сварочному нагреву и сохранение структурно-стабильного состояния металла ЗТВ при последующем высокотемпературном низкочастотном малоцикловом нагружении.

3. Экспериментально доказано, что проведение высокотемпературной термической обработки — аустенизации при $T = 1323$ К длительностью 1...4 ч не способствует повышению стойкости против локального разрушения сварных соедине-

ний стали 03X16H9M2. Отклонение (нагрев до $T = 1373$ К) от рекомендованного режима аустенизации способствует проявлению склонности к локальному разрушению металла ЗТВ в условиях низкочастотного малоциклового нагружения, имитирующих нестационарный режим высокотемпературной эксплуатации сварных конструкций атомных энергетических установок с жидкометаллическим теплоносителем.

1. Земзин В. Н., Шрон Р. З. Термическая обработка и свойства сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1978. — 367 с.
2. Никитин В. М. О механизме формирования химической микронеоднородности в околошовной зоне // Свароч. пр-во. — 1974. — № 9. — С. 55–57.
3. Земзин В. Н., Житников Н. П. Условия образования трещин в околошовной зоне сварных соединений при термообработке // Автомат. сварка. — 1972. — № 2. — С. 1–5.
4. Крутасова Е. И. Надежность металла энергетического оборудования. — М.: Энергоиздат, 1981. — 240 с.
5. Земзин В. Н. Жаропрочность сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1972. — 272 с.
6. Ярковой В. С., Муромцев Б. И., Комиссаров В. Г. Длительная прочность основного металла и сварных соединений сталей 08X18H9 и 07X16H9M2 // Автомат. сварка. — 1969. — № 6. — С. 38–40.
7. Райхман А. З., Святский Б. С., Белый В. Е. Об эксплуатационной надежности сварных соединений паропроводов высокого давления // Теплоэнергетика. — 1968. — № 7. — С. 17–21.
8. Ратнер А. В. О причинах бездеформационного разрушения сварных соединений паропроводов из аустенитных сталей // Там же. — 1962. — № 8. — С. 12–18.
9. Федосов А. И., Горелкин Б. Г. Испытания натуральных сварных соединений паропроводов из аустенитной стали 12X18H12T // Экспериментальные исследования прочности дисков, лопаток и паропроводов турбин: Науч.-техн. информация ЦНИИТМаш. — М.: ОНТИ ЦНИИТМаш, 1965. — Вып. 56. — С. 100–106.
10. Полетаев Ю. В., Малиновский В. К., Батиева Н. М. Изменение структуры аустенитных сталей при сварке и термическом старении // Свойства и технология сварки высоколегированных сталей и сплавов: Тр. ЦНИИТМаш. — М.: ОНТИ ЦНИИТМаш, 1986. — № 197. — С. 5–11.
11. Гарновский А. И., Полетаев Ю. В., Зубченко А. С. Методика исследования накопления повреждений сварных соединений при малоциклового ползучести // Автомат. сварка. — 1982. — № 11. — С. 15–17.

Influence of parameters of thermal cycle of austenitizing on formation of structural and chemical homogeneity and resistance of HAZ metal to local fracture of production welded joints of austenitic steel 03Kh16H9M2 was investigated. It is established that development of processes of formation and growth of carbides, carbonitrides, stimulating welded joint susceptibility to local fracture, is difficult in the low-carbon HAZ metal. Inexpediency of conducting high-temperature heat treatment, i. e. austenitizing of welded joints of 03Kh16H9M2 steel, is proved experimentally, as repeated heating up to $T = 1323...1373$ K for 1...4 h did not promote an improvement of HAZ metal resistance to local fracture.

Поступила в редакцию 29.11.2011



ДИСЛОКАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ ВОДОРОДНОЙ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ С ОЦК РЕШЕТКОЙ*

А. В. ИГНАТЕНКО, канд. техн. наук, академик НАН Украины И. К. ПОХОДНЯ,
А. П. ПАЛЬЦЕВИЧ, канд. техн. наук, В. С. СИНЮК, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Предложен механизм влияния водородной локализации пластичности на стадию зарождения субмикроскопического дефекта и рост макротрещины в металле с ОЦК решеткой. Создана математическая модель водородной хрупкости металлов с ОЦК решеткой, которая учитывает эффект водородной локализации пластичности и влияние водорода на поверхностную энергию субмикротрещины. Установлено, что с уменьшением размера зерна склонность металла к водородной хрупкости возрастает.

Ключевые слова: дуговая сварка, сварные соединения, высокопрочные низколегированные стали, модель водородной хрупкости, металлы с ОЦК решеткой, размер зерна, водородная локализация пластичности, хрупкое разрушение

При сварке высокопрочных низколегированных сталей существует вероятность возникновения в сварном соединении индуцированных водородом холодных трещин, которые являются проявлением водородной хрупкости (ВХ) металла в специфических условиях термомеханического цикла сварки [1]. В основе этого явления лежит механизм взаимодействия водорода с дислокациями [2–5], что приводит к изменению свойств дислокационных скоплений [6, 7].

Свойства как отдельных дислокаций, так и дислокационных скоплений в значительной степени определяют механические свойства металлов. Отличие теоретического предела текучести и реально наблюдаемого, способность металла к пластической деформации, упрочнению, температурная зависимость предела текучести и многие другие свойства объясняются наличием в реальных металлах дислокаций [8–12]. Основные закономерности ВХ также хорошо описываются в рамках дислокационной теории, что подтверждается экспериментами, устанавливающими связь между скоростью пластической деформации металла и его чувствительностью к ВХ [1, 2, 13], а также электронно-микроскопическими исследованиями влияния водорода на поведение дислокационных скоплений и рост микротрещин [14]. Под действием водорода механические характеристики металла могут ухудшаться в несколько раз, что важно учитывать при прогнозировании надежности и долговечности конструкций. В данной работе описан механизм ВХ с учетом эффекта

водородной локализации пластичности на микро- и макроуровнях и физико-математическая модель взаимодействия дислокаций в содержащем водород металле с ОЦК решеткой.

Физическая модель ВХ. Дислокации способны взаимодействовать между собой благодаря наличию вокруг них полей напряжений. Находящиеся в одной плоскости скольжения две краевые дислокации одного знака отталкиваются с силой F_D , обратно пропорциональной расстоянию между ними r [15]:

$$F_D \sim 1/r. \quad (1)$$

В металле, содержащем водород, характер силы взаимодействия краевых дислокаций несколько меняется. Кроме силы взаимодействия с полем напряжений соседней дислокации F_D , на краевую дислокацию действует дополнительная сила, вызванная взаимодействием поля напряжений данной дислокации с атомами водорода, сосредоточенными вокруг соседней дислокации [6, 7]. Таким образом, между двумя находящимися в одной плоскости скольжения краевыми дислокациями одного знака возникает вызванная наличием атомов водорода вокруг дислокаций дополнительная сила притяжения F_H , значение которой зависит от температуры металла и концентрации водорода. Сила взаимодействия атома водорода с краевой дислокацией возрастает обратно пропорционально квадрату расстояния между ними [16]. Поэтому с учетом некоторых приближений зависимость силы F_H от расстояния между дислокациями имеет вид

$$F_H = \frac{\alpha}{r^2}, \quad (2)$$

где α — коэффициент пропорциональности.

Следовательно, в содержащем водород металле результирующая сила взаимодействия меньше,

* Работа выполнена при поддержке Государственного фонда фундаментальных исследований Украины (грант Президента Украины для поддержки молодых ученых № Ф32/237-2011).



чем в несодержащем. Эффект уменьшения результирующей силы взаимодействия между краевыми дислокациями $F_{RES} = F_D - F_H$ в металле, содержащем водород, экспериментально подтвержден в работе [14] и получил название водородной локализации пластичности (hydrogen-enhanced localized plasticity).

В работе [17] показано, что для возникновения в железе эффекта водородной локализации пластичности достаточно небольшой концентрации водорода, которая характерна для металла сварных соединений из высокопрочных низколегированных сталей [18]. Лимитирующей стадией зарождения субмикротрефекта является слияние первых двух дислокаций в вершине скопления, так как для вливания дислокации в уже готовый субмикротрефект требуется значительно меньшее усилие [19]. Поэтому уменьшение значения F_{RES} существенно облегчает слияние краевых дислокаций в зародыш микродефекта. В железе, содержащем водород, значение силы, необходимой для слияния первых двух краевых дислокаций в зародыш субмикротрефекта, может снизиться в два раза и более (рис. 1). Следовательно, при определенных условиях наличие вокруг дислокаций атмосфер Коттрелла существенно меняет свойства дислокационных скоплений, что ведет к изменению механических свойств металла.

Как видно из рис. 1, в металле, содержащем водород, существует некоторое пороговое расстояние между дислокациями, после достижения которого влияние водорода на силу взаимодействия дислокаций заметно возрастает. Поэтому на макроскопической прочности металла присутствие водорода начинает существенно сказываться после того, как плотность дислокаций достигнет некоторого порогового значения.

Зарождение и развитие субмикротрефины в зерне металла с учетом эффекта водородной ло-

кализации пластичности можно разделить на три этапа:

вокруг краевых дислокаций, которые находятся в скоплении, концентрируются атомы водорода, что уменьшает силу отталкивания между дислокациями и облегчает их слияние;

под действием внешних напряжений дислокации в вершине скопления сливаются и образуют зародыш субмикротрефины. Находящийся на этих дислокациях водород частично захватывается полем напряжения субмикротрефины, а частично попадает в ее объем;

рост субмикротрефины приводит к разрушению зерна металла и образованию стабильного микродефекта, который под действием внешних напряжений и водорода способен развиваться до макроразмеров.

Одним из наиболее вероятных механизмов развития макротрефины в металле является образование перед ее вершиной микродефекта и последующее его слияние с трещиной (рис. 2) [10]. Под действием напряжений перед вершиной растущей трещины в металле формируется область пластических деформаций. В процессе роста трещины это приводит к формированию под ее поверхностью слоя пластически деформированного металла $\lambda_{пл}$, толщина которого зависит от приложенной нагрузки: чем выше нагрузка, которую необходимо приложить для образования перед вершиной трещины микродефекта, тем больше толщина слоя $\lambda_{пл}$. Энергия, необходимая для роста макротрефины, состоит из двух частей — энергии образования свободных поверхностей и энергии приповерхностного слоя пластически деформированного металла. В металле, не содержащем водорода, удельная энергия, которая требуется для образования подобного слоя, на несколько порядков выше удельной энергии свободных поверхностей трещины [20]. Благодаря эффекту водородной локализации пластичности напряжение, необходимое для образования микроде-

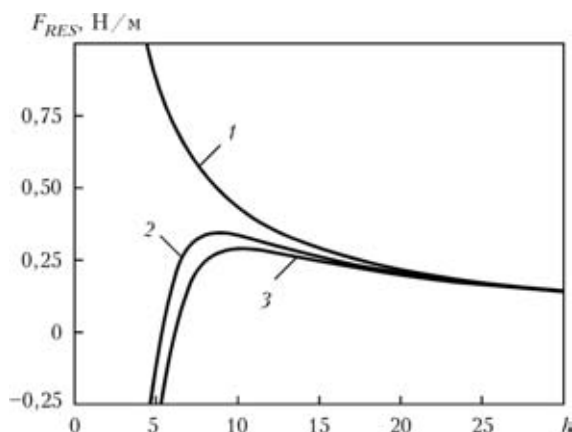


Рис. 1. Зависимость результирующей силы взаимодействия двух краевых дислокаций F_{RES} от расстояния между ними h (в модулях вектора Бюргерса) при различной концентрации диффузного водорода (температура металла $T = 300$ К) [17]: 1 — 0; 2 — 5; 3 — $10 \text{ cm}^3/100 \text{ г}$

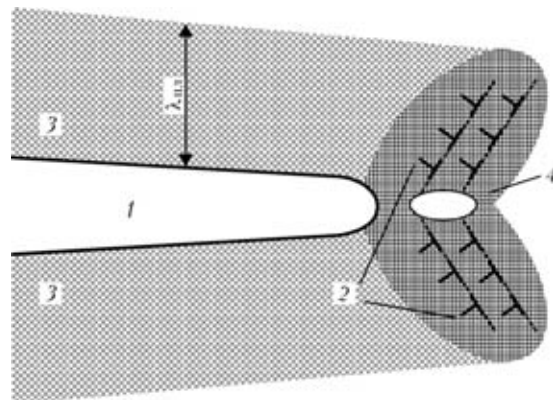


Рис. 2. Схема роста макротрефины в металле: 1 — макротрещина; 2 — область пластических деформаций перед ее вершиной; 3 — слой пластически деформированного металла; 4 — микродефект



фекта перед вершиной макротрещины, существенно снижается. Поэтому в содержащем водород образце значение $\lambda_{пл}$ и процент пластически деформированного металла значительно ниже, чем в несодержащем. Эффект водородной локализации пластичности уменьшает наиболее энергетически затратную составляющую роста макротрещины — образование приповерхностного слоя $\lambda_{пл}$. Следовательно, в содержащем водород металле с ОЦК решеткой развитие макротрещины должно происходить более хрупко и требовать существенно меньше энергии, что и наблюдается в экспериментах [1, 2].

На основании предложенного механизма ВХ можно сделать предположение о различии процессов разрушения на макроуровне в образцах одного и того же металла, содержащих и несодержащих водород. Если на начальном этапе пластической деформации плотность дислокаций невелика, изменение дислокационной структуры в образцах независимо от содержания водорода протекает аналогично. Это означает, что при механических испытаниях на макроуровне свойства металлов практически совпадают. С увеличением пластической деформации металла плотность дислокаций повышается. Когда в результате роста плотности дислокаций среднее расстояние между ними достигнет определенного порогового значения, в содержащем водород металле сработает эффект водородной локализации пластичности. Вследствие этого в металле начнется более интенсивное образование субмикротрещин, что приведет к необратимому изменению механических свойств такого металла на макроуровне.

Таким образом, должна существовать пороговая пластическая деформация, значение которой зависит от чувствительности металла к ВХ, температуры испытаний и концентрации водорода. Если металл, содержащий водород, деформировать до меньшей степени пластической деформации, то после дегазации водорода его механические свойства восстановятся. Однако после достижения пороговой пластической деформации, благодаря наличию в образце большого количества микротрещин, свойства металла после дегазации не восстановятся и он все равно разрушится более хрупко, чем металл, который изначально не содержал водорода.

Математическая модель ВХ. Для описания дислокационных перестроек, которые приводят к зарождению и развитию в металле, содержащем водород, субмикротрещины, может быть использован либо силовой [3, 19], либо энергетический критерий [21, 22]. Использование силового критерия зарождения субмикротрещины, когда поведение каждой отдельной дислокации рассчитывается исходя из действующих на нее сил, дает более детальную картину и легко реализуется при

изучении поведения небольшого количества дислокаций, как это было показано на примере взаимодействия двух дислокаций. Тем не менее в данной работе для расчетов используется энергетический критерий образования и развития субмикротрещины. Это связано с тем, что если скопление насчитывает пять и более дислокаций, то в случае использования силового подхода для расчета получаемая система уравнений не имеет аналитического решения, даже когда вокруг дислокаций нет атмосфер Коттрелла. Учет же влияния водорода на порядок усложняет подобные расчеты. Для несодержащего водород металла задачу о поведении дислокаций в большом скоплении можно решить, если вместо дискретных дислокаций рассматривать континуальную модель скопления [11, 15, 19]. В такой постановке задачи скопление характеризуется не положением каждой отдельной дислокации, а плотностью дислокаций $\rho(x)$ в точке. Однако, как показывают расчеты, континуальная модель дает неадекватную оценку напряженного состояния внутри самого скопления [11]. Следовательно, при учете влияния эффекта водородной локализации пластичности, когда речь идет уже о взаимодействии внутри самого скопления дислокаций, применять данную континуальную модель нельзя. Энергетический критерий образования и роста субмикротрещины позволяет обойти эту проблему.

При моделировании ВХ металла за основу была взята классическая схема образования субмикротрещины из плоского скопления краевых дислокаций. В случае металла, не содержащего водород, общая энергия системы «плоское скопление краевых дислокаций — субмикротрещина» равна [10, 21–24]:

$$W = \frac{nb^2G}{4\pi(1-\nu)} \ln \frac{4d}{L} + \frac{(N-n)^2b^2G}{4\pi(1-\nu)} \ln \frac{4\pi\sqrt{e}(1-\nu)d}{(N-n)Gb} \tau_{eff} - \frac{\pi(1-\nu)L^2}{8G} \sigma^2 + 2\gamma L, \quad (3)$$

где b — модуль вектора Бюргерса; G — модуль сдвига; ν — коэффициент Пуассона; L — длина субмикротрещины; n — количество дислокаций, образовавших субмикротрещину; N — максимальное количество дислокаций в скоплении; σ — главное нормальное напряжение; γ — удельная поверхностная энергия металла, которая изменяется в результате воздействия водорода; d — размер зерна металла; e — основание натурального логарифма; τ_{eff} — эффективное касательное напряжение в плоскости скольжения.

Попадая в объем субмикротрещины, водород уменьшает ее удельную поверхностную энергию. В процессе роста субмикротрещины ее объем увеличивается, а вливающиеся в нее дислокации приносят новые порции водорода. Это ведет к пос-



тоянному изменению давления водорода внутри субмикротрещины и к изменению удельной поверхностной энергии металла. Поэтому в случае металла, содержащего водород, последнее слагаемое в уравнении (3) необходимо заменить интегралом

$$2 \int_0^{L_k} \gamma(L, N, n, T) dL, \quad (4)$$

где L_k — конечная длина субмикротрещины.

В металле, содержащем водород, работа, которую необходимо совершить для того, чтобы сблизить две удаленные друг от друга дислокации на расстояние r , определяется из уравнения

$$\int_{+\infty}^r F_{RES} dr = \int_{+\infty}^r F_X dr - \int_{+\infty}^r F_H dr, \quad (5)$$

где $\int_{+\infty}^r F_X dr$ — работа, которую необходимо совершить в металле, не содержащем водород, и, следовательно, она уже учтена в уравнении (3).

С уменьшением расстояния между дислокациями их поля напряжений накладываются друг на друга. В результате этого энергия связи водорода с дислокациями увеличивается. Положим, что в начале, когда дислокации находятся на значительном расстоянии друг от друга, их суммарная энергия связи с водородом равна W_d , а когда они находятся на расстоянии r — W_d^r тогда, согласно закону сохранения энергии:

$$\int_{+\infty}^r F_H dr = W_d^r - W_d. \quad (6)$$

Таким образом находящийся на дислокациях водород в процессе уменьшения расстояния между дислокациями отдает часть своей потенциальной энергии, уменьшая работу, необходимую для слияния дислокаций, в зародыш субмикротрещины:

$$\int_{+\infty}^0 F_H dr = W_L^0 - W_d, \quad (7)$$

где W_L^0 — энергия связи водорода с зародышем субмикротрещины.

Проинтегрировав по всей области, занимаемой атмосферой Котрелла, найдем энергию связи водорода с краевой дислокацией, приходящуюся на единицу длины:

$$W_d = \iint_{\Omega_d} u_d(x, y) C_d(x, y) dx dy, \quad (8)$$

где Ω_d — область, занимаемая атмосферой Котрелла вокруг дислокации; $C_d(x, y)$ — концентрация водорода, рассчитываемая на основе статистики Ферми–Дирака.

Энергия взаимодействия атома водорода, который относительно ядра дислокации находится в точке (x, y) , вычисляем из уравнения [16]

$$u_d(x, y) = -\frac{Ay}{x^2 + y^2}, \quad (9)$$

где A — константа материала, определяемая из экспериментов.

В первом приближении при оценке энергии связи водорода с субмикротрещиной W_L последнюю можно рассматривать как наддислокацию. Поэтому значение W_L определяется аналогично:

$$W_L = \iint_{\Omega_L} U_L(x, y) C_L(x, y) dx dy, \quad (10)$$

где Ω_L — область, занимаемая атмосферой Котрелла вокруг субмикротрещины; $U_L(x, y)$ — энергия связи между атомом водорода и субмикротрещиной.

С учетом уравнений (7), (8) и (10) вызванное водородом общее изменение энергии субмикротрещины и $(N - n)$ дислокаций, которые не влились в дефект, можно записать в виде

$$W_H = -(W_L + (N - n)W_d) = -\iint_{\Omega_L} U_L C_L dx dy - (N - n) \iint_{\Omega_d} u_d C_d dx dy. \quad (11)$$

С учетом уравнений (3), (4) и (11) энергия системы «плоское скопление краевых дислокаций — субмикротрещина» для металла, содержащего водород, равна:

$$W = \frac{(nb)^2 G}{4\pi(1 - \nu)} \ln \frac{4d}{L_k} + \frac{(N - n)^2 b^2 G}{4\pi(1 - \nu)} \ln \frac{4\pi\sqrt{e}(1 - \nu)d}{(N - n)Gb} \tau_{eff} - \frac{\pi(1 - \nu)L_k^2}{8G} \sigma^2 + 2 \int_0^{L_k} \gamma dL - \iint_{\Omega_L} U_L C_L dx dy - (N - n) \iint_{\Omega_d} u_d C_d dx dy. \quad (12)$$

Для расчета поведения дислокаций и субмикротрещины необходимо продифференцировать уравнение (12) по L_k и n . Из полученных уравнений определяются условия, при которых субмикротрещина теряет устойчивость, т. е. разрушается.

При расчете полагали, что максимальная длина скольжения краевой дислокации равна размеру зерна, а концентрация водорода в металле — $10 \text{ см}^3/100 \text{ г}$.

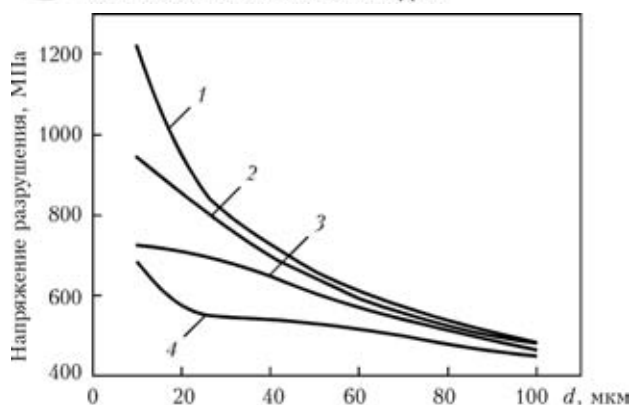


Рис. 3. Зависимость напряжения разрушения зерна железа с ОЦК решеткой от его размера d при разных температурах: 1 — зерна металла, не содержащего водород при $T = 350...250$; 2 — 350; 3 — 300; 4 — 250 К

Количество водорода, которое переносит краевая дислокация к месту образования субмикротрещины, определяли на основе предложенных в работе [25] соотношений. Количество дислокаций в скоплении N и τ_{eff} оценивали на основе соотношения Холла–Петча [11].

На основе полученных соотношений провели компьютерное моделирование разрушения зерна железа с ОЦК решеткой по дислокационному механизму (рис. 3). В расчете полагали, что в температурном интервале $T = 350...250$ К модуль сдвига и коэффициент Пуассона остаются постоянными. Следовательно, напряжение разрушения зерна металла, не содержащего водород, тоже будет оставаться постоянным в этом интервале. При учете в математической модели водородной локализации пластичности уменьшается напряжение, которое необходимо приложить для того, чтобы разрушить зерно, увеличивается длина микродефекта и количество влившихся в него дислокаций. В некоторых случаях снижение прочности железа, содержащего водород, достигает 40...50 % номинального. Некоторое увеличение напряжения разрушения на кривой 4 рис. 3 при $d = 25...10$ мкм объясняется ха-

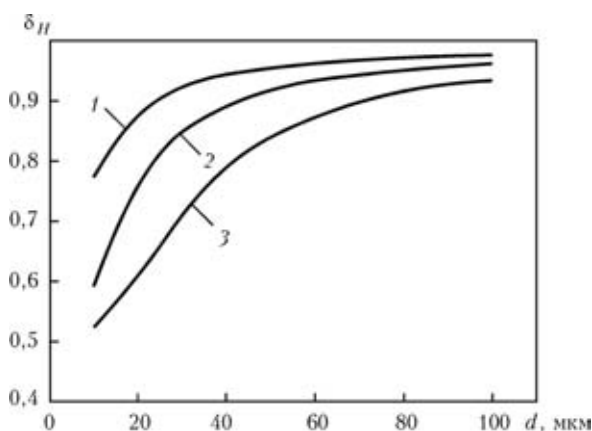


Рис. 4. Зависимость соотношения $\delta_H = S_C^H / S_C^0$ от размера зерна d при разных температурах: 1 — $T = 350$; 2 — 300; 3 — 250 К

рактером температурно-скоростной зависимости ВХ [1, 2]. Видно, что в металле, содержащем водород, может наступить эффект насыщения, когда измельчение зерен практически неповышает его прочность (рис. 3). Поэтому увеличение прочности стали за счет измельчения зерна целесообразно лишь до некоторого предельного значения d . Заметим, что значение d зависит от чувствительности металла к ВХ, концентрации водорода и температурного интервала эксплуатации.

Склонность металла к ВХ можно выразить через падение напряжения разрушения [1]:

$$\delta_H = S_C^H / S_C^0$$

где S_C^H, S_C^0 — истинное напряжение разрушения зерна металла, соответственно содержащего и не содержащего водород. Согласно проведенным расчетам при сравнительно больших значениях размера зерна d (в пределах от 100 до 50 мкм) зависимость степени падения хрупкой прочности металл δ_H от d может быть аппроксимирована прямой линией (рис. 4). Это согласуется с представленными в работах [2, 26] экспериментальными данными, полученными для армо-железа и низкоуглеродистой стали. Однако при дальнейшем измельчении зерна чувствительность металла к ВХ резко возрастает. При прочих равных условиях уменьшение зерна металла ведет к увеличению степени падения хрупкой прочности металла. Следует заметить, что абсолютное значение напряжения разрушения металла S_C^H , содержащего водород, все равно несколько подрастает с уменьшением размера зерна (рис. 3).

Как отмечено выше, при расчете полагали, что длина скольжения дислокаций равна размеру зерна d . Следовательно, согласно представленным на рис. 4 результатам, степень ВХ возрастает с уменьшением длины свободного скольжения дислокаций. Таким образом, полученный вывод о большей склонности к ВХ металла с более мелким зерном можно интерпретировать как теоретическое объяснение того экспериментального факта, что с увеличением прочности металла возрастает его склонность к ВХ.

Выводы

1. Предложен механизм ВХ металлов с ОЦК решеткой, учитывающий эффект водородной локализации пластичности на микро- и макроуровне.
2. Усовершенствована модель разрушения зерна металла по дислокационному механизму для металла, содержащего водород.
3. Показано, что при прочих равных условиях уменьшение размера зерна металла ведет к увеличению степени ВХ, хотя абсолютное значение нап-



ряжения разрушения металла, содержащего водород, возрастает с уменьшением размера зерна.

4. Показано, что для металла, содержащего водород, увеличение его прочности за счет измельчения зерна целесообразно лишь до некоторого предела, который зависит от концентрации водорода, температуры эксплуатации и чувствительности к ВХ.

1. *Металлургия дуговой сварки. Взаимодействие металла с газами* / И. К. Походня, И. Р. Явдошин, А. П. Пальцевич и др.; под ред. И. К. Походни. — Киев: Наук. думка, 2004. — 445 с.
2. *Колачев Б. А. Водородная хрупкость металлов.* — М.: Металлургия, 1985. — 216 с.
3. *Морозов Л. С., Чечулин Б. Б. Водородная хрупкость металлов.* — М.: Металлургия, 1967. — 254 с.
4. *Походня И. К., Степанюк С. Н., Швачко В. И. Роль температуры при индуцированном водородом растрескивании конструкционных сталей и сварных соединений* // Автомат. сварка. — 2000. — № 2. — С. 3–8.
5. *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. 7–14.
6. *Birnbaum H. K., Sofronis P. Hydrogen-enhanced localized plasticity — a mechanism for hydrogen-related fracture* // Mat. Sci. and Eng. A. — 1994. — 176. — P. 191–202.
7. *Birnbaum H. K., Sofronis P. Mechanics of the hydrogen-dislocation-impurity interactions — increasing shear modulus* // J. Mech. Phys. Solids. — 1995. — 43, № 1. — P. 49–90.
8. *Гуляев А. П. Металловедение.* — М.: Металлургия, 1986. — 544 с.
9. *Мильман Ю. В., Трефилов В. И. О физической природе температурной зависимости предела текучести* // Порошк. металлургия. — 2010. — № 7/8. — С. 3–18.
10. *Владимиров В. И. Физическая природа разрушения металлов.* — М.: Металлургия, 1986. — 280 с.
11. *Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций.* — М.: Атомиздат, 1972. — 600 с.
12. *Френкель Я. И. Введение в теорию металлов.* — Л.: Наука, 1972. — 424 с.

A mechanism of the influence of hydrogen induced localization of ductility on the stage of initiation of a submicrodefect and growth of a macrocrack in metal with bcc lattice is proposed. A mathematical model of hydrogen embrittlement in metals with bcc lattice was constructed, which allows for the effect of hydrogen induced localization of ductility and hydrogen influence on surface energy of a submicrocrack. It is established that metal susceptibility to hydrogen embrittlement rises with refinement of grain size.

13. *Швачко В. И. Водородная хрупкость ОЦК-сплавов железа* // Вопр. атомной науки и техники. — 2000. — № 5. — С. 79–86.
14. *Robertson I. M. The effect of hydrogen on dislocation dynamics* // Eng. Fracture Mech. — 2001. — 68. — P. 671–692.
15. *Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М. Теоретическая физика: В 10 т. Т. 7. Теория упругости: Уч. пособие.* — 4-е изд., испр. и доп. — М.: Наука, 1987. — 248 с.
16. *Коттрелл А. Теория дислокаций.* — М.: Мир, 1964. — 96 с.
17. *Ignatenko O. V., Pokhodnya I. K. Hydrogen induced localized plasticity in iron with BCC lattice* // Proc. of the 18th European conf. on fracture (ECF-18): «Fracture of materials and structure from micro to macroscale», Dresden, 2010. — Dresden: ESIS, DVM, 2010.
18. *Пальцевич А. П. Хроматографический способ определения содержания водорода в компонентах электродных покрытий* // Автомат. сварка. — 1999. — № 6. — С. 45–48.
19. *Владимиров В. И., Ханнанов Ш. Х. Взаимодействие дислокационного скопления с дислокационной трещиной* // Физ. твердого тела. — 1969. — 11, № 6. — С. 1667–1676.
20. *Панасюк В. В. Предельное равновесие хрупких тел с трещинами.* — Киев: Наук. думка, 1968. — 247 с.
21. *Stroh A. N. The formation of cracks as a result of plastic flow, I* // Proc. Roy. Soc. London A. — 1954. — 223. — P. 404–414.
22. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я., Меттис Г. С. Хрупкое разрушение поликристаллических металлов при сложном напряженном состоянии* // Металлофизика. — 1988. — 10, № 6. — С. 46–55.
23. *Garofalo F., Chou Y. T., Ambegaokar V. Effect of hydrogen on stability of microcracks in iron and steel* // Acta Metallurgica. — 1960. — 8, № 8. — P. 504–512.
24. *Походня И. К., Швачко В. И., Уткин С. В. Влияние водорода на равновесие дислокационной субмикротрещины в α-железе* // Фіз.-хім. механіка матеріалів. — 2002. — № 1. — С. 1–8.
25. *Игнатенко А. В. Математическая модель переноса водорода краевой дислокацией* // Автомат. сварка. — 2007. — № 9. — С. 29–33.
26. *Остап О. П., Витвицкий В. И. Двойственность воздействия водорода на механическое поведение сталей и структурная оптимизация их водородостойкости* // Фіз.-хім. механіка матеріалів. — 2011. — № 4. — С. 4–19.

Поступила в редакцию 25.01.2012

Международная научно-техническая конференция ИНЖИНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТИ И РЕНОВАЦИЯ ИЗДЕЛИЙ

04–08 июня 2012

г. Ялта, пгт Гаспра санаторий «Парус»

В рамках конференции будет проведен практический семинар «Сварка, наплавка и другие реновационные технологии на предприятиях горно-металлургической, машиностроительной промышленности и на транспорте».

Оргкомитет приглашает принять участие в конференции и семинаре, выступить с докладами и сообщениями, представить выставочный стенд или образцы продукции.

Контакты: 04074, г. Киев, ул. Автозаводская, 2

Ассоциация технологов-машиностроителей Украины (АТМ Украины)

Тел./факс: +38 044 430 85 00

E-mail: atmu@ism.kiev.ua, kopeykina@voliacable.com, atmu@meta.ua



УДК 621.791.03:658.562

ПОВЫШЕНИЕ НАДЕЖНОСТИ МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ МНОГОКРАТНОЙ ВНУТРИТРУБНОЙ ДЕФЕКТОСКОПИИ

Д. П. ВАРЛАМОВ, канд. техн. наук, В. Н. ДЕДЕШКО, инж. (ЗАО «НПО «Спецмаш», г. Москва, РФ),
В. А. КАНАЙКИН, О. И. СТЕКЛОВ, доктора техн. наук (РГУНиГ, г. Москва, РФ)

Показано, что большое количество аномалий сварных соединений является риском для безопасной эксплуатации системы магистральных газопроводов из-за возможности не только разрушения сварного соединения, но и формирования дополнительного фактора зарождения и развития дефектов коррозионного растрескивания под напряжением в зоне пересечения продольных и кольцевых сварных швов.

Ключевые слова: сварные трубопроводы, целостность, внутритрубная дефектоскопия, общая и местная коррозия, коррозионное растрескивание под напряжением, аномальные кольцевые сварные соединения

Стабильность поставки газа потребителям в Российской Федерации, странах Восточной и Западной Европы и Балканского региона неразрывно связана с надежностью и безопасностью работы единой системы газопроводов ОАО «Газпром». В российской газовой промышленности отмечен поступательный рост добычи объемов газа с прогнозом 670 млрд м³ в 2020 г. Однако созданная еще в Советском Союзе единая газотранспортная система претерпела существенные изменения в связи с распадом СССР. Многониточные коридоры магистральных газопроводов (МГ) теперь проходят по зарубежным странам и контроль их состояния во многом зависит от зарубежных партнеров. Срок эксплуатации в среднем для всей системы МГ бывшего СССР достиг 30 лет и более.

В настоящее время как в Российской Федерации, так и за рубежом отработана технология поддержания целостности МГ и своевременный вывод их в ремонт с целью безаварийной работы и наращивания производительности при проектном давлении газа. Основные этапы технологии поддержания целостности МГ следующие:

регулярное проведение внутритрубной дефектоскопии (ВТД) трубопроводов с периодичностью 3...5 лет;

оценка опасности выявленных дефектов и мониторинг их развития;

своевременное выполнение ремонтно-восстановительных работ по дефектам, представляющим опасность для целостности МГ.

Современное развитие рыночного хозяйства в условиях жесткой конкуренции предъявляет все более серьезные требования к разработке самых современных технологий, их стабильности в процессе производства материалов, изделий, предоставлению услуг. В этом случае качество и надежность, а также долговечность работы изготавливаемой продукции играют решающую роль в успешной деятельности не только отдельных предприятий, но и целых отраслей хозяйства страны. Поэтому контроль состояния материалов и качества продукции приобретает большую актуальность. Для постоянного совершенствования методик контроля труб магистральных трубопроводов привлекаются самые современные достижения и разработки науки и техники — тепловые, оптические, рентгеновские, различные виды жесткого и мягкого радиационного излучения, ультразвук, вихревые токи, магнитные поля и другие методы физического металловедения [1].

Для магистральных трубопроводов особую опасность могут представлять те трубы, которые уложены с нарушением проектных решений, особенно в горной, пересеченной и заболоченной местностях, а также имеющие относительные остаточные сварочные напряжения в зонах термического влияния сварного шва или догиба кромок листа, так как места локальных напряжений в металле являются едва ли не самой важной причиной возникновения и развития дефектов коррозионного растрескивания под напряжением (КРН). Поскольку точное местоположение дефекта КРН подземного газопровода трудно предсказать даже с помощью многих известных методов физического металловедения, а ультразвуковая ВТД га-



Рис. 1. Очистной поршень

зопроводов является слишком затратной, усилия отрасли направлены на развитие магнитной ВТД.

Магнитные средства дефектоскопии. К весомым достижениям можно отнести создание ЗАО «НПО «Спецнефтегаз» в последние 15 лет магнитных средств дефектоскопии для обследования магистральных нефте- и газопроводов [2]. Создание отечественных приборов-дефектоскопов позволяет проводить сплошное диагностическое обследование состояния трубопроводов и делать оценку опасности обнаруженных повреждений труб. Комплекс ВТД состоит из нескольких приборов, каждый из которых выполняет свою функцию, а последовательность запуска позволяет удалять мусор и отложения в трубе, определять профиль труб и возможность прохождения приборов дефектоскопов по трассе, промагничивать трубопровод и с высокой точностью выявлять характер повреждения и его местоположение. Комплекс приборов для ВТД представлен на рис. 1–5.

Очистной поршень (рис. 1), предназначенный для очистки внутренней полости трубопровода от мусора и отложений, оборудован калибровочными пластинами для первичного определения проходимости участка трубопровода.

Внутритрубный односекционный поршень магнитный очистной с байпасным устройством



Рис. 2. Внутритрубный односекционный поршень магнитный очистной с байпасным устройством

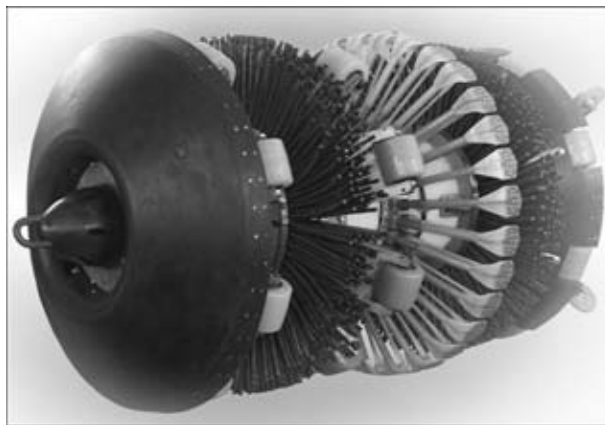


Рис. 3. Электронный многоканальный прибор профилемер

(рис. 2) предназначен для очистки внутренней полости трубопровода от ферромагнитных отложений и первичного промагничивания. Это первый отечественный промышленный внутритрубный прибор с устройством управления скоростью (байпасом).

Электронный многоканальный прибор профилемер (рис. 3) служит для выявления вмятин, гофр и овальности труб, регистрации их размеров и местоположения на трассе газопровода, считывания сварных поперечных швов, первичной регистрации коррозионных дефектов.

Внутритрубный двухсекционный магнитный дефектоскоп продольного намагничивания с байпасным устройством (рис. 4) с коэффициентом регулирования скорости прогона, равным 6, предназначен для выявления дефектов потери металла на внутренней и внешней поверхностях стенки трубы:

общей и питтинговой коррозии, поперечных канавок, поперечных трещин, аномалии в поперечных сварных швах;

дефектов механического происхождения — задир, царапин;

дефектов металлургического характера — внутритрубных расслоений, неметаллических включений.

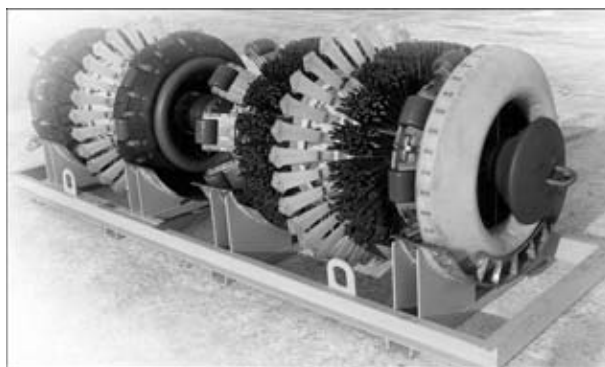


Рис. 4. Внутритрубный двухсекционный магнитный дефектоскоп продольного намагничивания с байпасным устройством



Рис. 5. Внутритрубный двухсекционный магнитный дефектоскоп поперечного намагничивания с байпасным устройством

Внутритрубный двухсекционный магнитный дефектоскоп поперечного намагничивания с байпасным устройством (рис. 5) предназначен для выявления дефектов КРН, продольных трещин; дефектов потери металла (общая и питинговая коррозия, продольные канавки); аномалий в продольных сварных швах; дефектов механического происхождения продольной ориентации (задиры, царапины); дефектов металлургического характера (внутривулканитные расслоения, неметаллические включения).

Дефектоскоп снабжен активным байпасом с коэффициентом регулирования скорости прогона, равным 6, который обеспечивает ее снижение от 12 (скорость транспортировки продукта в трубе) до 2...3 м/с (оптимальная скорость для проведения магнитной дефектоскопии).

Анализ дефектности сварных соединений, дефектов общей и местной коррозии и дефектов КРН протяженной многониточной системы МГ. В данной работе на базе данных нескольких последовательных ВТД, выполненных ЗАО «НПО Спецнефтегаз», полным комплексом оборудования, проведен анализ дефектности протяженной системы МГ диаметром 1420 мм.

Анализ дефектности включал схему распространения по большей части протяженности региона таких повреждений, как дефекты общей и местной коррозии; дефекты КРН; аномальные кольцевые сварные швы; раскладка труб, уложенных на участках, в зависимости от толщины стенок и типа изготовления труб.

Рассмотрены данные оценки дефектности 28 участков Западной Сибири (проведены две ВТД с интервалом 4...5 лет) на шести параллельных нитках МГ. Следует заметить, что участок представляет собой расстояние от одной компрессорной станции (КС) до другой, при этом средняя длина участка МГ составляет примерно 100 км [3].

Дефекты общей и местной коррозии. На рис. 6 показана зональность распространения дефектов общей коррозии, связанная с явным влиянием рельефа и обводненности. Это прослеживается на

КС 9, КС 10 — всех нитках, между КС 12, КС 13 — на четырех нижних нитках в конце участка и на КС 13, КС 14 в середине участка — на четырех нижних нитках и в конце участка — на 1-й и 2-й нитках.

Суммарное количество дефектов общей коррозии по предприятию высокое, на многих участках после третьей ВТД дефектов стало значительно больше. Нет общей зависимости распространения дефектов общей коррозии по длине участка, максимумы могут быть в начале, середине или конце участка на всех параллельных нитках.

По результатам исследований влияния уровня напряжений и выявления компонента напряжений, определяющего растрескивание и траекторию трещины, установлено, что коррозионные трещины вызываются растягивающими компонентами напряжений независимо от способа нагружения. Для всех металлов время до растрескивания непрерывно уменьшается по мере роста напряжений. Увеличение напряжений, обусловленных внешней нагрузкой, и остаточных напряжений способствует ослаблению и нарушению сплошности защитных пленок, повышению концентрации упругопластических деформаций в микротрещинах и в вершине развивающейся трещины, интенсификации протекания механических, коррозионных и сорбционных процессов, связанных с концентрацией деформации. Интенсификация всех сопряженных процессов при увеличении напряжений приводит в результате к ускорению коррозионного растрескивания.

В Западной Сибири дефектам КРН подвержен практически каждый участок всех ниток газопроводов (рис. 7). Дефектность КРН увеличивается от инспекции к инспекции несмотря на проводимые работы по устранению ранее выявленных дефектов. Новые дефекты КРН обнаруживаются на таких участках, где их раньше не было, и продолжают фиксироваться на тех участках, где дефекты КРН уже были выявлены и удалены. Настораживает факт выявления дефектов КРН при третьей ВТД во вторых половинах участков. Прослеживается явная зональность распространения дефектов КРН по длине участков (на первой половине участков КРН значительно больше). На параллельных нитках газопроводов количество дефектов КРН в одних и тех же зонах существенно разнится, что свидетельствует и о значительном влиянии толщины стенки и типа труб, уложенных на участках.

Аномальные кольцевые сварные соединения. Специфические особенности, определяющие причины, характер, кинетику и механизм коррозионных разрушений сварных соединений, в основном обусловлены термомеханическим воздействием сварочного процесса, вызывающего неблагоприятные изменения в свойствах металла и его

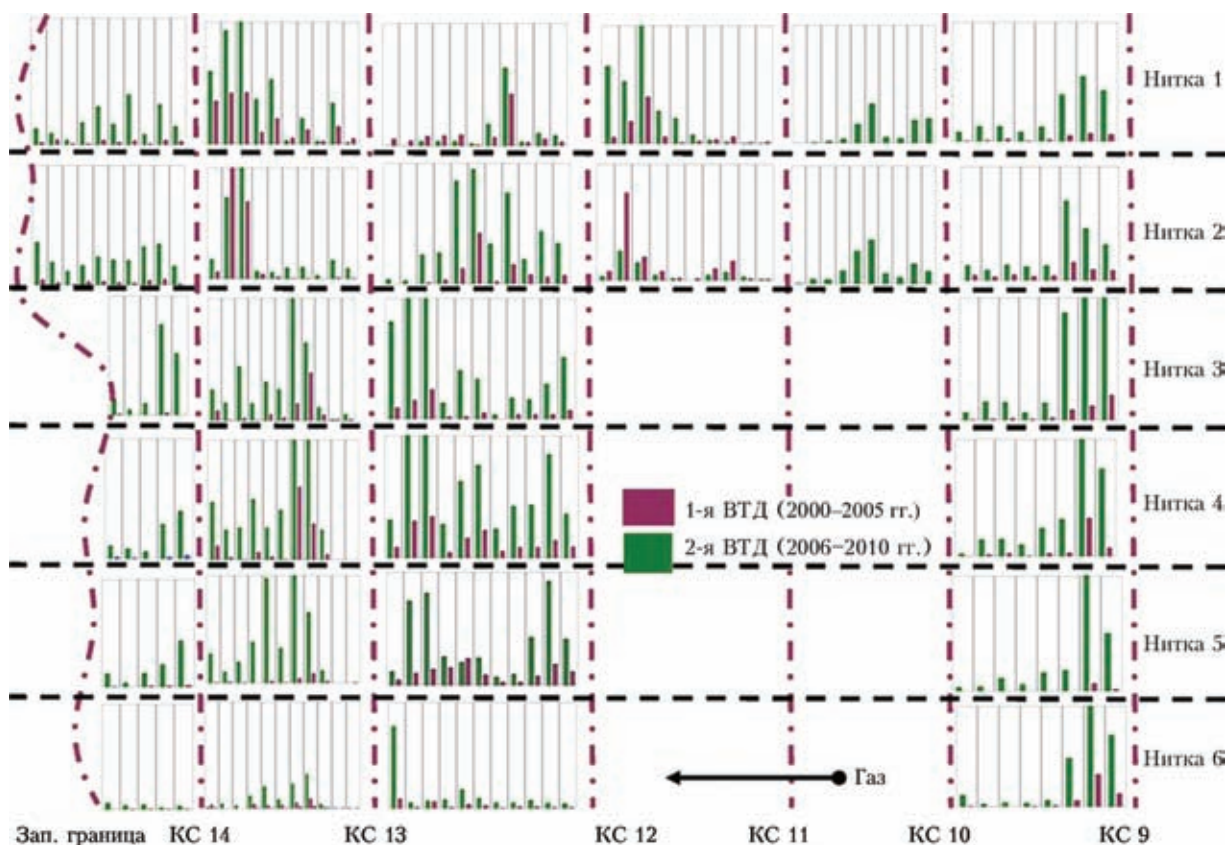


Рис. 6. Дефекты общей и местной коррозии в Западной Сибири; шкала OY на всех диаграммах состоит из 0-800 дефектов; шкала OX — длина участков, разбитых по 10 км

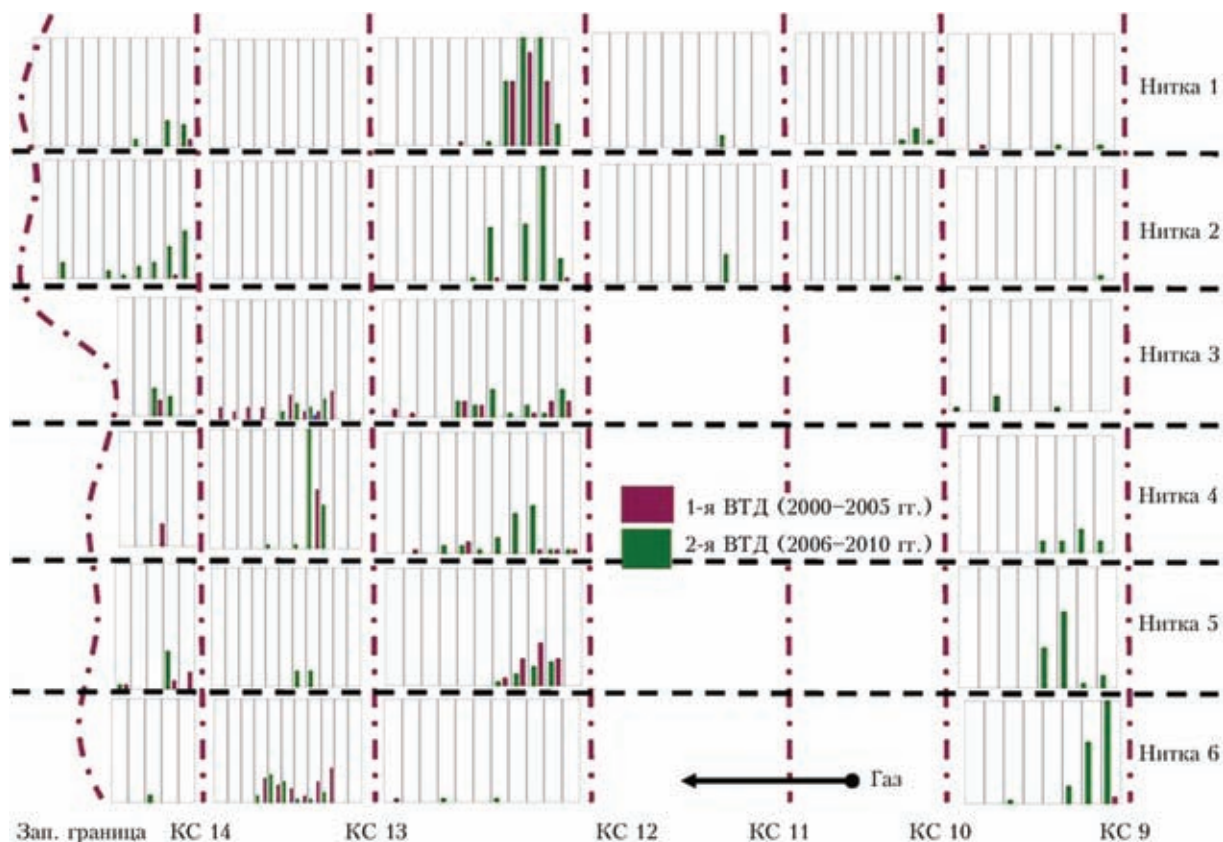


Рис. 7. Дефекты КРН в Западной Сибири; шкала OY на всех диаграммах составляет 0...30 дефектов; шкала OX — длина участков, разбитых по 10 км

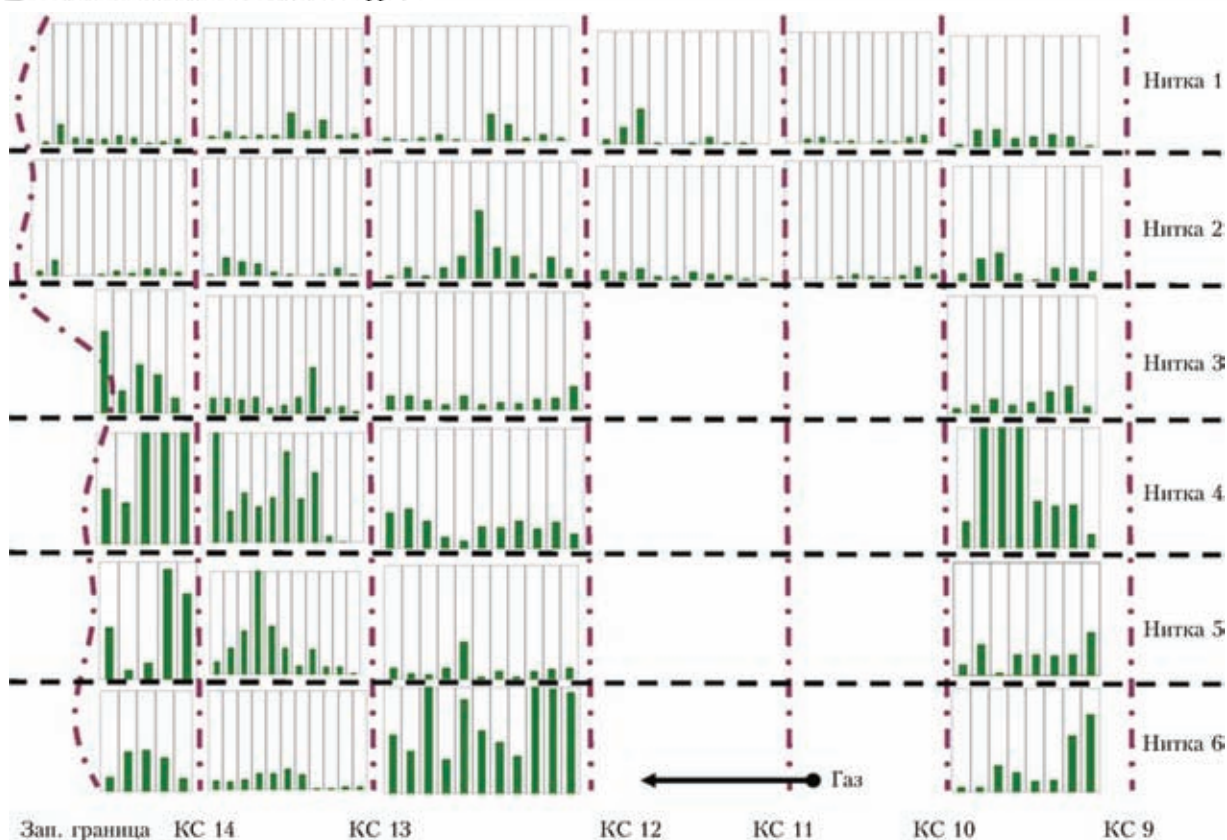


Рис. 9. Аномальные кольцевые сварные швы в Западной Сибири; шкала OY на всех диаграммах составляет 0...100 дефектов; шкала OX — длина участков, разбитых по 10 км

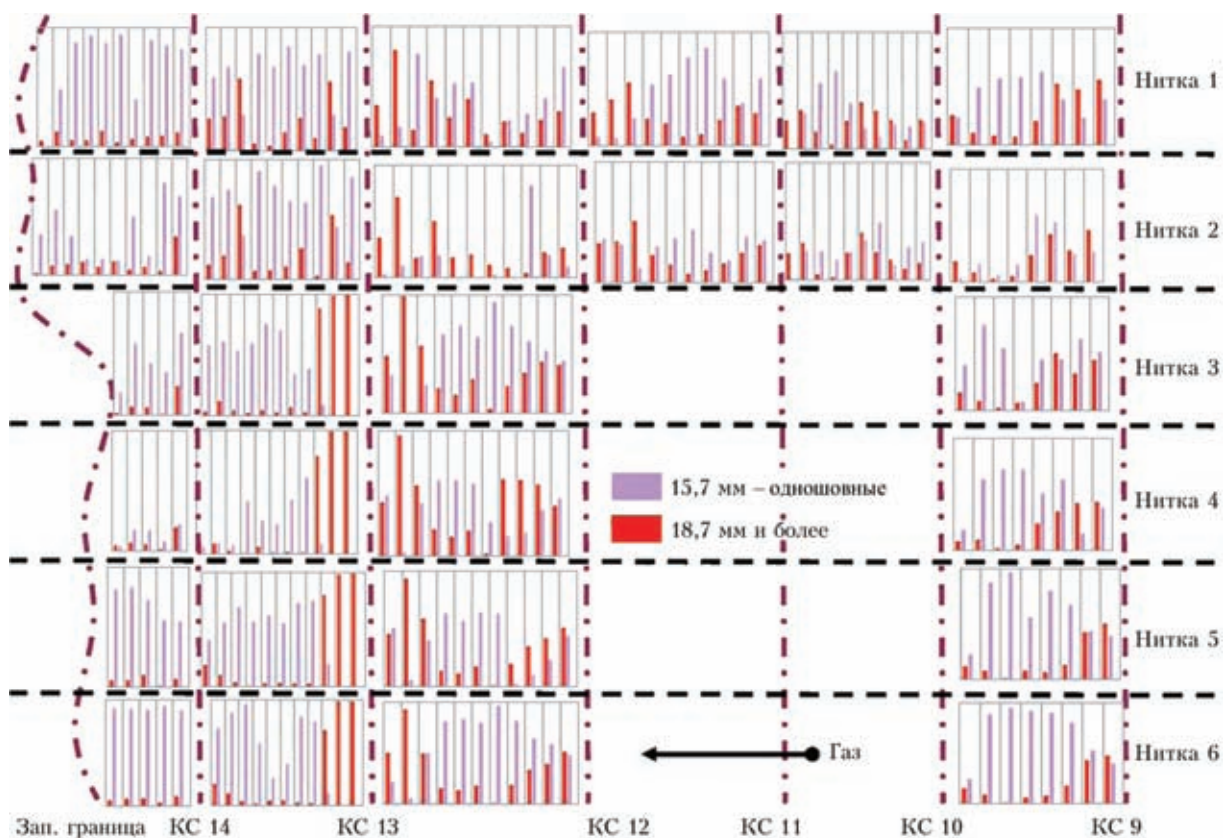


Рис. 10. Распределение труб по участкам в зависимости от толщины стенки и типа изготовления труб в Западной Сибири; шкала OY на всех диаграммах составляет 0...900 труб; шкала OX — длина участков, разбитых по 10 км

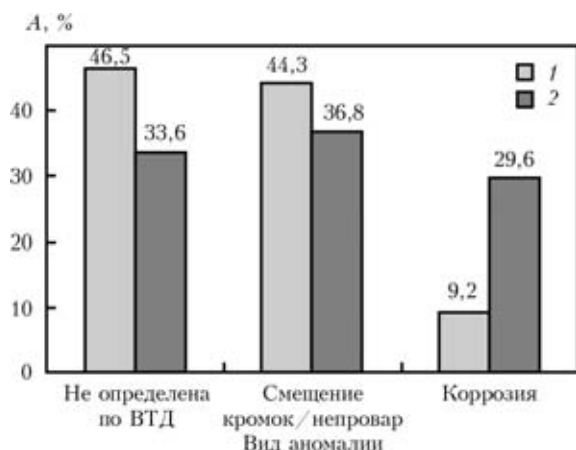


Рис. 8. Виды аномалий стыков A , выявленные в третьей ВТД в Центральном регионе (1) и в Западной Сибири (2)

напряженном состоянии, усиливающие в свою очередь отрицательное воздействие среды.

Анализ причин и механизмов отказов сварных соединений трубопроводов показывает, что, как правило, разрушение начинается с плоскостных поверхностных дефектов, расположенных преимущественно в корневом слое шва. Во всех случаях для обеспечения надежной и безопасной работы трубопровода необходимо предупредить развитие дефекта до сквозной трещины. Наиболее опасны плоскостные дефекты — трещины, непровары, подрезы. Одним из наиболее распространенных дефектов при сварке стыков труб является непровар корня шва. Часто указанный дефект сочетается со смещением кромок. Полностью исключить появление в монтажных стыках непровара и смещения кромок технологически сложно [4].

На рис. 8 показаны аномалии стыков, обнаруженные по результатам ВТД в Центральном регионе и Западной Сибири. Центральный регион взят для сравнения в качестве региона с лучшими природно-климатическими условиями эксплуатации МГ. Особо следует отметить, что вид аномалии кольцевого сварного шва устанавливается по результатам ВТД и требует более точного определения с помощью средств наружной диагностики. Ограниченную возможность магнитного метода, используемого при ВТД, с достаточной степенью достоверности определения вида аномалии в сварном соединении показывает первая колонка диаграммы на рис. 8.

Серьезную опасность представляют внезапные коррозионно-механические разрушения сварных соединений и конструкций с образованием трещин магистрального типа, вызванных совместным воздействием среды и напряжений при статическом (коррозионное растрескивание), повторно-статическом и циклическом нагружении.

В Центральном регионе и Западной Сибири около половины всех аномальных стыков представляют серьезную опасность для эксплуатации

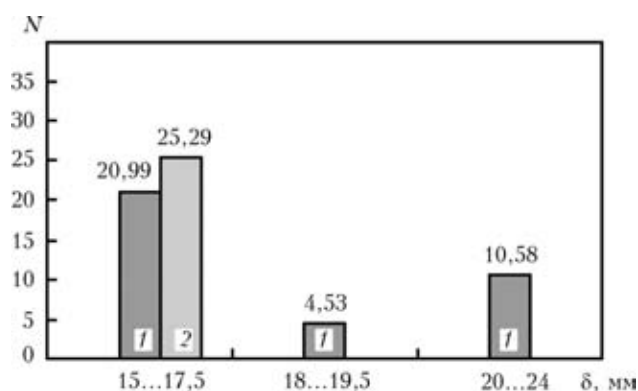


Рис. 11. Удельная дефектность КРН в зависимости от толщины стенки δ и типа изготовления одно- (1) и спиральношовных (2) труб диаметром 1420 мм; N — количество труб с дефектами КРН на 100 тыс. труб

газопроводов (непровар либо смещение кромок). Наличие такого большого количества смещений кромок и непроваров в Центральном регионе в первую очередь связано с качеством строительства, а не природно-климатическими условиями, что указывает на низкий уровень коррозии на стыках (9,3 % в Центральном регионе и 29,6 % в Западной Сибири).

В Западной Сибири (рис. 9) зафиксировано большое количество аномальных кольцевых сварных швов, что сопряжено со сложными природно-климатическими условиями, оказывающими существенное влияние на качество строительства и условия эксплуатации газопроводов.

Характеристики труб, уложенных в системе МГ. Чувствительность к технологическим и эксплуатационным воздействиям, виды отказов МГ, значимость старения различны для разных поколений свариваемых сталей нефтегазового сортамента — низкоуглеродистых, низколегированных, низколегированных с микролегированием активными карбидообразующими элементами. Влияние коррозионно-активных сред, колебания температуры, рабочих нагрузок и напряжения изменяют с течением времени структуру и свойства эксплуатируемого металла в сравнении с исходными характеристиками.

В Западной Сибири (рис. 10) проявляется фактор зависимости дефектности КРН участка и труб, уложенных на нем (толщина стенки трубы и тип изготовления трубы). Например, участок КС 12, КС 13 на шестой нитке практически не имеет дефектов КРН ни в одну ВТД, тогда как на остальных они присутствуют в значительном количестве. Прослеживается также опосредованная зависимость напряженного состояния вследствие сложного рельефа местности (наличие тонкостенных труб в окружении большого количества толстостенных труб) и дефектности КРН.

По данным статистического анализа, произведенного на 5 млн труб с выявленными на них

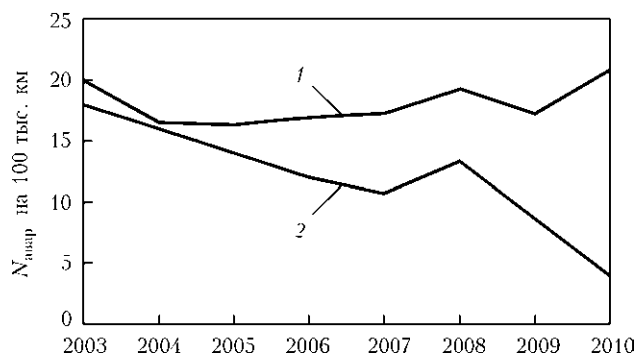


Рис. 12. Влияние наращивания объемов проведения ВТД на снижение аварийности: 1 — объем дефектоскопии, тыс. км; 2 — аварийность, аварий в год на 100 тыс. км

более 6 тыс. дефектами КРН (рис. 11), установлено, что подверженность дефектам КРН тонкостенных (15,0...17,5 мм) труб в 2...3 раза выше, чем труб с толщиной стенки более 18 мм.

Среди тонкостенных труб дефектность КРН двущовных труб выше, чем у одношовных с такой же толщиной стенки [5]. Поскольку примерно 1/3 всех уложенных труб в протяженной многониточной системе МГ диаметром 1420 мм является тонкостенными двущовными, единственным эффективным средством предотвращения аварийного разрушения является ВТД.

ВТД 18...20 тыс. км в год газопроводов больших диаметров ОАО «Газпром» позволила значительно повысить их надежность, безопасность, обеспечение бесперебойного транспорта газа потребителям России и за рубеж. Достигнуто это за счет снижения в 5 раз за последние 10 лет аварийности путем выборочного ремонта и способом

переизоляции опасных участков газопроводов по данным ВТД (рис. 12).

Выводы

1. С целью безопасной эксплуатации системы МГ необходимо постоянно осуществлять комплекс мер для своевременного выявления и устранения дефектов линейной части с помощью многократной ВТД, проводить комплексный анализ состояния и прогноз дефектности на ближайшие 3...5 лет.

2. Большое количество аномалий сварных соединений является риском для безопасной эксплуатации системы МГ не только из-за возможности разрушения сварного соединения, но и формирования дополнительного фактора зарождения и развития дефектов КРН в зоне пересечения продольных и кольцевых сварных швов.

3. Наиболее эффективным средством предотвращения аварийного разрушения труб протяженной многониточной системы МГ является ВТД.

1. Мазур И. И., Иванцов О. М. Безопасность трубопроводных систем. — М.: ИЦ «Елина», 2004. — 1104 с.
2. Стеклов О. И. Стойкость материалов и конструкций к коррозии под напряжением. — М.: Машиностроение, 1990. — 384 с.
3. Канайкин В. А. Внутритрубная магнитная дефектоскопия магистральных трубопроводов. — Екатеринбург: УрО РАН, 2009. — 308 с.
4. Варламов Д. П., Канайкин В. А., Матвиенко А. Ф. Мониторинг дефектности магистральных газопроводов. — Екатеринбург: УрО РАН, 2008. — 120 с.
5. Анализ стресс-коррозионной дефектности магистральных газопроводов / Д. П. Варламов, В. А. Канайкин, А. Ф. Матвиенко и др. — Екатеринбург, 2010. — 190 с.

It is shown that a large number of anomalies of welded joints creates a hazard for safe operation of the system of main gas pipelines, because of the possibility of not only welded joint failure, but also appearance of an additional factor of initiation and development of stress corrosion cracking defects in the zone of crossing of longitudinal and circumferential welds.

Поступила в редакцию 31.10.2011



ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СВАРОЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ПРИ РЕАЛИЗАЦИИ ЕВРОПЕЙСКОЙ ПРОГРАММЫ ПО НОВЫМ ИСТОЧНИКАМ ВОЗОБНОВЛЯЕМОЙ ЭНЕРГИИ*

А. КЛИМПЕЛЬ, д-р техн. наук (Силез. политехн. ин-т, г. Гливице, Польша)

Проведен анализ стратегии Европейского Союза, содержащейся в программе «The European Strategic Energy Technology Plan» (SET-Plan). Описано строение ветрогенераторов большой мощности для использования на суше и на море, а также современные конструкционные материалы и конструктивные решения башен, лопастей и несущей конструкции гондол. Предложены направления исследований современных сварочных технологий, которые должны применяться при изготовлении ветряных генераторов мощностью до 20 МВт.

Ключевые слова: сварные конструкции, возобновляемая энергия, ветряные генераторы, европейский план, новые конструкционные материалы, новые технологии сварки, монтажные работы

В конце 2010 г. Европейская комиссия утвердила новую программу «The European Strategic Energy Technology Plan (SET-Plan)» [1], основной целью которой является снижение эмиссии парниковых газов (CO_2) и разработка эффективных энергетических технологий. Эта инициатива прежде всего основана на сотрудничестве с European Industrial Initiatives и охватывает следующие области: биоэнергию; улавливание и накопление CO_2 ; электрические сети; топливные элементы и водород; ядерную энергию; солнечную и ветряную энергию.

В каждой из указанных выше областей важная роль принадлежит технологиям сварки, наплавки, термического напыления и резки, которые, к сожалению, обычно не учитываются или трактуются как второстепенные. Создана группа экспертов, включающая автора статьи, задачей которой является разработка концепции фундаментальных и прикладных исследований в области технологии материалов применительно к созданию морских ветряных генераторов большой мощности. Анализ документов «SET-Plan Wind Energy» показывает, что современные сварочные технологии должны сыграть одну из ведущих ролей в строительстве морских ветряных генераторов мощностью до 20 МВт. Ожидается, что в 2030 г. в Европейском Союзе ветряная энергия будет генерировать электрическую энергию мощностью 280...400 ГВт. Предполагается в рамках программы «SET-Plan Wind Energy», на которую будет выделено около 6 млрд евро, строительство до десяти опытных ветряных турбин нового поколения мощностью

10...20 МВт; не менее четырех опытных конструкций морских ветряных турбин большой мощности, расположенных в зонах с разными ветряными условиями, в прибрежной морской полосе и в открытом море на больших глубинах, что потребует использования сварочных технологий.

Существует множество национальных и международных организаций и обществ, которые, в частности, координируют сотрудничество между промышленностью и научно-исследовательскими центрами [2–25]. Ведущую роль на мировом рынке среди стран, производящих электроэнергию за счет энергии ветра, сейчас сохраняет Дания, где в 2010 г. из энергии ветра произведено уже около 20 % всей электроэнергии (в Польше лишь 2,6 %). По данным Польского общества энергии ветра в 2010 г. около 1096 МВт электроэнергии было произведено наземными ветряными электростанциями (0 — морские ветряные электростанции), а по прогнозу на 2020 г. около 1,6 ГВт электроэнергии будут производить 10893 морских ветровых турбин и 14,4 ГВт 2100 наземных ветровых турбин, включая 600 частных турбин [26]. По прогнозу, представленному в докладе Йоса Бэурскенса, директора научной программы WE@SEA правительства Нидерландов [4], Польша является пока только потенциальной территорией для строительства морских ветряных электростанций и на фоне прогноза на 2030 г. для стран региона Балтийского и Северного морей выглядит плохо. Согласно этому прогнозу ожидается, что морские ветряные электростанции в 2030 г. будут производить электроэнергию мощностью: свыше 4 ГВт (Дания), 6 (Нидерланды), 4 (Бельгия), 33 (Великобритания) и 25 (Германия).

Наземные и морские ветрогенераторы, изготавливаемые в широком диапазоне мощности из различных конструкционных материалов, приведены на рис. 1–5 и табл. 1. На мировом рынке ветряной энергии представлено достаточно много производителей ветрогенераторов, среди которых

* Ранее статья опубликована в журнале «Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach», № 2, 2011 г. Перевод на русский язык выполнен д-ром техн. наук Е. Турыком.

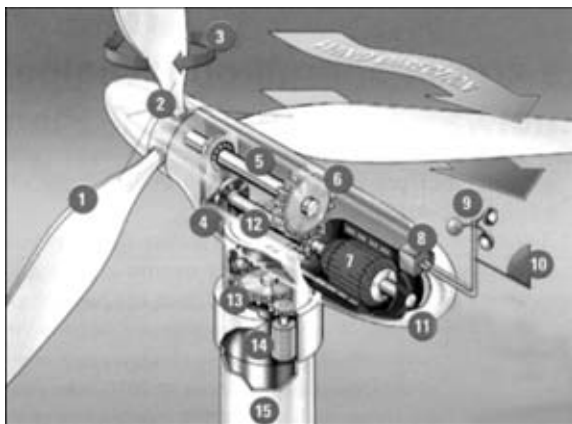


Рис. 1. Схема ветрогенератора: 1 — лопасти; 2 — ротор; 3 — система вращения лопасти во втулке ротора; 4 — система торможения вращения ротора; 5 — приводной вал с малой скоростью вращения; 6 — коробка передач; 7 — генератор; 8 — система управления; 9 — измерительный прибор скорости ветра; 10 — система слежения за направлением ветра; 11 — гондола; 12 — вал с большой скоростью вращения; 13, 14 — соответственно привод и двигатель системы поворота гондолы; 15 — башня



Рис. 3. Монтаж гондолы ветрогенератора большой мощности на башне ветрогенератора

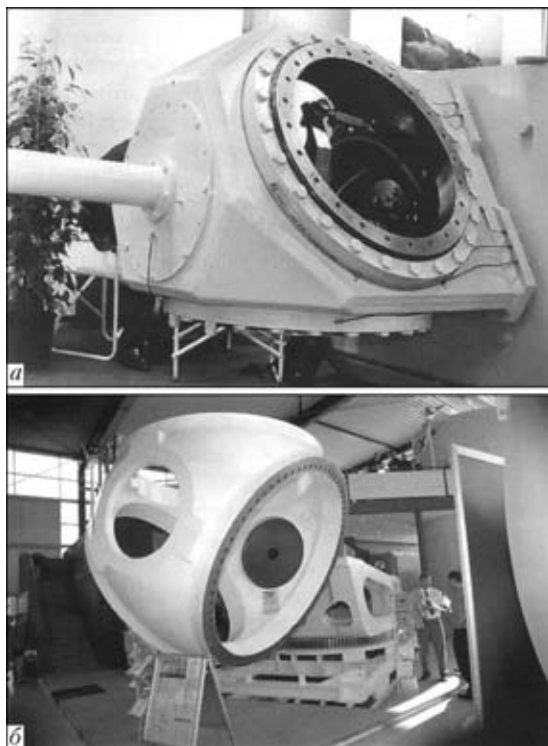


Рис. 2. Внешний вид втулки ротора ветрогенераторов: а — сварная конструкция из листовой стали; б — отливка из сфероидизированного чугуна массой 15 т

лидирующая роль принадлежит европейским фирмам [13–19], %: «VESTAS» (Дания) — 12,5...15,0; «ENERCON» (Германия) — 8,5...10,5; «GAME-SA» (Испания) — 6,5...8,0; «SIEMENS WIND POWER» (Германия и Дания) — 5,0...6,0; «RE-POWER» (Германия) — 3,5...4,5; «GE Wind Energy» (США) — 12...14; «SINOVEL» (Китай) — 9...11; «GLOWIND» (Китай) — 7...8; «Dong-Fang Electric» (Китай) — 6,0...6,5; «SUZLON» (Индия) — 6,0...6,5.

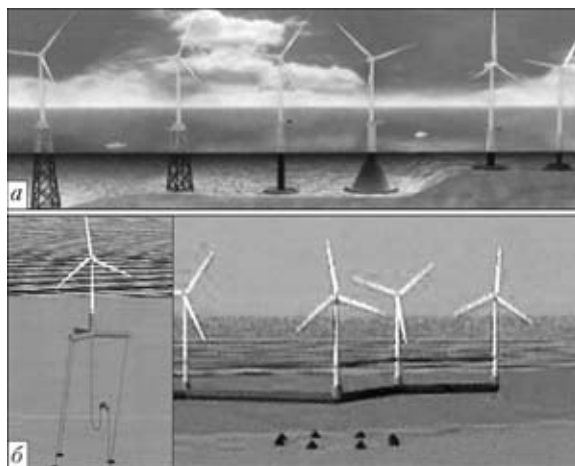


Рис. 4. Конструкции морских ветрогенераторов с основанием на дне в прибрежной морской полосе (а) и плавающих (б)

Массовая доля и доля расходов на изготовление основных несущих узлов конструкции ветрогенераторов (втулки ротора, несущей конструкции гондолы и башни) зависят не только от мощности ветрогенератора, его размеров, но и показывает насколько важную роль играет узел в конструкции ветрогенератора [1–25] (рис. 1–3, табл. 2). Башни ветрогенераторов большой мощности (свыше 2 МВт) изготавливают сварными из стали среднего предела текучести, обычно S355 NL. Несущие конструкции гондолы и втулки ротора выполнены в виде тяжелых отливок из сфероидизированного чугуна, цельными или из секций, сваренных способом MAG, а также из кованных стальных элементов, соединяемых способом MAG, и листовой стали, чаще всего S355 NL [11–20]. Ротор генератора (втулка и лопасти) является наиболее дорогостоящим узлом ветрогенератора и одновременно узлом, к которому предъявляются требования особо высокой надежности. Разрабатываются технологии изготовления втулок роторов из композиционных материалов [25]. Применяемые в настоящее время основные производственные процессы при изготовлении элементов

Таблица 1. Ветрогенераторы максимальной мощности разных производителей и их параметры [13–18]

Ветрогенератор	Электрическая мощность, МВт	Диаметр ротора, м	Вид башни	Высота башни, м
VESTAS-V112-3.0	3,0	112	Труба стальная	В зависимости от размещения
ENERCON-E126	7,5	127	Трубчатая, стальная	135
GAMESA-G128-4,5 MW	4,5	128	Трубчатая — сталь или преднапряженный железобетон	120
SIEMENS SWT-3,6-107	3,6	107	Трубчатая, стальная	80 или в зависимости от размещения
REPOWER-6M	6,15	126	»»	100...117 на суше, 85...95 морская
GE WIND ENERGYGE 4.0	4,0	110	»»	Нет данных
SET-Plan	20	160...250	Нет данных	120...160

Примечание. У морского ветрогенератора VESTAS-V112-3,0 размер гондолы следующий: высота 6,8, длина 12,8, ширина 4,0 м.



Рис. 5. Внешний вид первой свободноплавающей ветроэнергетической турбины фирмы «Siemens» и «StatoilHydro», установленной 8 сентября 2009 г. в Северном море

конструкции ветрогенераторов представлены в табл. 3.

Отметим, что одной из основных технологических целей программы Европейского Союза «SET-Plan — Wind Energy» является строительство морских ветрогенераторов мощностью до 20 МВт при одновременном снижении издержек производства электроэнергии. Анализ документов [1–9] показывает, что фундаментальные и прикладные научно-исследовательские работы в области технологии материалов должны сосредоточиться на совершенствовании современных конструкционных материалов, а следовательно, и сварочных технологий и материалов. Основные конструкционные элементы ветрогенераторов большой мощности (более 2 МВт), такие как ротор, гондола и башня, должны быть изготовлены из материалов с высокой удельной усталостной прочностью при одновременном снижении затрат на производство. Для выполнения этих требований целью фундаментальных и прикладных научно-исследовательских работ должно быть снижение массы ротора (втулка ротора + лопасти), гондолы (приводной вал, коробка передач, генератор, система управления, привод установки ротора) и башни.

Башни ветрогенераторов большой мощности как морских, так и наземных, являются элементом, подверженным наибольшей усталостной нагрузке. В настоящее время башни строят из толстостенных труб конической формы сходимостью около 3 %, реже решетчатой конструкции (в Европе изготавливаются фирмой «RUUKI» [19]), а

ладные научно-исследовательские работы в области технологии материалов должны сосредоточиться на совершенствовании современных конструкционных материалов, а следовательно, и сварочных технологий и материалов. Основные конструкционные элементы ветрогенераторов большой мощности (более 2 МВт), такие как ротор, гондола и башня, должны быть изготовлены из материалов с высокой удельной усталостной прочностью при одновременном снижении затрат на производство. Для выполнения этих требований целью фундаментальных и прикладных научно-исследовательских работ должно быть снижение массы ротора (втулка ротора + лопасти), гондолы (приводной вал, коробка передач, генератор, система управления, привод установки ротора) и башни.

Таблица 2. Массовая доля и доля расходов основных конструкционных элементов ветрогенераторов [1–24]

Элемент конструкции	Ориентировочная масса, т, турбин мощностью 2...3 МВт	Массовая доля, %	Доля расходов, %	Материал
Башня	200	50...68	10...25	Сталь, преднапряженный железобетон
Вся гондола (несущая конструкция + коробка передач + генератор)	70	25...40	40...65	Сталь, медь, алюминий, специальные сплавы металлов и т. д.
Несущая конструкция гондолы	11,5 (сварнолитая конструкция)	6...8	Нет данных	Сталь, чугун сфероидизированный
Ротор	40	10...20	20...30	Сталь, чугун сфероидизированный, стеклопластик или пластмасса, упрочненная углеродным волокном, древесина и эпоксидные смолы
Втулка ротора		6,5...7,0	Нет данных	Сфероидизированный чугун
Три лопасти		Нет данных	» »	Стеклопластик или пластмасса, упрочненная углеродным волокном, древесина и эпоксидные смолы



Таблица 3. Основные производственные процессы изготовления элементов конструкции ветрогенераторов и технологические задачи [1–25]

Элемент конструкции	Основной материал	Производственные процессы	Технологические задачи
Башня	Сталь	Непрерывное литье с контролируемой прокаткой, сварка	Производство стали более высокого качества и лучшей свариваемости, высококачественных сварочных материалов, снижение производственных расходов, разработка высококачественных технологий сварки
Несущая конструкция гондолы	»»	Непрерывное литье с контролируемой прокаткой, сварка, литье	Производство стали более высокого качества и лучшей свариваемости, высококачественных сварочных материалов, снижение производственных расходов. Овладение технологией литья чугунных отливок большой массы, повышение их качества
	Чугун		
Втулка ротора	Сталь	Ковка, литье, сварка	Производство стали более высокого качества и лучшей свариваемости, высококачественных сварочных материалов, снижение производственных расходов. Овладение технологией литья чугунных отливок большой массы, а также технологией производства высококачественных конструкций из композиционных материалов
	Чугун		
	Композиционные материалы		

также гибридной конструкции (стальбетонные или полностью бетонные) [18–22]. При установке морских ветрогенераторов одной из самых сложных технологических задач является разработка технологии монтажа элементов башни и конструкции их основания на морском дне, а также технология прикрепления ко дну на большой глубине или реализации конструкции плавающих башен (рис. 4, 5). Все мировые и европейские программы сосредоточены на прикладных исследованиях по нахождению конструктивных решений башни, монтажу ее элементов, а также созданию и применению композиционных материалов с очень высоким пределом текучести, обеспечивающих существенное повышение прочностных свойств, снижение массы ветровых башен и себестоимости продукции [1–26]. Свыше 90 % построенных башен ветрогенераторов большой мощности изготовлено из низколегированных сталей в основном типа S355 NL ($\sigma_{0,2} = 345...355$ МПа) [11–23]. Основной технологией выполнения сварных соединений в процессах изготовления башен ветрогенераторов большой мощности является автоматическая сварка под флюсом [29–35]. В то же время проводятся также исследования по технологии сварки применительно к монтажу стальных элементов башен вместо дорогостоящих болтовых соединений [27, 28], хотя на европейском рынке доступны стали с хорошей свариваемостью с пределом текучести 1100...1300 МПа (WELDOX 1100 и WELDOX 1300) и толщиной листов до 25,4 мм.

В программу Европейского Союза «SET-Plan — Wind Energy», которая находится на этапе разработки стратегии основных и прикладных исследований, целесообразно ввести: исследование технологии лазерной гибридной сварки стыковых и тавровых соединений листового металла из сталей с высоким пределом текучести как в цеховых условиях, так и в условиях монтажа секций башен (вместо болтовых соединений) [36–

56]; исследования по разработке высококачественных присадочных материалов для лазерной гибридной сварки сталей с высоким пределом текучести [52–56]; исследования технологии ротационной сварки трением стыковых и тавровых соединений листового металла из сталей с высоким пределом текучести в цеховых условиях монтажа секций башен (вместо болтовых соединений) [57–63]; исследования технологии сварки MAG самозащитной порошковой проволокой (метод SSA) стыковых и тавровых соединений толстостенных высококачественных отливок втулок ротора и несущей конструкции гондолы из стального литья и чугуна; исследования технологии условий лазерной и гидроабразивной резки листового металла из сталей с высоким пределом текучести.

1. *Global gaps in clean energy R&D: Update and recommendations for international collaboration* // IEA Report for the Clean Energy Ministerial, 2010.
2. *Fichaux N. Delivering today the energy of tomorrow*. http://www.windplatform.eu/fi-leadadmin/ewetp_docs/Events/Europ_ean_Wind_Initiative_JP.pdf.
3. *Energy 2010* // Ann. report 2010 on public grants from energy research programmes ForskEL, EDDP/ERP, ELforsk, DSCR energy and environment and energy projects of the Danish National Advanced Technology Foundation, 2010.
4. *Beurskens J. Developing offshore wind energy now and in the future*: <http://www.we-at-sea.org/leden/docs/conference2010/1.pdf>.
5. *TPWind: The way forward* // 6 Frame Work Programme. — March 2009.
6. *Profile of the Danish wind industry*. <http://www.e-pages.dk/windpower/21/>
7. *RenewableUK* (BWEA). <http://www.bwea.com/pdf/publications/CapReport.pdf>.
8. *Doing business with wind turbine manufacturers*. <http://www.bvgassociates.co.uk/LinkClick.aspx?fileticket=YcePA-zeHDQc%3D&tabid=101>.
9. *American wind power surmounted challenges in 2010*. http://www.awea.org/rn_release_01-06-11.cfm.
10. *AWEA 3rd Quarter 2010 Market Report*. http://www.awea.org/documents/reports/2010_third_quarter_report.pdf.
11. *Winds of change. A manufacturing blueprint for the wind industry*. http://www.awea.org/la_pubs_reports.cfm.

12. *WindVision 2025*. A strategy for Quebec. — Canadian Wind Energy Ass., 2010.
13. *VESTAS V 112 3.0 MW offshore*. pdf. www.vestas.com
14. *ENERCON wind energy converters*. Products overview. pdf. www.enercon.de.
15. *GAMESA G128-4,5 MW*. pdf. www.gamesacorp.com
16. *SIEMENS wind turbine*. New dimensions. pdf. www.siemenswindpower.com.
17. *Repower system*. The 5 MW megawatt power plant with 126 meter rotor diameter: Technical data. pdf. www.repower.com.
18. *GE power & water*. pdf. www.gewindenergy.com.
19. *Ruukki wind towers*. Reaching the heights with Ruukki. Ruukki-Engineering-Wind-tower-reaching-the-heights.pdf.
20. *Acona D., Weigh J. Mc*. Wind turbine materials and manufacturing fact sheet. US Dep. of Energy, 2011. — P. 1–8.
21. *Aldeman M*. Building the wind turbine supply chain: The next steps workshop. <http://renewableenergy.illinois-state.edu/wind/conferences/>.
22. *Gudmestad O. T., Sarkar A*. Offshore deployment and marine operation for offshore wind turbines // NORCOWE WP3 Meeting (7 June 2010).
23. *Fischer T., Kuhn M*. Importance and mitigation of loading on offshore wind turbines on monopiles support structures in cases of non-availability // Proc. of 20th intern. offshore and polar energy conf. (Beijing, 2010, June 20–25). — P. 644.
24. *Chou J.-S., Tu W.-T*. Failure analysis and risk management of a collapsed large wind turbine tower // Eng. Failure Analysis. — 2011. — **18**. — P. 295–313.
25. *Innovative composite hub for wind turbines*. http://cordis.europa.eu/data/PROJ_FP5/ACTIOneq_DndSESSIO-Neqll2362005919ndDOCeql021ndTBLeq_EN_PROJ.htm.
26. *RAPORT* // Energetyka wiatrowa w Polsce. — 2010. — Nov.
27. *166 Sprawozdafi projektow wykonanych w ramach funduszy badawczych Unii Europejskiej* — programu WIND ENERGY. <http://cordis.europa.eu/>.
28. *RFSR-CT-2006-00031*. High-strength steel tower for wind turbine: Final Report, 2010.
29. *Paschold R., Dirksen D*. Submerged arc welding of steels for offshore wind towers // Svetsaren. — 2005. — **60**, № 1. — P. 13–17.
30. *Torstensson B., Ivarson P*. ESAB welding solutions for windmill tower production. Processes and equipment for increased productivity // Ibid. — 2005. — **60**, № 2. — P. 14–19.
31. *Efficient welding in the wind tower manufacturing industry* // ESAB Brochure XA00126920.
32. *Man E., Lafleur W*. SIF Group at the foundation of Dutch wind energy // Svetsaren. — 2008. — **63**, № 1. — P. 18–22.
33. *Sharpe M*. Robotic fabrication of wind turbine power generators // Welding J. — 2009. — **88**, № 8. — P. 40–44.
34. *Wind turbine welding system uses linear motion modules* // Ibid. — 2009. — **88**, № 8. — P. 50–51.
35. *Wind energy*. An Oerlikon market solution // Brochure Air. Liquid. Welding.
36. *RFSR-CT-2005-00042*. Fatigue behavior of high strength steels welded joints in offshore and marine systems: Final Report, 2009.
37. *RFSR-CT-2006-00029*. Improvement in steel utilization and manufacturing by recent break-through in high-power fibre laser welding: Final Report, 2009.
38. *Industrial implementation of laser/GMA welding and mechanical properties of the welds* / C. Thorny, G. Sepold, T. Seefeld et al. // Proc. of supermartensitic stainless steels 2002 conf. — Brussels: KCI Publ., 2002. — P. 147–155.
39. *Sepold G., Thorny C., Seefeld T. et al*. CO₂-laser GMA hybrid welding — Aspects of research and industrial application // Proc. of lasers in manufacturing 2003 conf. — Stuttgart: AT-Fachverlag, 2003. — P. 149–156.
40. *Stauffer H.*: Laser hybrid welding of ships // Welding J. — 2004. — **83**, № 3. — P. 39–43.
41. *Thorny C., Seefeld T., Vollertsen F*. Application of high-power fibre lasers in laser and laser-MIG welding of steel and aluminium // Proc. of IIW Ann. Assembly conf. (Prague, Czech Republic, 10–16 July, 2005). — P. 88–98.
42. *Stauffer H., Graf T*. Laser hybrid welding drives VW improvements // Welding J. — 2003. — **82**, № 1. — P. 42–48.
43. *Joining pipe with hybrid laser-GMAW process: Weld test results and cost analysis* / E. W. Reutzel et al. // Ibid. — 2006. — **85**, № 6. — P. 66–71.
44. *Stauffer H.* Laser hybrid welding and laser brazing at Audi and VW // Welding in the World. — 2006. — **50**, № 7/8.
45. *Ozden H*. Investigating fiber lasers for shipbuilding and marine construction // Welding J. — 2007. — **86**, № 5. — P. 26–29.
46. *Stauffer H.* Laser hybrid welding in the automotive industry // Ibid. — 2007. — **86**, № 10. — P. 36–40.
47. *Defalco J.* Practical applications for hybrid laser welding // Ibid. — 2007. — **86**, № 10. — P. 47–51.
48. *Stridh L-E*. Welding of 13 % Cr-steels using the laser-hybrid process // Svetsaren. — 2007. — **62**, № 1. — P. 34–36.
49. *Ohlsen F*. Hybrid laser arc welding. — Cambridge: Woodhead publ., 2009.
50. *Fiber laser-GMA hybrid welding of commercially pure titanium* / C. Li, K. Muneharua, S. Takao et al. // Materials and Design. — 2009. — № 30. — P. 109–114.
51. *Using hybrid laser arc welding to reduce distortion in ship panels* / S. M. Kelly et al. // Welding J. — 2009. — **88**, № 3. — P. 32–36.
52. *Wind tower consumable selection guide*. www.lincolnelectric.com.
53. <http://content.lincolnelectric.com/pdfs/products/literature/mc05114.pdf>.
54. <http://www.bernardwelds.com/articles/article4.htm> http.
55. http://weldingdesign.com/processes/news/wdf_11004/.
56. http://www.hobartbrothers.com/aboutus/fillermetals_high-strength_pipe/.
57. *Friction stir welding studies on mild steel* / T. J. Linert et al. // Welding J. — 2003. — **82**, № 1. — P. 1–9.
58. *A microstructural study of friction stir welded joints of carbon steels* / A. Ozekcin et al. // Intern. J. Offshore and polar eng. — 2004. — **14**, № 4. — P. 284–288.
59. *Friction stir welding — process variants and recent industrial developments* / I. M. Norris, W. M. Thomas, J. Martin et al. // Proc. of 10th intern. Aachen welding conf. on welding and joining, key technologies for the future (Aachen, 24–25 Oct. 2007).
60. *Defalco J., Steel R.* Friction stir process now welds steel pipe // Welding J. — 2009. — **88**, № 5. — P. 44–48.
61. *Santos T. F.* A Friction stir welding of UNS S32205 duplex stainless steel // LNLS Activity 2009. Report.
62. *EBSI investigation of friction stir welded duplex stainless steel* / T. Saeidet al. // World Academy of Sci., Eng. and Techn. — 2010. — **61**. — P. 376–379.
63. *Friction stir spot welding of advanced high-strength steels — A feasibility study* / Z. Feng et al. // SAE Intern. Report 2005-01-1248.

Analysis of the strategy of EuroUnion outlined in the European Strategic Energy Technology Plan (SET-Plan) was performed. The objective of this program is limiting the hothouse effect and an essential increase of power generation using renewable sources, including wind energy. Design of high-power wind generators for application on land and at sea is described, as well as modern structural materials and design solutions of towers, blades and load-carrying structures of nacelles. Directions of investigation of modern welding technologies to be applied in manufacture of up to 20 mW wind generators are proposed.

Поступила в редакцию 10.01.2012



ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СПИРАЛЬНОШОВНЫХ ТРУБ КОНСТРУКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

А. С. ПИСЬМЕННЫЙ, д-р техн. наук, **А. С. ПРОКОФЬЕВ**, канд. техн. наук, **Р. С. ГУБАТЮК**, инж.,

А. А. ПИСЬМЕННЫЙ, канд. техн. наук,

В. В. ПОЛУХИН, **Р. В. ЮХИМЕНКО**, **А. Р. ГАВРИК**, инженеры

(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изучено влияние высокотемпературной термомеханической обработки на прочностные свойства швов сварных спиральношовных труб, изготовленных из стали 08кп толщиной 1 мм. Показано, что такая обработка швов в соединениях низкоуглеродистых сталей позволяет обеспечить получение качественных сварных соединений труб с высокими эксплуатационными свойствами.

Ключевые слова: высокочастотная сварка, спиральношовные трубы, сварной шов, прочность шва, заготовки конструкционного назначения, методика расчета, бандажные кольца, образцы

Известно, что изготовление корпусов сосудов, работающих под давлением, из бесшовных труб обусловлено высокими требованиями, предъявляемыми к их изготовлению и эксплуатации [1]. Однако себестоимость производства бесшовных труб выше, чем сварных, поэтому целесообразно оценить перспективы применения для изготовления корпусов сосудов, работающих под давлением, спиральношовных труб (СШТ). Их производят с помощью высокопроизводительного и малоотходного технологического процесса соединения — высокочастотной сварки (ВЧС), применяемой для производства СШТ различных диаметров [2].

Применение ВЧС при производстве СШТ позволяет

производить трубы различного диаметра из ленты одной и той же ширины за счет изменения угла наклона шва в сварном соединении;

изготавливать трубы большого диаметра и трубные сварные конструкции при относительно несложном технологическом процессе по сравнению с производством прямошовных труб;

производить тонкостенные трубы большого диаметра с высокой точностью;

обеспечить низкие капиталовложения.

В настоящее время прослеживается тенденция повышения требований к качеству электросварных труб, в частности, по показателю прочности сварных соединений [3]. В этой связи оценку перспективности применения СШТ как альтернативы электросварным трубам следует рассматривать в свете усовершенствования ВЧС по пути автоматизации как соответственно процесса сварки, так

и операций контроля производства [4], а также его сочетания с термомеханической обработкой.

При эксплуатации емкостей под высоким давлением для достижения приемлемых экономических показателей необходимо соблюдать оптимальные соотношения давления транспортируемой среды и металлоемкости сосудов высокого давления. Это напрямую связано с прочностными показателями применяемых марок сталей, прочностью сварных швов труб [5].

С развитием и совершенствованием способа ВЧС к существенным преимуществам производства СШТ следует отнести и высокую скорость сварки по сравнению с дуговыми процессами и возможность производства тонкостенных и особотонкостенных труб, имеющих отношение диаметра к толщине стенки 50 и более.

Формирование сварного шва в процессе ВЧС при производстве СШТ происходит в трубозлектросварочном стане, где степень деформации при получении сварного шва может быть реализована в диапазоне 15...65 % и более, в зависимости от материала заготовок и необходимой степени контактного давления для вытеснения легкоплавкой фазы [6–8].

Сварной шов формируется под давлением в твердой фазе с подплавлением свариваемых кромок, что увеличивает площадь шва и минимизирует его толщины непосредственно в процессе осадки — встречной взаимной деформации нагретых кромок деталей, в сжатом пространстве и последующей прокатки кромок. При этом процесс формирования шва происходит в условиях направленного течения и деформации металла кромок, при их взаимном скольжении по различным сопрягаемым поверхностям в сложных пространственных условиях в трубозлектросварочном стане.

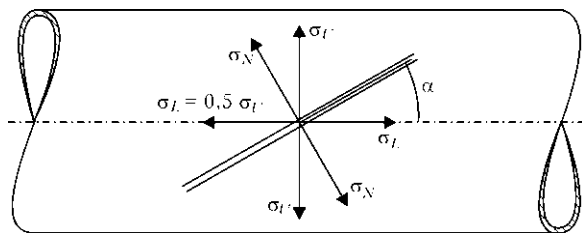


Рис. 1. Схема напряжений, действующих на спиральный шов (σ_N — нормальные; σ_L — продольные; σ_U — тангенциальные)

Важнейшим элементом в СШТ является участок шва. При эксплуатации, вследствие внутреннего давления, продольные швы трубы (например, прямошовные трубы) подвергаются более высоким нагрузкам, чем поперечные. В этом случае спиральный шов занимает как бы промежуточное положение. Значение напряжений в нем под нагрузкой зависит от угла шва к оси трубы (рис. 1). При этом нагрузки, действующие на него, составляют 60...70 % нагрузок, действующих на продольный шов [9].

Спиральный шов в процессе своего формирования подвергается комплексному воздействию ряда факторов [10, 11]: гибке исходного материала ленты (штрипса) по радиусу изготовленной трубы; растяжению штрипса под углом наклона спирального шва к образующей изготовленной трубы; прокатке полученного сварного шва; дифференцированному нагреву при сварке как основного металла, так и сварных кромок; принудительному охлаждению полученного шва; нагреву для снятия остаточных напряжений и нормализации структуры сварного шва.

Следует учитывать, что в результате резки рулона листового проката на ленту кромки штрипса имеют нагартовку и подаются на сварку в нагартованном виде, а температура шва в процессе ВЧС достигает 1200 °С, т. е. при выполнении швов в СШТ металл подвергается высокотемпературной термомеханической обработке (ВТМО).

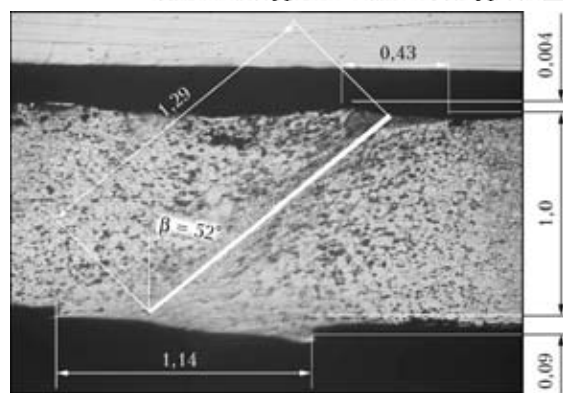


Рис. 3. Макрошлиф (×30) поперечного сечения соединения СШТ (наружная поверхность СШТ внизу)

Целью настоящей статьи является оценка влияния ВТМО на прочностные свойства СШТ. Для этого в ИЭС им. Е. О. Патона на лабораторной установке были изготовлены СШТ со швами, подвергнутыми ВТМО.

На корпусе СШТ выбирали участки с различным расположением спирального шва (рис. 2). Исследования проводили на образцах, вырезанных из корпуса СШТ, определяли прочностные свойства и проводили металлографические исследования.

Диаметр изготовленной из стали 08кп СШТ составил 108,3 мм; толщина используемого штрипса $S = 1$ мм; ширина используемого штрипса $h = 101$ мм; угол наклона спирального шва к образующей изготовленной трубы $\alpha = 25^\circ$.

Макрошлиф соединения представлен на рис. 3. Нагретые токами высокой частоты свариваемые кромки штрипса с нахлестом поступали в сварочные валки, где происходила осадка с вытеснением подплавленного металла, а затем сформированный шов подвергался прокатыванию при высоких температурах. В результате сложной пластической деформации сварной шов в поперечном сечении отклонялся от вертикали на угол β , приближающийся к 52° . Его длина при этом

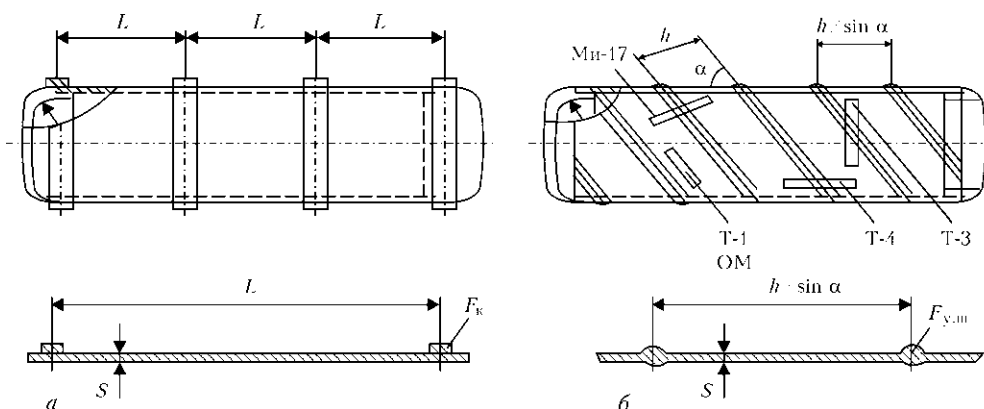


Рис. 2. Схема вырезки образцов: а — корпус из тонкостенной трубы и бандажными кольцами; б — то же, но из СШТ; Т-1 — образцы из основного металла; Ми-17 — образцы сварного соединения с классическим расположением сварного шва; Т-4 — образцы Ми-18 с наличием сварного соединения в виде косого шва, вырезанные по образующей СШТ; Т-3 — образцы Ми-18 (специальные) с наличием сварного соединения в виде косого шва, вырезанные по радиальной поверхности СШТ; F_K , $F_{y,ш}$ — соответственно площадь сечения бандажного кольца и усиления шва

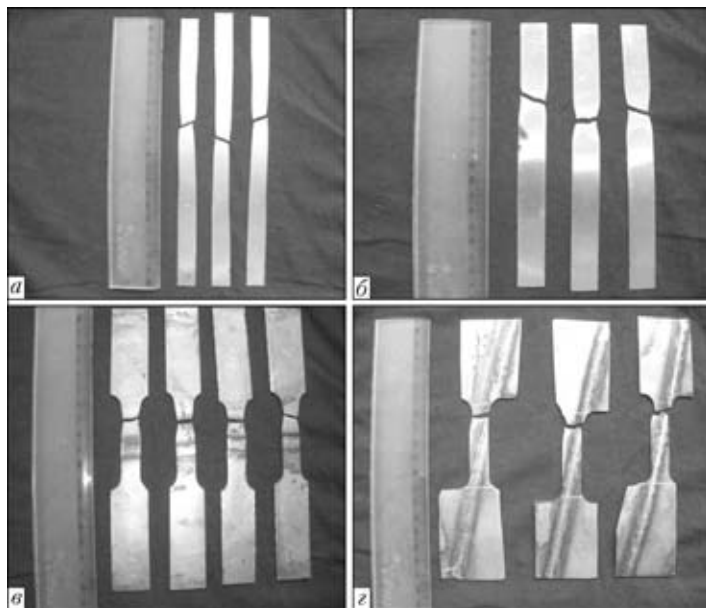


Рис. 4. Внешний вид образцов Т-1 (а), Ми-17 (б), Т-4 (в) и Т-3 (г)

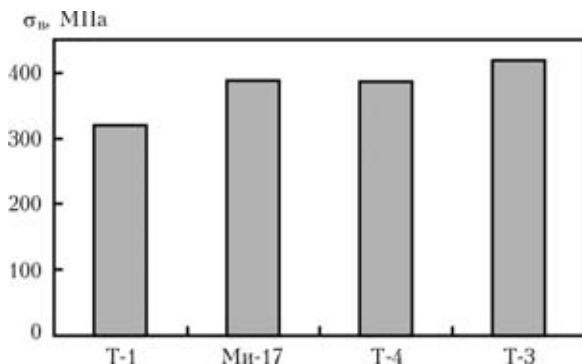


Рис. 5. Временное сопротивление разрыву образцов, испытанных в соответствии со схемой вырезки (см. рис. 2)

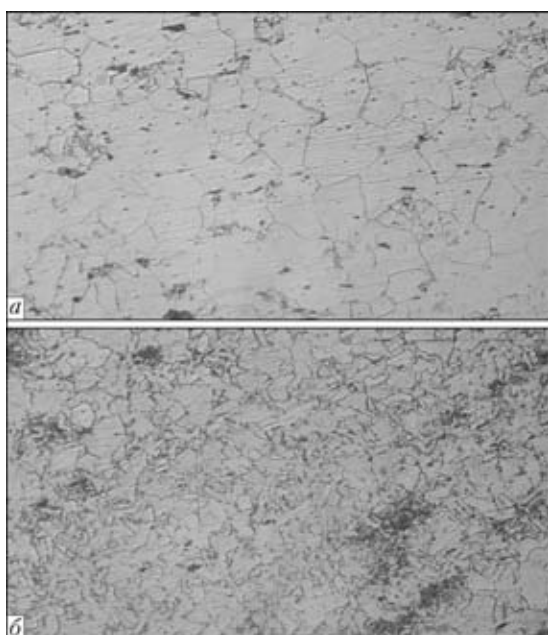


Рис. 6. Микроструктура ($\times 400$) основного металла (а) и металла шва (б)

достигала 1,29 мм при толщине основного металла 1 мм, что существенно улучшает условия сопротивления разрушению сварного соединения [12].

Наружное усиление шва составляло 0,9 мм, ширина 1,14 мм, а внутреннее — 0,04 мм при ширине 0,43 мм. При этом усилие осадки составило 1600 Н, а площадь контактного пятна — 1 мм².

Из изготовленной трубы в соответствии с ДСТУ 3245–95 [13] были отобраны следующие образцы (см. рис. 2) [14]: Т-1 — 3 шт.; Ми-17 — 3 шт.; Т-4 — 4 шт.; Т-3 — Ми-18 специальные — 3 шт., которые были подвергнуты испытаниям на растяжение.

Временное сопротивление разрыву образца Т-1 составляло 320 МПа; Ми-17 — 404,4; 380,7; 383,2; Т-4 — 384,2; 389,5; 390,5; 394,4; Т-3 — 445,4; 407,3; 408,4.

Разрушение всех образцов произошло по основному металлу (рис. 4). Образование линий Чернова (линий Людерса) (рис. 4, б) указывает на наличие сдвигов поверхностных слоев металла под действием тангенциальных напряжений σ_U (см. рис. 1) [15]. Из рис. 5 видно, что нормальные и продольные напряжения (σ_N и σ_L) образцов (см. рис. 1) сварного шва превысили нормативное напряжение разрушения образцов основного металла на 22 %, а тангенциальные напряжения σ_U на 30 %, что, очевидно, обусловлено воздействием ВТМО.

Для проведения металлографических исследований упрочненного шва из ШСТ вырезали четыре образца. Они содержали участки спирального шва и были взяты равномерно по всей длине сварной конструкции.

Макроструктура зоны шва при большом увеличении (см. рис. 3) свидетельствует об отсутствии несплавлений, несплошностей, пор и других дефектов.

Установлено, что структура основного металла вблизи металла ЗТВ представляет собой полигональный феррит с выделением углерода по границам зерен в виде третичного цемента [16], а также в виде отдельных округлых карбидных включений.

Далее при переходе от основного металла в сторону шва структура меняется от чисто ферритной до ферритно-перлитной. При этом округлые включения цемента постепенно растворяются и на их месте образуется перлит, который выявляется в виде пятен с более сильной травимостью, чем феррит (см. рис. 3, 6, а).

Чем ближе к шву, тем больше реализуется процесс образования перлита в бывших местах скопления карбидов (рис. 6, б). Изменение структуры металла ЗТВ с ферритной на ферритно-перлитную

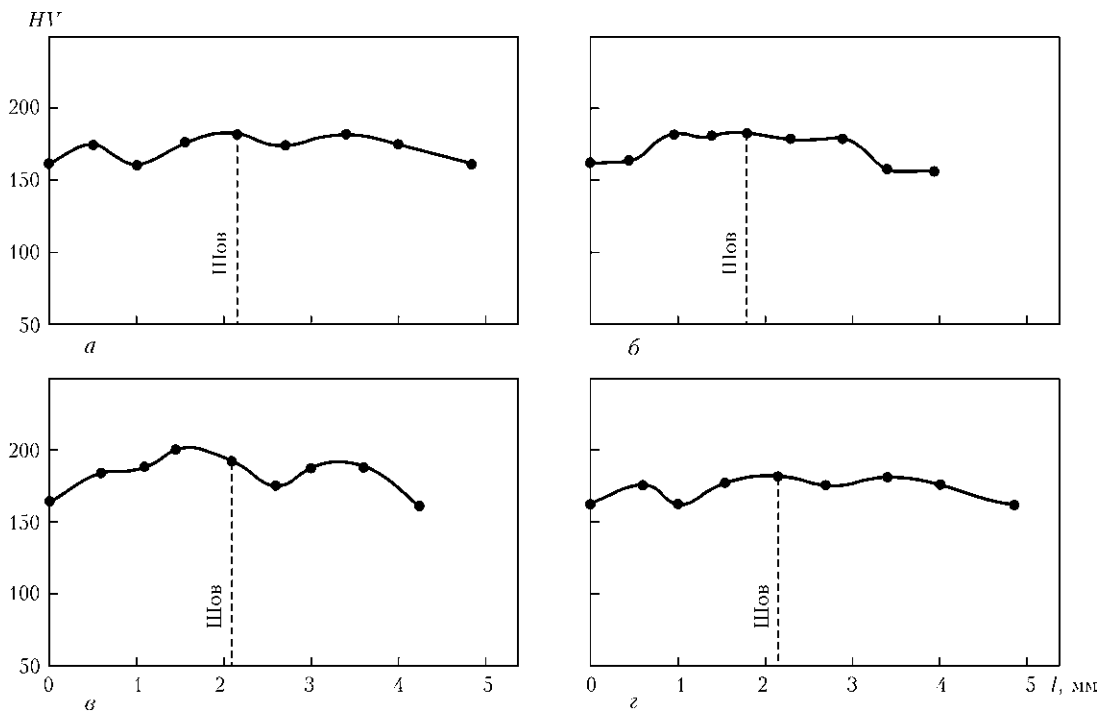


Рис. 7. Распределение твердости поперек сварного соединения: а — образец Т-1; б — Ми-17; в — Т-4; г — Т-3

свидетельствует о нагреве металла этой зоны до температуры растворения карбида железа (выше точки A_{c1}) с последующим охлаждением [16].

Твердость данной ферритно-перлитной структуры несколько выше, чем феррита в структуре основного металла, и составляет порядка HV 180...200, т. е. превышает твердость основного металла на 12...25 %. Твердость основного металла находится на уровне HV 160, а размер зерен больше, чем в металле шва (рис. 6).

В районе шва (рис. 6, б) металл имеет ферритную структуру с равномерно распределенными карбидами, размер зерен меньше, чем в основном металле и ЗТВ, что свидетельствует о нагреве до температурной области гомогенного аустенита — превышение точки A_{c3} [16]. Твердость

этого участка выше, чем твердость основного металла и составляет порядка HV 180...190.

Установлено, что твердость шва и металла ЗТВ превышает твердость основного металла на 12...25 % (рис. 7).

Упрочнение металла в сварном шве и околошовной зоне обусловлено действием ВТМО. Применение ВТМО способствует упрочнению металла шва в СШТ, что в свою очередь повышает прочностные показатели самой трубы как заготовки конструкционного назначения.

Для оценки влияния ВТМО на прочностные показатели самой СШТ как заготовки конструктивного назначения в ИЭС им. Е. О. Патона был апробирован метод расчета показателей прочности СШТ со швом, подвергнутым ВТМО. Расчет выполнен в соответствии с существующими и

принятыми методиками [1, 12, 15, 17]. При этом показатели прочности СШТ сравнивали с прочностными показателями бесшовной трубы аналогичных геометрических размеров.

Были приняты следующие допущения:

трубные заготовки имели одинаковые геометрические размеры: диаметр и толщину стенки S ; обе трубные заготовки выдерживали одинаковое внутреннее давление P ;

в результате ВТМО в районе шва СШТ наблюдалось упрочнение, т. е. прочностные показатели в шве выше, чем в основном металле;

для компенсации действия упрочненного шва в заготовке из СШТ расчет проводили с учетом последовательной установки на трубной заготовке, изготовленной из бесшовной трубы, внешних бандажных колец (действие бандажных колец эквивалентно действию упрочненного шва в СШТ).

Проведенные расчеты показали, что:

для предотвращения потери формы трубной заготовки, изготовленной из бесшовной трубы, под действием предельного внутреннего давления P необходимо на ее наружной поверхности установить последовательно на определенном в результате расчета расстоянии L внешние бандажные кольца;

расстояние между внешними бандажными кольцами L на трубной заготовке, изготовленной из бесшовной трубы, должно превышать в 2 и более раз (в зависимости от марки стали) расстояние между витками упрочненного шва $h/\sin \alpha$, т. е. $L > h/\sin \alpha$; при $h/\sin \alpha \rightarrow 1 \ll L$ плотность навивки штрипса увеличивается и соответственно возрастает прочность сварной СШТ;

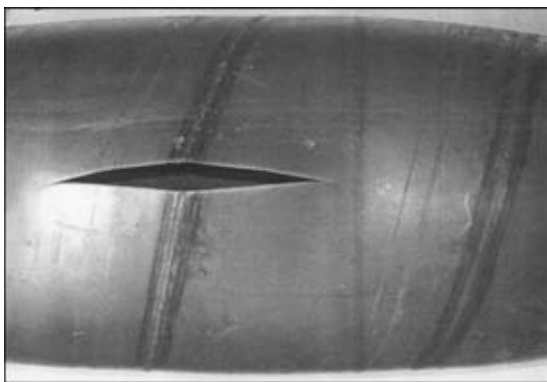


Рис. 8. Разрушение цилиндрической поверхности корпуса

суммарное действие упрочненного шва превышает упрочняющее действие бандажных колец на единицу длины СШТ.

Расчетные результаты были проведены экспериментально на реальном образце СШТ. Использован фрагмент СШТ с приваренными заглушками как макет корпуса сосуда, работающего под давлением, который был опрессован внутренним давлением и доведен до разрушения [1]. При разрушении макета корпуса сосуда гидростатическое давление разрушения превысило расчетное на 18 %. Корпус сосуда приобрел бочкообразную форму, что свидетельствует о потере формы. Само разрушение произошло по образующей цилиндрической поверхности корпуса — по основному металлу (рис. 8).

Выводы

1. Сварной шов, подвергшийся ВТМО, приобретает коэффициент усиления по отношению к основному металлу равный 1,22...1,31, а твердость превышает твердость основного металла на 12...25 %.

2. Напряжения разрушения образцов со сварным швом превышают нормативное напряжение разрушения образцов основного металла на 22...30 %.

3. ВТМО швов в СШТ из конструкционных низкоуглеродистых сталей, в частности 08кп, позволяет получать качественные соединения с высокими эксплуатационными показателями, что увеличивает конструкционную прочность СШТ на 18 %.

4. Проектирование и изготовление сварных конструкций с использованием СШТ в качестве

заготовки конструкционного назначения требует дальнейшего изучения применительно к сталям повышенной прочности.

1. *Безопасная эксплуатация паровых котлов, сосудов и трубопроводов.* Сост. В. И. Чернега. — Киев: Техніка, 1976. — 528 с.
2. *Творцы стальных артерий* / Г. И. Гуляев, О. А. Семенов, А. А. Шведченко и др. — Днепропетровск: Промінь, 1989. — 151 с.
3. *Киути М.* Новейшие тенденции в производстве электросварных труб // *Новости черн. металлургии за рубежом.* — 2011. — № 1. — С. 55–58.
4. *Wiebe J., Scheller W.* Blick uber den Tellerrand // *Praktiker.* — 2010. — № 6. — S. 248–251.
5. На ОАО «Уралтрубпром» состоялся пуск трубоэлектросварочного стана «630» и всей линии по производству электросварных труб // *Сварщик.* — 2009. — № 4. — С. 5.
6. *Структура и фазовый состав швов, выполненных капиллярной пайкой с приложением давления* / В. Д. Табелев, Н. Л. Карета, А. И. Панасенко и др. // *Автомат. сварка.* — 1985. — № 11. — С. 26–29.
7. *Лебедев В. К., Табелев В. Д., Письменный А. С.* Ударная вязкость стыковых соединений, паяных с пластическим деформированием основного металла // *Там же.* — 1993. — № 8. — С. 29–31.
8. *Табелев В. Д.* О формировании соединений при пайке с пластическим деформированием основного металла // *Материалы и технология пайки.* — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона АН Украины, 1991. — С. 50–54.
9. *Анненков Н. И., Колупанов О. В.* Современное состояние производства и применения спиральношовных труб // *Стр-во трубопроводов.* — 1996. — № 4/5. — С. 12–18.
10. *Термомеханическое упрочнение арматуры большого диаметра* / О. Ю. Ефимов, А. Б. Юрьев, Ю. Ф. Иванов и др. // *Изв. вузов. Черн. металлургия.* — 2008. — № 12. — С. 49–53.
11. *Влияние больших деформаций в горячем состоянии на структуру и свойства низкоуглеродистой стали* / Н. Г. Колбасников, О. Г. Зотов, В. В. Дураничев и др. // *Металлообработка.* — 2009. — № 4. — С. 25–31.
12. *Майзель В. С., Навроцкий Д. И.* Сварные конструкции. — Л.: Машиностроение, 1973. — 304 с.
13. *Балони сталні зварні для скраплених вуглеводневих газів на тиск до 1,6 МПа. Загальні технічні умови: ДСТУ 3245-95.* — К.: Держспоживстандарт, 2003. — 15 с. — (Національний стандарт України).
14. *Каталог образцов для испытаний металлов* / Под ред. В. К. Лебедева. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1983. — 120 с.
15. *Сопровождение материалов* / Г. С. Писаренко, В. А. Агарев, А. Л. Квитка и др.; под ред. Г. С. Писаренко. — Киев: Виш. шк., 1973. — 672 с.
16. *Гудремон Э.* Специальные стали. Под ред. А. С. Займовского, М. Л. Бернштейна. — М.: Металлургия, 1959. — Т. 1. — [Пер. с нем.]. — 732 с.
17. *ГОСТ 8696-74.* Трубы спиральные электросварные со спиральным швом общего назначения.

Influence of high-temperature thermomechanical treatment (HTTMT) on strength properties of welds on spirally-welded pipes made from 08kp steel of 1 mm thickness was studied. It is shown that HTTMT of welds in low-carbon steel joints allows producing sound welded joints of pipes with high service properties.

Поступила в редакцию 25.10.2011

ХЛАДОСТОЙКОСТЬ И СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬ СЛОИСТОМУ РАЗРУШЕНИЮ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 06ГБ-390

В. Д. ПОЗНЯКОВ, д-р техн. наук, **А. Ю. БАРВИНКО**, **Ю. П. БАРВИНКО**, кандидаты техн. наук, **А. Г. СИНЕОК**, **А. Н. ЯШНИК**, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены результаты исследований сопротивляемости стали 06ГБ-390 слоисто-вязким и слоисто-хрупким разрушениям, а также оценки ударной вязкости (KCV_{40}) металла швов и ЗТВ стыковых соединений данной стали (после сварки и после их термической обработки). Сварку соединений выполняли в свободном и жесткозакрепленном состоянии. Показано, что сталь 06ГБ-390 не склонна к слоисто-вязким и слоисто-хрупким разрушениям, а ударная вязкость металла швов и ЗТВ стыковых соединений во всех случаях практически не изменяется.

Ключевые слова: дуговая сварка, низколегированные стали, резервуары для хранения нефти, металл ЗТВ, ударная вязкость, термообработка сварного соединения, сварка в жестком контуре, сварочные деформации, слоистое разрушение

В последние годы в странах СНГ и Европы интенсивно ведется строительство резервуаров вместимостью 50...75 тыс. м³ в связи с колебаниями на мировых рынках цены на нефть. В большинстве случаев такие резервуары имеют основную и защитную стенку, что исключает необходимость устройства обвалования вокруг каждой емкости. Как правило, для изготовления нижнего пояса стенки резервуаров используют листовой прокат толщиной 24...30 мм сталей с $\sigma_T \geq 345...440$ МПа. В нормативных документах [1, 2] для нижних поясов стенки резервуаров большой вместимости рекомендуется применение сталей 09Г2С, 15Г2АНb, 10Г2ФБ, 18Г2АВ и других с содержанием углерода 0,10...0,20 % и серы до 0,035...0,040 %. Многолетний опыт строительства и эксплуатации резервуаров различной вместимости с использованием указанных сталей показывает, что при соблюдении требований этих нормативных документов надежность и работоспособность металлоконструкций находится на высоком уровне.

Вместе с тем в Украине в последние годы при изготовлении строительных сварных металлоконструкций начали активно внедрять новые высокопрочные низколегированные стали марок 06ГБ (класс прочности 390) и 06Г2Б (класс прочности 440). Отличительной чертой этих сталей являются низкие (практически в 2 и 7 раз меньше чем в

нормах [1, 2]) концентрации углерода и серы (табл. 1), что должно обеспечить им невысокую склонность к образованию холодных трещин и в то же время высокую ударную вязкость при отрицательных температурах. Это подтверждают данные работы [3], которые свидетельствуют о том, что в состоянии закалка + отпуск стали 06ГБ и 06Г2Б при толщине проката 8...50 мм имеют однородную по сечению листа структуру (рис. 1), высокие механические свойства, хладостойкость (табл. 2) и отличаются хорошей свариваемостью [4]. По всем показателям данные стали перспективны и для изготовления резервуаров большой емкости.

Однако при выборе сталей для изготовления резервуаров необходимо учитывать особенности работы отдельных конструктивных элементов стенки и днища. Как известно, в отличие от вертикальных и горизонтальных швов стенки коль-

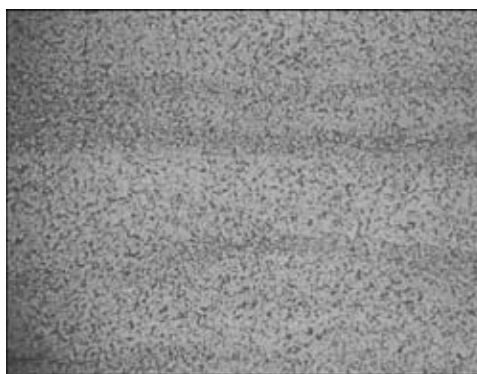


Рис. 1. Микроструктура ($\times 100$) листового проката стали 06ГБ толщиной 26 мм

Таблица 1. Химический состав сталей 06ГБ и 06Г2Б, мас. %

Марка стали	t , мм	C	Mn	Si	V	Nb	S	P	$C_{\text{экв}}$
06ГБ	26	0,06	1,27	0,20	0,037	0,014	0,004	0,007	0,29
06ГБ	30	0,07	1,27	0,27	0,036	0,013	0,005	0,006	0,31
06Г2Б	30	0,07	1,42	0,20	0,057	0,038	0,007	0,008	0,34



Таблица 2. Механические свойства сталей 06ГБ (390) и 06Г2Б (440)

Марка стали	t , мм	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCV_{-40} , Дж/см ²	σ_T/σ_B
06ГБ	26	393	498	32,0	80,6	265	0,79
06ГБ	30	391	477	34,4	79,7	364	0,82
06Г2Б	30	467	554	33,5	80,4	303	0,84

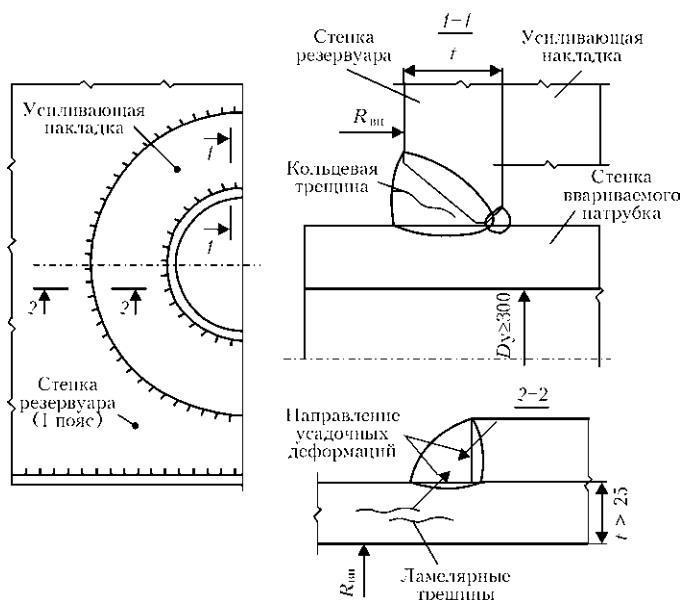


Рис. 2. Схема узла вваривания патрубка в нижний пояс стенки с указанием места возможного образования ламелярных трещин

цевые односторонние швы, соединяющие патрубки со стенкой, выполняются и в условиях жесткого контура (рис. 2, сечение I-I). При толщинах стенки $t \geq 25$ мм объем наплавленного металла достаточно большой и это вызывает значительную поперечную усадку и формирование высоких остаточных напряжений, что, вполне очевидно, может привести к образованию холодных трещин в металле шва. Кроме того, поскольку контроль кольцевых швов осуществляется визуально-оптическим способом или методом цветной дефектоскопии, это не исключает наличия в сварных соединениях острых концентраторов напряжений, что может привести к снижению их сопротивляемости хрупкому и вязкому разрушениям. О воз-

можности хрупкого разрушения при наличии высоких остаточных напряжений и низких температур свидетельствуют данные работы [5]. В работе [6] также указывается, что увеличение уровня остаточных напряжений и образование неоднородной структуры в сварном соединении приводит к снижению ударной вязкости на 20...25 %, причем, как следует из работ [7, 8], пластической деформации принадлежит решающая роль в возможном зарождении не только хрупкого, но и вязкого разрушения.

Несколько иное напряженное состояние в сварном соединении усиливающей накладки со стенкой (рис. 2, сечение 2-2) и в узле приварки утолщенного дна придонного люка к стенке (рис. 3). Здесь сварочные деформации действуют в направлении толщины стенки и дна, что инициирует образование в них ламелярного растрескивания.

Проявление расслоения характерно для листового проката при $t \geq 20$ мм. Основным фактором, влияющим на образование слоистых разрушений, является наличие сульфидных или оксидных включений. Они в процессе прокатки листа вытягиваются и образуют строчечную или слоистую структуру [9, 10]. В работе [10] показано, что качество стали в Z направлении хорошо отражают стандартные характеристики пластичности ψ_Z и ударной вязкости KCV . Чтобы исключить появление расслоения в сварных конструкциях, авторы работы [11] рекомендуют понижать содержание серы в стали до $S \leq 0,01$ %, а в работе [9] стали с содержанием $S \leq 0,007$ % и $\psi_Z \geq 25$ % предлагается относить к высокоустойчивым, а при $S > 0,020$ % и $\psi_Z \leq 8$ % — к низкоустойчивым по отношению к образованию ламелярных трещин.

В этой связи необходимо оценить стойкость листового проката сталей типа 06ГБ и 06Г2Б к образованию слоистых трещин, сопротивляемость сварных соединений к слоисто-хрупкому разрушению, а также проверить изменится ли их хладостойкость при сварке в жестком контуре. Исследования в этом направлении стало целью настоящей работы.

В качестве объекта исследований были выбраны сталь 06ГБ толщиной 20, 26 и 30 мм и стыковые соединения из стали толщиной 26 мм.

Сопротивляемость сталей слоистому разрушению оценивали в соответствии с ГОСТ 28870-90 по результатам испытания трех образцов, изготовленных из сварных соединений, которые выполнены ручной дуговой сваркой электродами ОК 53.70. Конструктивные элементы свариваемых заготовок и форма попе-

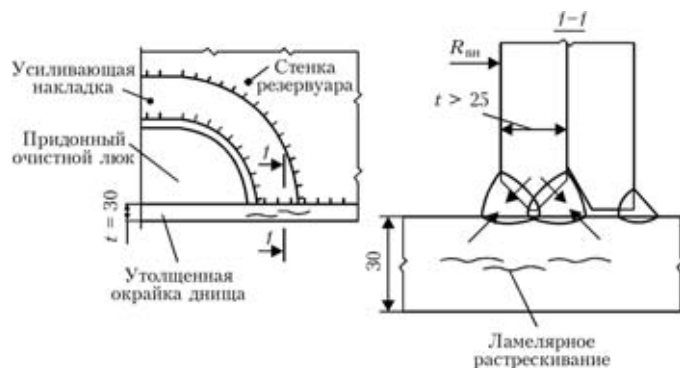


Рис. 3. Схема образования ламелярных трещин в местах соединения стенки с утолщенной окрайкой придонного очистного люка

Таблица 3. Результаты испытаний образцов стали 06ГБ на растяжение в Z направлении

t , мм	σ_r , МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %	ψ , %
20	$\frac{428; 437; 444}{436}$	$\frac{510; 513; 510}{511}$	$\frac{45,1; 45,9; 44,4}{45,0}$	$\frac{81,1; 78,8; 81,2}{79,6}$
26	$\frac{388; 388; 385}{387,2}$	$\frac{506; 506; 500}{504}$	$\frac{46,6; 48,1; 48,9}{47,9}$	$\frac{81,2; 81,1; 81,2}{81,1}$
30	$\frac{380; 358; 373}{370}$	$\frac{489; 482; 484}{485}$	$\frac{35,3; 36,8; 37,6}{36,6}$	$\frac{71,6; 69,7; 67,9}{69,7}$

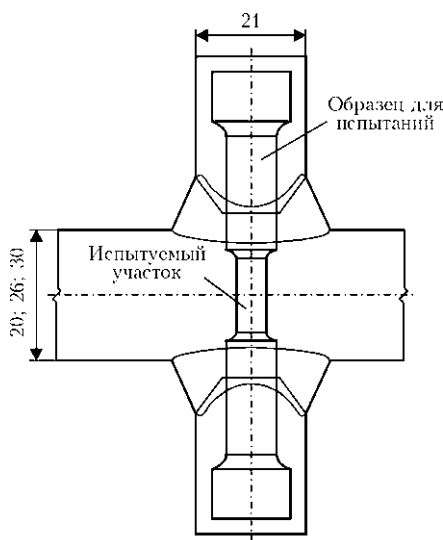


Рис. 4. Схема вырезки образцов из сварных соединений, выполненных в соответствии с ГОСТ 28870-90

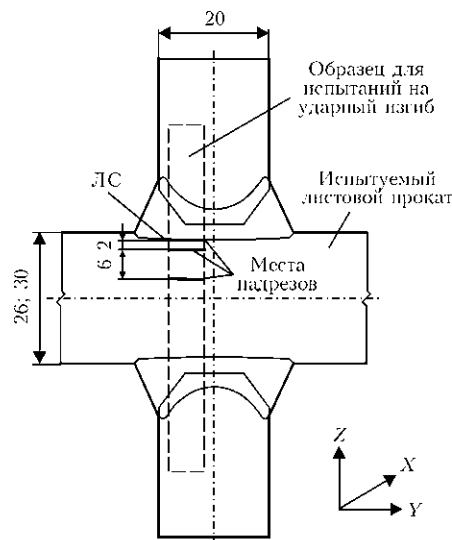


Рис. 5. Схема вырезки образцов из крестообразных сварных соединений с указанием мест нанесения надреза

речного сечения соединения и выполненных швов соответствовали требованиям, предъявляемым к соединениям типа Т8 по ГОСТ 5264-80. Начальный и конечный участки сварного соединения длиной не менее 30 мм удалялись. Из оставшейся части сварных соединений изготавливали (способом холодной механической обработки) образцы для испытаний в соответствии с ГОСТ 1497-84. Схема вырезки образцов показана на рис. 4. Испытание образцов проводили при температуре +20 °С. В процессе испытания определяли σ_r , σ_b , δ_5 и ψ_z . Результаты испытаний представлены в табл. 3.

Сравнительная оценка механических свойств стали 06ГБ толщиной 26 и 30 мм вдоль (см. табл. 2) и по толщине проката свидетельствует, что данная сталь не имеет анизотропии свойств. По значению относительного сужения ψ_z сталь может быть отнесена к высшей группе стойкости к слоистым разрушениям Z 35.

Стойкость сварных соединений стали 06ГБ толщиной 26 и 30 мм к слоисто-хрупким трещинам определяли по результатам испытаний на ударный изгиб образцов (тип IX по ГОСТ 9454-78), изготовленных из крестообразных сварных соединений, аналогичных тем, которые использовали для оценки склонности стали к слоистому разрушению. Из сварных соединений толщиной

30 мм образцы изготавливали только в состоянии после сварки, а из соединений толщиной 26 мм также и после их термической обработки (отпуск при температуре 620 °С в течение 2 ч). Схема вырезки образцов представлена на рис. 5. Надрез на образцах выполняли по линии сплавления (ЛС), по металлу ЗТВ на расстоянии 2 мм от ЛС и по основному металлу на расстоянии 8 мм от ЛС. Испытания образцов проводили при температуре -40 °С.

Результаты испытаний образцов на ударный изгиб (табл. 4) свидетельствуют о том, что отпуск существенного влияния на значения ударной вязкости как основного металла, так и участков ЛС и ЗТВ сварных соединений не оказывает. Хладостойкость металла ЗТВ сварных соединений стали 06ГБ находится на уровне основного металла ($KCV_{-40} \geq 220$ Дж/см²) и существенно превышает требования, приведенные в нормативных документах на сталь ($KV_{-40} \geq 98$ Дж, что соответствует $KCV_{-40} \geq 123$ Дж/см²) [12]. Во всех случаях наблюдалось снижение ударной вязкости по отношению к основному металлу на ЛС сварных соединений. В соединениях из стали толщиной 26 мм в состоянии после сварки KCV_{-40} находится в пределах 42...305 Дж/см² (среднее значение по результатам испытания семи образцов 130,8 Дж/см²), а после высокотемпературного от-



Таблица 4. Результаты испытаний на ударный изгиб образцов, изготовленных из сварных соединений стали 06ГБ в Z направлении

t, мм	Место надреза	KCV ₄₀ , Дж/см ²	
		после сварки	после термической обработки
26	ЛС	163; 253; 305; 98; 77; 42	87; 197; 101
	По металлу ЗТВ (ЛС+2 мм)	332; 294; 325; 345; 346; 347	348; 348; 347
	По основному металлу (ЛС+8 мм)	321; 333; 328	347; 345; 345
30	ЛС	181; 281; 240; 85	—
	По металлу ЗТВ (ЛС+2 мм)	334; 335; 326; 223	—

Таблица 5. Результаты испытаний на ударный изгиб образцов, изготовленных из стыковых соединений стали 06ГБ толщиной 26 мм

Условие сварки	Термообработка	KCV ₄₀ , Дж/см ²	
		ЛС	ось металла шва
В свободном состоянии	Нет	<u>342; 371; 338</u> 350	<u>282; 246; 209</u> 246
	Отпуск	<u>339; 340; 341</u> 340	<u>290; 240; 220</u> 250
В жесткозакрепленном состоянии	Нет	<u>339; 342; 340</u> 340	<u>244; 251; 200</u> 232
	Отпуск	<u>248; 341; 343</u> 311	<u>246; 246; 172</u> 221

пуска изменяется от 87 до 197 Дж/см² (среднее значение по результатам испытания трех образцов 128 Дж/см²). Практически на 35 % ниже, чем в основном металле, значения ударной вязкости получены и при испытании образцов с надрезом по ЛС, изготовленных из сварных соединений стали толщиной 30 мм. Такое снижение можно объяснить нарушением однородности химического состава и структуры металла в данном участке сварного соединения. В то же время следует отметить, что даже в состоянии после сварки значения ударной вязкости стыковых соединений стали 06ГБ значительно превышают уровень требований, предъявляемых к металлопрокату, рекомендуемому для изготовления резервуаров большой вместимости [2].

Для экспериментальной проверки влияния на сопротивляемость образованию холодных трещин и ударную вязкость металла швов и ЗТВ сварных соединений стали 06ГБ жесткости их закрепления были выполнены специальные исследования. В соответствии с разработанной технологией с применением электродов ОК 53.70 диаметром 4 мм и предварительного подогрева до температуры

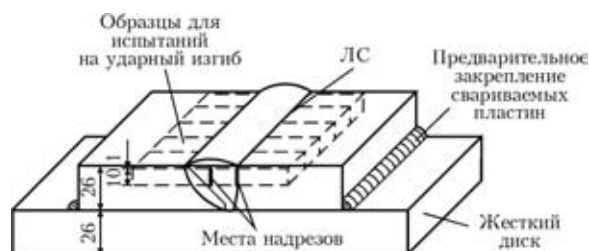


Рис. 6. Схема вырезки образцов из стыковых сварных соединений, выполненных в жестком контуре, с указанием мест нанесения надреза

70 °С было изготовлено четыре стыковых соединения (С8 по ГОСТ 5264–80) из пластин толщиной 26 мм. Два из них были сварены в свободном состоянии (соединения № 1 и 2), а еще два (соединения № 3 и 4) — в жесткозакрепленном (рис. 6). Как свидетельствуют данные работы [13], значение остаточных напряжений в металле ЗТВ таких соединений изменяется от 0,5 до 1,0 предела текучести основного металла.

После сварки соединения № 2 и 4 были подвергнуты высокотемпературному отпуску при температуре 620 °С в течение 2 ч. Затем из всех сварных соединений были изготовлены макрошлифы для контроля над наличием/отсутствием в сварных соединениях холодных трещин и образцы (тип IX по ГОСТ 9454–78) для испытания на ударный изгиб. Одни образцы имели надрез по ЛС, а другие — по металлу шва. Результаты испытаний образцов на ударный изгиб, проведенные при температуре –40 °С, приведены в табл. 5.

Как показал анализ макрошлифов, трещины во всех сварных соединениях отсутствуют, что свидетельствует о высокой сопротивляемости сварных соединений стали 06ГБ, выполненных по данной технологии, образованию холодных трещин. Независимо от жесткости закрепления ударная вязкость металла швов и участка перегрева металла ЗТВ указанных сварных соединений в несколько раз выше требований, предъявляемых к металлопрокату резервуаров для нефти и нефтепродуктов как в состоянии после сварки, так и после высокотемпературного отпуска [14]. Высокотемпературный отпуск существенного влияния на хладостойкость сварных соединений стали 06ГБ не оказывает.

Выводы

1. Листовой прокат стали 06ГБ толщиной 20, 26 и 30 мм имеет высокую стойкость к слоистому разрушению. По значению относительного сужения он может быть отнесен к высшей группе качества Z 35.

2. Значения KCV₄₀ основного металла и металла ЗТВ, полученные по результатам стандартных испытаний образцов, вырезанных из сварных соединений стали 06ГБ в поперечном по отношению к оси шва и в Z направлении, практи-

чески идентичны, что свидетельствует об их высокой сопротивляемости слоисто-хрупкому разрушению.

3. Сварные соединения стали 06ГБ, выполненные ручной дуговой сваркой электродами ОК 53.70 при подогреве до температуры 70 °С, отличаются высокой сопротивляемостью образованию холодных трещин.

4. Жесткость закрепления и высокотемпературный отпуск существенного влияния на хладостойкость металла швов и участка перегрева металла ЗТВ сварных соединений стали 06ГБ, выполненных электродами ОК 53.70, не оказывает. При температуре испытаний – 40 °С их ударная вязкость в несколько раз превышает требования, предъявляемые к металлопрокату сварных резервуаров для хранения нефти и нефтепродуктов. Полученные результаты испытаний позволяют заключить, что с накоплением достаточного опыта эксплуатации резервуаров с применением рассматриваемых сталей, могут быть пересмотрены требования относительно необходимости выполнения термообработки отдельных сварных соединений.

1. *API Standard 650*. Welded steel tanks for oil storage. — 9 ed. — Nov. 1998.
2. *ПБ 03-605-03*. Правила устройства вертикальных цилиндрических стальных резервуаров для нефти и нефтепродуктов. — М., 2003.

The paper presents the results of investigation of resistance of 06GB-390 steel to lamellar-tough and lamellar-brittle fractures, as well as assessment of impact toughness (KCV_{40}) of weld metal and HAZ of butt joints of this steel (as-welded and after their heat treatment). Joints were welded in an unrestrained and rigidly restrained state. It is shown that 06GB-390 steel is not prone to lamellar-tough and lamellar-brittle fractures, while impact toughness of the metal of weld and HAZ of butt joints does not change practically in any of the cases.

3. Ковтуненко В. А., Герасименко А. М., Гоцуляк А. А. Выбор стали для ответственных сварных конструкций // Автомат. сварка. — 2006. — № 11. — С. 32–37.
4. Экономнолегированные высокопрочные стали для сварных конструкций / Л. И. Миходуй, В. И. Кирьян, В. Д. Позняков и др. // Там же. — 2003. — № 5. — С. 36–40.
5. Kennedy H. E. Some causes of brittle failure in welded mild steel structures // Welding J. — 1945. — № 11. — P. 588. — 594 c.
6. Maccosaire C. Repair welding: how to set up a shop // Ibid. — 1991. — № 8. — P. 54–56.
7. Степанов А. В. Основы практической прочности кристаллов. — М.: Наука, 1974. — 132 с.
8. Берштейн М. Л., Займовский В. А. Структура и механические свойства металлов. — М.: Металлургия, 1970. — 427 с.
9. Гривняк И. Свариваемость сталей — современное состояние и прогноз развития // Научн. докл. на XI Заседании координационного центра стран-членов СЭВ. — Братислава, май 1982.
10. Гиренко В. С., Бернацкий А. В. Анизотропия свойств металлопроката и работоспособность сварных конструкций // Автомат. сварка. — 1985. — № 12. — С. 13–18.
11. Newly published specifications for lamellar tearing in Japan. (Intern. Inst. of Welding; Doc. IIWIX-1255–82).
12. ТУ У 27.1-05416923-085:2006. Прокат листовой, свариваемый из качественной стали классов прочности 355–590 для машиностроения. — Введ. 04.02.2007.
13. Риск образования холодных трещин при сварке конструкционных высокопрочных сталей / В. И. Махненко, В. Д. Позняков, Е. А. Великоиваненко и др. // Автомат. сварка. — 2009. — № 12. — С. 5–10.
14. ГОСТ 31385–2008. Резервуары вертикальные цилиндрические стальные для нефти и нефтепродуктов. Общие технические условия. — Введ. в 2009.

Поступила в редакцию 02.11.2011

Научно-техническая конференция СОВРЕМЕННЫЕ ПРОБЛЕМЫ МЕТАЛЛУРГИИ, ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ И НАПЛАВКИ СТАЛЕЙ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ

К 100-летию со дня рождения засл. деятеля науки и техники,
проф. Д. М. Рабкина и д-ра техн. наук, проф. И. И. Фрумина

25-26 октября 2012

г. Киев ИЭС им. Е. О. Патона

Организаторы конференции

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Общество сварщиков Украины

Тематика конференции

- исследование физико-металлургических процессов при сварке и наплавке
- современные технологические процессы сварки и наплавки
- новые высокоэффективные сварочные и наплавочные материалы
- развитие способов нанесения покрытий и модифицирования поверхностей
- изготовление и ремонт сварных конструкций с применением современных технологий

Желающие принять участие в конференции должны направлять в адрес Оргкомитета до 1 июня 2012 г. предложения по теме докладов и составу участников. Условия участия в работе конференции можно уточнить в оргкомитете.

Контакты: (044) 200 54 06; 200 63 57; 200 24 66; 200 82 77

E-mail: office@paton.kiev.ua; tzu@e-mail.ua



СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ ПОД ФЛЮСОМ МЕДИ СО СТАЛЬЮ

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

Приведены результаты исследований влияния некоторых технологических приемов на содержание железа в металле швов соединений меди со сталью при сварке под флюсом. Разработан новый способ сварки меди со сталью расщепленным электродом, состоящим из проволок различных диаметров, который позволяет регулировать тепловложение в медную и стальную кромки, упрощает процесс слежения электрода по стыку, обеспечивает получение сварных швов требуемого качества.

Ключевые слова: дуговая сварка под флюсом, расщепленный электрод, две проволоки, разнородные соединения: медь+сталь, разделка кромок, режимы сварки, смещение электрода, механические свойства соединений

Широкое применение меди в качестве конструкционного материала на предприятиях металлургической и электротехнической отраслей промышленности сопряжено с трудностью обеспечения высокой работоспособности сварных соединений медных изделий, эксплуатируемых в условиях повышенных температур, давлений, агрессивных сред и др. Особенно это касается сварных соединений меди со сталью, поскольку эти металлы характеризуются разными значениями теплопроводности, температуры плавления, коэффициентов линейного и объемного расширения [1]. В этой связи актуальным является совершенствование технологических процессов соединения данных металлов.

Анализ литературных данных показал, что сварка под флюсом является наиболее перспективной для получения соединений меди со сталью толщиной 5...40 мм. Она отличается высокой производительностью и КПД дуги, часто позволяет сваривать металл средних и больших толщин без предварительного подогрева за один проход [2, 3]. Кроме того, этот процесс обеспечивает высокий уровень качества и стабильности свойств сварных соединений, характеризуется улучшенными санитарно-гигиеническими условиями труда. В то же время одним из недостатков сварки под флюсом является невозможность визуального наблюдения за процессом кристаллизации металла шва.

При выполнении сварных соединений меди со сталью в условиях дуговой сварки стальная кромка подвергается непосредственному воздействию дуги. Проплавление стальной кромки должно быть минимальным для ограничения содержания железа в металле шва, обеспечения требуемой пластичности соединений и уменьшения склон-

ности металла швов к образованию кристаллизационных трещин [4, 5].

Изучение физико-механических свойств сварных соединений медь–низкоуглеродистая сталь, эксплуатирующихся при высоких значениях переменных температур [6, 7], показало, что при массовой доле железа до 2 % металл сварного шва равнопрочен основному металлу (меди) во всем температурном интервале. Содержание железа в меди более 7 % вызывает резкое снижение пластических свойств соединений, что может привести к образованию горячих трещин. Комплексная оценка механических свойств, длительной прочности, термоциклической долговечности, количества накоплений до разрушения знакопеременной пластической деформации и характера разрушений показала, что при эксплуатации сварных соединений низкоуглеродистая сталь–медь в условиях повышенных и переменных температур оптимальным является содержание 3...6 % железа в металле шва.

Цель настоящей статьи — совершенствование технологии сварки меди со сталью под флюсом, обеспечивающей отсутствие в металле шва сварных соединений дефектов в виде пор, непроваров, трещин, шлаковых включений, несплавлений с основным металлом, подрезов, а также получения оптимального содержания железа в металле швов (от 3 до 6 %) и упрощения процесса слежения электрода по линии сварки.

Для отработки оптимальной технологии сварки меди со сталью разных толщин проведены серии экспериментов, в которых варьировали угол разделки стальной и медной кромок от 0 до 45°, диаметры сварочной проволоки от 2 до 4 мм, длину смещения электрода в сторону меди на 0,2...1,2 толщины свариваемого металла. При сварке образцов меди со сталью толщиной (5+5), (10+10), (20+20) мм режимы сварки изменяли в соответствии с толщиной в следующих пределах: сварочный ток — 300...450, 500...700, 1000...1300 А,

напряжение на дуге — 32...38, 34...40, 40...46 В, скорость сварки 18...20, 16...18, 8...10 м/ч.

Сварку выполняли проволокой марки МНЖКТ5-1-0,2-0,2 под флюсом марки АН-60. Проволоку перед сваркой подвергали механической очистке, флюс прокачивали при температуре 400...450 °С в течение 2 ч. Поверхность образцов из меди М1 (0,01 % О) и стали Ст3 очищали зачистными кругами для предотвращения попадания грязи или оксидов в зону сварки. С целью увеличения стойкости сварных соединений против пористости применяли способ дополнительной газовой защиты под флюсом [8].

Для сварки использовали сварочную головку АБС, расположенную над подвижным столом, и источник питания ВСЖ-1600. Процесс осуществляли на токе обратной полярности при жесткой характеристике источника питания.

Во время сварки фиксировали стабильность процесса, после сварки — отделимость шлаковой корки и формирование швов. Путем визуального осмотра швов, изучения макро- и микрошлифов фиксировали непровары, несплавления, шлаковые включения, трещины, поры и другие дефекты. Затем из верхней части швов отбирали стружку для определения в металле швов содержания железа по методу «мокрой» химии. Исследования показали, что процесс сварки во всех случаях протекал стабильно, отделимость шлаковой корки и формирование швов были хорошими. Поры и другие дефекты в металле швов не обнаружены.

В зависимости от свариваемых толщин выбрали оптимальные режимы сварки и диаметры проволоки, позволяющие получать полный провар свариваемых кромок, хорошее формирование швов и отделимость шлаковой корки.

Установлено, что оптимальной для всех свариваемых толщин является разделка стальной кромки под углом 30°. Медную кромку можно не разделявать. При сварке стыков толщиной 20 мм разделка медной кромки на 30° позволяет улучшить формирование швов, хотя это приводит к незначительному увеличению содержания железа в них. Разделка стальной кромки под углом 45° способствует возникновению несплавлений со стороны стали, особенно на свариваемых толщинах 5 и 10 мм. При сварке образцов толщиной 20 мм такая разделка может применяться в случаях, когда медную кромку не разделявают, однако при этом возможно уменьшение содержания железа в металле швов ниже 3 %.

В дальнейших опытах стальную кромку разделявали под углом 30°, а медную не разделявали для всех свариваемых толщин.

Проведенные исследования (рис. 1) показали, что содержание железа в металле швов в рекомендованных пределах 3...6 % для свариваемых толщин 5 мм обеспечивается при смещении элект-

трודה от линии стыка в сторону меди на 2...3 мм, толщин 10 мм — на 5...7 мм, толщин 20 мм — на 8...10 мм.

Смещение электрода в сторону меди на длину, меньшую, чем в указанных пределах, приводит к резкому возрастанию содержания железа в металле швов и возможным несплавлениям с медной кромкой, что может быть связано с перебрасыванием дуги на стальную кромку.

При смещении электрода в сторону меди на длину, большую чем в указанных пределах, подплавление стальной кромки происходит только за счет тепла ванны жидкого металла, а это вызывает уменьшение содержания железа в металле швов, образование на границе сплавления шов-сталь соединений типа паяных. Могут также возникать несплавления со стороны стали.

Отмечено, что в начале сварки меди со сталью толщиной 20 мм могут образовываться дефекты в виде несплавлений со стороны стальной кромки или неполного провара медной кромки. При окончании сварки шов может смещаться в сторону стали, что способствует резкому росту содержания железа в нем и образованию поперечных трещин. В начальный момент сварки температура медной пластины имеет низкие значения, что приводит как к уменьшению глубины проплавления медной кромки, так и снижению подвижности дуги, вызывая при этом сужение швов. Поэтому до наступления равновесия между вкладываемой тепловой мощностью и теплоотводом в медную пластину возможны случаи непроваров или несплавления со стороны стальной кромки.

В конце сварки краевой эффект вызывает повышение температуры свариваемых кромок по мере приближения сварочной ванны к краю пластин, что способствует увеличению подвижности дуги, расширению ванны жидкого металла. В результате более интенсивное оплавление стальной кромки приводит к увеличению содержания железа в металле швов. Особенно опасны случаи,

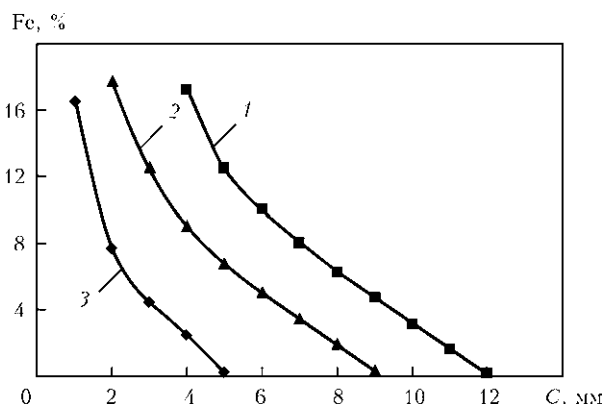


Рис. 1. Зависимость содержания железа в металле швов от длины смещения C электрода в сторону меди при сварке одним электродом меди со сталью с разной толщиной кромок: 1 — (5+5); 2 — (10+10); 3 — (20+20) мм



когда дуга перебрасывается на стальную кромку. При этом шов смещается в сторону стали, а резкое возрастание содержания железа в нем может привести к возникновению поперечных трещин.

При сварке образцов с толщиной кромок 5 и 10 мм такие дефекты обычно не обнаруживаются. Для сварочных стыков с толщиной кромок 20 мм опасная зона в начале и конце сварки может составлять несколько сантиметров.

Могут возникать также дефекты в сварных соединениях при перебрасывании дуги на стальную кромку из-за случайных отклонений сварочной проволоки от оси ее подачи или при биениях сварочной головки в ходе ее перемещения. Это опасно потому, что дуга один раз «зацепившись» за стальную кромку продолжает гореть с наклоном в сторону стали даже после восстановления всех параметров сварки. Зачастую это происходит при сварке меди со сталью с толщиной кромок 20 мм, что не позволяет получать качественные соединения при выполнении процесса одним электродом.

Выбранные режимы сварки меди со сталью толщиной 5 и 10 мм, разделка кромок и другие технологические параметры были рекомендованы для сварки фурм на Константиновском металлургическом заводе им. Фрунзе. Промышленное опробование этой технологии показало хорошие результаты.

Внедрение сварки под флюсом для приварки стального кольца, полученного с применением рафинирования жидкого металла при плавке [9], к литому медному рыльцу фурмы (рис. 2) позволило заменить ручную сварку неплавящимся электродом в аргоне, избежать необходимости предварительного подогрева изделия, упростить процесс сварки и повысить качество соединений.

Поскольку при сварке меди со сталью одним электродом незначительные отклонения последнего от оси сварки могут привести к ухудшению качества сварных соединений, а в промышленных условиях выдерживать минимальное отклонение в заданных пределах довольно сложно, представ-



Рис. 2. Внешний вид фурмы после сварки медного рыльца со стальным кольцом

ляло интерес разработать технологические приемы, обеспечивающие получение качественных сварных соединений в более широких пределах возможных отклонений электрода от оси сварки. Эти приемы также позволяют исключить возникновение брака в начале и конце сварки. Одним из таких способов может быть способ сварки расщепленным электродом, который задает требуемую ширину швов и уменьшает ток на дуге, горячей со стороны стальной кромки, что, по нашему мнению, должно положительно сказываться на качестве сварных соединений. Для предотвращения появления пор при сварке меди со сталью расщепленным электродом использовали плавлено-агломерированный флюс [10].

С целью изучения возможности применения расщепленного электрода для сварки меди со сталью с толщиной кромок 10 и 20 мм были проведены серии экспериментов, в которых исследовали влияние расстояния между электродами, режимов сварки, разделки кромок и смещения электродов от линии сварки на качество сварных соединений.

Результаты исследования влияния расстояния между проволоками в расщепленном электроде на глубину проплавления медной кромки (рис. 3) показали, что применение расщепленного электрода и увеличение расстояния между проволоками в нем приводит к уменьшению глубины проплавления свариваемых кромок. Отмечено, что на свариваемых стыках с толщиной кромок 20 мм при расстоянии между проволоками в расщепленном электроде 18 мм и более происходит образование двух отдельных ванн. Выбраны оптимальные расстояния между проволоками в расщепленном электроде — 0,5...0,7 толщины свариваемых кромок.

Поскольку глубина проплавления свариваемых кромок при указанном расстоянии между проволоками была примерно на 20 % меньше, чем при сварке одним электродом на тех же режимах, потребовалось соответственно увеличить сварочный ток на расщепленном электроде.

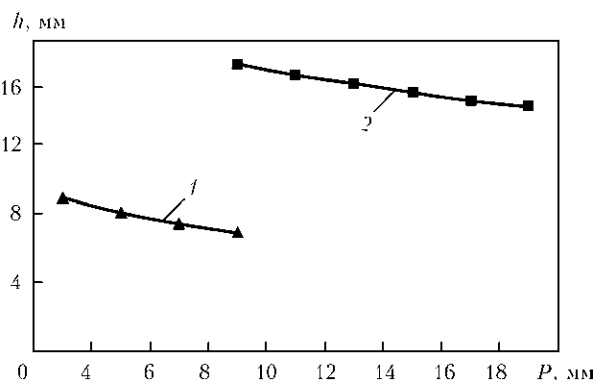


Рис. 3. Влияние расстояния P между проволоками на глубину проплавления кромок h при сварке расщепленным электродом меди со сталью с разной толщиной кромок: здесь и на рис. 4–6: 1 — (10+10); 2 — (20+20) мм

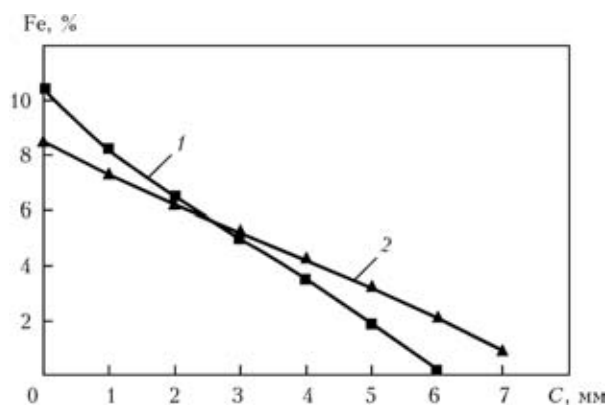


Рис. 4. Зависимость содержания железа в металле швов от длины смещения C электрода в сторону меди при сварке расщепленным электродом меди со сталью с разной толщиной кромок

Как следует из рис. 1, 4, при сварке с расщепленным электродом расширяются пределы возможных отклонений оси сварки по сравнению со сваркой одним электродом. Однако необходимость увеличивать ток на 20 % и более, а также устанавливать смещение электрода на заданное расстояние от линии стыка и строго выдерживать его во время сварки не позволяет рекомендовать этот способ для проведения дальнейших лабораторных и промышленных испытаний.

На основании результатов, полученных при сварке расщепленным электродом, состоящим из проволок одинакового диаметра, предложено применять для сварки меди со сталью расщепленный электрод из проволок различного диаметра, благодаря чему можно регулировать тепловложение в медную и стальную кромок.

Как видно из рис. 3, 5, применение способа сварки расщепленным электродом, состоящим из проволок разного диаметра (диаметр проволоки со стороны стали составляет 30...40 % диаметра проволоки со стороны меди), позволило увеличить глубину проплавления свариваемых кромок по сравнению со способом сварки расщепленным электродом, состоящим из проволок одинакового

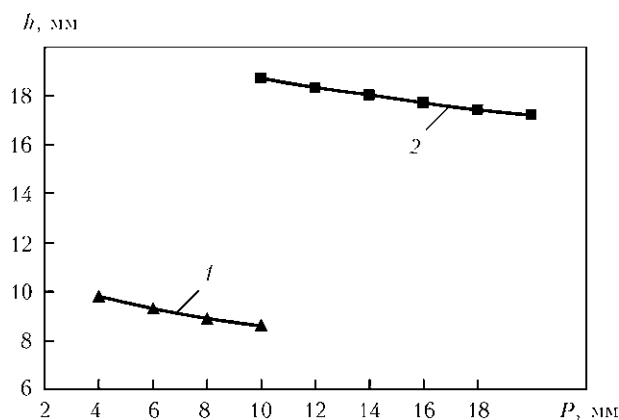


Рис. 5. Влияние расстояния P между проволоками на глубину проплавления кромок h при сварке расщепленным электродом, состоящим из проволок разного диаметра, меди со сталью с разной толщиной кромок

диаметра. При этом режимы сварки в обоих случаях были одинаковыми.

Отмечено, что при сварке расщепленным электродом, состоящим из проволок разного диаметра с расстоянием между ними более 18 мм, обнаружена тенденция к образованию двух отдельных ванн жидкого металла. Оптимальные расстояния между проволоками в расщепленном электроде составляют 0,5...0,8 толщины свариваемых кромок. При этом целесообразно увеличить ток примерно на 10 % по сравнению со сваркой одним электродом.

Для изучения влияния смещения электрода от линии стыка на содержание железа в металле швов осуществлена серия опытов по сварке стыков меди со сталью с толщиной кромок 10 и 20 мм. Смещение расщепленного электрода, состоящего из проволок разного диаметра, изменяли в диапазоне 0...4 мм от линии стыка в сторону меди и в сторону стали. Стальную кромку разделявали под углом 30°, медную — не разделявали.

Как следует из рис. 6, применение расщепленного электрода, состоящего из проволок разного диаметра, позволило значительно увеличить пределы возможных отклонений электродов от линии сварки и при этом обеспечить гарантированно высокое качество сварных соединений.

С учетом полученных результатов целесообразно выставлять проволоку меньшего диаметра по линии стыка, а заданное расщепление автоматически определит длину смещения проволоки большего диаметра на медь. При этом значительно упрощается операция подготовки перед сваркой и исключается возможная ошибка оператора, случайное отклонение электрода от линии сварки не оказывает значительного влияния на качество сварных швов.

Соблюдение данных рекомендаций дает возможность получать качественные швы с содержанием железа от 3 до 6 %, что обеспечивает высокий уровень их механических свойств при

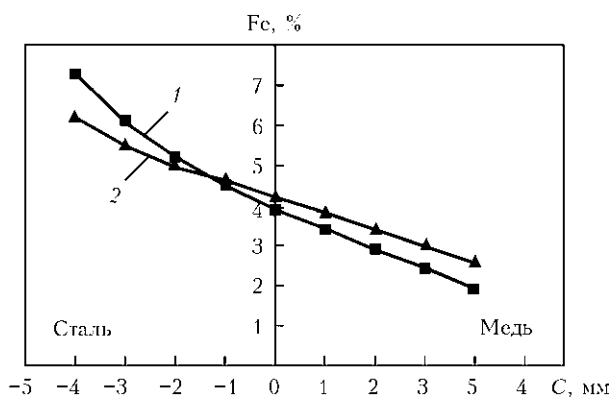


Рис. 6. Зависимость содержания железа в металле швов соединений меди со сталью от длины смещения C электрода в сторону меди при сварке расщепленным электродом, состоящим из проволок разного диаметра



Рис. 7. Внешний вид сварных образцов меди со сталью после их испытания на изгиб

комнатных и повышенных температурах, а также избежать образования дефекта в начале и конце сварки. Образцы таких соединений при испытании на разрыв разрушаются по основному металлу (меди) при $\sigma_b = 200...210$ МПа и выдерживают угол загиба 180° (рис. 7). Усовершенствованная технология сварки расщепленным электродом из проволок разного диаметра была опробована при сварке меди со сталью с толщиной кромок 20 мм для неразъемных плит кристаллизаторов непрерывной разливки стали и может быть рекомендована для широкого промышленного внедрения.

Выводы

1. Выбраны оптимальные разделки кромок, режимы сварки, длина смещения электрода от линии стыка на медь, обеспечивающие получение качественных швов при сварке меди со сталью одним электродом с толщиной свариваемых кромок от 5 до 10 мм.

2. Установлено, что при сварке меди со сталью одним электродом с толщинами свариваемых кромок 20 мм могут возникать дефекты в начале или конце швов, что не гарантирует получение качественных сварных соединений.

3. Опробование способа сварки расщепленным электродом, состоящим из двух проволок одинакового диаметра, показало, что при сварке меди

со сталью для выполнения качественных швов необходимо увеличить сварочный ток на 20 % и более по сравнению со сваркой одним электродом.

4. Предложенный способ сварки меди со сталью расщепленным электродом, состоящим из двух проволок разных диаметров, позволяет регулировать тепловложение в медную и стальную кромок, а также упрощает слежение электрода по линии стыка. Эту усовершенствованную технологию можно рекомендовать для сварки меди со сталью с толщиной свариваемых кромок от 10 до 20 мм.

1. Гуревич С. М. Справочник по сварке цветных металлов. — Киев: Наук. думка, 1990. — 510 с.
2. Шехтер С. Я., Резницкий А. М., Пянков В. В. Сварка меди со сталью при изготовлении фурм доменных печей // Автомат. сварка. — 1973. — № 11. — С. 55–57.
3. Илюшенко В. М., Босак Л. К., Гришин Л. И. Автоматическая сварка под флюсом меди со сталью больших толщин // Там же. — 1966. — № 6. — С. 73.
4. Иващенко Г. М., Джевага И. М., Лебедев О. М. Механические свойства соединений при наплавке алюминиевой бронзы на углеродистые стали // Там же. — 1971. — № 8. — С. 52–55.
5. Шутов А. С. Об оптимальном составе металла шва при сварке плавлением меди с малоуглеродистой сталью // Там же. — 1970. — № 11. — С. 17–19.
6. Ротач А. П. Повышение работоспособности и долговечности сварных соединений медь–низкоуглеродистая сталь, эксплуатирующихся при высоких и изменяющихся температурах: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Л., 1985. — 16 с.
7. Павлюк С. К., Ротач А. П., Вечер А. В. Свойства металла сварных швов соединений медь–низкоуглеродистая сталь при повышенных температурах и их сопротивление термической усталости // Пробл. прочности. — 1986. — № 3. — С. 15–19.
8. Коледа В. Н., Илюшенко В. М. Оптимизация параметров дополнительной газовой защиты при сварке и наплавке меди и ее сплавов под флюсом // Автомат. сварка. — 2010. — № 11. — С. 47–49.
9. Рафинирование металла при плавке меди и ее сплавов из отходов / В. Н. Коледа, В. М. Илюшенко, Ф. К. Биктагиров и др. // Современ. электрометаллургия. — 2011. — № 1. — С. 33–37.
10. Коледа В. Н., Илюшенко В. М. Плавлено-агломерированный флюс для сварки и наплавки меди и ее сплавов // V Междунар. конф. «Сварочные материалы. Технологии. Производство. Качество. Конкурентоспособность». — (Киев, май 2010 г.). — Киев, 2010. — С. 117–123.

The paper gives the results of investigation of the influence of a number of techniques on iron content in weld metal in copper–steel joints in submerged-arc welding. A new process was developed for welding copper to steel by a split electrode, consisting of wires of different diameter that allows controlling heat input into the copper and steel edges, simplifying the process of electrode following the butt, and producing welds of the required quality.

Поступила в редакцию 05.01.2012

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ АВТОМАТИЧЕСКОЙ СВАРКИ ПОД ФЛЮСОМ БРОНЕВЫХ СТАЛЕЙ

70 лет назад впервые в мире сотрудниками Института электросварки под руководством Е. О. Патона была разработана технология дуговой автоматической сварки под флюсом броневых сталей. На основе саморегулирования дуговых процессов было создано новое поколение сварочных аппаратов, спроектированы установки для сварки танков, САУ, авиабомб. В результате СССР отказался от поставок по ленд-лизу американских и английских танков, а Советская Армия была полностью обеспечена лучшими танками Второй мировой войны.

Вероломное нападение Германии на СССР нарушило планы Е. О. Патона построить цельносварной мост через Днепр. Институт электросварки, по просьбе директора, был эвакуирован на Урал (в Нижний Тагил) и разместился на территории «Уралвагонзавода» им. Ф. Э. Дзержинского. Все 37 прибывших сотрудников института включились в деятельность завода, максимально расширяя внедрение скоростной сварки в производство грузовых вагонов и авиабомб, при этом одновременно создавали собственную экспериментальную и производственную базу.

В начале октября 1941 г. в Нижний Тагил прибыл трехтысячный коллектив Харьковского завода им. Коминтерна, в конструкторском бюро которого под руководством М. И. Кошкина был создан лучший средний танк Т-34. Заводы объединились в одно предприятие — Уральский танковый завод № 183 им. Коминтерна. На нем, а также на заводах Челябинска, Сталинграда, Горького, Оренбурга и других городов разворачивалось производство танков. Приходилось преодолевать значительные организационные и технологические трудности. «Узким» местом в бронекорпусных цехах оказались участки сварки броневых плит толщиной в десятки миллиметров. В этой операции были заняты сотни квалифицированных сварщиков, выполнявших многослойную дуговую сварку штучными электродами вручную.

7 ноября 1941 г. на СССР был распространен закон США о ленд-лизе — продаже, передаче в аренду или в обмен на сырье вооружений и продовольствия. 11 февраля 1942 г. президент США Ф. Рузвельт в послании И. В. Сталину сообщил об отгрузке 449 легких и 408 средних танков. 18 июля руководитель СССР ответил, что американские танки легко вспыхивают от немецких снарядов и по тактико-техническим характеристикам значительно уступают как советским, так и немецким. Отказ от этой помощи свидетельствует не только о высоком качестве отечественной техники, но и об уверенности в том, что отечественная промышленность ускорит выпуск танков.

Е. О. Патон направил усилия коллектива на решение проблем сварки под флюсом броневых



Производство танков и САУ в одном из цехов

сталей и проектирования установок для изготовления сложных пространственных конструкций с относительно короткими швами. Первой из таких проблем стали трещины, возникающие при автоматической сварке легированных закалывающихся сталей. Никто в мире такую задачу не мог решить. Предложение сотрудника ИЭС В. И. Дятлова и инженера Харьковского завода им. Коминтерна Б. А. Иванова оказалось неожиданным и очень простым — укладывать в разделку кромок низкоуглеродистую присадочную проволоку. В результате уменьшилось науглероживание металла шва, исчезли «хрупкие» трещины, повысилась производительность процесса.



Академика благодарят генералы (кадр из фильма)



Они сваривали танки с 1941 до 1944 гг.: сидят слева направо Г. З. Волошкевич, П. И. Севбо, Б. Е. Патон, М. Н. Сидоренко, А. Е. Аснис, М. Н. Тищенко, М. М. Грохотов; стоят М. Ф. Александров, Д. М. Рабкин, К. К. Фриде, С. А. Островская, В. Е. Патон, Л. М. Гутман, Т. М. Слуцкая

В январе 1942 г. был сварен первый корпус танка Т-34, обстрел которого показал его большую живучесть по сравнению со сваренным вручную. В том же году В. И. Дятлов открыл явление саморегулирования дуговых процессов с плавящимся электродом. Исследования этого явления, выполненные Б. Е. Патонем совместно с А. М. Макарой, П. И. Севбо и М. Н. Сидоренко, использованы для создания простого и надежного сварочного аппарата. Упрощенные автоматические сварочные головки с постоянной скоростью подачи электрода несмотря на колебания мощности в электрических сетях стали работать стабильно, высокое качество металла шва было гарантировано. Конструкторская группа подготовила проекты 20 специализированных установок для автоматической сварки под флюсом различных узлов танка и 8 для сварки авиабомб и боеприпасов. В корпусном цеху на поточной линии смонтировали 16 установок для автоматической сварки под флюсом основных узлов танка, которые были внедрены и на других заводах. Конструкторы танков А. А. Морозов, Н. А. Кучеренко (Т-34) и Ж. Я. Котин (ИС и КВ) для обеспечения широкого применения новой техники корректировали проекты под условия автоматической сварки. К концу 1943 г. Институт электросварки установил на заводах Наркомата танковой промышленности более 50 аппаратов. Его сотрудники обучали сварщиков, работали на заводах инструкторами, наладчиками, контролерами. Ввод одной установки освобождал семь сварочных трансформаторов. Полезный съем продукции с единицы производственной площади увеличился в несколько раз. Заводы экономили до 42 % электроэнергии. Производительность автоматической сварки не шла ни в какое сравнение с производительностью прежней технологии. Одна установка заменяла 10–14 человек.

И снова проблема. Успешное широкое внедрение автоматической сварки могло быть приостановлено, так как заканчивались запасы флюса АН-1, выплавленного до войны в Донбассе, оккупированном Германией. Е. О. Патон пред-

ложил применять в качестве флюса шлак из Ашинской домны (обнаруженный А. И. Кореным). В шлак, где отсутствовала сера, металлурги добавили марганцевую руду, и страна получила новый сварочный материал — флюс АШ. 2 марта 1943 г. Е. О. Патону, первому из украинских академиков, было присвоено звание Героя Социалистического Труда. За годы войны он был награжден тремя орденами, а группа сотрудников института — орденами и медалями.

В годы войны сотрудники института издали более десятка печатных работ, среди которых третье издание монографии Е. О. Патона «Скоростная автоматическая сварка под слоем флюса», «Руководство по сварке бронеконструкций», монография Б. Е. Патона и А. М. Макары «Экспериментальное исследование процесса автоматической сварки под слоем флюса».

В начале 1945 г. сварку под флюсом использовали на 52 заводах. За годы войны автоматами сварили 4 млн м швов, сэкономили 5 млн кВт·ч электроэнергии, трудоемкость изготовления корпуса танка снизилась в пять раз. Всего за годы войны в Советском Союзе выпустили 102857 танков и САУ. ИЭС уверенно выиграл заочное соревнование с концерном Круппа (Германия), где всю бронетехнику сваривали ручными электродами, причем качество соединений было невысоким. В США только в 1944 г. сумели разработать технологию автоматической сварки броневых сталей. Поставки США Советскому Союзу по ленд-лизу составили всего 4 % от их выпуска в СССР. Взамен за то же время в США получили 300 тыс. т хромовой и 32 тыс. т марганцевой руды.

Следует отметить, что «Уралвагонзавод» получил дополнительную «квалификацию» — стал большим танкостроительным предприятием. Институт электросварки им. Е. О. Патона еще длительное время внедрял там новые технологии. В 1982 г. уральцы пригласили делегацию патоновцев на торжества, посвященные 40-летию автоматической сварки танков.

А. Н. Корниенко, д-р ист. наук

14-я КАЗАХСТАНСКАЯ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «СВАРКА И КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА»

5–6 декабря 2011 г. в Карагандинском государственном техническом университете (КарГТУ) прошла 14-я Республиканская научно-практическая конференция «Сварка и контроль качества», посвященная 20-летию независимости Республики Казахстан (РК). В конференции приняли участие главные сварщики и начальники лабораторий сварки и контроля качества таких крупных предприятий и компаний, как «Тенгизшевройл», «Ерсай», «Имсталькон», «Казахмыс», «Арселор Миттал», Соколовско-Сарбайское ГПО, «Мунайгазкурылыс», а также директоры и преподаватели известных в стране учебных центров и учреждений: КарГТУ, Актауского тренингового центра, тренингового центра «Ерсай», ПЛ № 14 Караганды и других учебных заведений, а также гости из Франции — эксперт Международного института сварки (МИС) М. Руссо и эксперт нефтяной компании «Тоталь» П. Лантинье.

На пленарном заседании с приветственным словом к участникам обратился ректор КарГТУ, академик НАН РК А. М. Газалиев, который поздравил участников с 20-летним юбилеем независимости Казахстана, отметил большое достижение КарГТУ — вступление в МИС и пожелал успехов гостям и специалистам сварочного производства. С первым докладом о задачах и деятельности МИС выступил эксперт МИС М. Руссо. Доклад на тему «О создании Казахстанского института сварки» сделал его директор, заведующий кафедрой сварки КарГТУ И. А. Бартенев. С докладом о современном сварочном оборудовании европейского качества, выпускаемого в Казахстане, выступил главный сварщик ТОО «Welding Group» С. А. Линовский.

На секционных заседаниях были заслушаны доклады на следующие темы:

- о современном сварочном оборудовании на примере международных выставок «Weld India 2011» (Ченнай, Индия) и «Weldex/Россварка 2011» (Москва) — директор КазИС И. А. Бартенев;

- о подготовке сварщиков по международным стандартам — директор Актауского тренингового центра М. Тулепов;

- о сотрудничестве в подготовке кадров сварочного производства КарГТУ и ТОО «Ерсай» (Италия–Казахстан) — руководитель тренингового центра в пос. Курык Мангистауской обл. («Ерсай») Н. Исмурзинов;

- об оборудовании российской фирмы «Уралтермосвар» — директор Карагандинского филиала фирмы С. П. Ядрин;

- об особенностях контроля качества контактной сварки — старший преподаватель КарГТУ (Г. Р. Гурба).

По научной тематике были сделаны три доклада, посвященные разработке технологии наплавки зубьев крупномодульных шестерен (доцент КарГТУ В. И. Боченин), проектированию и изготовлению сварных задвижек из многослойной стали (доцент ВКГТУ, Усть-Каменогорск, Ю. И. Лопухов), о технологии наплавки бил молотковых мельниц (преподаватель КарГТУ Д. К. Абсатов).

В первый день конференции в лабораториях КИСа состоялись четыре презентации. О преимуществах специальных сварочных масок фирмы «ЗМ» с демонстрацией слайдов и собственно масок различной комплектации рассказал менеджер Казахстанского филиала фирмы Ж. С. Жумагалиев. С новыми наплавочными проволоками участников конференции познакомил представитель российского предприятия «Автоспецмаш» (г. Череповец) И. Смирнов. Новый сварочный трактор АДФ-1005 «Урал» и чопперные преобразователи ЧПР-315 производства российской фирмы «Уралтермосвар» представил С. П. Ядрин. Это оборудование было передано в дар КарГТУ от ТОО «Ерсай» в день начала конференции. Большой интерес вызвала демонстрация работы сварочных аппаратов финской фирмы «КЕМРРИ» и аппаратов Weld Profi казахской сборки, которую провел главный сварщик ТОО «Welding Group» С. А. Линовский. Эти аппараты были опробованы в работе и одобрены участниками конференции. Четыре аппарата этих фирм были переданы в дар КарГТУ от фирмы «Welding Group» в 2010–2011 гг.

Второй день конференции был посвящен обсуждению опыта работы в 2011 г. по новым правилам аттестации сварщиков и специалистов сварочного производства РК, введенным в 2010 г. Министерством чрезвычайных ситуаций республики. Были



заслушаны и обсуждены выступления директора ТОО «НАКС-ГАЦ» А. В. Кима (г. Караганда), преподавателей ТОО «Казинтех» А. А. Серова (г. Астана) и ТОО «Тенгиз Арыстаны» (Т. К. Абжанова (г. Атырау), главных сварщиков ТОО «Ерсай» К. Г. Усова (Мангистауская обл.), СС ГПО Т. Н. Полуяковой (г. Рудный) и АО «Имсталькон» А. А. Голенко (г. Алмата).

Полемика выступлений была острой, полезной и затронула все трудности и аспекты настоящего периода работы.

По докладам было принято решение научно-практической конференции «Сварка и контроль качества».

И. А. Бартенев, канд. техн. наук

УДК 621.791:061.21.4



СЪЕЗД МЕЖДУНАРОДНОГО ИНСТИТУТА СВАРКИ

С 16 по 20 января 2012 г. в Париже проходил очередной съезд Международного института сварки (МИС). В его работе приняли участие около 200 делегатов из 50 стран-членов МИС. В ходе съезда были проведены совещания руководящих советов Международного комитета по аккредитации (IIW-IAB) и Комитета технического управления (IIW-TMB), группы по региональной деятельности, рассматривающей вопросы проведения тематических семинаров, конференций и конгрессов в различных странах, комиссий по образованию и качеству, а также общее собрание членов IIW-IAB. В роли принимающей организации традиционно выступил Институт сварки Франции.

Основное время было отведено работе Международного комитета по аккредитации. Его основная деятельность связана с разработкой, внедрением и совершенствованием программ обучения и аттестации сварочного персонала разных уровней, а также процедурами сертификации персонала и производства. Активное участие в его работе принимают представители учебных и аттестационных заведений, центров по сертификации и компаний — разработчиков стандартов в области сварки и родственных технологий. В рамках работы комитета прошли заседания рабочих групп А «Образование, обучение и квалификация» и В «Внедрение и аккредитация», в ходе которых обсуждались вопросы пересмотра программ подготовки персонала различных уровней, требований к кандидатам на обучение и преподавателям, схем сертификации производства и требований к лицам, принимающим участие в сертификации. Заслушаны также результаты проверок, проведенных за последние полгода командой аудиторов под руководством Т. Джессопа (Великобритания).

В результате двухдневной работы комитета рассмотрена и утверждена обновленная программа подготовки персонала уровня «Международный сварщик». Согласно новому руководству, вступившему в действие в январе нынешнего года, для ква-

лифицированных работников с должным опытом работы в сварочном производстве введен так называемый альтернативный путь доступа, т. е. программа обучения может быть полностью сведена к теоретическому курсу и экзаменам. Согласно предыдущей версии руководства даже для сварщиков наивысшей квалификации обязательным было прохождение практики длительностью не менее 75 учебных часов. Такое изменение поможет привлечь опытных рабочих к получению международной квалификации, а также упростит процесс аттестации персонала для руководителей предприятий. Вторым изменением в программе стало введение альтернативного практического экзамена, в ходе которого сварщик выполняет сварку не на образцах, а на реальной конструкции, при этом в его диплом вносится соответствующая пометка.

На съезде рассмотрены и утверждены обновленные требования к кандидатам на обучение по программам подготовки координаторов сварочного производства — международных инженеров, технологов и специалистов. В частности, расширен перечень допустимых направлений бакалаврской подготовки, а для специалистов, прошедших подготовку по направлению «сварка», отменен промежуточный письменный экзамен.

Внесены изменения и в документы, регламентирующие процедуру сертификации производства.





Так, решением общего собрания членов ИВ-ИАВ общая схема сертификации и руководство-классификатор производства согласно действующим международным стандартам были открыты для публичного доступа. Теперь представители промышленности смогут самостоятельно ознакомиться с ними через интернет, что существенно упростит подготовку к сертификации.

Было проведено собрание, посвященное особенностям работы гармонизированной базы — интернет-ресурса с наборами вопросов для проведения письменных экзаменов. Использование базы обязательно только для аттестации Международных сварщиков и инженеров, причем для сварщиков результат гармонизированного экзамена является решающим для вынесения экзаменационной комиссией решения о присвоении квалификации. С января 2012 г. гармонизированная база пополнилась билетами для аттестации Международных практиков и специалистов. В разработке и отладке базы, в частности, в создании билетов для специалистов и практиков, принимают активное участие представители Украины, что неоднократно было отмечено руководителями рабочих групп.

На заседании группы по региональной деятельности был представлен отчет болгарской делегации о результатах конференции, посвященной сварке трубопроводов, проведенной в Софии в 2010 г. П. Даржанов сделал доклад о трехстороннем про-

екте, начатом в результате обсуждений на конференции. Болгарско-украинско-российский проект посвящен разработке технологии и оборудования для сварки магистральных трубопроводов из высокопрочных сталей; от Украины в нем участвует Институт электросварки им. Е. О. Патона, от России — ЗАО «Псковэлектросвар».

В ходе январского съезда МИС было проведено очередное заседание Общего собрания членов ИВ-ИАВ, где были оглашены и утверждены результаты выборов нового представителя Азии, Австралии и Африки в Совете директоров МИС — место австралийца К. Смолбоуна теперь занял Д. Гилд из ЮАР. На рассмотрение делегатов был представлен отчет рабочей группы, задачей которой является стратегическое планирование работы и путей развития комитета. В состав группы входят делегаты от Германии, России, Китая, Индии, Финляндии, Румынии, а также представители руководящих подразделений МИС. Представлены новые возможные пути расширения системы, требования к организациям, которые проводят аттестацию персонала и сертификацию производства, условия международного сотрудничества, в частности, при работе за пределами своей страны. По результатам дискуссии в документ будут внесены изменения. Повторное рассмотрение состоится в июле 2012 г. в Денвере (США).

Е. П. Чвертко, инж.

И. В. ПЕНТЕГОВУ — 80



Исполнилось 80 лет известному ученому в области сварки, родственных процессов и технологий, а также теоретических основ электротехники, электрических машин и преобразовательной техники, ведущему научному сотруднику Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, доктору технических наук,

профессору, лауреату Премии Совета Министров СССР Игорю Владимировичу Пентегову.

В своей деятельности И. В. Пентегов всегда отличался творческим подходом к предмету исследований, успешно доводя результаты разработанной им теории до практического использования.

Так, им проводились исследования электрических систем с емкостными и индуктивными накопителями энергии. В результате была создана теория зарядных цепей емкостных накопителей энергии и предложены методы расчета индуктивных накопителей энергии. На основе созданной теории была разработана гамма разнообразных источников питания для контактной точечной и шовной конденсаторной сварки. Разработаны также источники

питания для дуговой и плазменной сварки алюминия и его сплавов, не имеющие до сих пор мировых аналогов. Эти источники могут быть также применены для соединения других металлов и сплавов. Им разработан алгоритм определения критериев подобия физических процессов, протекающих в сложных технических и технологических объектах. Создана теория скин-эффекта в ферромагнитных телах на основе ВКБ-метода, а также теория электромагнитных экранов для защиты операторов при радиочастотной сварке труб.

И. В. Пентегов также проводит фундаментальные исследования динамики сварочной дуги и детерминированного хаоса в электрических цепях с дугой, изучением и обоснованием процессов одно- и беспроводной передачи электрической энергии.

И. В. Пентеговым подготовлено 18 кандидатов технических наук и 2 доктора технических наук. Игорь Владимирович — член специализированного ученого совета Черниговского государственного технологического университета по защите диссертаций.

Научная деятельность И. В. Пентегова представлена более чем 400 печатными работами.

В. И. КИРЬЯНУ — 70



В марте исполнилось 70 лет доктору технических наук, члену-корреспонденту НАН Украины, заслуженному деятелю науки и техники Украины, лауреату Государственной премии Украины, известному ученому в области прочности сварных соединений и конструкций Валерию Ивановичу Кирьяну.

После окончания механико-математического факультета Киевского государственного университета им. Т. Г. Шевченко по специальности «Механика» началась активная научная и инженерная деятельность В. И. Кирьяна в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины: 1977 г. — канд. техн. наук; 1978 г. — ст. науч. сотрудник; 1988 г. — зав. лаб. «Механика разрушения сварных соединений»; 1989 г. — д-р техн. наук; 2000 г. — зав. отд. прочности сварных конструкций; 2003 г. — чл.-кор. НАН Украины.

Главным направлением научной деятельности В.И. Кирьяна стало установление особенностей разрушения материалов и сварных соединений, разработка методов его оценки на базе развития основных положений и методик нелинейной механики разрушения с учетом неоднородности механических свойств сварных соединений и высокой остаточной напряженности, обоснование требований к вязкости разрушения металла сварных соединений, исследование сопротивления усталости сварных соединений и создание эффективных способов его приближения к уровню основного металла.

В. И. Кирьян существенно развил лабораторный метод оценки вязкости разрушения современных высокопластичных конструкционных сталей и их сварных соединений на стадиях зарождения и развития трещин в условиях статического нагружения, разработал оригинальную методику оценки вязкости разрушения при однократном динамическом нагружении с изменением в широком диапазоне скорости деформирования металла в зоне концентратора напряжений и температуры испытания. Им предложены изменения к традиционному подходу формирования требований к трубным сталям, основанные на результатах испытаний стандартных ударных образцов.

Применительно к сварным соединениям микролегированных трубных сталей со значительным рассеянием показателя вязкости разрушения разра-

ботана методика испытаний и оценки соответствия предъявляемым требованиям с заданной вероятностью интегральной («агрегатной») вязкости разрушения металла сварного соединения.

В последнее время под руководством В. И. Кирьяна выполняется комплекс фундаментальных исследований, связанных с разработкой конструктивных и технологических способов повышения сопротивления хрупким и усталостным разрушениям пролетных строений автомобильных и железнодорожных сварных мостов; созданием методики оценки остаточного ресурса и способов его повышения применительно к сварным металлоконструкциям ответственного назначения, которые отрабатывали свой нормативный срок эксплуатации; установлением эффективности поверхностного пластического деформирования (высокочастотная механическая проковка), зоны сварного соединения эксплуатируемых конструкций с целью продления их ресурса.

В. И. Кирьян ведет большую научно-организационную работу как член специализированных ученых советов по защите диссертаций при Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины и Институте проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины; экспертного совета по вопросу проведения экспертизы диссертационных работ Министерства образования и науки, молодежи и спорта Украины; Национального комитета Украины по теоретической и прикладной механике; Европейского общества с целостности конструкций (ESIS); член правления и сопредседатель комиссии по технической диагностике и методов повышения долговечности конструкций Украинского общества по механике разрушения материалов. Принимает участие в подготовке для промышленности Украины специалистов по механическим испытаниям сварных соединений и технической диагностике металлоконструкций.

В. И. Кирьян — автор около 150 научных работ, в том числе двух монографий, шести авторских свидетельств и патентов на изобретение. Подготовил одного доктора наук.

Награжден знаком отличия НАН Украины «За научные достижения», Почетными грамотами Президиума НАН Украины и Киевского городского головы, орденом «За трудовые достижения» Международного академического рейтинга популярности «Золотая Фортуна», медалями.

Коллектив Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины желает юбилеям крепкого здоровья, успехов в работе и творческого долголетия.



ПАМЯТИ М. В. БОЛЬШАКОВА



Ушел из жизни доктор технических наук, профессор Национального университета «Львівська політехніка» Михаил Васильевич Большаков.

Михаил Васильевич родился 19 июня 1938 г. в Иркутске, а после окончания Бакинского политехнического института работал на предприятиях нефтяной промышленности и занимался технологией сварки буровых долот. Уже в это время он наладил научные контакты с ИЭС им. Е. О. Патона. В 1963 г. М. В. Большаков поступает в аспирантуру ЦНИИТмаш, где под руководством доктора технических наук А. С. Гельмана исследует теоретические и прикладные вопросы сварки давлением. После защиты в 1968 г. кандидатской диссертации он был приглашен на работу в КБ «Энергомаш», которым руководил академик АН СССР В. П. Глушко. Здесь М. В. Большаков занимался вопросами разработки и сварки новых материалов и композитов на основе химически активных и тугоплавких металлов. С 1973 г. и до последнего времени трудовая деятельность М. В. Большакова была связана с «Львівською політехнікою», где он руково-

дил научно-исследовательской лабораторией сварки, а после защиты в 1984 г. докторской диссертации — кафедрой сварочного производства (1987–1998 гг.). С 1998 г. М. В. Большаков — профессор кафедры сварочного производства, диагностики и восстановления металлоконструкций. Здесь под его руководством и при его непосредственном участии был проведен большой комплекс исследований по оценке свариваемости новых конструкционных материалов. Разработанные технологические процессы сварки нашли применение в разных отраслях промышленности.

М. В. Большаков — автор более 150 опубликованных научных работ и изобретений. Много лет он был членом научных советов по защите кандидатских и докторских диссертаций, членом Межгосударственного совета по сварке и родственным технологиям, членом совета Общества сварщиков Украины и руководителем его Западного регионального отделения.

Светлая память о Михаиле Васильевиче Большакове навсегда останется среди его друзей и коллег по работе.

Редколлегия журнала
«Автоматическая сварка»

ПОДПИСКА — 2012 на журнал «Автоматическая сварка»

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
480 грн.	960 грн.	2700 руб.	5400 руб.	78 дол. США	156 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

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



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

По подписке доступны выпуски журнала, начиная с 2009 г. в формате *.pdf.
Подписка возможна на отдельные выпуски и на весь архив, включающий все выпуски за 2009–2011 гг. Подписка доступна физическим и юридическим лицам.

РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки (190×290 мм)
- Вторая, третья и четвертая страницы обложки (200×290 мм)
- Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм)
- Вклейка А4 (200×290 мм)
- Разворот А3 (400×290 мм)
- 0,5 А4 (185×130 мм)
- 0,25 А4 (90×130 мм)

Технические требования к рекламным материалам

- Размер журнала после обрезки 200×290 мм

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

Все файлы в формате IBM PC

- Corell Draw, версия до 10.0
- Adobe Photoshop, версия до 7.0
- QuarkXPress, версия до 7.0
- Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

Стоимость рекламы и оплата

- Цена договорная
- По вопросам стоимости размещения рекламы, свободной площади и сроков публикации просьба обращаться в редакцию

- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу
- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу
- Для постоянных партнеров предусмотрена система скидок
- Стоимость публикации статьи на правах рекламы составляет половину стоимости рекламной площади
- Публикуется только профильная реклама (сварка и родственные технологии)
- Ответственность за содержание рекламных материалов несет рекламодатель

Контакты:

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

Подписано к печати 22.02.2012. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 9,09. Усл.-отт. 9,94. Уч.-изд. л. 10,45 + 10 цв. вклеек.

Печать ООО «Фирма «Эссе».

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

ТЕХНОЛОГИИ ИЭС им. Е. О. ПАТОНА НАНУ ДЛЯ ОБЪЕКТОВ ЕВРО-2012

КОНТАКТНАЯ СТЫКОВАЯ СВАРКА СТЕРЖНЕВОЙ АРМАТУРЫ ПРИ РЕКОНСТРУКЦИИ НСК «ОЛИМПИЙСКИЙ» (г. Киев)



Сварочный комплекс включает ранее созданные в ИЭС им. Е. О. Патона мобильные контактные стыковые машины. С помощью предложенной технологии и оборудования выполнен большой объем работ по контактной стыковой сварке стержневой арматуры железобетона диаметром 20, 25, 28, 32 и 36 мм для изготовления двадцати ригелей верхнего яруса зрительских трибун VIP-зоны и монолитных плит зоны подъезда.

ТЕХНОЛОГИИ ИЭС им. Е. О. ПАТОНА НАНУ ДЛЯ ОБЪЕКТОВ ЕВРО-2012

КОНТАКТНАЯ СТЫКОВАЯ СВАРКА СТЕРЖНЕВОЙ АРМАТУРЫ ПРИ СТРОИТЕЛЬСТВЕ ТЕРМИНАЛА D АЭРОПОРТА «БОРИСПОЛЬ»



Контактная стыковая сварка отличается высоким стабильным качеством сварных соединений, практически равнопрочных с основным металлом, что позволяет существенно повысить надежность и эксплуатационный ресурс железобетонных конструкций и обеспечить высокую производительность. Процесс сварки происходит в автоматическом режиме, совмещает в едином цикле сборочные и сварочные операции, не требует применения вспомогательных расходных материалов.