

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

За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет

Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ

НОВОСТИ 3

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Кучук-Яценко С. И., Швеиц Ю. В., Загадарчук В. Ф., Швеиц В. И., Хоменко В. И., Журавлев С. И., Сударкин А. Я., Коликов В. Л., Хомиченко С. А. Контактная стыковая сварка оплавлением толстостенных труб из высокопрочных сталей класса прочности К56 5

Синюк В. С., Походня И. К., Пальцевич А. П., Игнатенко А. В. Экспериментальное исследование механизма водородной хрупкости металлов с ОЦК решеткой 12

Лобанов Л. М., Лебедев В. А., Максимов С. Ю., Тимошенко А. Н., Гончаров П. В., Лендел И. В., Клочко Р. И. Новые возможности механизированной дуговой точечной сварки с применением импульсных воздействий 17

Маркашова Л. И., Ищенко А. Я., Кушнарёва О. С., Федорчук В. Е. Влияние структурно-фазовых превращений в соединениях алюминиево-литиевого сплава 1460 на физико-механические свойства 23

Позняков В. Д., Довженко В. А., Касаткин С. Б., Максименко А. А. Микроструктурные особенности усталостной повреждаемости и способы повышения долговечности сварных соединений стали 09Г2С 32

Кривчицков С. Ю. Влияние добавок алюминия в порошковую проволоку на свойства высокоуглеродистого наплавленного металла 38

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Кузьменко Г. В., Кузьменко В. Г., Галинич В. И., Тагановский В. М. Новая технология электродуговой сварки ваннным способом рельсов в условиях трамвайных и подкрановых путей 40

Кравчук Л. А. Оборудование и технология ЭЛС при косметическом заглаживании и ремонте обратных валиков шва трубчатых изделий 45

Барвинко А. Ю., Кныш В. В., Барвинко Ю. П., Яшник А. Н. Развитие поверхностного трещиноподобного дефекта в сварных соединениях стали 06ГБ-390 при циклическом нагружении 48

Волошин А. И., Шаповалов К. П., Белинский В. А., Литвиненко С. Н., Ющенко К. А., Лычко И. И., Козулин С. М. Способ изготовления крупногабаритных ковано-литых заготовок электрошлаковой сваркой 52

Коротков В. А. Опыт применения установки плазменной закалки УДГЗ-200 на предприятиях Уральского региона 55

Знаменательные даты

Легкие сварочные тракторы ИЭС им. Е. О. Патона 59

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Диссертация на соискание ученой степени 61

Завершенные НИР ИЭС им. Е. О. Патона 16, 22, 58, 60

ХРОНИКА

IV Специализированная выставка «Металл. Оборудование. Инст- румент-2012» 62

Наши поздравления 63

ИНФОРМАЦИЯ

Презентация технологий дуговой сварки 64

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. Yushlina
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

NEWS 3

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Kuchuk-Yatsenko S. I., Shvets Yu. V., Zagadarchuk V. F., Shvets V. I., Khomenko V. I., Zhuravlyov S. I., Sudarkin A. Ya., Kolikov V. L., Khomichenko S. A. Flash-butt welding of thick-walled pipes of high-strength steels of K-56 strength class 5

Sinyuk V. S., Pokhodnya I. K., Paltsevich A. P., Ignatenko A. V. Experimental investigation of hydrogen brittleness mechanism of BCC metals 12

Lobanov L. M., Lebedev V. A., Maksimov S. Yu., Timoshenko A. N., Goncharov P. V., Lendel I. V., Klochko R. I. New capabilities of mechanized spot arc welding using pulsed effects 17

Markashova L. I., Ishchenko A. Ya., Kushnareva O. S., Fedorchuk V. E. Effect of structural-phase transformations in joints of aluminium-lithium alloy 1460 on physical-mechanical properties 23

Poznyakov V. D., Dovzhenko V. A., Kasatkin S. B., Maksimenko A. A. Microstructural features of fatigue damage and methods of improvement of life of steel 09G2S welded joints 32

Krivchikov S. Yu. Effect of aluminium additions to flux-cored wire on properties of high-carbon deposited metal 38

INDUSTRIAL

Kuzmenko G. V., Kuzmenko V. G., Galinich V. I., Taganovsky V. M. New technology of electric arc welding of rails using a bath method under conditions of tram and crane tracks 40

Kravchuk L. A. Equipment and technology of EBW in finishing treatment and repair of reverse weld beads of tubular products 45

Barvinko A. Yu., Knysh V. V., Barvinko Yu. P., Yashnik A. N. Propagation of surface crack-like defect in welded joints of steel 06GB-390 at cyclic loading 48

Voloshin A. I., Shapovalov K. P., Belinsky V. A., Litvinenko S. N., Yushchenko K. A., Lychko I. I., Kozulin S. M. Method of manufacture of large-sized forge-cast billets by electroslag welding 52

Korotkov V. A. Experience of application of installation UDGZ-200 for plasma hardening at enterprises of the Ural region 55

Remarkable dates

Light-weight welding tractors of the E.O.Paton Electric Welding Institute 59

BRIEF INFORMATION

Thesis for scientific degree 61

NEWS

IV Specialized Exhibition «Metal. Equipment. Tool-2012» 62

Our congratulations 63

INFORMATION

Presentation of arc welding technologies 64

РУЧНОЙ ИНСТРУМЕНТ ДЛЯ МЕХАНИЧЕСКОЙ ПРОКОВКИ

Институтом электросварки им. Е. О. Патона совместно с Институтом металлофизики им. Г. В. Курдюмова разработано портативное ультразвуковое оборудование нового поколения USTREAT-1.0, предназначенное для ручного выполнения высокочастотной механической проковки сварных соединений. В результате обработки не только пластически деформируется поверхность металла, но и происходит воздействие ультразвука на структуру металла, что обеспечивает:

- повышение характеристик сопротивления усталости и увеличение циклической долговечности сварных элементов металлоконструкций при изготовлении;
- увеличение остаточной циклической долговечности эксплуатируемых сварных металлоконструкций на стадии накопления повреждений до образования усталостной трещины;
- повышение характеристик сопротивления усталости ремонтных швов;
- снятие остаточных сварочных напряжений растяжения и наведение остаточных напряжений сжатия в зонах проковки;
- геометрическую стабильность тонколистовых сварных конструкций.



Технические характеристики

Частота ультразвуковых колебаний, кГц	26,0
Амплитуда колебаний, мкм	15,0... 25,0
Масса ручного инструмента со сменными ударными головками, кг	1,7
Масса ультразвукового генератора, кг	3,5

ПОД ДЕВИЗОМ БЫСТРЕЕ, ВЫШЕ, СИЛЬНЕЕ...



Известная компания «НАВКО-ТЕХ» (г. Киев) специализируется в области механизации, автоматизации и роботизации производства сварных конструкций. Среди ее поставок в 2011 г. можно отметить следующие:

- роботизированный комплекс ИУ-01 для измерения деформации отливок рельсовых крестовин;
- комплект из двух установок АС333-1250 для сварки ТИГ прямолинейных швов и одной установки АС357 для сварки ТИГ кольцевых швов изделия «пенал»;
- установка АС364 для многопроходной сварки МИГ/МАГ острьяков железнодорожных стрелок;
- установка АС349 для сварки МИГ/МАГ корпусов огнетушителей;
- партия установок АС333 для сварки ТИГ прямолинейных швов;

С начала 2012 г. заказчикам поставлено следующее оборудование:

- 11 установок АС333 для сварки ТИГ прямолинейных швов;
- установка АС381 для сварки МИГ/МАГ патрубка и корпуса масляного автомобильного фильтра;
- установка АС308-2 для сварки прямолинейных швов тонкостенных обечаек корпусов огнетушителей;
- четыре установки УДС711 для сварки МИГ/МАГ диска с ободом автомобильных колес;
- установка АС337 для сварки МИГ/МАГ автомобильных амортизаторов.

БЕСКОНТАКТНАЯ ТЕРМОХИРУРГИЧЕСКАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Специалистами Института электросварки им. Е. О. Патона разработана бесконтактная термохирургическая технология на основе взаимодействия конвекционно-инфракрасных потоков тепла с живыми тканями и соответствующая аппаратура (термокоагуляторы и многофункциональный аппарат «ПАТОНМЕД»).

Технология и аппаратура предназначены для оказания первой врачебной помощи в стационарных и полевых условиях при ранениях, а также специализированной и высокоспециализированной хирургической помощи.

Основными потребителями технологии являются медицинские службы, учреждения здравоохранения и МЧС.



Аппарат «ПАТОНМЕД»



Термокоагуляторы



ПЛАЗМЕННАЯ ОЧИСТКА ЗАГРЯЗНЕННЫХ ВОД

На базе японской компании (АО) «Канадзава» при участии с украинской стороны киевских фирм «ЛИКОМ» и «Представительской фирмы Институт газа», а с японской стороны «Ohmi Industry Engineering» был разработан и изготовлен мобильный передвижной комплекс для плазменной очистки радиоактивно зараженной воды.

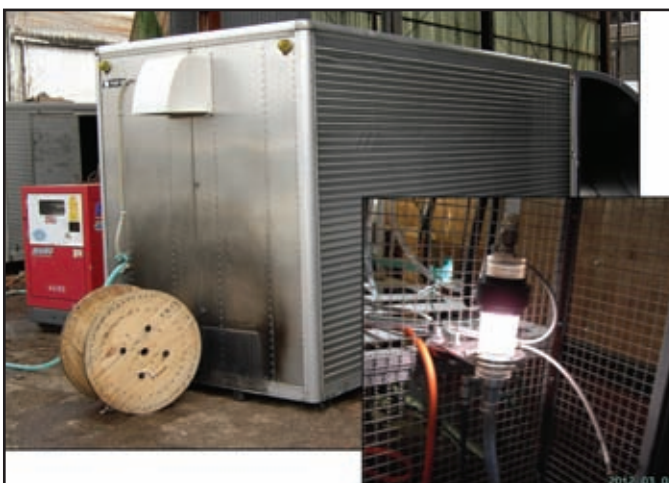
С использованием указанного комплекса были проведены публичные испытания процесса плазменной очистки радиоактивной воды в два этапа с участием представителей электрогенерирующей компании «Токуо Electric Power Company», представителей префектуры, ученых, журналистов и заинтересованных компаний.

Первый этап испытаний был проведен 28 февраля 2012 г. в городе Дате (префектура Фукусима), а второй — 08 марта 2012 г. в городе Камагая (префектура Чибо).

Эксперименты убедительно показали, что использование плазмы в технологии обеззараживания воды является перспективным для промышленного применения и имеет ряд преимуществ: отсутствие образования побочных продуктов, высокую эффективность. Размещение установок для плазмохимической обработки радиоактивной воды не требует специальных помещений. Кроме того, они могут эксплуатироваться в стационарном или мобильном вариантах для очистки и обеззараживания сточных вод различного происхождения. Затраты на обработку воды не превышают затрат в сравнении с традиционными методами.

Позиции анализа	Результаты анализа, Бк/кг	
	загрязненная вода	очищенная вода
Йод-131	Не обнаружен	Не обнаружен
Цезий-134	7400	110
Цезий-137	11000	160

Место забора: г. Дате (преф. Фукусима). Дата забора: 27.02.2012, время забора: 10:30 — загрязненная вода, 14:30 — очищенная вода.



Общий вид мобильной плазменной установки для очистки радиоактивной воды



КОНТАКТНАЯ СТЫКОВАЯ СВАРКА ОПЛАВЛЕНИЕМ ТОЛСТОСТЕННЫХ ТРУБ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ КЛАССА ПРОЧНОСТИ К56

Академик НАН Украины **С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО**, **Ю. В. ШВЕЦ**, **В. Ф. ЗАГАДАРЧУК**, инженеры,
В. И. ШВЕЦ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
Академик АТН РФ **В. И. ХОМЕНКО**, **С. И. ЖУРАВЛЕВ**, **А. Я. СУДАРКИН**, инженеры
(ЗАО «Псковэлектросвар», РФ),

В. Л. КОЛИКОВ, **С. А. ХОМИЧЕНКО**, инженеры (ОАО «Межрегионтрубопроводстрой», г. Москва, РФ)

Разработана технология контактной стыковой сварки оплавлением труб диаметром 1219 мм с толщиной стенки 27 мм из стали 10Г2ФБ класса прочности К56, предназначенных для строительства морских газопроводов. Определены допустимые пределы изменения основных параметров сварки, обеспечивающих необходимое качество соединений. Требуемый уровень механических свойств соединений достигается местной послесварочной высокотемпературной термической обработкой в сочетании с ускоренным охлаждением.

Ключевые слова: контактная стыковая сварка оплавлением, трубопроводы, высокопрочная сталь, нормативные требования, свариваемость, режим сварки, параметры режима сварки, программирование процесса сварки, процесс оплавления, установленная мощность, механические испытания, браковочные признаки, зона термического влияния, качество соединений, термическая обработка, микроструктура, зерно, временное сопротивление, ударная вязкость

В 1980–1990-х годах для соединения неповоротных стыков труб при строительстве различных трубопроводов с толщиной стенки до 20 мм из сталей класса прочности К52–К54 широко использовали контактную стыковую сварку оплавлением (КССО).

Технология и оборудование для выполнения КССО были разработаны ИЭС им. Е. О. Патона совместно с Псковским заводом тяжелого электросварочного оборудования (ПЗТЭСО) с участием организаций Миннефтегазстроя СССР. С 1980 г. на ПЗТЭСО освоено промышленное производство комплексов оборудования «Север-1», включающих внутритрубную сварочную машину УСО 400 (К700) с внутренним гратоснимателем, наружный гратосниматель, агрегат для зачистки внутренней поверхности труб под контактные башмаки и передвижную электростанцию мощностью 1000 кВт·А. С помощью комплексов «Север-1» было сварено более 6 тыс. км трубопроводов диаметром 1420 мм (преимущественно в районах Крайнего Севера). При этом достигнута высокая производительность процесса КССО при минимальных трудозатратах [1]. Накопленный многолетний опыт применения КССО свидетельствует о стабильно высоком качестве сварных со-

единений, которое практически не зависит от погодных условий и квалификации операторов.

В последнее десятилетие наблюдается интенсивное строительство сверхмощных трубопроводов, работающих при повышенном давлении (12...150 МПа). При их строительстве используют трубы из высокопрочных сталей класса прочности К56–К65 с толщиной стенки 27...36 мм и более. К качеству соединений таких труб предъявляют повышенные требования, что отражено в современных нормативных документах.

Поскольку трудоемкость работ по сварке неповоротных стыков толстостенных труб при строительстве трубопроводов значительно возрастает, использование высокопроизводительного способа КССО является весьма перспективным.

Имеющееся оборудование для выполнения КССО, а также комплексы электродуговой сварки порошковой проволокой «Стык», широко применявшиеся в СССР, по их техническим возможностям не могут быть использованы для решения отмеченной задачи. Кроме того, в настоящее время к показателям механических свойств сварных соединений предъявляют более высокие требования по сравнению с нормативами 1980–1990-х годов.

В связи с этим в последние годы ИЭС им. Е. О. Патона и заводом «Псковэлектросвар» (РФ) выполнены комплексные разработки технологии и оборудования нового поколения для КССО толстостенных труб. В рамках этого проекта проведены исследования свариваемости толстостенных труб из стали 10Г2ФБ класса прочности К56, которые применяются при строительстве морских



трубопроводов. Целью настоящих исследований была разработка технологии сварки труб из указанной стали с толщиной стенки 27 мм, обеспечивающей получение механических свойств соединений в соответствии с современными стандартами [2, 3].

Выбор объема исследований определялся требованиями заказчика к первым образцам разрабатываемого оборудования применительно к использованию его при строительстве морских трубопроводов.

Разработку технологии сварки проводили на крупномасштабных образцах-секторах со свариваемым сечением 8640 мм². Секторы шириной $B = 320$ мм вырезали из труб с толщиной стенки $\delta = 27$ мм, изготовленных из листовой стали 10Г2ФБ, полученной контролируемой прокаткой с ускоренным охлаждением. Металл труб имел следующий химический состав, мас. %: 0,06 С; 0,21 Si; 1,42 Mn; 0,12 Ni; 0,07 Mo; 0,04 V; 0,04 Al; 0,02 Ti; 0,05 Cr; 0,02 Nb; 0,004 S; 0,012 P.

Механические свойства металла труб следующие:

$$\begin{aligned} \sigma_b &= 546,7...556,8 \text{ МПа}; \sigma_T = 484,4...493,5 \text{ МПа}; \\ KCV_{+20} &= 334,7...336,6 \text{ Дж/см}^2; \\ KCV_{-40} &= 333,0...336,6 \text{ Дж/см}^2. \end{aligned}$$

Механические испытания сварных стыков выполняли в ИЭС им. Е. О. Патона и лаборатории прочности ЦНИИТМАШа в соответствии с нормативными требованиями [2, 3]. Металлографические исследования проводили на световом микроскопе «Неофот-32» в лаборатории металлографических исследований. Указанные лаборатории сертифицированы в соответствии с международными стандартами.

В основе технологии КССО лежит способ сварки непрерывным оплавлением с программным изменением основных параметров режима, который апробирован с положительным результатом при сварке комплексами «Север-1», что позволило в значительной степени исключить влияние точности сборки труб перед сваркой на формирование сварочного соединения.

Режим сварки определяется выбором программы изменения основных параметров процесса КССО. Программа (рис. 1) предусматривает четыре периода процесса сварки [4]. В I периоде происходит возбуждение устойчивого процесса оплавления.

Во II периоде осуществляется нагрев торцов свариваемых труб до заданной температуры. В III периоде производится интенсификация процесса оплавления для обеспечения в искровом промежутке оптимальных условий формирования соединений. В IV периоде происходит деформация нагретых торцов и формирование соединения.

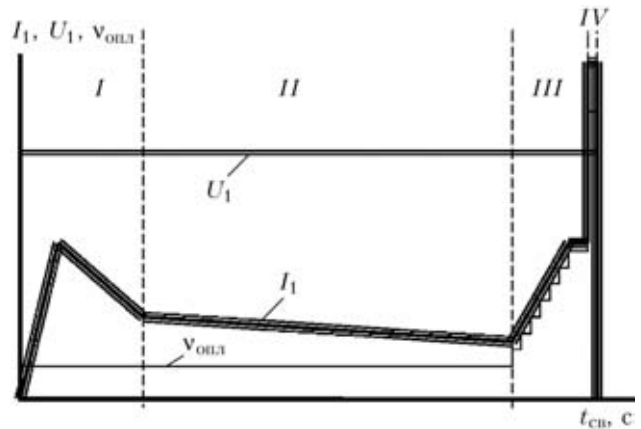


Рис. 1. Программа изменения основных параметров режима КССО труб: I_1 , U_1 — соответственно первичные ток и напряжения сварки; $t_{св}$ — время сварки; I-IV — периоды программирования

Кроме значений основных параметров ($v_{опл}$ — скорости подачи труб в периоды возбуждения процесса оплавления и нагрева торцов; $U_{2 \times x}$ — напряжения холостого хода сварочного трансформатора; $t_{св}$ — времени сварки; $P_{ос}$ — усилия осадки; $v_{ос}$ — скорости осадки), задаваемых программой, для каждого из перечисленных выше периодов оплавления при выборе оптимального режима сварки необходимо определить алгоритм управления обратными связями между отдельными параметрами.

Целью настоящих исследований был выбор оптимальных режимов сварки, обеспечивающих требуемые механические свойства сварных соединений, а также возможность получения качественных сварных соединений при минимальных значениях потребляемой мощности и потерях металла на оплавление.

Сварку секторов, вырезанных из труб, выполняли на модернизированной машине К1000. Принятое соотношение ширины сектора, площади свариваемого сечения ($B \times \delta$) и сопротивления сварочной цепи этой машины позволило достаточно точно промоделировать процесс оплавления натурной трубы диаметром 1219 мм, его энергетические показатели и определить основные параметры разрабатываемой машины для КССО таких труб.

Как следует из изложенного выше, на первом этапе создаются условия для возбуждения устойчивого процесса оплавления, в котором существенную роль играет угол разделки кромок (фаски) α на концах труб. В связи с этим проведены исследования влияния угла разделки кромок концов труб на мощность, необходимую для возбуждения процесса оплавления.

Торцы образцов в месте сварки обрезали газовой резкой, а угол разделки кромок изменяли от 0 до 45° (рис. 2). Необходимая для возбуждения устойчивого оплавления мощность по мере уве-

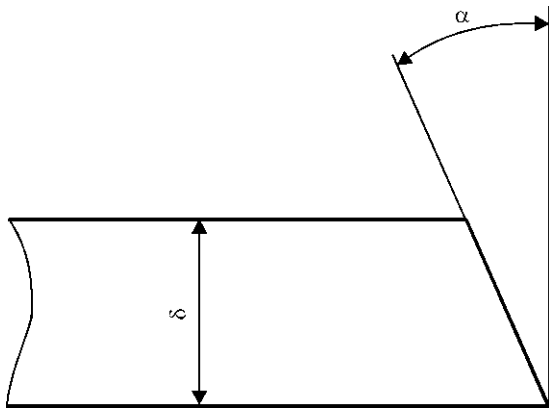


Рис. 2. Разделка кромок на торцах образцов

личения α снижается (рис. 3) [5]. При $\alpha > 15^\circ$ потребляемая мощность во время возбуждения процесса оплавления (*I* период) и достижения устойчивого оплавления (период *II*) остается постоянной. Целесообразно ориентироваться на одинаковую загрузку источника энергоснабжения в начальный и конечный периоды сварки, тогда оптимальный угол разделки составляет $\alpha = 15^\circ$. При сварке образцов принят угол разделки $\alpha = 15^\circ$.

При определении оптимальной длительности устойчивого оплавления (период *II*) для получения качественных соединений необходимо обеспечить зону нагрева большую, чем при сварке деталей толщиной 15...20 мм. Предельно возможный нагрев при непрерывном оплавлении ограничивается установлением такого квазиравновесного теплового состояния, при котором увеличение длительности оплавления не сопровождается приростом тепла в торцах нагреваемых деталей. В образцах принятых размеров такое состояние наступает в случае увеличения длительности оплавления до 200 с при оптимальной скорости $v_{\text{опл}} = 0,2$ мм/с [6]. Поскольку такой «мягкий» режим нагрева соответствует минимальной потребляемой мощности, указанные выше параметры приняты в качестве оптимальных при определении программы для базового режима сварки партий об-

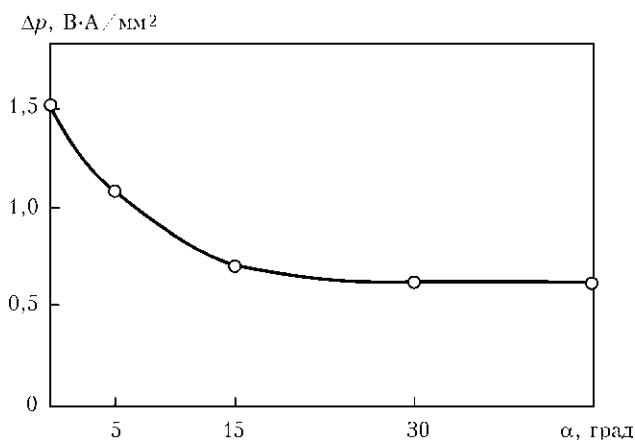


Рис. 3. Зависимость удельной мощности Δp от угла разделки кромок α [5]

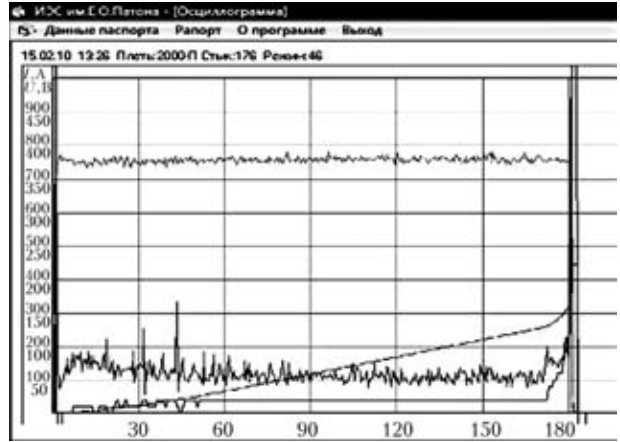


Рис. 4. Осциллограммы основных параметров сварки на мягком режиме КССО

разцов во *II* периоде. Длительность *III* периода и программа повышения скорости перемещения до конечной скорости $v_{\text{кон}}$ приняты с учетом проведенных ранее исследований [6]. На рис. 4 приведена запись осциллограмм основных параметров сварки на принятом «мягком» режиме.

Удельная потребляемая мощность в период устойчивого оплавления составляет $\Delta p_{\text{опл}} = 6,1$ В·А/мм², а в конечный период оплавления перед осадкой повышается в течение 2...3 с до $\Delta p_{\text{кон}} = 13$ В·А/мм². При одинаковой программе изменения скорости $v_{\text{кон}}$ значения потребляемой мощности возрастают пропорционально повышению $v_{\text{кон}}$ в интервале 0,8...1,4 мм/с. На рис. 5 приведена зависимость $\Delta p_{\text{кон}} = f(v_{\text{кон}})$ при напряжении $U_{2\text{хх}} = 6,8$ В. Величина $\Delta p_{\text{кон}}$ определяет установленную мощность источника питания [7]. При сварке труб указанного сечения потребуется источник с установленной мощностью 1320 кВт·А. Но поскольку современные передвижные электростанции допускают кратковременную перегрузку до 10...15 %, мощность может быть и ниже.

Из приведенных данных видно, что определение оптимального значения $v_{\text{кон}}$ существенно влияет на выбор источника энергоснабжения и

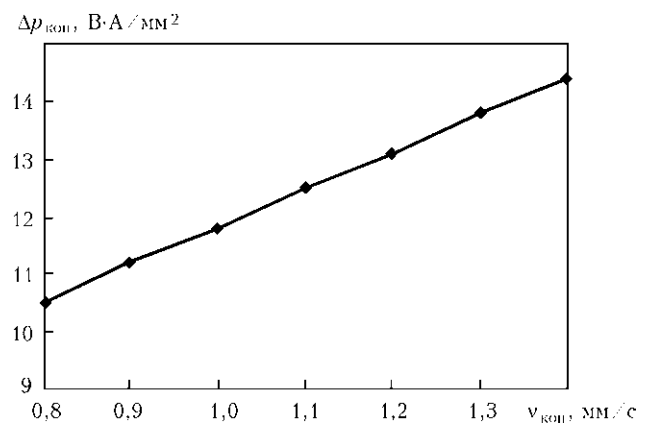


Рис. 5. Зависимость удельной потребляемой мощности $\Delta p_{\text{кон}}$ от конечной скорости оплавления $v_{\text{кон}}$



Таблица 1. Механические свойства сварных соединений, полученных при различной конечной скорости оплавления*

№ партии	$v_{кон}$, мм/с	σ_B , МПа	Браковочный признак
1	0,9	518,6	Трещины > 6 мм, $\sigma_B \leq 94,5\%$
2	1,0	518,0	$\sigma_B \leq 94,5\%$
3	1,1	518,4	
4	1,2	518,3	

* Здесь и в табл. 2 угол изгиба составлял 180°; в каждой партии было испытано по 12 образцов на растяжение и по 30 образцов на изгиб.

техничко-экономические показатели. В связи с этим проведены исследования влияния значений $v_{кон}$ на качество сварных соединений. Для этого сваривали четыре партии стыков на «мягком» режиме с конечной скоростью $v_{кон} = 0,9, 1,0, 1,1$ и $1,2$ мм/с. Каждая партия состояла из пяти стыков: на трех оценивали механические свойства, а два разрушали по плоскости соединения. Образцы испытывали на разрыв и изгиб в соответствии со стандартами [2, 3]. Для определения механических свойств металла сварных соединений проводили испытания на изгиб образцов с острым надрезом по линии соединения. Результаты механических испытаний сварных соединений приведены в табл. 1.

В ходе испытаний на растяжение стандартных образцов каких-либо браковочных признаков, за исключением снижения прочности приблизительно на 5,5 %, не выявлено. Разрушение образцов происходило вдали от плоскости соединения на расстоянии 21 мм. Испытания сварных образцов на изгиб показали, что при $v_{кон} = 1,1$ и $1,2$ мм/с какие-либо браковочные признаки отсутствовали. При $v_{кон} = 1,0$ мм/с в плоскости соединения появились трещины, которые по длине (не более 6 мм) не попадали под браковочный признак нормативных документов [2, 3]. Угол изгиба образцов при этом составлял 180°.

Дальнейшее снижение конечной скорости до 0,9 мм/с привело к образованию трещин длиной, превышающей допустимую стандартами. Испытания образцов с надрезами показали, что такие трещины свидетельствуют о наличии участков со структурной неоднородностью, что характерно

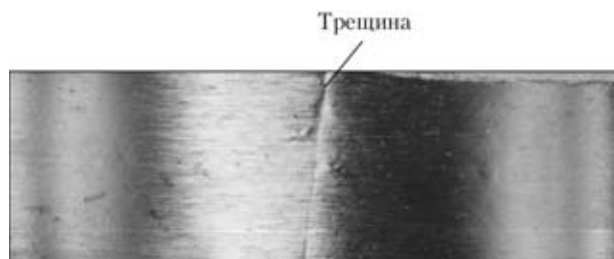


Рис. 6. Трещина в образце, испытанном на изгиб ($\alpha = 180^\circ$)

Таблица 2. Механические свойства сварных соединений, полученных с различной величиной осадки

№ партии	Величина осадки, мм	σ_B , МПа	Браковочный признак
1	8	515,9	Разупрочнение 6 %
2	10	516,8	Разупрочнение 5,5 %
3	12	518,6	» »
4	14	518,3	» »

для недостаточно интенсивного оплавления перед осадкой. В образцах сварных соединений, полученных с $v_{кон} = 1,1...1,2$ мм/с, на поверхности изломов дефекты в плоскости соединений отсутствуют. При $v_{кон} = 1,0$ мм/с появляются отдельные мелкие дефекты, так называемые матовые пятна площадью до 20 мм². В стыках, сваренных с $v_{кон} = 0,9$ мм/с, частота появления таких дефектов увеличивается, а их площадь может достигать 30...35 мм². На основании полученных результатов в дальнейших исследованиях принята программа с $v_{кон} = 1,2$ мм/с.

Для определения оптимального значения величины осадки на базовом «мягком» режиме с разной осадкой были сварены четыре партии стыков труб. Каждая партия состояла из пяти стыков: на трех оценивали механические свойства сварного соединения, а два разрушали по плоскости соединения (табл. 2). Полученные результаты испытаний этих образцов на растяжение были практически идентичными. При их испытании браковочным признаком стало снижение временного сопротивления до 6 %, при этом разрушение образцов происходило по зоне термического влияния (ЗТВ) вдали от плоскости соединения. При испытаниях образцов на изгиб в некоторых партиях стыков, сваренных с осадкой 8...10 мм, появлялись трещины (расслоения небольших размеров в допустимых нормативами пределах). При этом угол изгиба этих образцов также соответс-

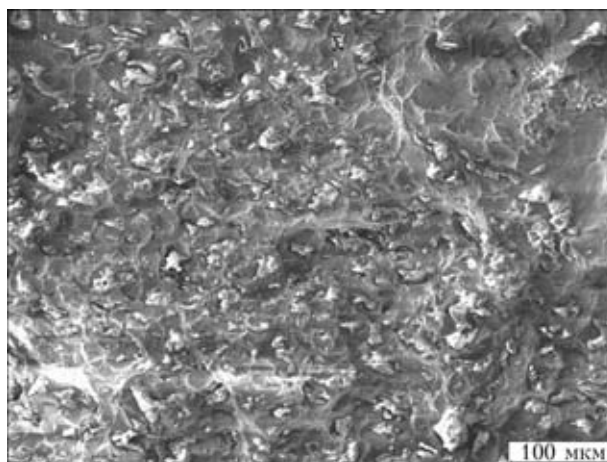


Рис. 7. Скопление марганцовистых алюмосиликатов в изломах образцов, полученных с осадкой 8...10 мм



твовал нормативным значениям (рис. 6). При испытании на изгиб с надрезами в изломах по плоскости соединения некоторых образцов, полученных с осадкой 8...10 мм, имели место микронеосвершенства структуры (рис. 7), обусловленные локальным скоплением неметаллических включений — марганцовистых алюмосиликатов.

При сварке труб с большим развитым сечением возможна неравномерная деформация нагретого металла. Поэтому в качестве оптимального значения осадки принято $l_{oc} = 13$ мм. Для обеспечения такой деформации при использовании «мягкого» режима необходимо удельное усилие осадки 45 МПа.

Исходя из результатов исследований, ниже приведен оптимальный режим сварки, который можно воспроизвести на промышленной установке для сварки труб из стали 10Г2ФБ толщиной 27 мм:

вторичное напряжение, В	7
время сварки, с	180...210
скорость подачи при нагреве, мм/с	0,19...0,20
припуск на оплавление при нагреве, мм	32...38
припуск на повышение скорости, мм	6...9
конечная скорость перед осадкой, мм/с	1,2
удельное усилие осадки, МПа	45
осадка, мм	13

На указанном режиме сварены контрольные партии образцов и проведены механические испытания в соответствии со стандартами [2, 3]. Результаты испытаний представлены в табл. 3, из которой видно, что при испытании на разрыв временное сопротивление сварных соединений уменьшается на 5,5...6,0 %. Это происходит на участке ЗТВ, где температура нагрева достигает 700...800 °С и вызвано снижением эффекта термоупрочнения стали, который достигается в процессе ее контролируемой прокатки. Значение ударной вязкости соединений KCV_{+20} и KCV_{-20} предъявляемым требованиям не отвечают [2, 3].

Как видно из рис. 8, наибольшее снижение ударной вязкости происходит на локальном участке в центре шва, протяженность которого составляет $l = 0,5...1,0$ мм от плоскости соединения, что подтверждено проведенными металлографическими исследованиями. Это хорошо видно при сравнении структур основного металла (рис. 9, а) и линии соединения с участками крупного зерна протяженностью до 0,5 мм, примыкающих к ней (рис. 9, б), где металл подвергался кратковременному нагреву до температуры 1300 °С и выше. Микроструктура основного металла представляет собой ферритную мелкозернистую матрицу (зерна феррита, балл № 11) со строчками карбидов, которые вытянуты вдоль направления проката (рис. 9, а). На участке, примыкающем к плоскости соединения, формируются структуры со значительным увеличением зерна бейнита (балл

Таблица 3. Механические свойства контрольной партии образцов*

Результаты испытаний	σ_B , МПа	KCV_{+20} , Дж/см ²	KCV_{-20} , Дж/см ²
После сварки	516,0...523,4 520,0	13,3...17,1 15,0	6,1...9,7 8,1
После термообработки	550,6...561,4 554,6	147,9...219,5 173,2	86,8...171,1 137,9

* Угол изгиба составлял 180°; трещины отсутствовали.

№ 3) и большим содержанием полигонального феррита. Эти структуры отличаются низкими значениями ударной вязкости.

Для проверки возможности повышения показателей ударной вязкости и прочности сварных соединений была сварена партия образцов на «жестком» режиме, параметры которого представлены ниже:

вторичное напряжение, В	7
время сварки, с	45...50
скорость подачи при нагреве, мм/с	0,3
припуск на оплавление при нагреве, мм	12
припуск на повышение скорости, мм	5...6
конечная скорость перед осадкой, мм/с	1,2
удельное усилие осадки, МПа	120...140
осадка, мм	5...6

Указанный режим отличается меньшей длительностью оплавления во II периоде, повышенной конечной скоростью и большим удельным давлением. Механические свойства металла соединений, полученных на «жестком» режиме, следующие: $\sigma_B = 546,0...553,6$ МПа; $KCV_{+20} = 16,3...22,6$ Дж/см²; $KCV_{-20} = 6,1...9,7$ Дж/см²; угол изгиба составлял 180°; трещины отсутствовали. При сварке на «жестком» режиме общая продолжительность процесса сокращается до 50 с, припуск на оплавление — до 12 мм, а мощность, потребляемая в конечный период сварки, повышается до 23 В·А/мм², т. е. она почти в 2 раза больше по сравнению с «мягким» режимом. Все

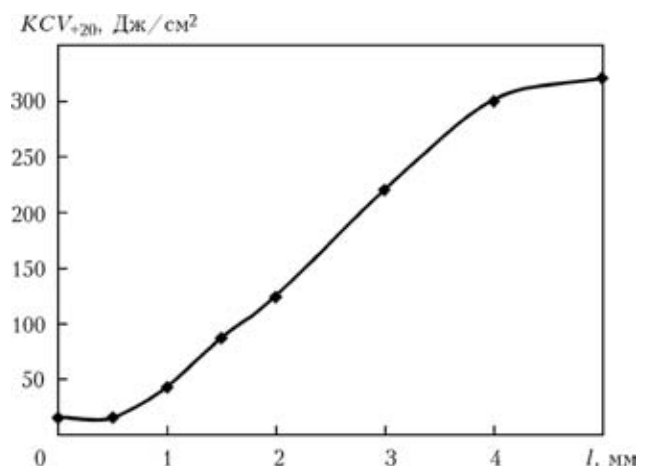


Рис. 8. Распределение ударной вязкости KCV_{+20} в металле ЗТВ

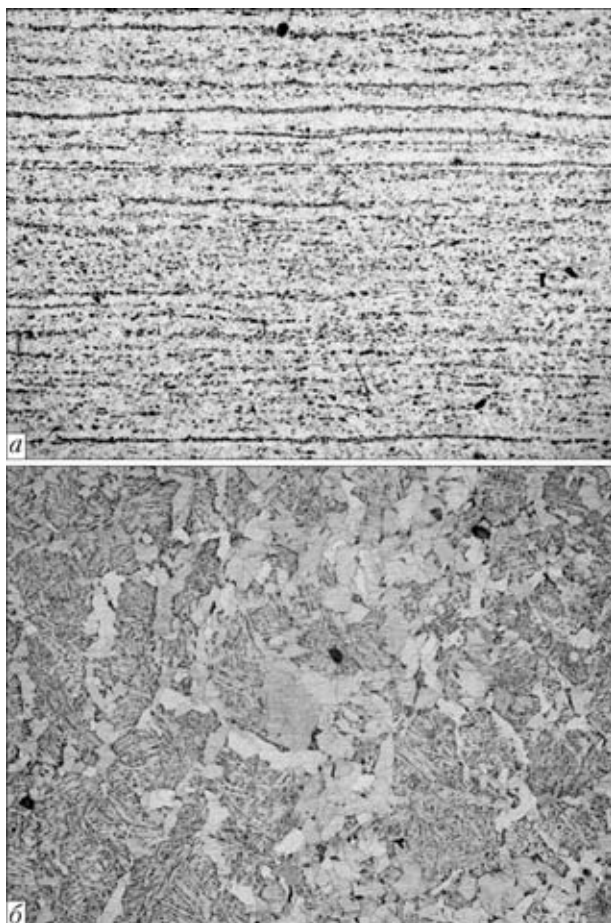


Рис. 9. Микроструктуры ($\times 100$) основного металла труб (а) и металла линии соединения с участками крупного зерна (б)

остальные показатели соответствуют нормативным требованиям за исключением ударной вязкости, которая незначительно повысилась в результате уменьшения содержания полигонального феррита и размеров зерна первичного аустенита, но ее значения ниже нормативного уровня [2, 3].

В связи с тем, что «жесткий» режим требует существенного повышения потребляемой мощности при оплавлении, больших усилий при осадке, но незначительно повышает ударную вязкость сварного соединения, его применение нецелесообразно.

Известно, что для повышения пластических свойств сварных соединений, полученных КССО, необходимо применять высокотемпературную термическую обработку [8]. В связи с этим проведены исследования и разработана технология термической обработки сварных соединений толстостенных труб. Образцы сварных соединений, полученных на контрольном режиме, подвергали местному нагреву кольцевым индуктором с частотой 2,4 кГц с использованием тиристорного преобразователя частоты ТПЧТ-160. Нагрев осуществляли до температуры 950 °С в течение 5 мин, выдерживали при этой температуре в течение 2,5...3,0 мин, а затем образцы ускоренно охлаждали водовоздушной смесью с двух сторон

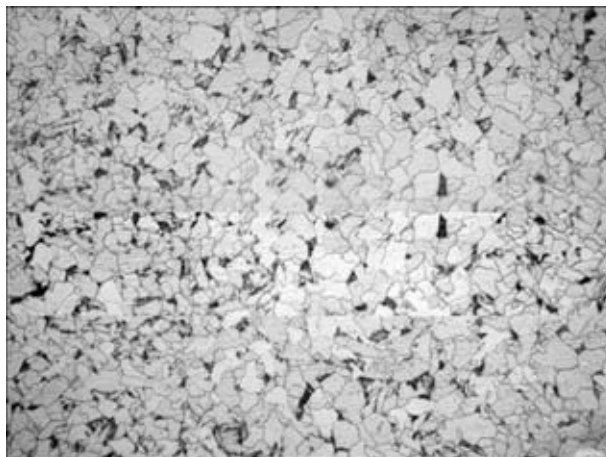


Рис. 10. Микроструктура металла ($\times 400$) линии соединения с участками крупного зерна после термической обработки и ускоренного охлаждения

до температуры приблизительно 300 °С. Ускоренное охлаждение необходимо, поскольку исключает снижение на участке нагрева твердости и временного сопротивления.

После термической обработки и ускоренного охлаждения стыков по указанному режиму временное сопротивление сварных соединений соответствовало показателям основного металла (табл. 3). Угол изгиба образцов составлял 180°, трещины на линии соединения и в ЗТВ отсутствовали. Ударная вязкость KCV_{+20} и KCV_{-20} составляла соответственно 173,2 и 137,9 Дж/см². Эти показатели на порядок выше, чем значения ударной вязкости соединений после сварки. Механические свойства соединений после термической обработки и ускоренного охлаждения см. (табл. 3) полностью соответствуют требованиям как российского [2], так и международного [3] стандартов.

Микроструктура металла линии соединения и участка крупного зерна представляет собой ферритную матрицу с включениями остаточного аустенита, который частично распадается с образованием зернистого бейнита. Микроструктура линии соединения и участков крупного зерна после термической обработки представлена на рис. 10.

Балл зерна феррита составляет № 9. Твердость по линии сварных соединений и в ЗТВ находится на уровне $HV 5 1900 \pm 50$ МПа, что не превышает требуемых значений [2, 3].

Послесварочная местная термическая обработка и ускоренное охлаждение позволяют нивелировать недостатки механических свойств соединений за счет улучшения структуры металла сварных швов.

Выводы

1. Разработана технология КССО труб из высокопрочных сталей класса прочности К56 с толщиной стенки до 27 мм. Для получения качественных соединений труб из таких сталей необходимо, чтобы источник энергоснабжения и



привод осадки сварочной машины обеспечивали при сварке значения потребляемой удельной мощности не менее 12 В·А/мм², а удельного усилия осадки не менее 45 МПа.

2. Проведены комплексные механические испытания и металлографические исследования сварных соединений трубных сталей. Применение высокотемпературной термической обработки (нормализации) после сварки в сочетании с ускоренным охлаждением обеспечивает выполнение требований стандартов.

3. На основании результатов проведенных исследований подготовлены технические задания на разработку нового поколения оборудования для КССО толстостенных труб диаметром 1220...1420 мм.

1. Мазур И. И., Серафин О. М., Карпенко М. П. Электроконтактная сварка трубопроводов: пути совершенствования // Стр-во трубопроводов. — 1988. — № 4. — С. 8–11.
2. СТО 2-3.7-380–2009. Инструкция по технологии сварки морских газопроводов. — Введ. в 2009.
3. DNV-OS-F101. Offshore standard. Submarine pipeline systems. — Jan. 2000.
4. Кучук-Яценко С. И. Контактная стыковая сварка оплавлением. — Киев: Наук. думка, 1992. — 236 с.
5. Кучук-Яценко С. И., Мосендз И. Н., Казымов Б. И. Программирование режимов контактной сварки оплавлением деталей с большими развитыми сечениями // Автомат. сварка. — 1987. — № 6. — С. 14–18.
6. Кучук-Яценко С. И., Лебедев В. К. Контактная стыковая сварка непрерывным оплавлением. — Киев: Наук. думка, 1976. — 212 с.
7. Контактная стыковая сварка трубопроводов / С. И. Кучук-Яценко, В. Г. Кривенко, В. А. Сахарнов и др. — Киев: Наук. думка, 1986. — 208 с.
8. Местная термообработка сварных стыков газопроводных труб диаметром 1420 мм / В. К. Лебедев, Ю. В. Скульский, С. И. Кучук-Яценко и др. // Автомат. сварка. — 1977. — № 10. — С. 38–40.

Technology was developed for flash-butt welding of 1219 mm diameter pipes with 27 mm wall thickness from 10G2FB steel of strength class K56, designed for construction of sea gas pipelines. Admissible limits of variation of the main welding parameters ensuring the required quality of welded joints were determined. Required level of mechanical properties of the joints is achieved by local postweld high-temperature heat treatment in combination with accelerated cooling.

Поступила в редакцию 07.03.2012

НОВАЯ КНИГА

Б. Є. Патон: 50 років на чолі Академії. — К.: Академперіодика, 2012. — 776 с., 136 с. ил. (укр. и рус. языки).

В книге освещена 50-летняя деятельность выдающегося украинского ученого и организатора науки академика Б. Е. Патона на посту Президента Национальной академии наук Украины. Известные ученые, среди них академики А. П. Александров, Г. И. Марчук, Ю. С. Осипов, Н. М. Амосов, Ж. И. Алферов, Н. В. Багров, О. М. Белоцерковский, П. А. Витязь, Д. М. Гродзинский, Л. В. Губерский, И. М. Дзюба, М. З. Згуровский, Е. Н. Каблов, В. Г. Кадышевский, Н. Н. Кудрявцев, Ю. И. Кундиев, Н. П. Лаверов, Н. В. Новиков, Б. И. Олейник, В. В. Панасюк, Ю. Н. Пахомов, Е. М. Примаков, В. А. Садовничий, А. М. Сердюк, К. М. Сытник, В. В. Скороход, А. А. Созинов, В. И. Старостенко, Б. С. Стогний, В. Я. Таций, П. П. Толочко, делятся впечатлениями о личном общении с Б. Е. Патонем, его огромном вкладе в развитие науки и техники. Книга иллюстрирована многочисленными фотографиями.

Может быть полезна всем, кто интересуется историей науки.





ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ВОДОРОДНОЙ ХРУПКОСТИ МЕТАЛЛОВ С ОЦК РЕШЕТКОЙ*

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

Приведены результаты исследований влияния водорода на механизм разрушения металла. В металле, содержащем диффузионный водород, в результате пластической деформации образуется остаточный водород, который связан со сформировавшимися дислокациями и микротрещинами. Наличие водорода, связанного с дислокациями, приводит к локализации пластической деформации металла. Зарождение микротрещин происходит по сдвиговому механизму, а их дальнейший рост — за счет образования новых дефектов в вершине старой трещины и их слияния.

Ключевые слова: дуговая сварка, низкоуглеродистая сталь, водородная хрупкость, диффузионный и остаточный водород, водородная локализация пластичности

При сварке конструкций из высокопрочных низколегированных сталей существует риск образования индуцированных водородом холодных трещин, вследствие проявления такого физического явления, как водородная хрупкость (ВХ) металла. В основе механизма ВХ лежат взаимодействия водорода с дислокациями и изменение свойств дислокационных скоплений под действием водорода. Теоретическое рассмотрение механизма ВХ изложено в работе [1]. Настоящая работа посвящена экспериментальному исследованию механизма ВХ.

В качестве материалов для исследований использовали ферритно-перлитную сталь ВСтЗсп (рис. 1) следующего состава, мас. %: 0,12 С; 0,14 Si; 0,42 Mn; 0,1 Ni; 0,12 Cr; 0,022 S; 0,012 P. Образцы из нее отжигали при температуре 600°C.

В первой серии экспериментов определяли механические свойства образцов из стали ВСтЗсп, содержащих водород. Насыщение образцов водородом осуществлялось электролитическим путем в 5%-м растворе серной кислоты с добавкой 0,05 % тиосульфата натрия в течение 8...13 ч, плотность тока составляла 4 мА/см². Повторная шлифовка образцов после наводороживания занимала не более 1 мин. До механических испытаний образцы хранили в жидком азоте. Содержание диффузионного и остаточного водорода определяли хроматографическим методом [2].

Во второй серии экспериментов образцы из стали ВСтЗсп растягивали до различной степени

пластической деформации (10, 15 и 17 %), после чего водород удаляли путем нагрева образцов до 50 °С и выдерживали их в течение 7 сут. После удаления водорода образцы растягивали до разрушения. Образцы, не содержащие водород, подвергали идентичному циклу испытаний. Для механических испытаний на одноосное растяжение использовали цилиндрические образцы длиной 30 мм с диаметром рабочей части 5 мм.

Механические испытания на одноосное растяжение и статический изгиб проводили на сервогидравлической машине «INSTRON-1251». Перед испытанием образцы нагревали в спирте до комнатной температуры. Нагрев образца и последующая его установка в захватах вместе с креплением датчика деформации занимали не более 3 мин. Растяжение образцов происходило со скоростью деформации $1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

Фрактографический анализ выполняли на растровом электронном микроскопе JSM-35CF фирмы «JEOL».

Результаты механических испытаний на одноосный разрыв в координатах условное напряжение σ – относительная деформация ε приведены

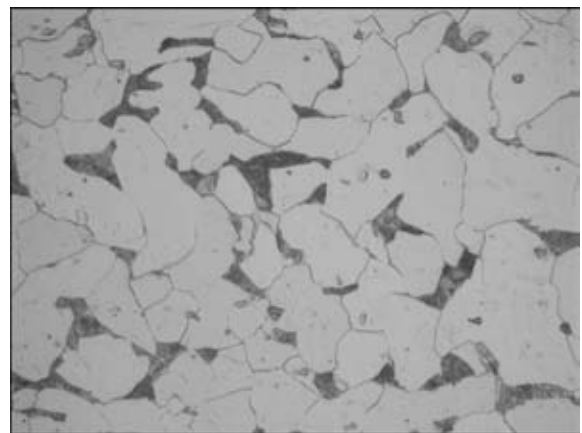


Рис. 1. Микроструктура (×500) стали ВСтЗсп

* Работа выполнена при поддержке Государственно фонда фундаментальных исследований Украины (грант № GP/F32/50 Президента Украины для поддержки молодых ученых).

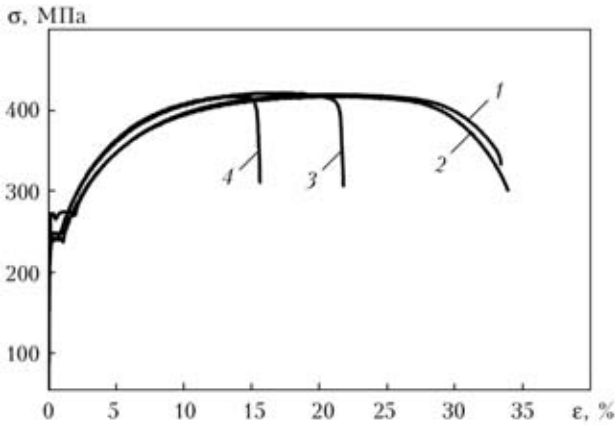


Рис. 2. Влияние содержания диффузионного водорода $[H]_{диф}$ на разрушение образцов из стали ВСт3сп при одноосном растяжении: 1 — исходное состояние ($\psi = 54\%$); 2 — после наводороживания $[H]_{диф} \approx 7 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ и дегазации ($\psi = 62\%$); 3 — $[H]_{диф} = 6,5 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ ($\psi = 23\%$); 4 — $[H]_{диф} = 8,5 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ ($\psi = 15\%$)

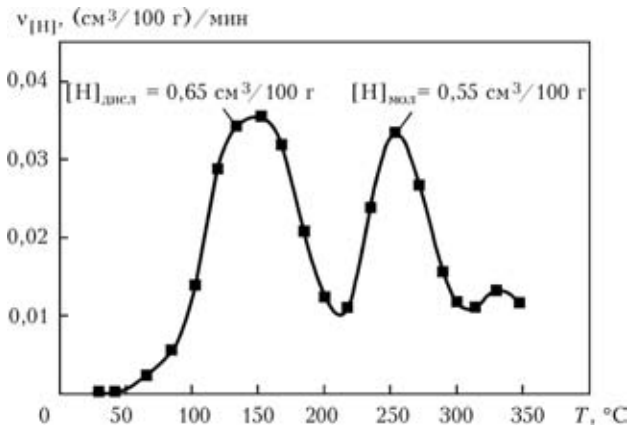
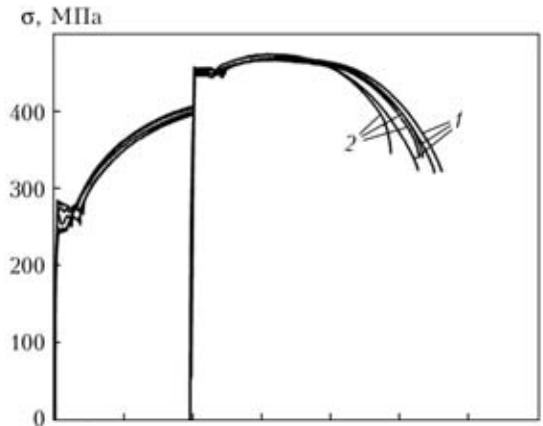


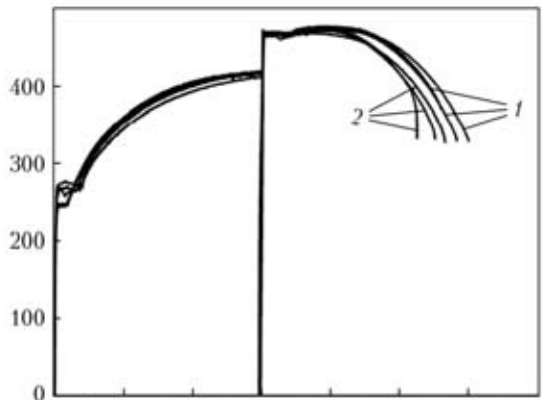
Рис. 3. Скорость удаления остаточного водорода $v_{[H]}$ из стали ВСт3сп после разрушения образца ($[H]_{диф} = 8,5 \text{ см}^3/100 \text{ г}$)

на рис. 2. После наводороживания и последующей дегазации механические свойства стали ВСт3сп восстанавливаются (кривые 1, 2 на рис. 2). Увеличение содержания диффузионного водорода $[H]_{диф}$ приводит к разрушению металла при меньшей степени пластической деформации (кривые 3, 4 на рис. 2). Разрушение металла, содержащего водород, происходит после того, как напряжения достигают значения временного сопротивления разрыву, т. е. при начале локализации пластической деформации в виде шейки. Наиболее чувствительными к ВХ являются показатели пластичности металла — относительное удлинение и сужение.

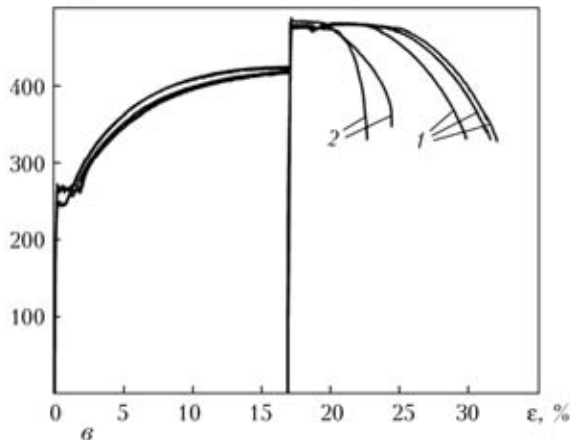
После механических испытаний образцы выдерживали при комнатной температуре в течение 7 сут. Содержание остаточного водорода в разрушенном металле выявляли с помощью термодесорбционного анализа. С этой целью вырезали образцы из области с равномерной пластической деформацией. Результаты анализа представлены на рис. 3. Первый пик в спектре термодесорбции



а



б



в

Рис. 4. Диаграммы растяжения образцов из стали ВСт3сп с разной предварительной деформацией: а — $\epsilon = 10\%$ ($\psi_{[H]} = 51\%$, $\psi = 62\%$); б — $\epsilon = 15\%$ ($\psi_{[H]} = 49\%$, $\psi = 57\%$); в — $\epsilon = 17\%$ ($\psi_{[H]} = 39\%$, $\psi = 62\%$); ($\psi_{[H]}$, ψ — среднее относительное сужение образцов, соответственно содержащих и не содержащих водород); 1 — исходное состояние; 2 — содержание водорода $7 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ (после предварительной деформации образцы дегазировали)

соответствует водороду, связанному с дислокациями $[H]_{дисл}$, а второй — молекулярному водороду $[H]_{мол}$, который находится в микротрещинах, о чем свидетельствует температура его десорбции. В процессе пластической деформации металла происходит зарождение новых дислокаций, которые являются ловушками водорода. Скопление водорода на дислокациях облегчает их слияние

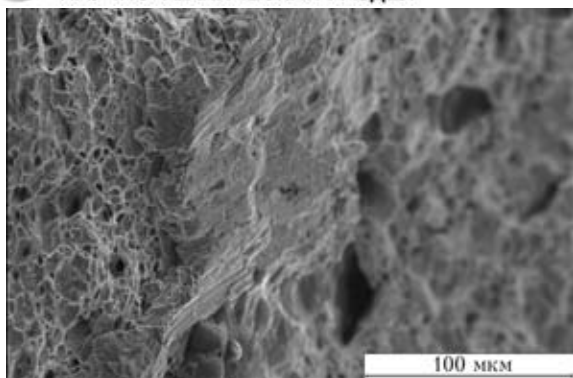


Рис. 5. Микроструктура поверхности микротрещины сдвига в центре образца из стали ВСтЗсп с содержанием водорода $7 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ после предварительной деформации 17 %

[1] и приводит к зарождению микротрещин. При попадании водорода внутрь образовавшихся дефектов, он молизуется.

Для определения влияния водорода на механизм зарождения микротрещин образцы из стали ВСтЗсп предварительно деформировали до относительного удлинения 10, 15 и 17 %, а затем дегазировали, после чего происходила их последующая деформация до разрушения. Содержание диффузионного водорода в образцах после электролитического насыщения составило $7 \text{ см}^3/100 \text{ г}$. Термодесорбционный анализ показал, что после дегазации деформированных образцов из стали ВСтЗсп при температуре $50 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 7 сут, водород десорбируется из них при температуре свыше $200 \text{ }^\circ\text{C}$. Таким образом, водород, связанный с дислокациями, удалился в процессе дегазации. Результаты механических испытаний приведены на рис. 4. После разгрузки и вылеживания при температуре $50 \text{ }^\circ\text{C}$ происходит деформационное старение металла. Значение упрочнения не зависит от наличия водорода и составляет 50 МПа. При деформации до 10 % водород не оказывал существенного влияния на механические свойства образцов из стали ВСтЗсп (см. рис. 4, а), то же имело место и при деформации 15 %

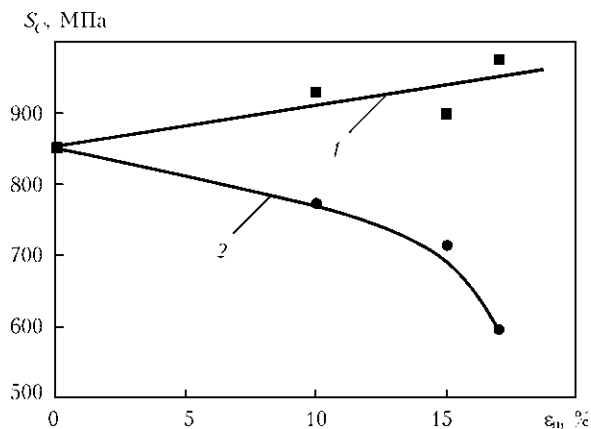


Рис. 6. Влияние предварительной пластической деформации ϵ_p образцов из стали ВСтЗсп на напряжение разрушения S_C : 1 — исходное состояние; 2 — $[H]_{\text{диф}} = 7 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ (после предварительной деформации образцы дегазировали)

(рис. 4, б). При деформации металла на уровне 17 % влияние последнего на механические свойства металла значительно усиливается (рис. 4, в). На поверхности излома образцов, содержащих $7 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ водорода, после предварительной пластической деформации 17 % появилась микротрещина, ориентированная под углом 45° к оси образца (рис. 5). В образцах, не содержащих водород, такие трещины не обнаружены. Для оценки влияния микротрещин, образовавшихся под действием водорода, на разрушение металла рассчитывали напряжение разрушения в шейке образца в момент разрушения S_C использовали известные зависимости Бриджмена [4] с учетом предложенных Копельманом [5]:

$$S_C = S_K \frac{1 + \ln(1 + \eta/2)}{(1 + \eta/2)\ln(1 + \eta/2)}$$

где $\eta = 0,92(e - 0,1)$; $e = \ln(1/(1 - \psi))$; S_K — среднее напряжение в шейке в момент разрушения образца. Из рис. 6 видно, что с увеличением предварительной пластической деформации напряжение разрушения металла в исходном состоянии возрастает [6]. Это связано с тем, что микротрещины, которые возникают в металле в результате пластической деформации и не приводят к разрушению в момент своего образования, при дальнейшей пластической деформации затупляются [7]. При наличии диффузионного водорода в металле имеет место обратная тенденция — напряжение разрушения уменьшается с ростом предварительной пластической деформации. Это свидетельствует о том, что в металле, содержащем водород, при пластической деформации образовавшиеся микротрещины не затупляются, а продолжают расти.

Пластическая деформация металла приводит к зарождению новых дислокаций, которые служат ловушками водорода. Наличие водорода на дис-

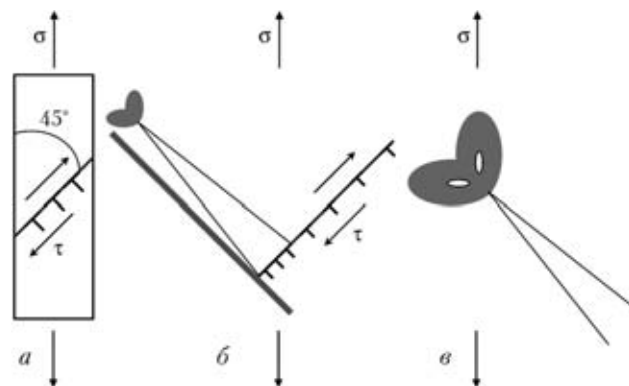


Рис. 7. Схемы зарождения и роста трещины в металле, содержащем водород: а — образование систем скольжения при растяжении; б — зарождение микротрещины в плоскости скольжения; в — рост трещины за счет зарождения новых микротрещин в ее вершине (τ — касательное напряжение)

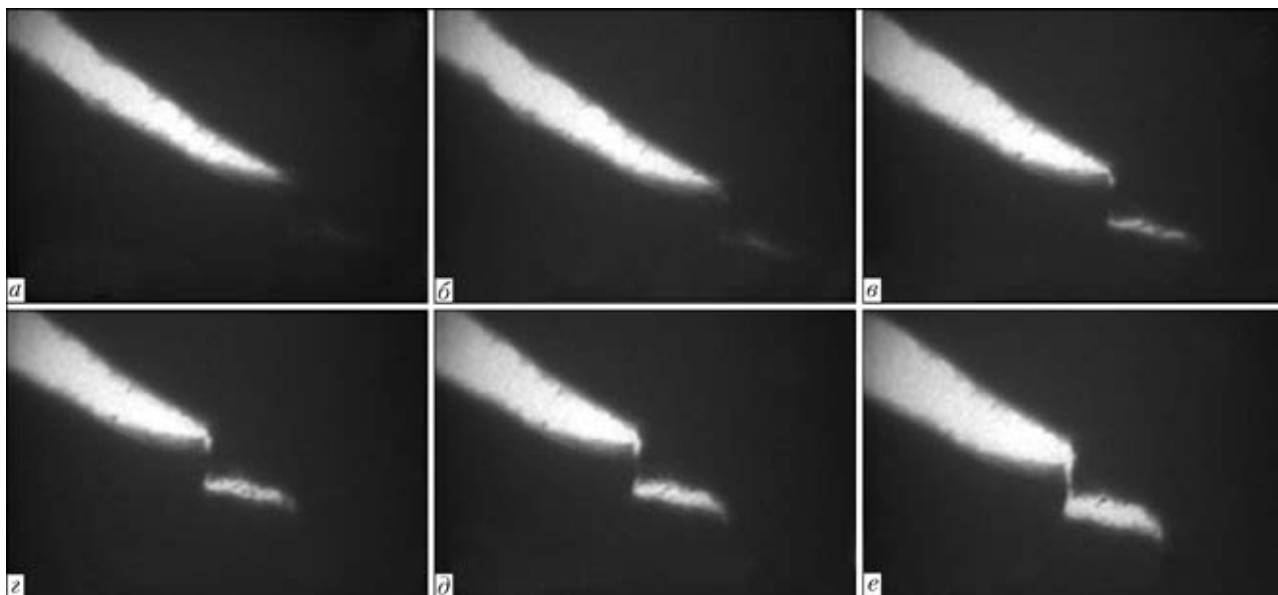


Рис. 8. Распространение трещины в образцах из стали IN903 без водорода (а) и после его введения через 17 (б), 22 (в), 29 (г), 32 (д) и 39 с (е)



Рис. 9. Образование микропоры на линии сдвига перед вершиной трещины в образце из стали IN903, содержащем водород

локациях приводит к уменьшению силы оттапливания дислокаций и локализации пластической деформации [1]. Ключевым этапом механизма ВХ является слияние дислокаций в вершине трещины [8]. Схема зарождения и роста трещины при испытании образца показана на рис. 7. Рост трещины по хрупкому и квазихрупкому механизму происходит за счет зарождения новой микротрещины в вершине старой и последующем их слиянии. Дислокационная модель этого процесса в металле, не содержащем водород, рассмотрена в работе [9]. В металле, содержащем водород, при пластической деформации образовавшиеся микротрещины продолжают расти за счет зарождения новых дефектов в вершине трещин (рис. 8, 9) [10].

Из изложенного выше можно определить, что механизм ВХ заключается в следующем. В результате пластической деформации металла образуются дислокации, которые являются ловушками для диффузионного водорода и приводят к перераспределению последнего. Наличие водород-

да вокруг дислокаций приводит к их слиянию при меньшем внешнем напряжении, что на макроуровне проявляется в виде облегчения деформации сдвига и локализации пластической деформации. Дальнейший рост трещины происходит за счет зарождения новой микротрещины в вершине старой в результате локализации здесь пластической деформации под влиянием водорода.

Выводы

1. Термодесорбционным анализом установлено, что причиной водородного охрупчивания металла при пластической деформации является водород, связанный с дислокациями.
2. Наличие его на дислокациях приводит к облегчению деформации сдвига и зарождению микротрещины при меньшем внешнем напряжении, по сравнению с металлом, не содержащим водород.
3. Хрупкий рост трещины происходит за счет зарождения новой микротрещины в вершине старой в результате локализации пластической деформации в вершине трещины под влиянием водорода.

1. Дислокационная модель водородной локализации пластичности металлов с ОЦК решеткой / А. В. Игнатенко, И. К. Походня, А. П. Пальцевич, В. С. Синюк // Автомат. сварка. — 2012. — № 3. — С. 22–27.
2. Пальцевич А. П. Хроматографический способ определения содержания водорода в компонентах электродных покрытий // Там же. — 1999. — № 6. — С. 45–48.
3. Pokhodnya I. K., Shvachko V. I., Stepanyuk S. N. The evaluation methods of HSLA steels susceptibility to hydrogen embrittlement // Proc. Intern. conf. on HSLA steels «High strength low alloy steels'2000». — Xi'an (China), 2000. — P. 453–458.
4. Бриджмен П. Исследование больших пластических деформаций и разрыва. — М.: Изд-во иностр. лит., 1955. — 444 с.
5. Копельман Л. А. Сопrotивляемость сварных узлов хрупкому разрушению. — Л.: Машиностроение, 1978. — 232 с.



6. *Развитие* и применение локального PROMETEY-подхода для прогнозирования хрупкого разрушения корпусных реакторных сталей / Б. З. Марголин, В. А. Швецова, Г. П. Карзов и др. // *Вопр. материаловедения*. — 2009. — № 3. — С. 290–314.
7. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я.* Предельная прочность. — Киев: Наук. думка, 2008. — 296 с.
8. *Gerberich W. W., Stauffer D. D., Sofronis P.* A Coexistent view of hydrogen // *Effects on mechanical behavior of crystals: HELP and HEDE effects of hydrogen on materials: Proc. Intern. hydrogen conf., Wyoming, Sept. 7–10, 2008 / Eds B. Somerday, P. Sofronis, R. Jones. — Ohio, USA: ASM Intern. Materials Park, 2009. — P. 38–45.*
9. *Владимиров В. И.* Физическая природа разрушения металлов. — М.: Металлургия, 1986. — 280 с.
10. *Robertson I. M., Birnbaum H. K.* Dislocation mobility and hydrogen // *A brief rev. intern. conf. on fracture (ICF11), Turin, Italy, March 20–25, 2005.* <http://www.icf11.com/proceeding/EXTENDED/5759.pdf>.

The paper gives the results of investigation of hydrogen influence on metal fracture mechanism. In metal containing diffusible hydrogen, plastic deformation leads to formation of residual hydrogen, which is connected to formed dislocations and microcracks. Presence of hydrogen connected to dislocations, leads to localizing of plastic deformation of metal. Microcracks initiation occurs by the shear mechanism, and their further growth — due to formation of new defects in the existing crack tip and their coalescence.

Поступила в редакцию 05.02.2012

МОДИФИКАЦИЯ МЕТАЛЛА ШВОВ НА СТАЛЯХ 14ХНЗА И 20ХНЗА С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ БУРИЛЬНЫХ ДОЛОТ

Научно-исследовательская работа по указанной теме была завершена в 2011 г. в Институте электросварки им. Е. О. Патона (рук. темы — чл.-кор. НАНУ О. К. Назаренко)

Традиционные стали 14ХНЗА и 20ХНЗА, которые применяются в конструкции шарошечных буровых долот, имеют ограниченную свариваемость, и свойства металла сварных соединений на этих сталях в ряде случаев не отвечают условиям высокоскоростного бурения. При сочетании сталей 40ХН и 14ХНЗА в конструкции алмазных долот еще больше осложняется технологический процесс производства долот. С увеличением размеров долот и одновременно свариваемых толщин повышается вероятность образования мелких трещин в сварных соединениях, которые приводят к нарушению их гидроплотности и снижению срока эксплуатации.

С целью повышения эксплуатационных характеристик сварных соединений разработаны технологии электронно-лучевой сварки с модифицированием металла сварных соединений. Предложена конструкция вставок-модификаторов, которая не нарушает качество сборки компонентов долота, не влияет на точность работы системы слежения за стыком и в то же время обеспечивает формирование швов без кристаллизационных трещин. Наиболее оптимальным материалом для модифицирования швов шарошечных долот оказалась нержавеющая аустенитная сталь 10Х18Н10Т толщиной 0,2 мм, а для швов алмазных долот — вставки фольги циркония также толщиной 0,2 мм. Ширина и длина пластинок-модификаторов зависит от типа свариваемых долот и может изменяться в пределах 15...20 мм по ширине и 45...70 мм по длине.

В соответствии с разработанными технологиями проведены проектно-конструкторские разработки специализированной оснастки для установки ЭЛС буровых долот. Отработано программное обеспечение ЭЛС долот с модифицированием сварных швов.

Выполнены комплексные исследования качества и свойств сварных соединений буровых долот при ЭЛС, включая использование элементов-модификаторов для повышения прочности и предупреждения кристаллизационного растрескивания соединений. Прочность соединений на разрыв при этом составила 95...98% временного сопротивления разрыву основного металла. Все технологические, конструкторские разработки прошли проверку при изготовлении опытной партии натуральных изделий, которые были переданы для испытаний в условиях реальной эксплуатации буровых долот.



НОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ МЕХАНИЗИРОВАННОЙ ДУГОВОЙ ТОЧЕЧНОЙ СВАРКИ С ПРИМЕНЕНИЕМ ИМПУЛЬСНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Академик НАН Украины **Л. М. ЛОБАНОВ**, **В. А. ЛЕБЕДЕВ**, **С. Ю. МАКСИМОВ**, доктора техн. наук, **А. Н. ТИМОШЕНКО**, канд. техн. наук, **П. В. ГОНЧАРОВ**, **И. В. ЛЕНДЕЛ**, **Р. И. КЛОЧКО**, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены вопросы, связанные с получением точечного соединения конструкций на вертикальной плоскости с использованием механизированного оборудования для дуговой сварки в среде защитных газов. Определено, что использование импульсной подачи электродной проволоки с регулируемыми параметрами позволяет существенно упростить процесс получения сварного соединения, обеспечить его необходимое качество и повторяемость результатов. Показаны перспективы применения подобного способа сварки, в том числе и с применением источников сварочного тока с импульсными алгоритмами работы, синхронизированными с импульсной подачей электродной проволоки.

Ключевые слова: дуговая точечная сварка, электродная проволока, подача, импульс, управление, формирование, повторяемость, оборудование

Механизированная и автоматизированная дуговая сварка плавящимся электродом в среде углекислого газа получила широкое распространение благодаря целому комплексу положительных свойств: простоте, доступности материалов, сокращению сроков работ и снижению стоимости изготовления конструкций, возможности ведения процесса в различных пространственных положениях и др. Наиболее часто используется процесс с естественными периодическими короткими замыканиями дугового промежутка и переносом электродного металла. При этом качество сварного соединения, экономические показатели процесса в значительной мере зависят от стабильности переноса капель электродного металла [1].

Основными способами стабилизации переноса электродного металла являются [2]:

- выбор оптимальных параметров сварочного процесса и их стабилизация;
- использование активированных электродных проволок;
- применение импульсно-дугового процесса;
- разработка и применение импульсных способов подачи электродной проволоки.

Импульсная подача электродной проволоки с регулируемыми параметрами импульсного движения (частотой, относительной длительностью — скважностью, ускорением) — один из наиболее действенных способов стабилизации характеристик переноса электродного металла с рядом дополнительных эффектов [3]. В частности, это относится к сварке тонкими электродными прово-

локами в среде углекислого газа. В настоящее время имеется достаточно информации о существенном влиянии импульсной подачи на качество сварного соединения, выполняемого в различных пространственных положениях [4–6]. Однако эти данные относятся к сварке на разных режимах швов различной протяженности. Важно и перспективно оценить влияние импульсной подачи электродной проволоки на процесс дуговой точечной сварки (ДТС), что и является целью настоящей работы.

Процесс ДТС — эффективный способ соединения листовых конструкций с элементами рамы при обшивке, например, вагонов, малых судов, других транспортных средств и объектов подобного типа.

При ДТС в нижнем положении в большинстве случаев получить качественное точечное соединение не вызывает особых трудностей. При сварке на вертикали точечное соединение выполнить гораздо сложнее, в частности, если свариваются листы толщиной более 1 мм.

В работе [4] предложен алгоритм выполнения точечного соединения на вертикальной плоскости с использованием ДТС в среде углекислого газа, суть которого состоит в разделении цикла процесса сварки на несколько этапов. В начале цикла осуществляется прожиг обшивочного листа при повышенных значениях тока и напряжения. Затем полученное пространство заполняется электродным металлом и металлом основы, к которой приваривается обшивка. Проблемы возникают как раз во время заполнения пространства прожига.

Основные сложности и возникающие дефекты при выполнении точечного соединения заключаются в нестабильности повторения формы точечного

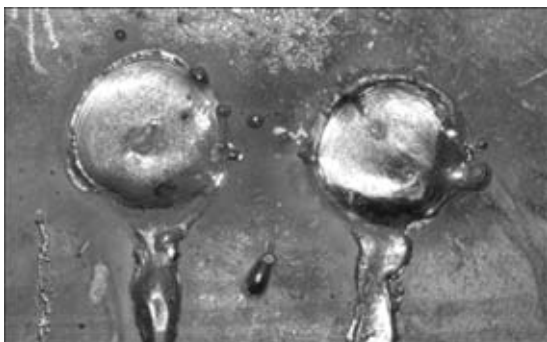


Рис. 1. Внешний вид точки при сварке на вертикальной плоскости со стеканием расплавленного металла и неодинаковым формированием точечного соединения

соединения; короблению обшивочного листа; наплыве и даже стекании металла (рис. 1); отсутствию проплавления металла основы, достаточного для обеспечения прочностных характеристик.

Согласно проведенным исследованиям причинами неудовлетворительного качества точечного соединения, выполненного с использованием дугового процесса, являются:

- нестабильность параметров процесса сварки (в частности, напряжения на дуге), возникающая вследствие ряда естественных причин (изменения реального вылета электродной проволоки, условий токопередачи в токоподводящем наконечнике);
- изменения условий подачи электродной проволоки, приводящие к неконтролируемым колебаниям скорости подачи, а следовательно, тока, влияющего на характеристики плавления;
- нагрев металла от выполнения предыдущих сварных точечных соединений;
- отсутствие регулировки тепловложения в ванну расплавленного металла для выполнения точки.

Математическая модель процесса ДТС, представленная в работе [7], позволила оценить оптимальные параметры внесения тепла, а также остаточные напряжения после сварки. Следствием этой оценки явилась разработка алгоритма подбора сварочных параметров выполнения дугового точечного соединения, включающая несколько циклов синхронного изменения тока и напряжения дугового процесса — модуляцию режима. Это позволяет путем выбора параметров модуляции

осуществить в некоторых пределах регулирование тепловложения в сварочную ванну и несколько стабилизировать процесс выполнения точечного соединения. Однако решить до конца проблемы, связанные с формированием сварного точечного соединения, не всегда удастся. Кроме того, необходимо учитывать еще условия подготовки конструкции к сварке, прежде всего обеспечение плотности прилегания свариваемых поверхностей друг к другу. При этом зазор должен быть не только минимальным, но и стабильным.

Большой проблемой при сварке с эффективной (глубокой) модуляцией режимов является периодическое прерывание горения и возбуждение сварочной дуги, при этом повторное возбуждение дуги, как показали исследования, оказывается не всегда устойчивым из-за образования на торце проволоки капли электродного металла разного размера. Как видно из рис. 2, где представлены различные варианты формы застывшей капли электродного металла, только форма капли 3, 4 позволяет надежное повторное возбуждение дуги.

Исключить основные факторы влияния на формирование точечного соединения можно с помощью способов управления переносом электродного металла, в частности, управляемой импульсной подачи электродной проволоки. На рис. 3 представлен испытательно-исследовательский стенд для отработки режимов сварки точек на вертикальной плоскости. В качестве механизма импульсной подачи использовали новую разработку безредукторного импульсного механизма подачи на основе вентильного компьютеризованного электропривода с широким диапазоном управления параметрами импульсного движения электродной проволоки такими, как шаг, частота, скважность, форма [8], при применении которого до настоящего времени был уже решен ряд задач по формированию сварного соединения протяженными швами, а также энерго- и ресурсосбережению [9].

Следует заметить, что цели управления переносом электродного металла при импульсной подаче электродной проволоки можно считать достигнутыми в том случае, если одному импульсу подачи соответствует акт переноса электродного

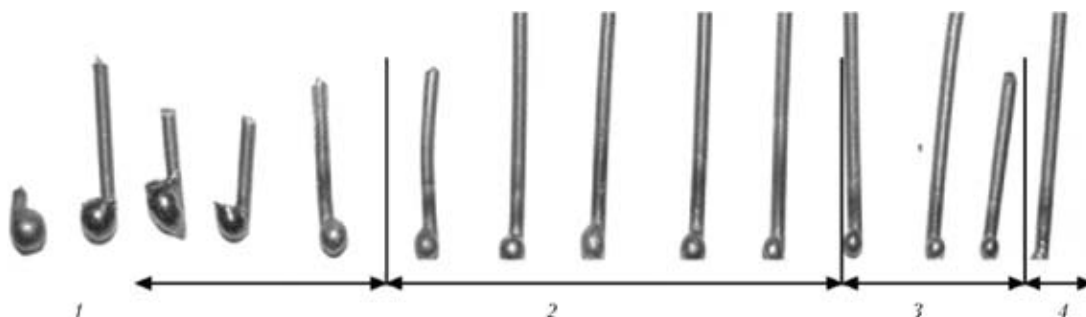


Рис. 2. Внешний вид электродной проволоки диаметром 1,2 мм с застывшей каплей на момент окончания горения дуги: 1, 2 — повторное возбуждение дуги затруднительно; 3, 4 — надежное зажигание

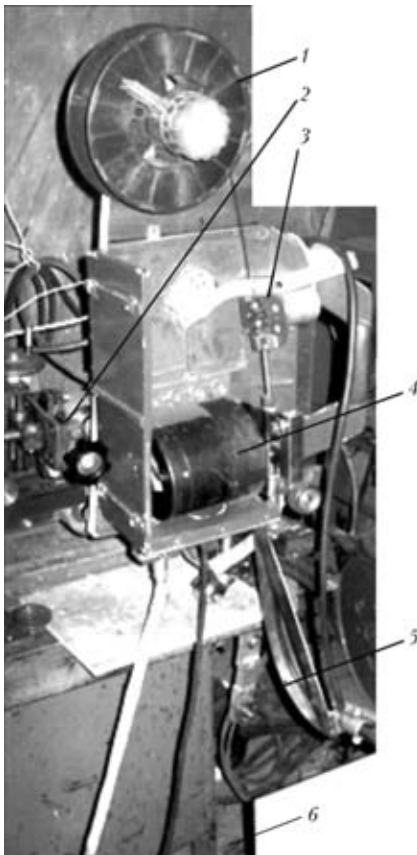


Рис. 3. Стенд для автоматической сварки точками на вертикальной плоскости с импульсной подачей электродной проволоки: 1 — кассета с электродной проволокой; 2 — механизм перемещения горелки; 3 — датчик скорости подачи проволоки; 4 — механизм подачи проволоки; 5 — горелка для сварки на вертикальной плоскости; 6 — изделие

металла. При сварке тонкими проволоками Св-08Г2С в углекислом газе (сварка короткой дугой) этот перенос происходит в момент короткого замыкания дугового промежутка. В иных видах управляемого переноса процесс сопряжен со значительными затратами энергии и должен решаться другим комплексом оборудования, сочетающим импульсные алгоритмы источника сварочного тока и импульсного механизма подачи электродной проволоки.

Цикл получения сварного точечного соединения укрупненно можно разбить на два этапа: прожог привариваемого металла на повышенном режиме процесса и формирование точечного соединения.

На стенде обрабатывали второй этап сварки точечного соединения с использованием импульсной подачи электродной проволоки. Целью экспериментального исследования явилось выявление возможности стабилизации постановки точечного соединения на вертикальной плоскости в этом способе сварки. При этом одной из основных задач, которую необходимо было решить, явилось определение параметров импульсной подачи, оказывающих наиболее существенное влияние на процесс и оптимизацию важнейших характерис-

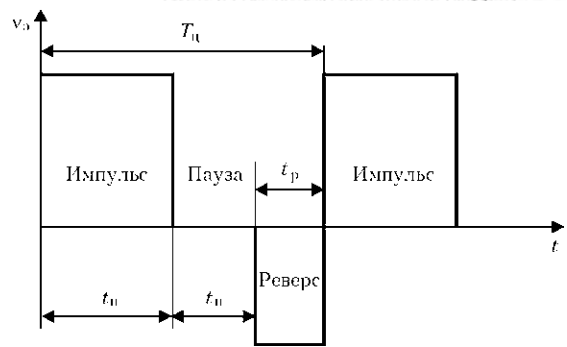


Рис. 4. «Идеальная» циклограмма импульсной подачи (v_z — скорость подачи; t_p , $t_{и}$, $t_{п}$ — время действия реверса, импульса и паузы соответственно; $T_{ц}$ — время цикла импульсной подачи)

тик точечного соединения, возможность их многократного воспроизведения с минимальными отклонениями в размерах и проплавлении.

Для работы использовали применяемые в транспортном машиностроении сочетания сталей Ст3 и 09Г2С толщиной 1,0 + 4,0 и 2,5 + 7,0 мм. Сварку вели проволокой Св-08Г2С диаметром 1,2 мм с рекомендованными расходами углекислого газа на режимах: для соединения металлов толщиной 1,0 + 4,0 мм напряжение сварки 26...28 В, среднее значение тока сварки для всех исследуемых параметров импульсной подачи 160 А; для соединения металлов толщиной 2,5 + 7,0 мм напряжение сварки 28...30 В, среднее значение тока 200 А.

На рис. 4 представлена «идеальная» циклограмма импульсной подачи. Исходя из имеющегося опыта применения импульсной подачи электродной проволоки [10] использовали следующие регулируемые параметры: частоту, скважность, шаг, скорость подачи в импульсе и при реверсе подачи. При этом скважность в соответствии с обозначениями на рис. 4 можно определить следующим соотношением:

$$S = T_{ц}/t_{и}$$

Влияние частот исследовали в диапазонах 1...10; 20...30; 40...60 Гц. При этом эксперименты проводили со скважностью $S = 2$ и двумя вариантами изменения импульсной подачи электродной проволоки: 50 % времени импульс, 40 — пауза, 10 — реверс; 50 % времени импульс, 50 — пауза.

На рис. 5 представлена характерная осциллограмма с импульсом и паузой процесса ДТС, выполняемой на вертикальной плоскости с частотой импульсной подачи 40 Гц и скважностью $S = 2$. Анализ осциллограмм свидетельствует о высокой степени стабильности процесса переноса (один импульс подачи — одна капля электродного металла), а следовательно, о стабильности процесса в целом.

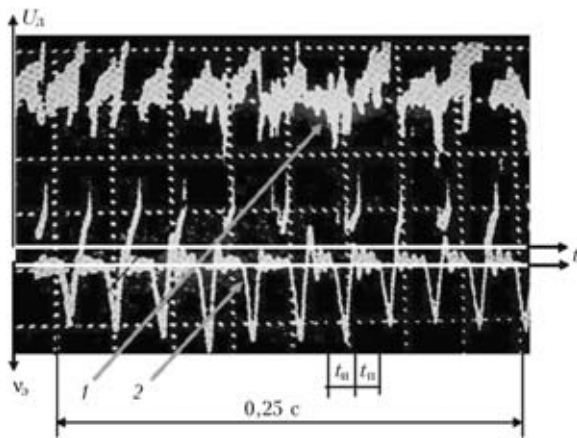


Рис. 5. Осциллограммы процесса сварки с частотой импульсной подачи электродной проволоки 40 Гц и скважностью $S = 2$: 1 — U_d ; 2 — v_d

На частотах в диапазоне 1...10 Гц получить стабильный процесс с формированием сварной точки не удалось — наблюдалось сильное разбрызгивание и потеки металла из расплавленной ванны. На частотах 20...30 Гц процесс сварки более управляем, сварная точка формируется, но происходит достаточно интенсивное разбрызгивание электродного металла и металла ванны. Наиболее качественное формирование сварной точки получено на частотах в диапазоне от 40...60 Гц, а при частоте 60 Гц процесс сварки имеет наилучшие показатели с минимальным (не более 2...3 %) показателем разбрызгивания. Результатом такого алгоритма функционирования механизма управляемой импульсной подачи является повторяемый ряд точек без потеков металла, представленный на рис. 6. Получены точки диаметром 12 мм с хорошим внешним видом, отклонениями не более $\pm 0,7$ мм и стабильным гарантированным проплавлением основного металла, обеспечиваю-

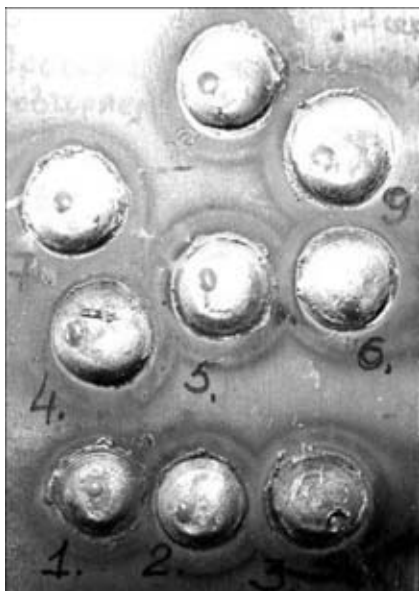


Рис. 6. Внешний вид точек, полученных с импульсной подачей электродной проволоки частотой 40 Гц

щим требуемые механические свойства сварного соединения (усилия на срез, отрыв и др.). Разрушающее усилие на срез для толщины соединяемых образцов 1,0 + 4,0 мм составляло 14600...16000 Н, на отрыв 12450...14700 Н, диаметр ядра сварной точки 5,2 мм; для толщин 2,5 + 7,0 мм усилие на срез было в пределах 16900...22000 Н, на отрыв 15000...20000 Н, диаметр ядра сварной точки 8,5 мм. Геометрические размеры ядер точечных соединений соответствуют ГОСТ 14776-79 («Дуговая сварка. Соединения сварные точечные. Основные типы, конструктивные элементы и размеры»).

Объяснением неудовлетворительного течения процесса сварки точки на частотах подачи до 20 Гц является не показатель частоты как таковой, а излишне большой шаг подачи электродной проволоки, который неизбежен из условий обеспечения заданной интегральной скорости подачи, а следовательно, средний ток дугового процесса, который обеспечивает новая разработка использованного современного компьютеризованного вентильного электропривода.

Важным обстоятельством применения импульсной подачи электродной проволоки является четкое повторное возбуждение дуги при технологическом прерывании процесса (дополнительное низкочастотное управление тепловложениями в ванну). Это возможно при той форме капли металла, которая представлена на рис. 2, поз. 3, 4.

Следует отметить, что в процессе работы фиксировались уровни прямых затрат электроэнергии на ведение процесса сварки. При этом такие затраты сравнивали для процесса с конвенциональной подачей электродной проволоки при одних и тех же расходах электродной проволоки. Определено, что при частоте импульсной подачи 40 Гц и $S = 2$ прямая экономия электроэнергии составляет 15...20 %, при этом очевидно, что в этих пределах происходит снижение тепловложения в ванну расплавленного металла, что для данной работы является актуальным.

Влияние параметров импульсной подачи на формирование сварного соединения и проплавление можно оценить по макрошлифам поперечного сечения сварных точек, представленных на рис. 7.

Продолжение работ в данном направлении связано с другими наборами толщин свариваемого материала, использованием большего разнообразия параметров импульсной подачи и режимов сварки на основе методов математического планирования экспериментов.

Дальнейшее совершенствование технологии ДТС, в том числе на вертикальной плоскости, связано с новыми видами оборудования и возможностями получения комбинированных импульсных воздействий. В работе [11] проанализиро-

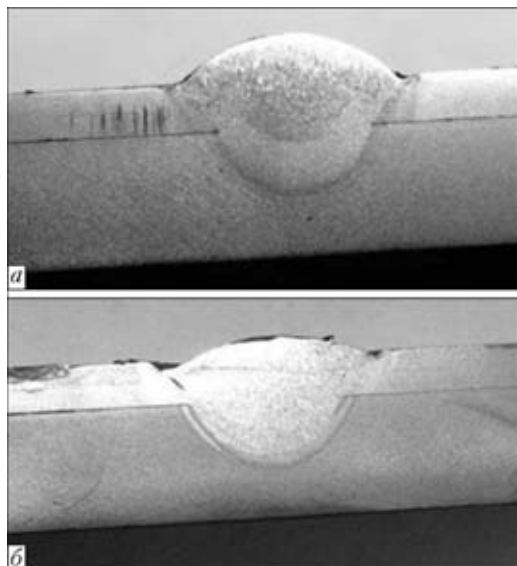


Рис. 7. Поперечный макрошлиф точки сварного соединения листов 2,5 + 7,0 мм с частотой импульсной подачи электродной проволоки 60 (а) и 40 (б) Гц и скважностью $S = 2$

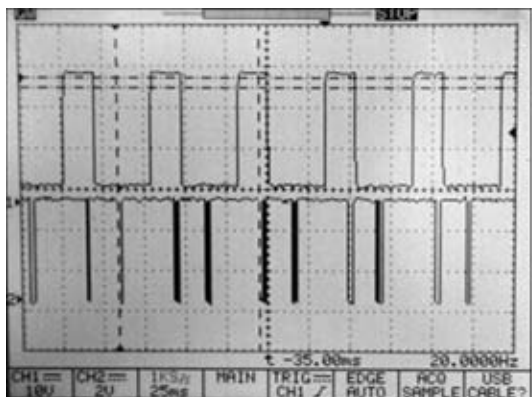


Рис. 8. Осциллограммы синхронного формирования импульсов механизма подачи электродной проволоки 1 и источника сварочного тока 2 для совместного воздействия на перенос электродного металла

ваны возможности влияния на процесс дуговой механизированной сварки комбинированного импульсного воздействия от импульсного механизма подачи электродной проволоки и импульсного источника сварочного тока с импульсными составляющими тока в выходном напряжении. Ранее техническая реализация этого способа сварки не могла быть осуществлена в полном объеме, так как при создании оборудования для выполнения этого решения возникает несколько достаточно сложных технических задач, основными из которых являются регулирование параметров импульсов для эффективного воздействия на расплавленную каплю, а также установление и поддержание порядка следования импульса от механизма подачи и источника. Упомянутые в настоящей работе новые типы безредукторных механизмов подачи электродной проволоки и современных источников сварочного тока инверторного типа с регулируемыми параметрами импуль-

сных воздействий, разработка специального программного обеспечения и ряда специальных технических средств позволяют решить эти задачи, обеспечивая новые возможности сварки.

На рис. 8 представлены осциллограммы импульсных выходных воздействий от механизма подачи и источника, алгоритмически согласованных по параметрам и фазовому сдвигу друг относительно друга.

Выводы

1. Выполнение точечного нахлесточного соединения тонкой электродной проволокой в среде углекислого газа сопряжено с рядом трудностей (неудовлетворительным формированием сварной точки, протеканием основного и электродного металлов, низкой повторяемостью результатов), обусловленных как возможностями самого процесса, так и сложностями подготовки конструкции под сварку (прижим листов в месте постановки точки).

2. Импульсная подача электродной проволоки при сварке сталей в среде углекислого газа точками нахлесточных соединений на вертикали оказывает существенное влияние на стабилизацию процесса, формирование сварного соединения, его повторяемость, существенно улучшая эти характеристики процесса при оптимально выбранных параметрах импульсной подачи.

3. Выполненные исследования, подтвержденные экспериментальной проверкой, показывают, что способ получения сварных точечных соединений с импульсной подачей электродной проволоки уже на данном этапе может быть предложен для применения в промышленном производстве сварных конструкций и имеет продолжение по диапазону режимов, параметров и сочетаний с другими технологическими решениями.

4. Дальнейшим усовершенствованием технологии ДТС, а также стабилизации переноса электродного металла является объединение процессов импульсной подачи электродной проволоки с наложением импульсов тока.

1. *Потаповский А. Г.* Сварка в защитных газах плавящимся электродом. Ч.1. Сварка в активных газах. — 2-е перераб. изд. — Киев: ЭкоТехнологія, 2007. — 192 с.
2. *Лебедев В. А.* Тенденции развития механизированной сварки с управляемым переносом электродного металла (Обзор) // Автомат. сварка. — 2010. — № 10. — С. 46–53.
3. *Лебедев В. А., Гедрович А. И.* Техника и технология дуговой сварки и наплавки (нестационарные процессы и режимы работы). — Луганск: Ноулидж, 2010. — 255 с.
4. *Лобанов Л. М., Гончаров П. В., Тимошенко А. Н.* Дуговая точечная сварка нахлесточных соединений в вертикальном положении // Автомат. сварка. — 2009. — № 1. — С. 34–37.
5. *Pekoz T., McGuire W.* Welding of sheet steel // Proc. Fifth intern. spec. conf. on cold-formed steel structures. — St. Louis, 1980.
6. *Snow G. L., Easterling W. S.* Strength of arc spot welds made in single and multiple steel sheets // Proc. nineteenth



- intern. spec. conf. on cold-formed steel structures. — St. Louis, 2008.
7. *Совершенствование технологии дуговой точечной сварки нахлесточных соединений по результатам математического моделирования* / О. В. Махненко, П. В. Гончаров, А. Н. Тимошенко, А. Ф. Мужиченко // Автомат. сварка. — 2010. — № 11. — С. 28–34.
 8. *Лебедев В. А., Рышиа В. В., Радимов И. Н.* Современные вентильные электроприводы в системах механизированного сварочного оборудования // *Электромашиностроение та електрообладнання*. — 2009. — Вип. 74. — С. 22–24.
 9. *Анализ технических и технологических возможностей импульсной подачи электродной проволоки в процессах дуговой сварки и наплавки* / Б. Е. Патон, В. А. Лебедев, В. Г. Пичак и др. // *Свароч. пр-во*. — 2002. — № 2. — С. 24–31.
 10. *Лебедев В. А.* Особенности сварки сталей с импульсной подачей электродной проволоки // Там же. — 2007. — № 8. — С. 30–35.
 11. *Патон Б. Е., Лебедев В. А., Микитин Я. И.* Способ комбинированного управления процессом переноса электродного металла при механизированной дуговой сварке // Там же. — 2006. — № 8. — С. 27–32.

The paper deals with the issues related to making a spot joint of structures on a vertical plane, using mechanized equipment for gas-shielded arc welding. It is established that application of pulsed feed of electrode wire with controllable parameters allows an essential simplification of the process of producing the welded joint and ensuring its required quality and repeatability of the results. Prospects for application of such a welding process are shown, in particular with welding current sources with pulsed operating algorithms, synchronized with pulsed feed of electrode wire.

Поступила в редакцию 28.11.2011

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕОБРАЗОВАНИЙ И НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННЫХ СОСТОЯНИЙ ДЕТАЛЕЙ, РАБОТАЮЩИХ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ И СОЗДАНИЕ НАУЧНЫХ ОСНОВ НАПЛАВКИ ДЕТАЛЕЙ С ВЫСОКИМИ УСТАЛОСТНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

Научно-исследовательская работа по указанной теме была завершена в 2011 г. в Институте электросварки им. Е. О. Патона (рук. темы — д-р техн. наук. И. А. Рябцев)

На основе современных моделей вязкопластического неизотермического течения, термомеханических диаграмм распада аустенита наплавленного и основного металлов с использованием численного метода конечных элементов разработана методика расчета, которая в рамках единой модели позволяет рассчитывать напряженно-деформированное и структурное состояние деталей при одно- и многослойной наплавке и их влияние на усталостную долговечность при циклических термомеханических нагрузках после наплавки и в процессе эксплуатации.

Разработан и экспериментально подтвержден новый способ повышения термической стойкости наплавленных деталей за счет наплавки подслоя из низкоуглеродистой низколегированной стали, которая имеет высокую пластичность и усталостную прочность. Расчет напряженно-деформированного и структурного состояния в процессе наплавки и эксплуатационных циклических термических нагрузок деталей типа прокатных валков, наплавленных инструментальной сталью без и с пластическим подслоем, показал, что за счет релаксации напряжений наплавка с пластическим подслоем обеспечивает снижение на 25...30% напряжений в наиболее нагруженном внешнем рабочем слое, в результате чего на 30...35% повышается термическая стойкость наплавленной детали. Расчеты подтверждены экспериментальными исследованиями термической и механической усталостной долговечности наплавленных деталей.

Исследование позволило разработать новые наплавочные материалы и технологии наплавки деталей, которые эксплуатируются в условиях изнашивания и циклических механических или термомеханических нагрузок: приводного вала-шестерни и зубчатого венца мельницы самоизмельчения; стальных валков трубопрокатного состояния ТПА 30-102 и листопрокатных состояний; штампов, деталей крана МКТ-250 и др.



ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СОЕДИНЕНИЯХ АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА 1460 НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Л. И. МАРКАШОВА, д-р техн. наук,
чл.-кор. НАН Украины **А. Я. ИЩЕНКО**, **О. С. КУШНАРЕВА**, **В. Е. ФЕДОРЧУК**, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Выполнен анализ экспериментальных данных по оценке механических свойств соединений сплава с учетом химического состава металла шва, размеров зерен и субзерен, реальной плотности дислокаций, объемной доли фазовых выделений и т. п. Определено влияние каждого из конкретных структурно-фазовых параметров на механические характеристики сварных соединений, их изменение под влиянием последующих термообработок и внешних нагрузений.

Ключевые слова: термообработка, металл шва, алюминиевый сплав, скандий, тонкая структура, фазовые выделения, плотность дислокаций, композитные фазовые выделения

В настоящее время техническая востребованность материалов с особыми свойствами возрастает. Особенно это относится к сверхлегким материалам, используемым в авиационной и аэрокосмической технике, где необходимо обеспечивать достаточный уровень удельной прочности, пластичности и трещиностойкости в сложных эксплуатационных условиях [1, 2]. К ряду таких материалов относятся, в частности, сплавы Al–Li, отличающиеся высокой технологичностью и требуемым уровнем свойств при криогенных и повышенных температурах.

Однако ряд важных свойств высоколегированных алюминиево-литиевых сплавов резко изменяется в процессе изготовления и эксплуатации конструкций, что в основном связывают с особыми структурно-фазовыми превращениями этих материалов в ходе различных технологических операций [2, 3], в том числе под влиянием процесса сварки. Что касается алюминиево-литиевых сплавов, легированных скандием, то в этом случае возможно еще большее усложнение фазового состава, поскольку сплавы подобного типа относятся

к материалам, склонным к старению, и отличаются, как правило, особой сложностью фазовых превращений в процессе термического воздействия, в том числе при термообработке [4, 5]. В этом плане показательным и изменение механических свойств сплавов подобного типа, обусловленное термообработкой, что во многом связывают с влиянием структурных факторов [2, 4–8] (таблица).

Поэтому с учетом сложности структурного состояния материалов указанного типа и особенно процессов фазообразования в различных условиях термомеханического воздействия представляется актуальной оценка влияния различных конкретных структурно-фазовых составляющих на изменение наиболее значимых для эксплуатационных условий механических характеристик сварных соединений, т. е. показателей прочности и вязкости.

Представляют интерес исследования влияния структуры металла сварных соединений на характер его деформации под действием внешних нагрузений, т. е. структурных и фазовых составляющих на протекание процессов накопления внутренних напряжений, возможность их пластической релаксации, что является показателем трещиностойкости деформируемого материала.

Механические свойства металла соединения сплава 1460, выполненного с использованием присадочной проволоки Св1201 и Св1201+Sc после сварки и термообработки

Вид обработки	Св1201			Св1201+Sc		
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	HRB	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	HRB
После сварки	250,0	175,0	75,0	282,2	189,6	81
После искусственного старения ($T = 150\text{ }^\circ\text{C}$, $t = 22\text{ ч}$)	316,0	281,5	78,0	337,0	240,3	85
После отжига ($T = 350\text{ }^\circ\text{C}$, $t = 1\text{ ч}$)	248,2	204,3	71,7	345,5	295,0	92

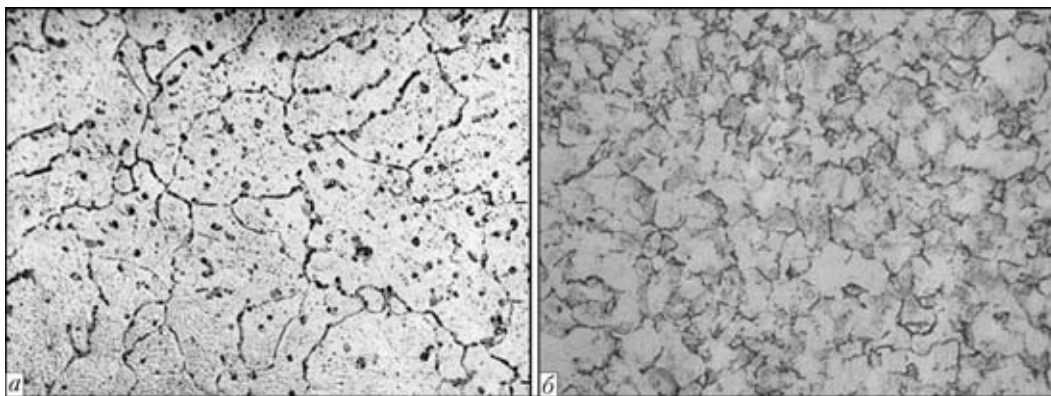


Рис. 1. Микроструктуры ($\times 500$) металла шва сварного соединения сплава 1460 при использовании присадочной проволоки Sv1201 (а) и Sv1201 + 0,5 % Sc (б)

Для решения поставленных задач прежде всего требуется наличие полной экспериментальной базы, отражающей реальное представление о структурно-фазовом состоянии исследуемого материала, которое формируется при используемых технологических режимах сварки и изменениях этого состояния в условиях последующих термообработки и внешних нагрузжений.

Базовая экспериментальная информация о структурно-фазовом состоянии металла шва сварного соединения алюминиевого сплава 1460 (Al–3 % Cu–2 % Li–0,08 % Sc) с присадочной проволокой Sv1201 (Al–6,5 % Cu–0,25 % Zr–0,3 % Mn) с легированием 0,5 % скандия и без него, требуемая для аналитических оценок механических свойств изучаемых материалов, получена при исследованиях на следующих этапах: непосредственно после аргонодуговой сварки (I); последующих после сварки термообработок (II) (искусственного старения при $T = 150$ °C, $t = 22$ ч и отжига при $T = 350$ °C, $t = 1$ ч); внешнего динамического нагружения (III). Для комплексных исследований, включающих химический анализ металла сварного соединения, характера зеренной, субзеренной, дислокационной структуры и сложных по составу, морфологии и распределению фазовых выделений на различных стадиях их формирования, использовали оптическую, аналитическую растровую микроскопию (СЭМ-515, фирма «Philips», Голландия), а также микродифракционную просвечивающую электронную микроскопию (JEM-200СХ, фирма «JEOL», Япония) с ускоряющим напряжением 200 кВ. Тонкие фольги для просвечивающей микроскопии подготавливали способом ионного утонения ионизированными потоками аргона в специально разработанной установке [9].

В результате предварительных исследований [10–12] установлено следующее. В процессе кристаллизации (состояние после сварки) при отсутствии скандия в присадочной проволоке (I) и с добавкой скандия (II) особых различий в распределении химических элементов в металле швов

не обнаружено. И в том, и в другом случае обнаружится комплексный насыщенный твердый раствор основных легирующих элементов меди и лития при минимальной массовой доле меди в центре зерен и некотором ее повышении к межзеренным границам. Однако при легировании скандием (для состояния II) характерны отдельные сегрегации скандия (от 0,06...0,8 %).

Для зеренной структуры изменения более существенные — легирование скандием способствует существенному (в два раза) измельчению зеренной структуры (рис. 1). При этом отмечены и более значительные различия в характере тонкой структуры. Если для металла шва без добавления скандия (I) характерно сравнительно равномерное распределение дислокаций (рис. 2, а) при невысокой их плотности (примерно $(2...5) \cdot 10^9$ см⁻²), то в случае добавок скандия (II) отмечается повышение дислокационной плотности на порядок (от $6 \cdot 10^9$ до $(5...6) \cdot 10^{10}$ см⁻²) при нерегулярном их распределении (рис. 3, а, б) с тенденцией к формированию внутриверных слабоориентированных субструктур.

Что касается процессов фазообразования, то и в том, и в другом случае непосредственно после сварки в объемах зерен зафиксировано формирование фаз достаточно крупных (более 1...2 мкм) размеров (сложные конгломераты фаз Al–Cu и Al–Li), а также фаз более дисперсных размеров (цирконий и литий, содержащие фазы).

Однако наиболее характерной особенностью (относится к скандийсодержащим состояниям) является формирование в металле шва со скандием особого типа структур — зон Гинье–Престона (ГП), имеющих вид плотных дислокационных петель (рис. 3, а), распределенных в сегрегационных скоплениях скандия, что, по-видимому, связано с начальными стадиями распада твердого раствора.

В состоянии после сварки для исследуемых случаев легирования металла шва обнаружены некоторые отличия и по структуре межзеренных границ. Так, при отсутствии добавок скандия вдоль межзеренных границ четко проявляются

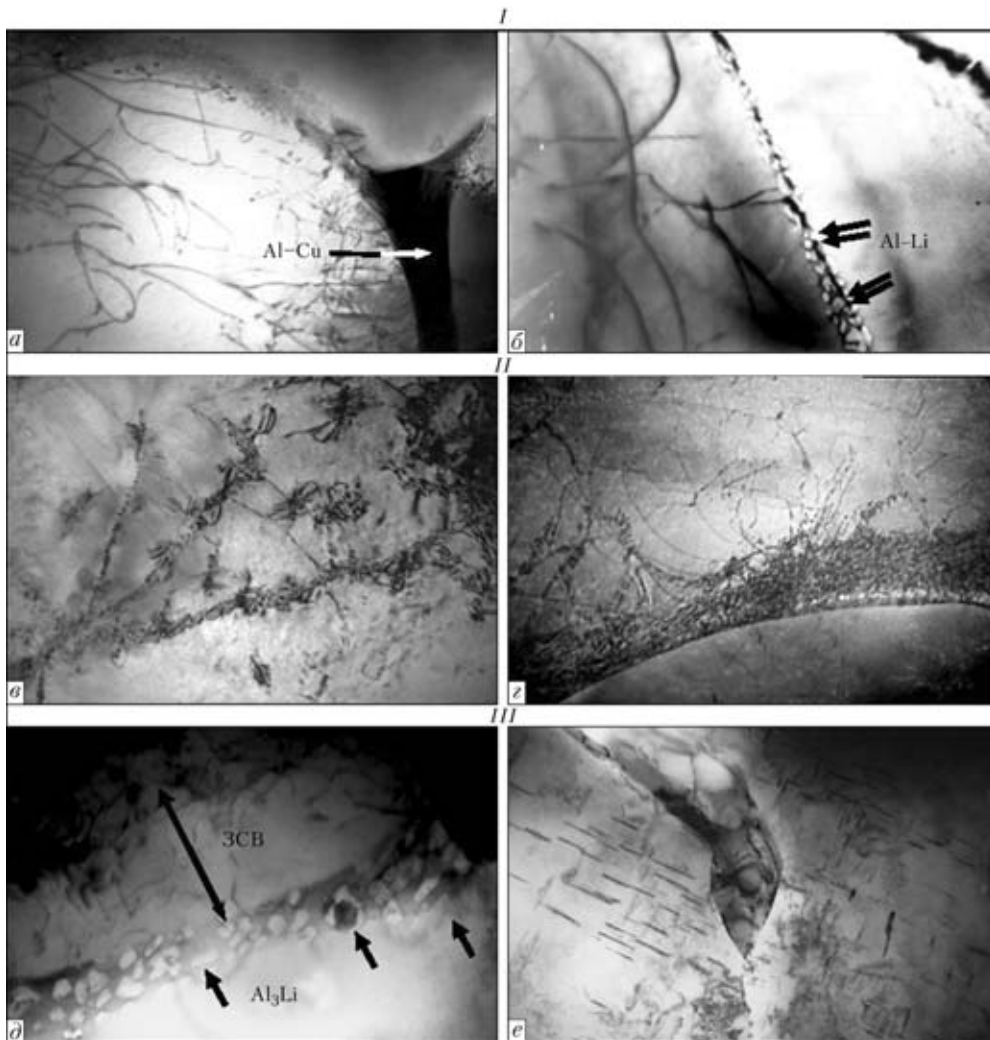


Рис. 2. Тонкая структура металла шва сварного соединения сплава 1460, выполненного присадочной проволокой Св1201 после сварки (I), термообработок при $T = 150\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 22\text{ ч}$ (II) и $T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 1\text{ ч}$ (III): а — протяженные зернограничные эвтектики (фазы типа Al-Cu), $\times 30000$; б — выделение фаз типа Al-Li вдоль межзеренных границ, $\times 30000$; в, г — распределение дислокаций и дисперсных фаз соответственно во внутренних объемах зерен ($\times 30000$) и вдоль межзеренных границ ($\times 20000$); д — уменьшение плотности распределения фаз (θ' , δ') и дислокаций в приграничных зонах ЗСВ, $\times 50000$; е — эвтектики на межзеренных границах, $\times 20000$

достаточно широкие прослойки (примерно 0,1...0,4 мкм), состоящие из плотных скоплений глобулярных литиевых фаз (рис. 2, б). Кроме того, характерно и формирование протяженных зернограничных эвтектических образований: либо сложных фаз типа Al-Cu, либо конгломерата фаз типа Al-Cu, Al-Li, причем состав зернограничных эвтектик подобен таковому крупных внутризеренных фазовых выделений (рис. 2, а).

Для металла шва в случае легирования скандием характерны отличия и по структуре самих межзеренных границ, и по фазообразованию в этой зоне. Так, в зонах межзеренных границ формируются фазы другого типа (Al_3Li , Al_3Sc), к тому же, более мелкодисперсные по размеру (рис. 3, б).

Существенно отличаются и зернограничные эвтектики, которым присуща неоднородность по размерам и морфологии. Кроме того, наряду с плотными, монолитными эвтектическими образованиями, более характерными для случая отсут-

ствия скандия, возрастает объем «рыхлых» эвтектик с включениями дисперсных фаз, содержащих скандий (рис. 3, а).

В ходе исследований состояния металла шва после термообработки ($T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 1\text{ ч}$) независимо от типа присадочной проволоки зафиксированы более активное перераспределение химических элементов и изменение структуры (см. рис. 1), что, по-видимому, обусловлено процессами распада твердого раствора и последующего образования новых фаз. При этом в случае добавок скандия заметно повышается и общая плотность дислокаций, а также активация процессов их перераспределения. Последнее, по-видимому, обусловлено значительным нарушением когерентности решеток матрица – фазовые выделения, связанное с интенсификацией процессов фазообразования в ходе термообработки, в данном случае легирования, что способствует еще большему измельчению не только зеренной структуры, но и суб-

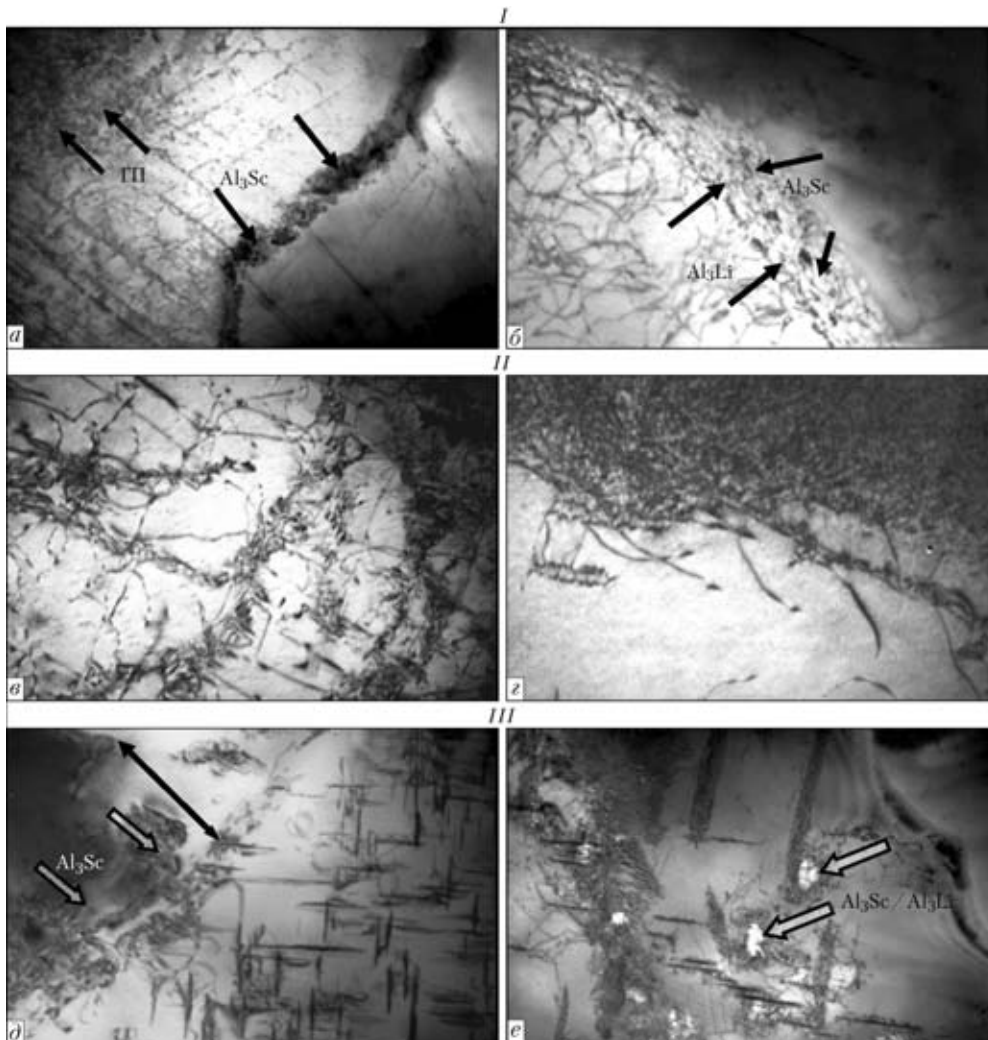


Рис. 3. Тонкая структура металла шва сварного соединения сплава 1460, выполненного присадочной проволокой Св1201+Sc после сварки (I), термообработок при $T = 150\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 22\text{ ч}$ (II) и $T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 1\text{ ч}$ (III): а — сегрегационные и фазовые выделения в зернограницных зонах металла шва типа Al–Cu с включениями скандия, $\times 20000$; б — выделение фаз Al–Li вдоль межзеренных границ, $\times 37000$; в, з — распределение дислокаций и ультрадисперсных фаз в объемах зерен ($\times 30000$) и вдоль межзеренных границ ($\times 37000$); д — заполнение ЗСВ вдоль межзеренных границ фазовыми выделениями Al_3Sc , $\times 30000$; е — распределение скандий- и литийсодержащих фаз в объемах зерен, $\times 30000$

структуры — блоков, субзерен (рис. 3, д, е). Причем активация процессов фазообразования после термообработки при использовании указанного типа присадок подтверждается существенным увеличением объемной доли внутризеренных фазовых выделений как средних (0,2...0,5 мкм), так и более дисперсных (примерно 0,01...0,03 мкм) размеров.

При изменении легирования отличия проявляются и в структуре межзеренных границ после термической обработки. Так, в металле шва без скандия обнаружено расширение и структурное усложнение области межзеренных границ после термообработки ($T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 1\text{ ч}$). Кроме зон с плотными слоями литийсодержащих фаз, дополнительно формируются протяженные зернограницные зоны, свободные от фазовых выделений (ЗСВ), для которых характерно также значительное понижение плотности дислокаций. В результате области ЗСВ представляют собой слоистые, направленные вдоль границ, зернограницные про-

слойки с резким градиентом по плотности дислокаций и наличию фаз (см. рис. 2, а).

В случае добавки скандия в металл шва, во-первых, структура межзеренных границ несколько теряет свою плотность, т. е. границы «разрыхляются», во-вторых, вдоль межзеренных границ объемная доля литийсодержащих фаз существенно уменьшается, а образующиеся в ходе термообработки фазовые выделения заполняют (или существенно сужают) примыкающую к межзеренным границам область ЗСВ (рис. 3, е), что способствует нивелированию негативного влияния этой зоны, четко проявляющейся при отсутствии скандия.

Что касается зернограницных эвтектических образований, то если для металла шва без скандия массивные эвтектики являются более стабильно устойчивыми (и после сварки, и после термообработки), то в металле шва с добавками скандия при термообработке эвтектика в значительной степени



«рассыпается» и разлагается на отдельные обособленные фазовые образования, что приводит к существенному измельчению отдельных фаз, составляющих эвтектику, а ряд дисперсных фазовых выделений в эвтектике теряет четкие очертания, что свидетельствует об активном протекании процессов их диффузионного растворения.

Экспериментальные результаты, полученные на различных структурных уровнях от макро- (зеренного) до микро- (дислокационного), — позволили выполнить аналитические оценки для определения конкретного (дифференцированного)

вклада различных структурно-фазовых параметров (фазового состава, размеров зерна и субзерна, плотности дислокаций и т. п.), формирующихся в соответствующих термомеханических условиях, в изменение общего (интегрального) значения механических характеристик — прочности, пластичности и трещиностойкости.

При этом оценка суммарного значения приращения предела текучести $\Delta\sigma_T$ для металла шва исследуемого сплава (без скандия и с ним) с учетом химического состава (твердорастворное упрочнение $\Delta\sigma_{\text{ТР}}$), реальной плотности дислокаций

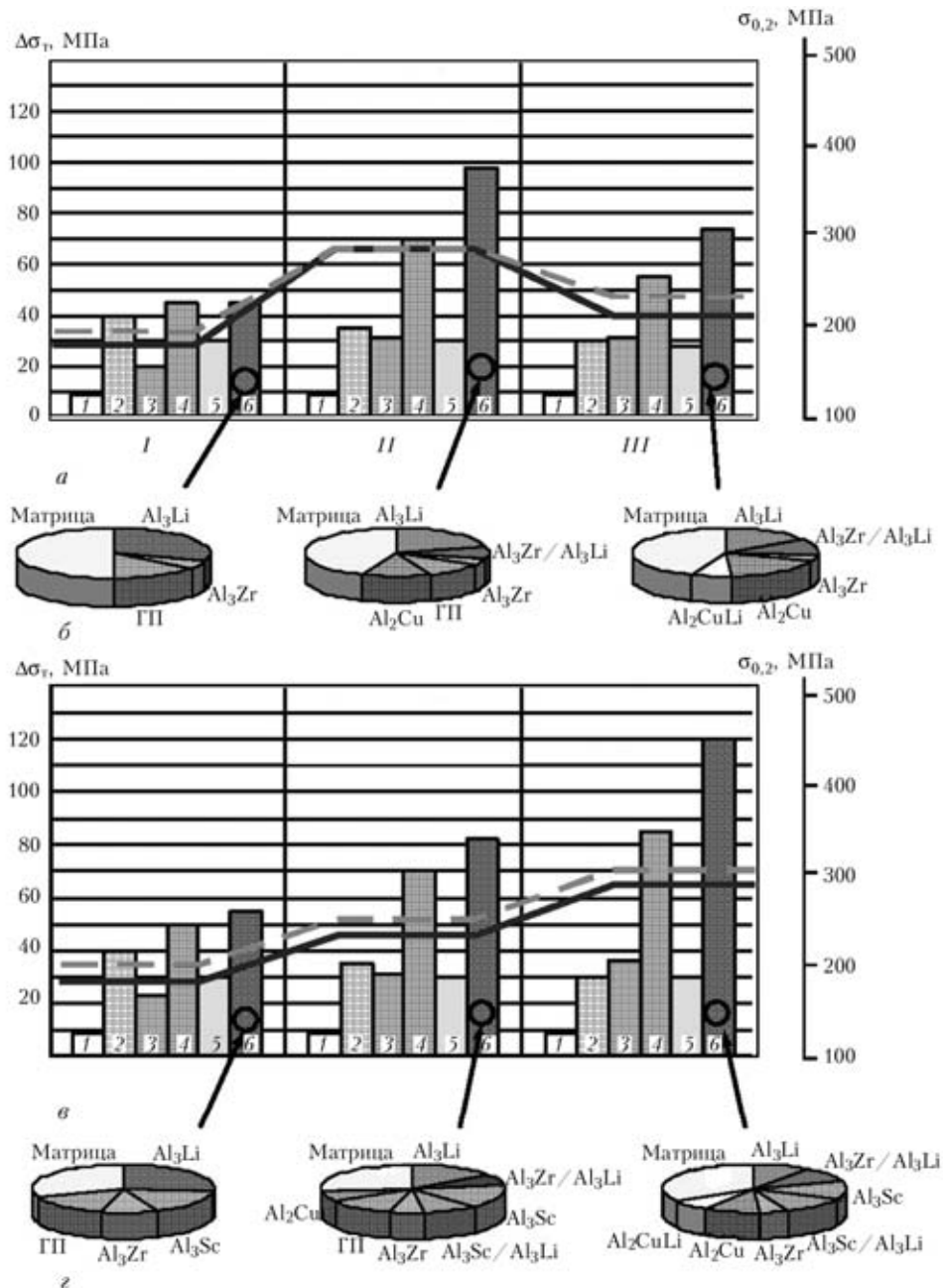


Рис. 4. Гистограммы (а, б) дифференцированного вклада отдельных структурных параметров $\Delta\sigma_T$ в общее (интегральное) изменение предела текучести σ_T металла шва сплава 1460 с использованием присадочных проволок Св1201 (а), Св1201+0,5% Sc (б) и секторные диаграммы объемной доли фаз, формирующихся при исследуемых режимах (б, з): I — после сварки; II, III — после термообработок при $T = 150^\circ\text{C}$, $t = 22$ ч при $T = 350^\circ\text{C}$, $t = 1$ ч; сплошная линия — $\sigma_{0,2}$, штриховая — σ_T ; 1 — $\Delta\sigma_0$; 2 — $\Delta\sigma_{\text{ТР}}$; 3 — $\Delta\sigma_3$; 4 — $\Delta\sigma_4$; 5 — $\Delta\sigma_5$; 6 — $\Delta\sigma_6$



(дислокационное упрочнение $\Delta\sigma_d$), а также зеренного $\Delta\sigma_z$, субзеренного упрочнения $\Delta\sigma_c$, частиц фазовых выделений $\Delta\sigma_q$ и т. д. выполнялась по аналитическим зависимостям Холла–Петча, Орована и др. [13–17].

Как видно из рис. 4, общее значение предела текучести $\Sigma\sigma_T$ металла шва и конкретный вклад $\Delta\sigma_T$ различных структурных факторов в указанную характеристику изменяются в зависимости от технологических режимов (сварка, термообработки) и легирования. Так, для металла шва (в сравнении с легированием скандием и без него) обнаружен более высокий уровень нарастания прочностных характеристик σ_T — примерно на 20 (10 %) и 85 МПа (26 %) непосредственно после сварки и термообработки ($T = 350^\circ\text{C}$, $t = 1$ ч).

При этом наибольший вклад в упрочнение $\Delta\sigma_T$ вносят фазовые образования (примерно 40 %), а минимальный — дислокационная плотность (около 10 %) (см. рис. 4).

Конкретная информация о вкладе в упрочнение других структурных факторов для исследуемых составов металла шва при рассмотренных режимах приведена на рис. 4.

Оценивали также влияние структурных факторов на изменение параметров вязкости разрушения K_{1C} металла шва с различным типом легирования (рис. 5, а). Значение K_{1C} определяли по зависимости Краффта [18] $K_{1C} = (2E\sigma_T d_y)^{-1/2}$, включающей экспериментальные данные фрактографического анализа изломов, где d_y — размер фасеток или ямок на поверхности разрушения, значение которых приравнено к значению критического раскрытия трещины δ_k ; E — модуль Юнга; σ_T — расчетное упрочнение. Анализ полученных результатов показал, что если непосредственно после сварки в металле шва для исследуемых случаев легирования (без скандия и с ним) параметр вязкости разрушения K_{1C} практически не меняется при повышении уровня σ_T и составляет примерно 35...36 МПа·м^{1/2} (рис. 5), то при термообработке ($T = 350^\circ\text{C}$, $t = 1$ ч) характер легирования оказывает влияние на K_{1C} . Без легирования скандием отмечено снижение параметра вязкости разрушения приблизительно на 20 %, а при легировании скандием хотя и происходит повышение прочностных характеристик, параметр вязкости разрушения K_{1C} практически

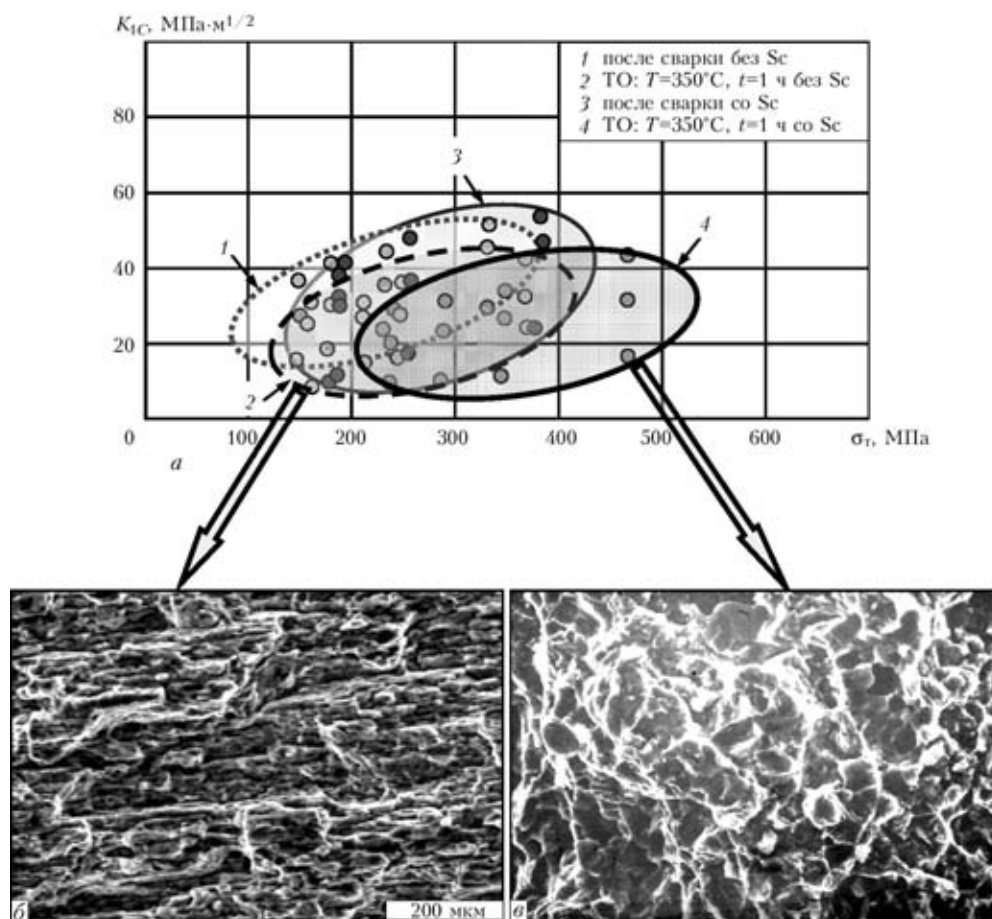


Рис. 5. Диаграмма изменения значений $\Sigma\sigma_T$ и вязкости разрушения K_{1C} металла шва сварного соединения сплава 1460 без скандия после сварки (1) и термообработки $T = 350^\circ\text{C}$, $t = 1$ ч (2), а также после сварки со скандием (3) и термообработки шва скандием по указанному режиму (4): а — характер разрушения металла шва в условиях внешнего динамического нагружения; б — квазихрупкое разрушение металла (Св1201); в — вязкое разрушение (Св1201+0,5% Sc) с четко выраженной ямочной структурой

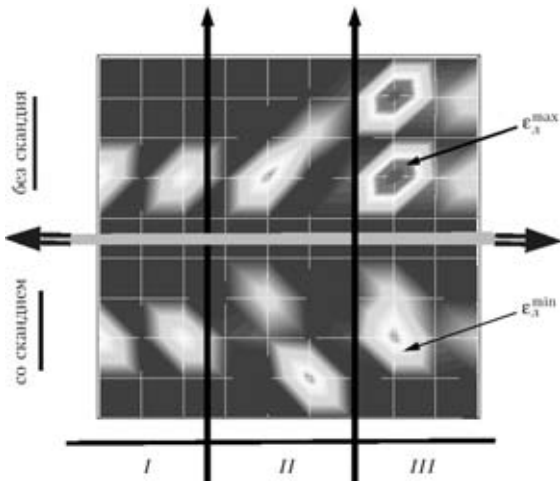


Рис. 6. Диаграммы распределения зон локализации деформации ϵ_d в металле шва сплава 1460 с использованием присадочной проволоки Св1201 и Св1201+Sc после сварки (I) и термообработок при $T = 150\text{ }^\circ\text{C}$, $t = 22\text{ ч}$ (II) и $T = 350\text{ }^\circ\text{C}$, $t = 1\text{ ч}$ (III)

не меняется, что свидетельствует о хорошем сочетании прочностных и пластических характеристик металла шва (см. рис. 4, 5, а).

Что касается такой механической характеристики, как трещиностойкость, то здесь показателен характер изменения структурного состояния исследуемого материала в условиях внешнего нагружения, особенно в экстремальных условиях, т. е. внешних динамических нагружений для сварного соединения при легировании скандием и без него, который оценивали путем изучения тонкой структуры на просвет.

В ходе исследований тонкой структуры установлено, что в металле шва без скандия после термообработки ($T = 350\text{ }^\circ\text{C}$, $t = 1\text{ ч}$) и последующего динамического нагружения, во-первых, происходит неравномерное распределение и четкая локализация деформации ϵ_d в микрообъемах металла (рис. 6). Во-вторых, деформируемый металл приобретает неустойчивое (метастабильное) структурное состояние, что проявляется в лавинообразном безбарьерном течении металла, о чем свидетельствуют мощные системы скольжения и полосы сдвига (ПС) (рис. 7, а, б). При этом обнаруживается значительная неравномерность в распределении плотности дислокаций ρ вдоль ПС, где $\rho \sim 10^8 \dots 2 \cdot 10^9\text{ см}^{-2}$ (область внутри ПС) и $\rho \sim 8 \cdot 10^{10} \dots 2 \cdot 10^{11}$ (непосредственно вдоль полосовых границ). Последнее приводит к формированию резких градиентов по уровню локальных внутренних напряжений $\Delta\tau_{л/вн}$ в зоне контакта границ полосовых структур и их внутренних объемов. В результате выполненных оценок $\tau_{л/вн}$ по зависимостям Конрада и Стро с учетом плотности дислокаций [19] и сопоставления этих значений с теоретической прочностью $\tau_{теор}$ материала показано, что полосовые границы представляют собой протяженные локальные концентраторы внутренних напряжений, где $\tau_{л/вн}$ составляет $600 \dots 1500\text{ МПа}$ ($G/4,5 \dots G/1,8$), что соответствует $0,22 \dots 0,55\tau_{теор}$. Здесь τ — модуль сдвига. В противоположность этому во внутренних объемах ПС значения $\tau_{л/вн}$ резко снижаются (практически на два порядка) до уровня примерно

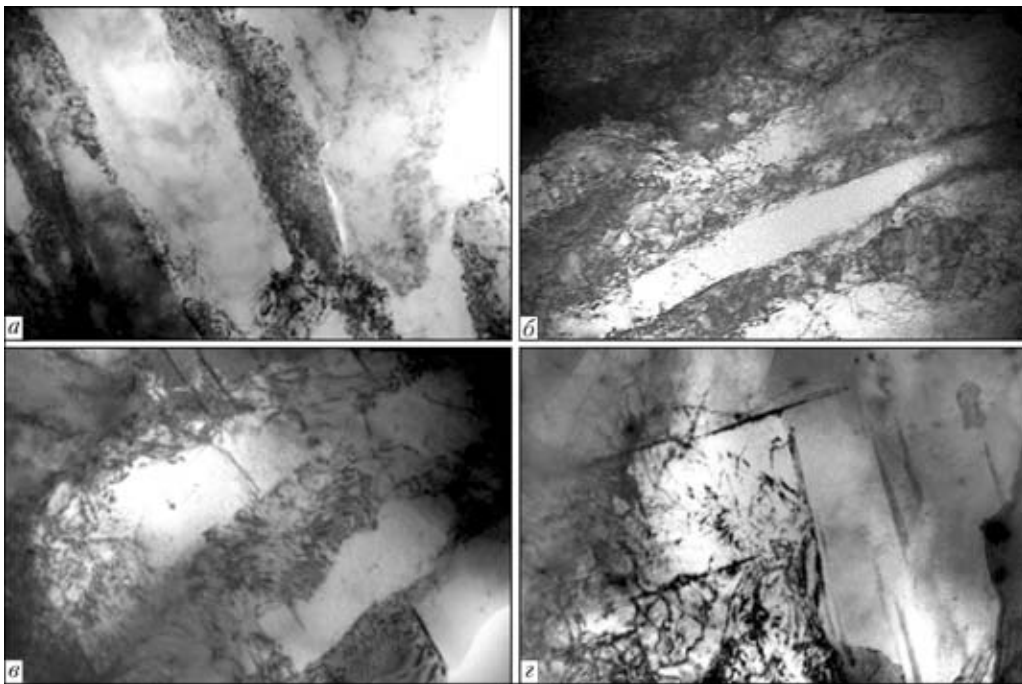


Рис. 7. Изменение тонкой структуры термообработанного ($T = 350\text{ }^\circ\text{C}$, $t = 1\text{ ч}$) металла шва сплава 1460 в условиях динамического нагружения в зависимости от способа легирования (без скандия и с ним): а, б — мощные ПС в металле без скандия (соответственно $\times 20000$ и $\times 30000$); в, г — фрагментация структуры вследствие блокирования ПС фазами скандия в металле со скандием, $\times 30000$

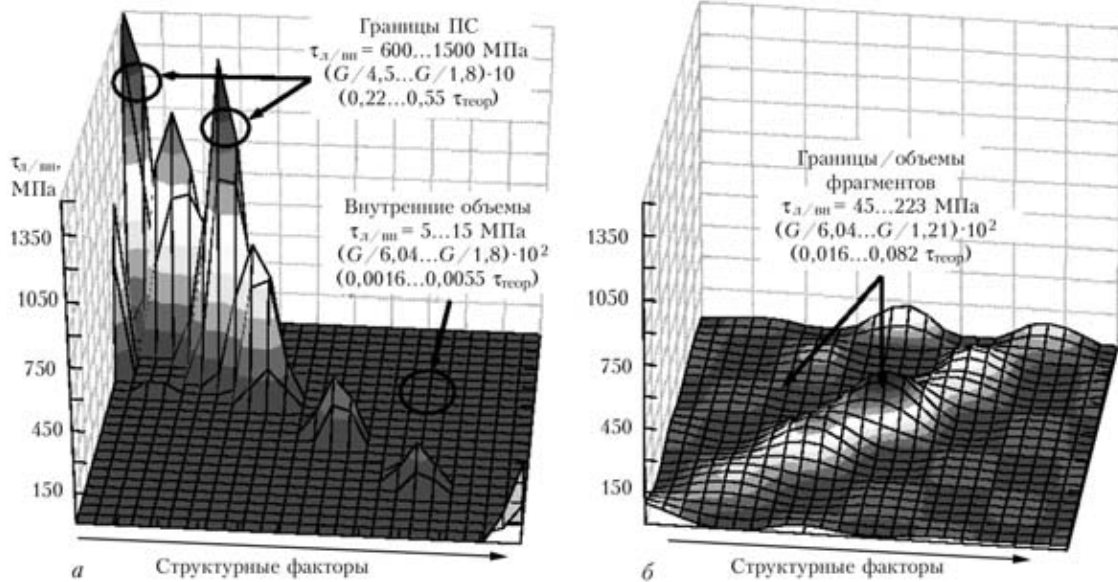


Рис. 8. Распределение локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ в металле шва типа Св1201 (а), Св1201+0,5%Sc (б) (термообработка при $T = 350 \text{ }^\circ\text{C}$, $t = 1 \text{ ч}$) после внешнего динамического нагружения

5...15 МПа ($0,0016...0,0055\tau_{теор}$) (рис. 8, а). Таким образом, вдоль полос сдвига формируется резкий протяженный градиент $\Delta\tau_{л/вн}$ локальных внутренних напряжений, т. е. $\Delta\tau_{л/вн}$ соответствует $0,55\tau_{теор}$ (границы ПС)... $0,0055\tau_{теор}$ (объем ПС).

Таким образом, локальное напряженное течение в металле шва (при отсутствии легирования скандием), способствующее формированию протяженных концентраторов внутренних напряжений в сочетании с направленным резким градиентом таких напряжений вдоль границ ПС, является причиной трещинообразования, а значит,

и снижения уровня не только прочности, но и пластичности соединений, что также подтверждается слоистым характером микрорельефа поверхности с элементами квазихрупкого разрушения металла шва (см. рис. 5, а).

В случае легирования скандием в металле шва при аналогичных условиях динамического нагружения формируется другой тип структуры, для которой характерно равномерное распределение дислокаций, а также общее измельчение (фрагментация) структуры (см. рис. 7, в, з). При этом зафиксировано устойчивое блокирование возникающих систем скольжения фазовыми выделениями

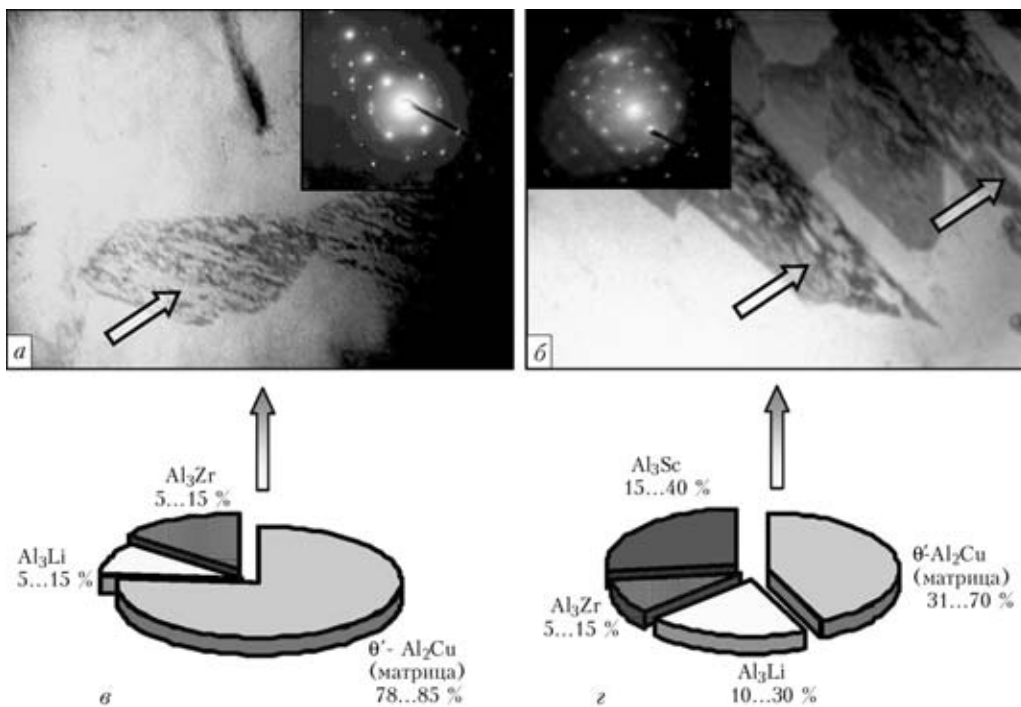


Рис. 9. Изменение (в условиях термообработки при $T = 350 \text{ }^\circ\text{C}$, $t = 1 \text{ ч}$) структуры (а, б — $\times 50000$) и состава (в, з) θ' -фазовых образований в металле шва сварного соединения сплава 1460 в зависимости от способа легирования без скандия (а, в) и с ним (б, з)



особого типа — фазами конгломератного типа со скандийсодержащими составляющими (см. рис. 9), что приводит к фрагментации (диспергированию) структуры и более равномерному распределению внутренних напряжений ($\tau_{л/вн} \sim 75$ МПа или $0,027\tau_{теор}$) в металле шва (см. рис. 8, б). Формирование структур подобного типа способствует также увеличению возможностей пластической релаксации внутренних напряжений в металле шва (особенно в экспериментальных условиях) за счет подключения дополнительных ротационных механизмов релаксации, что подтверждается вязким характером разрушения соединений (см. рис. 5, б).

Выводы

1. Установлено, что легирование металла шва скандием при аргодуговой сварке алюминий-литиевого сплава 1460 приводит к существенному диспергированию зеренной структуры, увеличению плотности дислокаций, активации процессов формирования субструктур и процессам фазообразования (преимущественно скандийсодержащих фаз) во внутренних объемах зерен. Термообработка ($T = 350$ °С, $t = 1$ ч) в случае легирования скандием способствует нивелированию проблемных для исследуемых сплавов межзеренных структур (литийсодержащих зон, ЗСВ).

2. Выполнены аналитические оценки конкретного (дифференцированного) вклада различных структурно-фазовых параметров в изменение свойств прочности $\Delta\sigma_T$, пластичности K_{1C} и трещиностойкости исследуемых сварных соединений. Показано, что легирование скандием способствует повышению общего (интегрального) значения предела текучести σ_T металла шва примерно на 20 МПа (10 %) после сварки и приблизительно на 85 МПа (26 %) после термообработки ($T = 350$ °С, $t = 1$ ч). Наибольший вклад в упрочнение $\Delta\sigma_T$ вносят фазовые образования (около 40 %); минимальный — дислокационная плотность (примерно до 10 %).

4. Легирование скандием приводит к более равномерному распределению нарастающих локальных внутренних напряжений и фрагментации формирующихся в металле шва в условиях динамических нагрузок мощных ПС, что способствует трещиностойкости сварного соединения и повышению релаксационной способности металла шва за счет подключения к дислокационным

дополнительных (ротационных) механизмов пластической релаксации.

1. *Алюминий-литиевые* сплавы. Структура и свойства / И. Н. Фридляндер, К. В. Чуистов, А. Л. Березина и др. — Киев: Наук. думка, 1992. — 192 с.
2. *Production of ultrafine-grained metallic materials using an intense plastic straining technique* / M. Furukawa, P. Berbon, Z. Horita et al. // Mater. Sci. Forum. — 1997. — № 233/234. — P. 177–184.
3. *Рязанцев В. И., Федосеев В. А.* Механические свойства сварных соединений из алюминиевых сплавов системы Al-Cu // Свароч. пр-во. — 1994. — № 12. — С. 4–7.
4. *Mechanical properties of submicron grained Al-Li alloys* / N. K. Tsenev, R. Z. Valiev, O. V. Obraztsov, I. N. Fridlander // Proc. of 6th Intern. aluminium conf. (Germany, Garmisch-Partenkirchen, Oct. 8–10, 1992). — 1992. — P. 1125–1135.
5. *Ball H. D., Lloyd D. J.* Particles apparently exhibiting five-fold symmetry in Al-Li-Cu alloys // Scr. Met. — 1985. — № 19. — P. 1065–1068.
6. *Gayle F. W., Vander Sande J. B.* Composite precipitates in an Al-Li-Zr alloy // Ibid. — 1984. — № 18. — P. 473–478.
7. *Fraction and phase spacing of fibrous intermetallic S-LiAl in hypoeutectic Al-Li alloys by unidirectional solidification* / M. Gufinghui, Y. Huayun, P. Delin, A. Geying // Металлофизика. Новейшие технологии. — 2000. — 22, № 4. — С. 58–61.
8. *Furukawa M., Miura Y., Nemoto M.* Temperature and strain rate dependences of yield stress of an Al-Cu-Li-Mg-Zr alloy // Transaction Jap. Inst. Metals. — 1987. — № 28. — P. 655–665.
9. *Метод* препарирования для электронно-микроскопических исследований / Ю. Ф. Даровский, Л. И. Маркашова, Н. П. Абрамов и др. // Автомат. сварка. — 1985. — № 12. — С. 60.
10. *Влияние* добавок скандия на структурно-фазовое состояние металла шва при сварке алюминиевых сплавов 1460 / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, А. Я. Ищенко и др. // Там же. — 2006. — № 1. — С. 17–24.
11. *Влияние* добавок скандия на тонкую структуру металла шва соединений алюминий-литиевого сплава 1460 / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, А. Я. Ищенко и др. // Там же. — 2006. — № 2. — С. 22–28.
12. *Влияние* добавок скандия на структурно-фазовое состояние металла шва соединений алюминий-литиевых сплавов после термообработки / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, А. В. Лозовская и др. // Там же. — 2006. — № 6. — С. 9–14.
13. *Конрад Г.* Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // Сверхмелкое зерно в металлах. — М.: Металлургия, 1973. — С. 206–219.
14. *Petch N. J.* The cleavage strength of polycrystalline // J. Iron and Steel Inst. — 1953. — 173, № 1. — P. 25–28.
15. *Orowan E.* Dislocation in metals. — New York: AIME, 1954. — 103 p.
16. *Ashby M. F.* Mechanisms of deformation and fracture // Adv. Appl. Mech. — 1983. — № 23. — P. 118–177.
17. *Келли А., Николсон Р.* Дисперсионное твердение. — М.: Металлургия, 1966. — 187 с.
18. *Романив О. Н.* Вязкость разрушения конструкционных сталей. — М.: Металлургия, 1979. — 176 с.
19. *Роль* дислокаций в упрочнении и разрушении металлов / В. С. Иванова, Л. К. Гордиенко, В. Н. Геминев и др. — М.: Наука, 1965. — 180 с.

Analysis of experimental data on assessment of mechanical properties of alloy joints was performed taking into account the weld metal composition, dimensions of grains and subgrains, real dislocation density, volume fraction of phase precipitates, etc. Influence of each of the specific structural-phase parameters on mechanical characteristics of welded joints, their change under the influence of subsequent heat treatments and external loading was determined.

Поступила в редакцию 28.11.2011



МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ УСТАЛОСТНОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ И СПОСОБЫ ПОВЫШЕНИЯ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 09Г2С

В. Д. ПОЗНЯКОВ, д-р техн. наук, **В. А. ДОВЖЕНКО**, **С. Б. КАСАТКИН**, кандидаты техн. наук,
А. А. МАКСИМЕНКО, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены результаты исследований влияния циклического нагружения изгибом на сопротивляемость хрупкому разрушению металла ЗТВ, а также на накопления усталостных повреждений и изменения микроструктуры в стыковых и тавровых сварных соединениях стали 09Г2С. Показано, что при наличии острого концентратора напряжений и низких температур ($-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ и ниже) сопротивляемость хрупкому разрушению металла ЗТВ сварных соединений с усталостными повреждениями снижается.

Ключевые слова: дуговая сварка, низколегированная сталь, сварные соединения, сопротивляемость хрупкому разрушению, усталостные повреждения, микроструктура, долговечность

Одной из главных причин отказов и разрушений машин, механизмов и инженерных сооружений является усталость конструкционных материалов в отдельных наиболее нагруженных узлах изделий. Чаще всего это сварные узлы, в которых присутствуют конструктивные или структурные концентраторы напряжений. Несмотря на большие успехи в изучении закономерностей усталости и наличие различных приемов повышения долговечности сварных металлоконструкций количество аварий по причине усталости по-прежнему значительное. В связи с этим результаты исследований в области усталости, а особенно усталостной повреждаемости конструкций представляют большой интерес.

Следует отметить, что большинство исследователей изучают усталостные явления в металлах и преимущественно дислокационную структуру как в пределах устойчивых полос скольжения, так и в матрице с помощью электронной микроскопии [1]. В последние годы интенсивно развиваются исследования, направленные на изыскание возможности прогнозировать степень усталостного повреждения элементов конструкций или оборудования. Прогнозирование сроков безопасной эксплуатации различных конструкций и оборудования должно основываться на исследованиях особенностей усталости металлов на микроуровне [2]. Без детального исследования процессов, происходящих в этих слоях металла, трудно, а порой невозможно сделать обоснованное заключение о степени развития усталостной повреждаемости в изделии при циклическом нагружении. В технической литературе практически отсутствует информация,

позволяющая оценить влияние структурных изменений, которые происходят вследствие усталостных явлений, на механические свойства сварных соединений высокопрочных сталей.

Основопологающим моментом при постановке задачи исследования в данной работе явилось то, что в настоящее время количество циклов нагружения, предшествующих разрушению, рассматривают как функцию циклических деформаций [2, 3] или напряжений [4], обуславливающих накопление усталостных повреждений. Соответственно различают два периода усталости — инкубационный, в котором происходит накопление усталостных повреждений, и активный, в котором имеет место возникновение и развитие усталостной трещины.

В настоящей работе изучали микроструктурные особенности усталостной повреждаемости под действием циклического нагружения и появления пластической деформации, образование усталостных трещин, а также влияние циклического нагружения металла зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений на их сопротивляемость хрупкому разрушению при последующем статическом нагружении стандартных образцов, вырезанных из тавровых образцов, подвергшихся циклическому нагружению, для определения критического коэффициента интенсивности напряжений K_{IC} и критического раскрытия трещин δ_c в зависимости от количества циклов нагружения тавровых соединений.

В качестве объекта исследований выбраны стыковые (С25) и тавровые с поперечным по отношению к действию усилий ребром жесткости (Т8 по ГОСТ 14771–76) соединения стали 09Г2С толщиной соответственно 30 и 10 мм. Их получали механизированным способом сварки проволокой сплошного сечения марки Св-08Г2С диа-



Таблица 1. Химический состав (мас. %) стали 09Г2С и металла, наплавленного проволокой Св-08Г2С

Материал	C	Mn	Si	S	P
Сталь 09Г2С	0,10	0,71	0,57	0,024	0,021
Наплавленный металл	0,08	1,30	0,80	0,017	0,019

Таблица 2. Механические свойства стали 09Г2С и металла, наплавленного проволокой Св-08Г2С

Материал	$\sigma_{гТ}$, МПа	$\sigma_{вТ}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCV, Дж/см ² , при $T_{исп}$, °C		
					+20	-20	-40
Сталь 09Г2С	367	553	28	68	150	120	64
Наплавленный металл	375	508	23	66	145	65	15

метром 1,2 мм в углекислом газе. Химический состав и механические свойства сталей, а также металла, наплавленного указанным материалом, приведены в табл. 1 и 2.

На первом этапе исследований из сварных соединений вырезали образцы шириной 120 и длиной 480 мм, которые затем подвергали симметричному циклическому нагружению изгибом с частотой 14 Гц. Установлено, что усталостные трещины длиной более 2 мм в стыковых сварных соединениях, которые испытывали при напряжении цикла $\sigma_a = 100$ и 130 МПа, образовывались соответственно через 200000 и 110000 циклов ($N = N_{Fr}$, где N — количество циклов нагружений; N_{Fr} — количество циклов нагружений, при котором образуются усталостные трещины), а в тавровых сварных соединениях, которые испытывали

при напряжении цикла 80 и 120 МПа выявлены соответственно через 880000 и 490000 циклов.

На втором этапе из сварных соединений в состоянии после сварки, а также циклического нагружения при достижении $N = 0,45; 0,70$ и $0,80$ от N_{Fr} изготавливали стандартные образцы размерами 15×30×145 мм (стыковое соединение) и 10×20×100 мм (тавровое соединение) для оценки результатов испытаний с использованием критериев механики разрушения. Образцы вырезали таким образом, чтобы вершины усталостных трещин, которые инициируются у конца надреза, обязательно были расположены в зоне локализации пластической деформации металла. Таким участком в сварных соединениях является линия сплавления шва с основным металлом, где расположен естественный концентратор напряжений, обусловленный геометрией шва. Результаты испытаний образцов на трехточечный статический изгиб, проводившихся при температуре от +20 до -40 °C, представлены на рис. 1.

Результаты испытаний образцов, изготовленных из стыковых соединений, показали, что при температуре от +20 до -20 °C заметных изменений сопротивляемости металла ЗТВ сварных соединений стали 09Г2С хрупкому разрушению не происходит (рис. 1, а, б). Уменьшение значений K_{1C} и δ_c имело место при $T_{исп} = -40$ °C в том случае, когда $N/N_{Fr} \geq 0,7$. Аналогичные закономерности уменьшения значений K_{1C} и δ_c в металле ЗТВ сварных соединений, циклическое нагружение которых было приостановлено на стадии, предшествующей образованию усталостных трещин, имели место и при испытании образцов, изготовленных из тавровых соединений стали

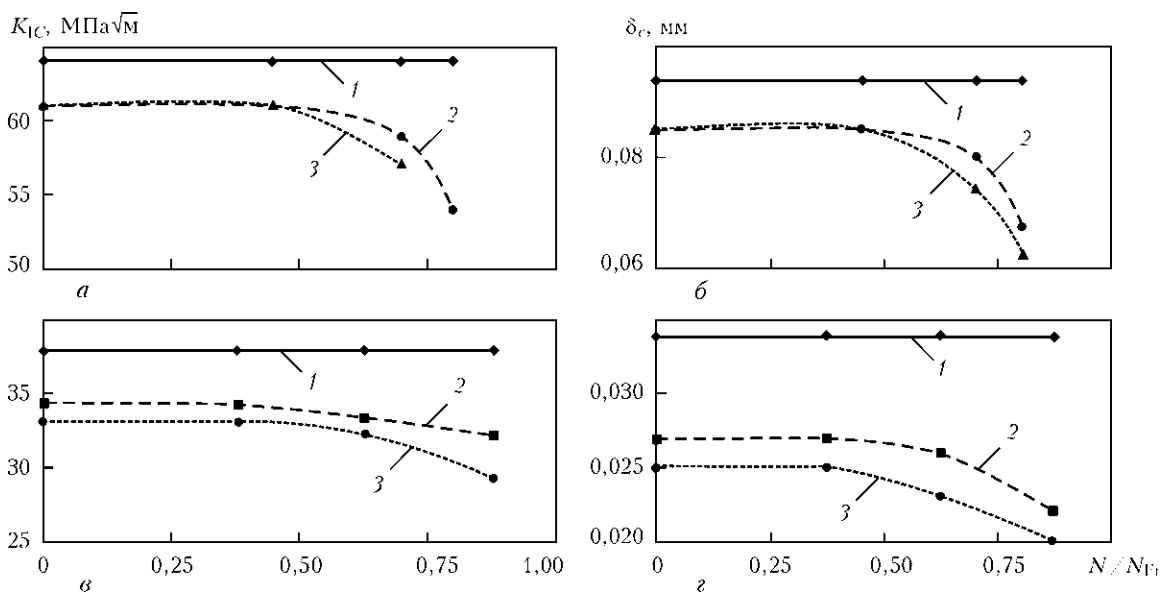


Рис. 1. Изменение показателей K_{1C} (а, в) и δ_c (б, г) металла ЗТВ стыковых (а, б) и тавровых (в, г) сварных соединений стали 09Г2С с увеличением количества циклов деформации (напряжения цикла стыковых соединений 100 (а), 130 (б) МПа и тавровых 80 (в), 120 (г) МПа): 1 — $T_{исп} = +20$ и -20 °C; 2, 3 — $T_{исп} = -40$ °C

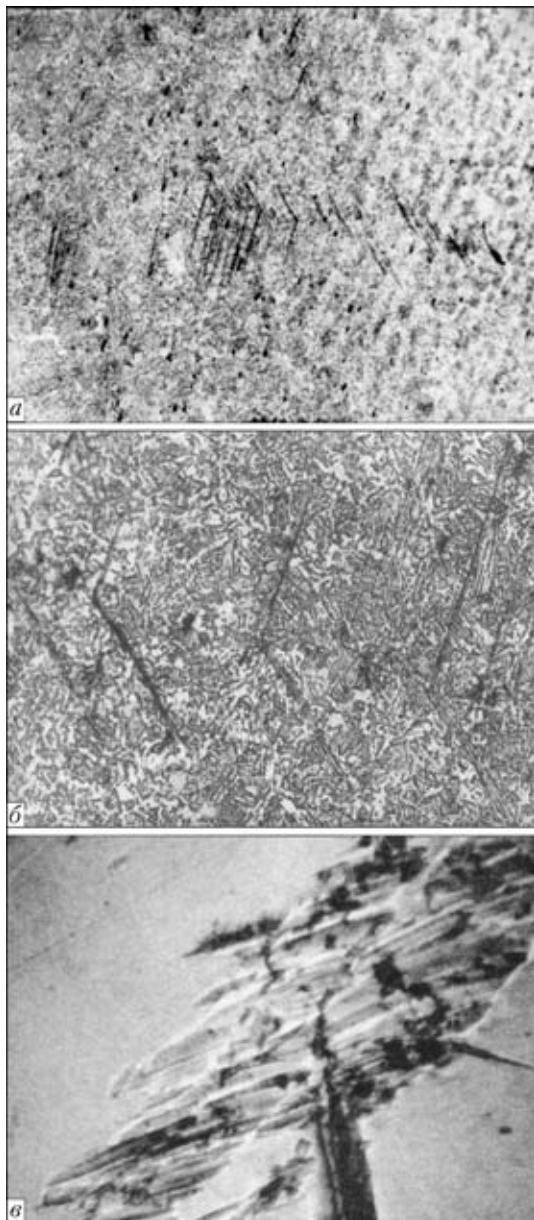


Рис. 2. Полосы скольжения, экструзии, интрузии в металле образцов тавровых соединений стали 09Г2С: *a, б* — $N = 230000$ циклов, $\sigma_a = 120$ МПа; *в* — $N = 720000$ циклов, $\sigma_a = 80$ МПа; *a* — $\times 100$; *б* — $\times 500$; *в* — $\times 1000$

09Г2С (см. рис. 1, *в, з*). Это, очевидно, связано с тем, что в процессе циклического нагружения в отдельных микрообъемах происходит существенное накопление усталостных повреждений и пластические свойства металла исчерпываются, в результате он теряет способность эффективно сопротивляться хрупкому разрушению.

Исследование процесса накопления усталостных повреждений и особенностей изменения микроструктуры под действием циклического нагружения выполняли на образцах, вырезанных из стыковых и тавровых сварных соединений стали 09Г2С, которые нагружали в течение различного количества циклов. Из них изготавливали микрошлифы, которые подвергали травлению в 4%-м растворе HNO_3 в этиловом спирте. После мно-

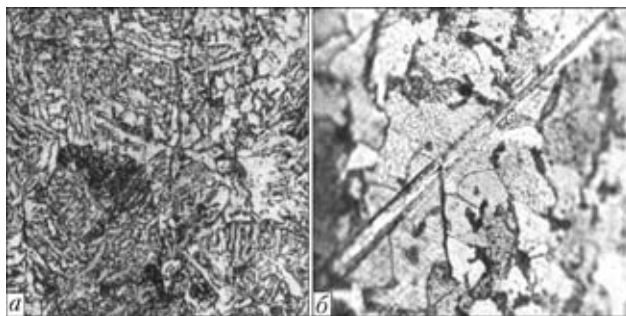


Рис. 3. Усталостные изменения микроструктуры металла ЗТВ стыковых сварных соединений стали 09Г2С: *a* — $N = 230000$ циклов, $\sigma_a = 120$ МПа; *б* — $N = 720000$ циклов, $\sigma_a = 80$ МПа; *a* — $\times 500$; *б* — $\times 1000$

гократной периодической переполитровки и травления поверхности изучали микроструктуру микрошлифов с помощью микроскопа «Неорфот-34», сканирующего электронного микроскопа марки SEM-515 фирмы «Philios» и микротвердомера М-400 фирмы «LECO» под изменяющимися нагрузками. Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре «ДРОН-УМ-1» в монохроматическом CuK_{α} -излучении методом шагового сканирования. В качестве монохроматора использовали монокристалл графита.

Как показали исследования, в металле всех видов сварных соединений, которые подвергали циклическому деформированию, обнаружены признаки усталостных явлений в виде усталостных повреждений (устойчивых полос скольжения, экструзии и интрузии) и усталостных изменений микроструктуры (рис. 2, 3). Они возникали после определенного количества циклов деформирования, неодинакового для разного вида образцов.

Наиболее многочисленными из выявленных усталостных повреждений в сварных соединениях стали 09Г2С как стыковых, так и тавровых, были устойчивые полосы скольжения, которые не исчезали даже после многократной переполитровки образцов. Независимо от вида сварного соединения количество полос скольжения возрастает с увеличением количества циклов нагружения, а сами они представляют собой семейство линий скольжения.

С учетом того, что устойчивые полосы скольжения располагаются в плоскостях скольжения и, как правило, их ориентация совпадает с направлением поперечного скольжения дислокаций [5, 6], можно предположить, что устойчивые полосы скольжения возникли в тех зернах, где были достигнуты определенная плотность дислокаций и критический уровень напряжений. Как известно, после достижения критического уровня напряжений начинается движение дислокаций в направлении, нормальном к их плоскости скольжения (поперечное скольжение дислокаций), при этом критическое напряжение прежде всего зависит от уровня развития субструктуры и находится с ней в обратно пропорциональной зависимости. Этим



объясняется тот факт, что в металле ЗТВ, а особенно на участке перегрева, исследуемых нами сварных соединений, полосы скольжения формировались с большей частотой, чем в основном металле. Это связано с тем, что превращение аустенита на данном участке в процессе сварки происходило по сдвиговому бездиффузионному механизму в отличие от тех участков металла ЗТВ и основного металла, где его превращение осуществлялось по диффузионному механизму или не происходило вообще. Следует отметить, что выявление в металле ЗТВ устойчивых полос скольжения было затруднено вследствие наличия в структуре множества вторых фаз.

Еще в большей мере вторые фазы маскируют усталостные изменения в микроструктуре, вследствие чего последние трудно обнаружить. Как видно из рис. 4, основной структурной составляющей участка перегрева металла ЗТВ стыковых и тавровых соединений в исходном (после сварки) состоянии является бейнит глобулярной морфологии (микротвердость $HV\ 50 = 1880...2120$ МПа) и пластинчатой ($HV\ 50 = 2200...2430$ МПа). Присутствуют в структуре также зернограничный (доэвтектоидный) и изредка игольчатый феррит.

Известно [1], что в зависимости от исходного структурного состояния материала и условий циклического нагружения сопротивление материала циклическому деформированию с увеличением количества циклов нагружения может возрастать (а значит, материал упрочняется), снижаться или оставаться без изменений. В зоне разупрочнения материала развиваются такие поверхностные повреждения, как экструзии и интрузии [2], что является следствием усталости материала [2, 3].

В настоящей работе с помощью измерения микротвердости была изучена реакция металла ЗТВ и основного металла на циклическое деформирование в зависимости от количества циклов нагружения. Результаты этих исследований, представленные на рис. 5, свидетельствуют о том, что в процессе циклического нагружения сварных соединений стали 09Г2С имеет место как упрочнение, так и разупрочнение металла ЗТВ и прилегающих к нему участков основного металла. Упрочненные и разупрочненные участки имеют локальный характер и чередуются между собой.

Установлено, что под воздействием циклического деформирования в структуре металла ЗТВ сварных соединений стали 09Г2С происходят усталостные изменения (см. рис. 3), состоящие в изменении характера распределения дислокаций, а именно, в их перераспределении с образованием полосовых структур. Степень развития усталостных изменений микроструктуры в различных микрообъемах разная и, по-видимому, зависит от их кристаллографической чувствительности к направлению оси приложения нагрузки, локаль-

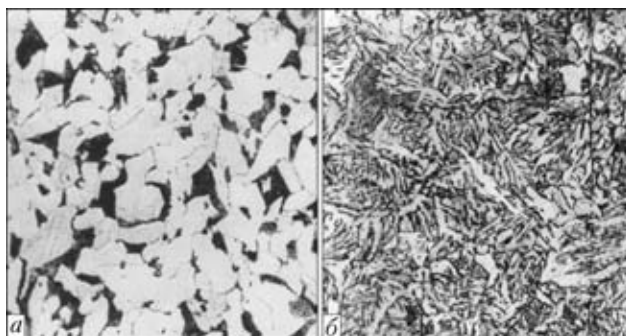


Рис. 4. Микроструктуры ($\times 500$) стали 09Г2С (а) и металла ЗТВ (б) тавровых сварных соединений

ной концентрации напряжений, а также концентрации неоднородности по примесным и легирующим элементам.

Наряду с устойчивыми полосами скольжения, экструзиями, интрузиями и усталостными изменениями микроструктуры на поверхности образцов тавровых соединений, подвергнутых циклическому деформированию при различных режимах нагружения, обнаружены поперечные микросдвиги (рис. 6). Тот факт, что при одинаковых условиях циклического нагружения поперечные микросдвиги происходят в образцах тавровых сварных соединений и отсутствуют в образцах стыковых соединений, по-видимому, можно объяснить изначально большей жесткостью тавровых соединений. Спровоцировать микросдвиг, вероятнее всего, могли скопления дислокаций вблизи границ зерен, включений карбидов или глобулей вторых фаз, а также сколы неметаллических включений внутри зерен.

В настоящей работе исследован образец размером 9×12 мм, изготовленный из циклически деформированного таврового соединения ($\sigma_a = 80$ МПа и $N = 720\ 000$ циклов, что составляет $0,8N_{Fr}$), на поверхности которого выявлен участок с поперечным микросдвигом. Дифрактометричес-

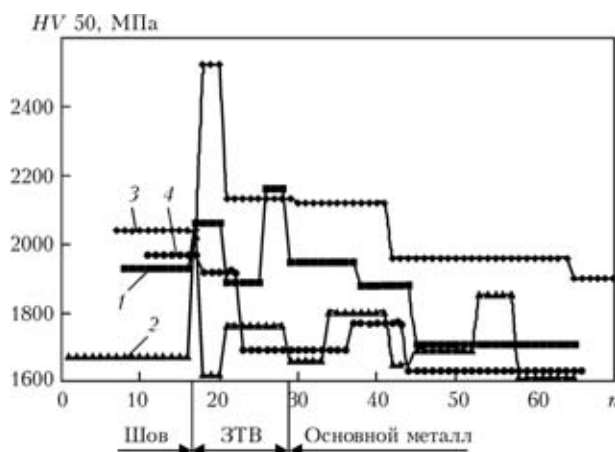


Рис. 5. Микротвердость образцов тавровых сварных соединений стали 09Г2С после сварки (1) и циклического нагружения $\sigma_a = 80$ МПа до $N = 400000$ (2), 700000 (3) и 1000000 циклов (4) (n — количество замеров)



Таблица 3. Результаты дифрактометрических исследований

Точки измерения	Схема измерения	D_{HKL} , нм	$\Delta a/a \cdot 10^{-4}$
<i>a</i>		$\rightarrow 0$	$\rightarrow -\infty$
<i>б</i>		48,61	6,188

кие исследования образца были выполнены с помощью рентгеноструктурного анализа. При этом оценивали величину D_{HKL} блоков участков, на которых происходят микроструктурные изменения и микронапряжения $\Delta a/a$, сопровождающие эти изменения. С этой целью выбраны две точки измерения: *a* — в центре поперечного сдвига; *б* — перед поперечным микросдвигом. Время экспозиции в точке составляло 40 с, а шаг измерения — $0,05^\circ$. Результаты дифрактометрических исследований, приведенные в табл. 3, свидетельствуют о том, что в районе поперечного микросдвига происходит релаксация микронапряжений. Это закономерно, поскольку, как следует из работ [1–3], микросдвиг, который осуществляется путем разрыва атомных связей под действием внешнего напряжения, является начальной стадией роста субмикротрещины. Разрыв таких связей происходит по плоскости с наименьшей плотностью упаковки атомов, имеющей самые низкие значения

поверхностной энергии. Для металлов с ОЦК решеткой — это плоскость $\{100\}$.

Поскольку усталостные изменения в сварных соединениях происходят в локальных и вполне определенных его зонах, дальнейшие исследования были направлены на изыскание технологических путей повышения долговечности таких соединений и восстановление их способности сопротивляться хрупкому разрушению. Исследовали влияние профилактического ремонта с помощью сварки, который осуществляется на этапе, предшествующем образованию усталостных трещин, и заключается в наплавке по краям существующих швов дополнительных валиков, а также разных видах упрочнения металла (высокочастотной механической проковки, ударно-волновой и электроимпульсной обработки).

Эти исследования выполняли по методу ограниченной долговечности применительно к образцам, изготовленным из тавровых соединений стали 09Г2С толщиной 10 мм. После сварки образцы циклически нагружали до 400 000 циклов ($0,8N_{Fr}$) при напряжении цикла 120 МПа. Затем их ремонтировали с помощью сварки или упрочняли по разным технологиям, а затем снова подвергали циклическому нагружению при указанной нагрузке до образования усталостной трещины длиной 2 мм. Из других отремонтированных или упрочненных сварных соединений изготавливали стандартные образцы (тип 11 по ГОСТ 9454–78) для испытаний на ударный изгиб, которые проводили при $T_{исп} = -40^\circ C$.

Результаты исследований показали, что после профилактического ремонта с помощью сварки и высокочастотной механической проковки сварных соединений их долговечность повышается в 2,0...2,2 раза. Несколько меньше (в 1,4...1,8 и 1,4...1,5 раза) увеличивается долговечность сварных соединений после электроимпульсной и ударно-волновой обработок.

Испытания на ударный изгиб показали, что в состоянии после сварки ударная вязкость KCV_{40} металла ЗТВ сварных соединений стали 09Г2С составляет 10,0...13,1 Дж/см², а в результате циклического нагружения снижается до 6,8...8,2 Дж/см². После профилактического ремонта с помощью сварки и упрочняющих обработок KCV_{40} повышается, но по-разному. Практически на уровне исходного состояния ($KCV_{40} = 10,1...10,8$ Дж/см²) ударная вязкость зафиксирована в сварных соединениях после профилактического

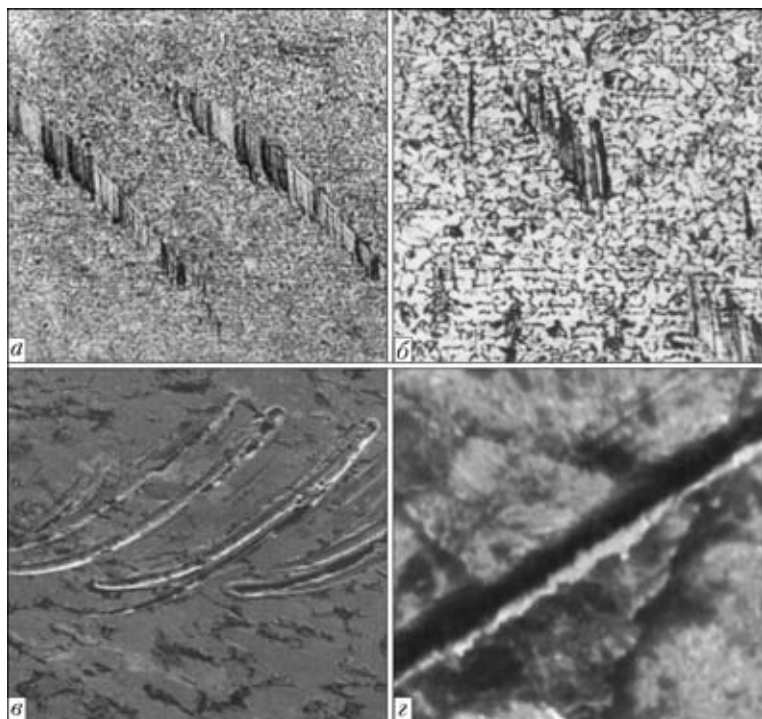


Рис. 6. Микроструктуры с поперечными микросдвигами в образцах тавровых соединений стали 09Г2С: *a* — $\sigma_a = 120$ МПа, $N = 400000$ циклов; *б* — $\sigma_a = 80$ МПа, $N = 720000$ циклов; *a* — $\times 50$; *б* — $\times 125$; *в* — $\times 810$; *г* — $\times 5000$



кого ремонта сваркой. До $9,2 \dots 10,2$ и $8,9 \dots 9,6$ Дж/см² она возросла после высокочастотной механической проковки и ударно-волновой обработки. Существенного влияния на ударную вязкость металла ЗТВ сварных соединений стали 09Г2С электроимпульсная обработка не оказала.

Выводы

1. При циклическом нагружении изгибом ($N/N_{Fr} \geq 0,7$) в металле ЗТВ сварных соединений стали 09Г2С имеет место накопление усталостных повреждений — образуются устойчивые полосы скольжения, экструзии и интрузии, количество которых увеличивается вместе с возрастанием циклов нагружения.
2. Накопленные в металле ЗТВ стали 09Г2С усталостные повреждения способствуют его охрупчиванию и, как следствие, приводят к снижению хладостойкости на 20...40 %.
3. Эффективно повысить долговечность сварных соединений стали 09Г2С в 1,8...2,2 раза и

восстановить хладостойкость металла ЗТВ до исходного состояния можно благодаря профилактическому ремонту, который выполняется на этапе, предшествующем образованию усталостных трещин, путем наплавки дополнительных валиков по краям швов и (или) осуществлению высокопрочной механической проковки зоны перехода от шва к основному металлу.

1. *Горицкий В. М.* Диагностика металлов. — М.: Металлургиздат, 2004. — 402 с.
2. *Яковлева Т. Ю.* Локальная пластическая деформация и усталость металлов. — Киев: Наук. думка, 2003. — 236 с.
3. *Иванова В. С., Терентьев В. Ф.* Природа усталости металлов. — М.: Металлургия, 1975. — 456 с.
4. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н.* Механизм коррозионного разрушения конструкционных сплавов. — М.: Металлургия, 1986. — 294 с.
5. *Иванова В. С., Орлов Л. Г., Терентьев В. Ф.* Особенности развития дислокационной структуры при статическом и циклическом нагружении малоуглеродистой стали // Физ. металлов и металловедение. — 1972. — 33. — № 3. — С. 617–633.
6. *Wilson D. V., Tromans T. K.* Effect of strain aging on fatigue damage in low-carbon steel // Acta Metallurgica. — 1970. — 18. — P. 1197–1208.

The paper presents investigation results on the effect of cyclic bend loading on brittle fracture resistance of the HAZ metal, as well as accumulation of fatigue damages and peculiarities of structural changes in butt and T-welded joints in steel 09G2S. It is shown that the presence of a sharp stress raiser and low temperatures (–40 °C and lower) leads to decrease in brittle fracture resistance of the HAZ metal of the welded joints with fatigue damages.

Поступила в редакцию 03.02.2012,
в окончательном варианте 05.03.2012



Международная конференция «Сварка и родственные технологии — настоящее и будущее»

25 – 26 ноября 2013 г.

ИЭС им. Е. О. Патона (г. Киев)

Научные направления конференции

- технологии, материалы и оборудование для сварки и родственных технологий
- прочность сварных соединений и конструкций, теоретические и экспериментальные исследования напряженно-деформированных состояний и их регулирование;
- новые конструкционные материалы;
- неразрушающий контроль и техническая диагностика;
- совершенствование и оптимизация сварных конструкций, автоматизация их расчета и проектирования, оценка и продление ресурса;
- инженерия поверхности;
- сварка в медицине, технологии, оборудование, конструкционные и функциональные материалы;
- экологические проблемы в области сварки и родственных технологий;
- перспективные направления специальной электрометаллургии;
- стандартизация, сертификация продукции сварочного производства, подготовка и аттестация специалистов.

Контакты: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины
Украина, 03680, г. Киев, ул. Боженко, 11
факс: (38044) 528-04-86
E-mail: office@paton.kiev.ua



ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК АЛЮМИНИЯ В ПОРОШКОВУЮ ПРОВОЛОКУ НА СВОЙСТВА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

С. Ю. КРИВЧИКОВ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследована трещиностойкость и пористость низколегированного углеродистого сплава при наплавке самозащитной порошковой проволокой. Установлено, что легирование наплавленного металла более 0,7 мас. % алюминия приводит к увеличению в нем количества мартенситной фазы и снижению его стойкости против образования трещин. Показано, что максимальная твердость наплавленного металла при незначительном снижении его трещиностойкости может быть достигнута при содержании 0,5...0,7 мас. % алюминия.

Ключевые слова: наплавка, самозащитная порошковая проволока, наплавленный металл, алюминий, трещиностойкость, микроструктура, твердость, микротвердость

В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины разработана самозащитная порошковая проволока ПП-АН160, предназначенная для широкослойной наплавки чугунных коленчатых валов двигателей автомобилей*. Ввиду технологических особенностей широкослойной наплавки шеек коленчатых валов и малого диаметра порошковой проволоки (1,8 мм) ее сердечник не может содержать более 1,5 % газо- и шлакообразующих компонентов. Однако этого количества оказывается недостаточно для надежной защиты капель электродного металла и жидкой сварочной ванны от кислорода и азота воздуха, что в свою очередь приводит к образованию пористости в наплавленном металле. Основным металлургическим методом предупреждения пористости, вызванной азотом и кислородом воздуха, является введение в состав наплавленного металла необходимого количества алюминия и (или) титана для связывания растворенных в сварочной ванне газов в нерастворимые соединения. Недостаточное или избыточное содержание этих элементов может либо не полностью подавлять порообразование, либо частично принимать участие в легировании и изменении физико-механических свойств наплавленного металла.

Цель настоящей работы заключается в исследовании влияния алюминия на пористость и свойства износостойкого сплава, наплавленного самозащитной порошковой проволокой ПП-АН160.

* Кривчиков С. Ю. Повышение триботехнических характеристик наплавленных чугунных коленчатых валов автомобилей // Автомат. сварка. — 2008. — № 12. — С. 40–42.

Для исследований изготовили опытные самозащитные порошковые проволоки диаметром 1,8 мм с различной массовой долей алюминия в сердечнике. Многослойную наплавку производили на режиме: $I_n = 170...180$ А, $U_d = 19...21$ В, $v_n = 14$ м/ч, ток постоянный, полярность обратная. Наплавку каждого последующего валика выполняли после полного остывания предыдущего. Химический состав наплавленного металла (в третьем слое) исследуемых образцов следующий, мас. %: 2,2...2,4 С; 0,7...0,8 Мn; 1,6...1,8 Si; 0,2...0,3 Cr; 0,2...0,3 Ti; 0,035, 0,54, 0,82, 1,50 и 2,20 Al.

Как показали эксперименты, независимо от содержания алюминия (в исследуемых пределах) валики имели микротрещины, образовавшиеся в процессе охлаждения наплавленного металла в температурном интервале 450...250 °С со значительным звуковым эффектом, что позволяет классифицировать их как «холодные» трещины.

В ходе металлографических исследований установлено, что алюминий оказывает существенное влияние на количество и морфологию микротрещин в наплавленном металле, а также на его пористость. В наплавленном образце, содержащем 0,035 мас. % Al (по данным химического анализа в случае отсутствия алюминия в сердечнике порошковой проволоки), обнаруживаются отдельные микротрещины и большое количество пор диаметром до 2 мм. С увеличением массовой доли алюминия до 0,54 % количество микротрещин незначительно возрастает, а пор — уменьшается. Дальнейшее повышение содержания алюминия приводит к увеличению протяженности и степени раскрытия микротрещин, а в наплавленном металле, содержащем 2,20 мас. % Al, появляются микротрещины, поражающие как наплавленный металл, так и металл зоны сплавления (рис. 1). В образцах наплавленного металла, содержащего более 0,54 мас. % Al, поры отсутствуют.

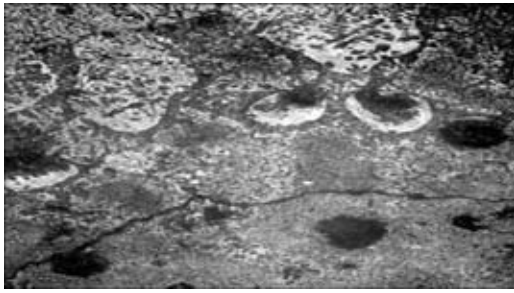


Рис. 1. Микротрещина в зоне сплавления наплавленного металла, содержащего 2,20 мас. % Al, $\times 160$

Структура наплавленного металла, не содержащего алюминий, состоит из продуктов распада аустенита (ферритно-перлитная смесь) и карбидно-цементитной фазы. В плоскости шлифа карбидно-цементитная фаза имеет вид армирующей сетки.

В результате металлографических исследований установлено, что легирование алюминием в исследуемых пределах не оказывает существенного влияния на дисперсность дендритной структуры твердого раствора, но изменяет пространственное строение карбидно-цементитной фазы. При 0,035 мас. % Al она образуется не во всех участках межосевых пространств дендритов, поэтому имеет вид (в плоскости шлифа) разорванной сетки. С увеличением содержания алюминия ее разветвленность возрастает.

Изменение претерпевает и фазовый состав наплавленного металла. Увеличение содержания алюминия до 0,50 мас. % приводит к образованию в структуре наплавленного металла примерно 3 % мартенсита. С увеличением массовой доли алюминия до 2,20 % содержание мартенсита в структуре наплавленного металла возрастает до 18 %. Возможно, образование мартенсита является одной из причин снижения уровня трещиностойкости наплавленного металла при массовой доле алюминия более 0,50 %.

Помимо структурных превращений, легирование алюминием сопровождается изменением твердости наплавленного металла и его основных фазовых составляющих (продуктов распада аустенита и карбидно-цементитной сетки). Как видно из рис. 2, кривые имеют максимумы при массовой

$HV, HV_a, HV_k, \text{ МПа}$

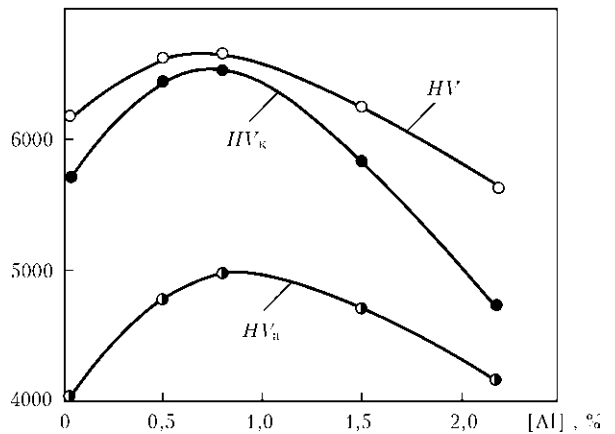


Рис. 2. Влияние алюминия на твердость наплавленного металла HV , микротвердость зерен твердого раствора HV_a и карбидно-цементитной фазы HV_k

доле алюминия в наплавленном металле 0,7...0,9 %. Повышение твердости наплавленного металла HV и микротвердости зерен твердого раствора HV_a при увеличении содержания алюминия до отмеченного уровня обусловлено возрастающей дисперсностью карбидно-цементитной фазы, а также, возможно, участием алюминия в упрочнении феррита твердого раствора (продуктов распада аустенита). При дальнейшем увеличении массовой доли алюминия проявляется его графитизирующее действие. При этом уменьшается содержание цементита, что приводит к уменьшению твердости наплавленного металла HV и микротвердости зерен твердого раствора HV_a . Несмотря на то что легирование алюминием сопровождается образованием мартенсита, твердость которого относительно невелика (4600...4900 МПа), он не может служить препятствием для дальнейшего снижения HV . Причина снижения микротвердости карбидно-цементитной фазы HV_k , вероятно, связана с изменением стехиометрического состава карбидных составляющих наплавленного металла, вызванного легированием алюминием.

На основании проведенных исследований можно сделать вывод, что максимальная твердость, отсутствие пористости и удовлетворительная стойкость против образования микротрещин характерны для наплавленного металла, содержащего около 0,5...0,7 мас. % Al.

The paper gives results of experimental studies on the effect of aluminium on crack resistance and porosity of a low carbon alloy in cladding using self-shielding flux-cored wire. It is established that alloying of the deposited metal with more than 0.7 % aluminium leads to increase in the content of the martensite phase and decrease in its crack resistance. It is shown that the maximal hardness of the deposited metal at an insignificant decrease in its crack resistance can be achieved at the 0.5...0.7 % aluminium content.

Поступила в редакцию 27.01.2012



НОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СВАРКИ ВАННЫМ СПОСОБОМ РЕЛЬСОВ В УСЛОВИЯХ ТРАМВАЙНЫХ И ПОДКРАНОВЫХ ПУТЕЙ

Г. В. КУЗЬМЕНКО, инж., В. Г. КУЗЬМЕНКО, д-р техн. наук,
В. И. ГАЛИНИЧ, канд. техн. наук, В. М. ТАГАНОВСКИЙ, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Описана новая технология сварки рельсов, разработанная в ИЭС им. Е. О. Патона, приведены примеры ее использования при реконструкции и строительстве трамвайных и подкрановых путей. Отмечено, что после соответствующей проверки и получения разрешения она может рассматриваться в качестве альтернативы существующим способам сварки при выполнении работ в условиях железнодорожного пути.

Ключевые слова: электродуговая сварка, бесстыковой путь, трамвайный путь, подкрановый путь, сварка рельсов в условиях пути, плавящийся мундштук, самозащитная порошковая проволока

Бесстыковой путь — наиболее прогрессивная конструкция верхнего строения пути, главным преимуществом которого является возможность практически полной ликвидации стыков, что значительно уменьшает динамические силы и снижает сопротивление движению поездов (в среднем на 10 %). Кроме того, бесстыковой путь также увеличивает срок службы элементов верхнего строения пути (с 1,3 до 2,2 раза), сокращает расходы на ремонт пути и подвижного состава (до 35 %), экономит металл на стыковых скреплениях (5...7 т на 1 км), повышает скорость движения поездов до 160...200 км/ч и более [1]. Несмотря на то что перечисленные преимущества бесстыкового пути относятся к магистральным железным дорогам, они в той или иной степени также имеют место и при его использовании на всех видах рельсового транспорта — на путях промышленных предприятий, метрополитена, трамвайных и подкрановых.

Сварка рельсов — неотъемлемая составная часть путевых работ, оказывающая влияние на конструкцию и технико-эксплуатационные показатели верхнего строения пути. Особенности процесса сварки рельсов связаны со свойствами их материала. Рельсовые стали вследствие высокого содержания углерода плохо свариваются и склонны к образованию горячих и холодных трещин. Для их сварки требуются специальные сварочные материалы и особые технологии. Высокие требования предъявляются также к точности соблюдения температурных режимов сварки [2].

Сварной шов должен соответствовать тем же техническим требованиям, что и сам рельс. Пос-

ледний рассматривают как несущий и направляющий элемент пути, который выдерживает статические и динамические нагрузки, обеспечивает высокую плавность хода и способен противостоять износу. В связи с этим шов, как и сам рельс, должен отвечать требованиям безопасности эксплуатации и не создавать помех движению. Процесс сварки рельсов должен обеспечивать [3]:

- постоянство качества и удовлетворительные эксплуатационные характеристики сварных стыков при минимальной зависимости от квалификации сварщиков;
- максимально ограниченную общую продолжительность процесса сварки, особенно при ремонте путей, чтобы укладываться в продолжительность выделяемых для этих целей временных окон;
- возможность применения портативного сварочного оборудования, чтобы его можно было легко транспортировать и обслуживать;
- исключение расхода рельсов и необходимости перемещения их в продольном направлении;
- адаптируемость процесса к поперечным сечениям всех типов используемых рельсов, а также достаточную гибкость для применения к рельсам с различной степенью износа;
- приемлемый уровень первоначальных расходов на приобретение сварочного оборудования и текущих расходов на выполнение собственно сварки.

В настоящее время ни один из применяемых способов сварки рельсов (стыковая контактная, газопрессовая, алюмотермитная, электродуговая ванная сварка) в полной мере не удовлетворяет всем перечисленным выше требованиям. Так, при стыковой контактной сварке, обеспечивающей наивысшее качество сварных соединений и высокую производительность (особенно в стационарных



условиях), используется громоздкое и дорогостоящее оборудование, что затрудняет, а зачастую делает экономически и технически нецелесообразным ее применение в полевых условиях, в частности, при выполнении ремонтных работ, когда необходимо сварить относительно небольшое количество стыков. Применение этого способа сварки усложняется также необходимостью перемещения свариваемых рельсов и расшивки путей. Существуют также определенные сложности при сварке данным способом крестовин и стрелочных переводов.

Газопрессовая сварка широко применялась в 1930–1970-х годах на железных дорогах США в основном для соединения рельсов в стационарных условиях (в цехах и депо), однако увеличение осевых нагрузок в 1980-х годах привело к существенному росту разрушений стыков, в связи с чем данный способ сварки был вытеснен стыковой контактной сваркой [4]. В настоящее время газопрессовая сварка достаточно широко применяется на железных дорогах Японии [5].

Алюмотермитная сварка, применяемая уже более ста лет для соединения рельсов различного назначения, отличается высокой мобильностью и универсальностью, однако не обеспечивает в должной мере стабильности и высокого качества сварных соединений. В настоящее время возможности улучшения этого процесса в целях повышения служебных характеристик сварных соединений практически исчерпаны. Поэтому, несмотря на многочисленные технологические усовершенствования и организационные мероприятия, предпринятые фирмами-поставщиками услуг по алюмотермитной сварке, ожидать какого-либо прорыва в данном направлении не приходится [6]. К тому же этот способ сварки в нашей стране на протяжении десятилетий не развивался, в результате чего для его применения приходится закупать достаточно дорогие импортные материалы.

В настоящее время электродуговая ванная сварка покрытыми электродами в основном широко применяется для соединения трамвайных и крановых рельсов. Однако этот способ не обеспечивает надежного качества сварных соединений, так как существенно зависит от квалификации сварщика и значительно уступает по производительности другим способам сварки. С целью повышения производительности разработан процесс полуавтоматической электродуговой ванный сварки стыков рельсов, который применяла Берлинская транспортная компания при ремонте железнодорожных путей метрополитена [7]. При этом использовался специальный удлиненный токоподводящий мундштук и самозащитная порошковая проволока. В результате производительность сварки повысилась на 30 % по сравнению с ручной электродуговой сваркой пок-

рытыми электродами. Электродуговая ванная сварка успешно применялась, в частности, при строительстве скоростной линии Ямагата–Шинкасен в Японии [8], где благодаря усовершенствованию технологии и сварочных материалов, а также применению специальной термической обработки удалось значительно улучшить качество сварных соединений. Тем не менее производительность сварки осталась на низком уровне (время сварки стыка составило 75 мин) [9]. Компанией «Nippon Steel» разработан новый процесс, призванный в перспективе заменить алюмотермитную и ручную электродуговую ванную сварку рельсов [9, 10]. Он основан на комбинации сварки в защитных газах вращающимся плавящимся электродом (сварка подошвы) и электрошлаковой сварки (сварка шейки и головки рельсов). Весь процесс осуществляется в автоматическом режиме с помощью аппарата, контролируемого компьютером.

Данная технология обеспечивает значительно более высокие механические свойства сварных соединений, чем алюмотермитная сварка. Однако время сварки стыка составляет около 100 мин, хотя имеется возможность в перспективе сократить его до 50...60 мин, что всего лишь приблизит данный процесс по производительности к алюмотермитной сварке.

Неоднократно также предпринимались попытки разработать процесс электрошлаковой сварки рельсов [11–14], однако несмотря на достаточно серьезную проработку вопроса достичь удовлетворительных результатов пока не удалось [15].

В Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины разработана новая технология сварки рельсов, получившая название автоматической электродуговой сварки ванный способом с использованием плавящегося мундштука, или сокращенно дуговой сварки плавящимся мундштуком. Его отличительной особенностью является использование самозащитной порошковой проволоки, подаваемой через продольный канал в специальном плоском плавящемся мундштуке, что позволяет выполнять сварку при зазоре в стыке 12...16 мм, а в отдельных случаях до 22 мм.

Предлагаемый способ сварки, являясь дальнейшим развитием электродуговой ванный сварки, благодаря механизации процесса позволяет в 2...3 раза увеличить производительность работ и одновременно значительно улучшить качественные показатели сварных соединений, сохраняя высокую мобильность и универсальность оборудования.

В первую очередь он предназначен для сварки путей промышленных предприятий, трамвайных (в том числе скоростного движения) и подкрановых путей, а также в перспективе после соответствующей проверки и получения допуска — для выполнения оперативных ремонтных работ на ма-



Рис. 1. Аппарат APC-4 для сварки рельсов

гистральных железных дорогах. Разработано специализированное оборудование — аппарат APC-4 (рис. 1).

Технические характеристики аппарата APC-4

Номинальное напряжение питающей сети постоянного тока, В	24
Мощность, потребляемая источником, кВт·А, не более	15 (3×380 В)
Номинальный сварочный ток, А, при ПВ = 100 %	350
Диаметр применяемой порошковой проволоки, мм	2,4
Пределы регулирования скорости подачи электродной проволоки, м/ч	50...300
Скорость перемещения электрода, м/ч	4...12
Поперечный ход электрода, мм	180
Частота колебаний электрода, Гц	0,5...2,0
Амплитуда колебаний конца электрода, мм	0...20
Габаритные размеры ДФШФВ, мм	1320×520×850
Масса аппарата без проволоки и башмаков, кг, не более	40

Он отличается портативностью и благодаря сменной формирующей оснастке легко перенастраивается на сварку рельсов различных типоразмеров. В качестве сварочного источника используется инвертор ФОРСАЖ-500 Рязанского государственного приборного завода. Питание может осуществляться как от трехфазной сети напряжением 380 В, так и от автономного электрогенератора мощностью 25...30 кВт·А, при этом потребляемая при сварке мощность составляет до



Рис. 3. Сварка подкрановых путей

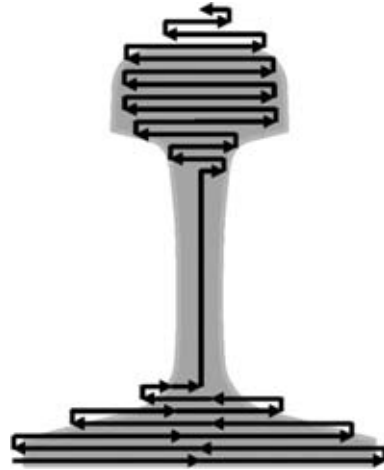


Рис. 2. Схема перемещения мундштука при электродуговой сварке рельсов ванным способом с использованием плавящегося мундштука

15 кВт·А. Среднее машинное время сварки стыка рельсов типа Р65 составляет около 20 мин, что сводной бригаде из пяти человек (два оператора-сварщика и три рабочих-путейца) позволяет достигнуть производительности до 16 стыков за смену.

Сварку осуществляют плавящимся мундштуком, совершающим возвратно-поступательные перемещения переменной амплитуды (рис. 2), благодаря чему обеспечивается полный провар свариваемых кромок по всему сечению рельса. Сварку подошвы выполняют на керамической подкладке многопроходной сваркой, после чего специальным рычажным механизмом без прерывания процесса осуществляют прижатие медных башмаков, обеспечивающих формирование боковых поверхностей шва при сварке шейки и головки рельсов.

В большинстве случаев предварительный подогрев перед сваркой не проводится, лишь при температуре ниже +5 °С требуется подогрев стыка до 250...300 °С, при этом сварку можно выполнять при температуре окружающего воздуха до -5 °С.

Дуговая сварка плавящимся мундштуком ранее была внедрена при монтаже подкрановых путей балкерного терминала Туапсинского торгового морского порта (2009–2010 гг.) и Ильичевского морского рыбного порта (2011 г.) (рис. 3). На этих объектах выполняли сварку стыков крановых рельсов КР100 и КР120 (рис. 4).

На протяжении 2009–2011 гг. данным способом также было сварено более 900 стыков рельсов Р65, Т62 (рис. 5, а, б) и бесшпечных рельсов низкого профиля ЛК-1 (рис. 5, в) при реконструкции линии скоростного трамвая в Киеве и трамвайных путей во Львове.

Разработанные специальные сварочные материалы и технология сварки обеспечивают достаточно высокие показатели механических свойств сварных



Рис. 4. Крановые рельсы КР100 (а, б) и КР120 (в, г) после сварки (а, в) и шлифовки (б, г)

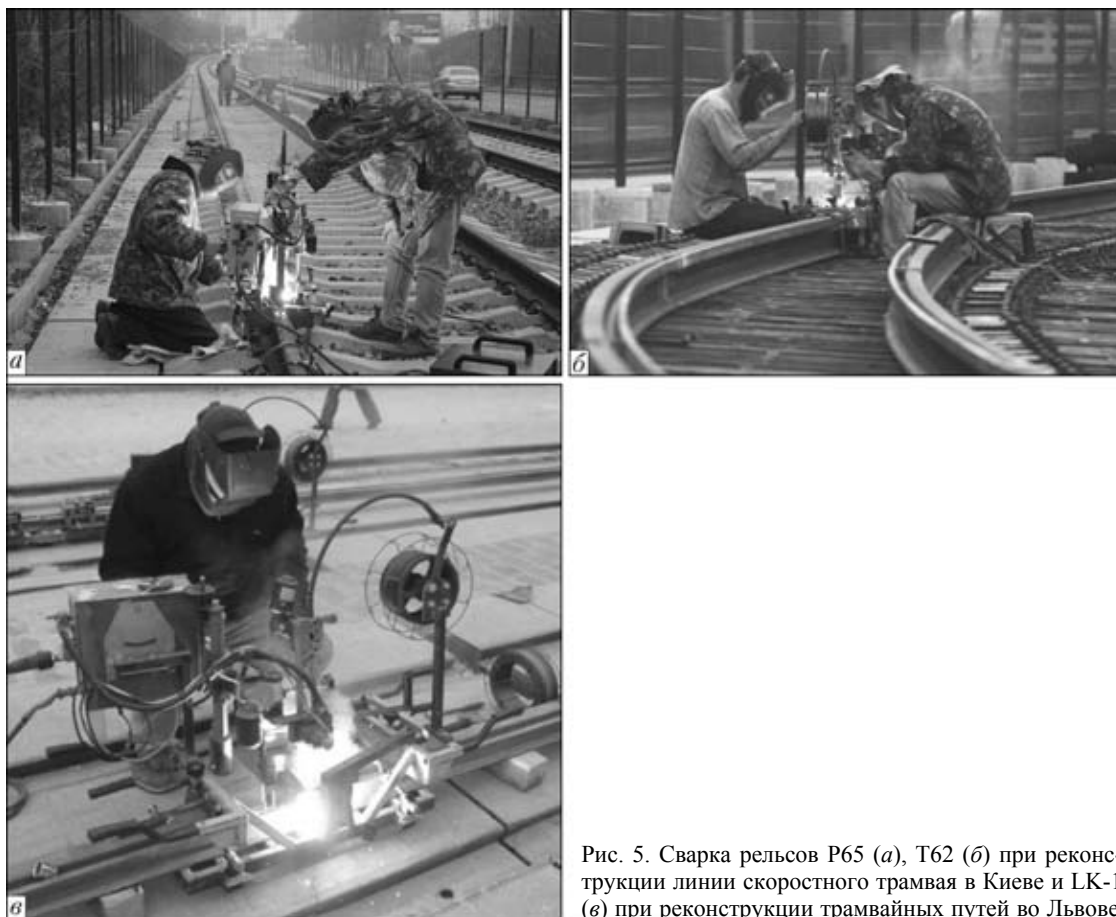


Рис. 5. Сварка рельсов Р65 (а), Т62 (б) при реконструкции линии скоростного трамвая в Киеве и LK-1 (в) при реконструкции трамвайных путей во Львове



соединений. Так, твердость металла шва сварного соединения рельсов Р65 составляет $HV\ 260\dots320$; предел прочности металла шва — $800\dots900$ МПа. Разрушающая нагрузка при испытании рельсов на статический изгиб составляет $1500\dots1650$ кН при прогибе $16\dots22$ мм.

Преимуществами данного способа сварки являются:

- более высокое и стабильное качество сварных соединений по сравнению с ручной дуговой ванной и алюмотермитной сваркой;
- высокая производительность — до 16 стыков за смену;
- не требуется защитный газ или флюс;
- не требуется подогрев (при температуре $+5$ °С и выше) и термическая обработка стыка;
- низкое энергопотребление (потребляемая мощность до 15 кВт·А);
- легкое перенастраивание оборудования для сварки рельсов различных типоразмеров;
- высокая мобильность, что особенно важно при выполнении ремонтных работ.

Таким образом, разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона новый процесс электродуговой сварки рельсов ванным способом плавящимся мундштуком, благодаря своим преимуществам, может рассматриваться в качестве альтернативы существующим способам сварки при выполнении работ в условиях пути.

1. *Будівництво та реконструкція залізничної мережі України для збільшення пропускної спроможності та запровадження швидкісного руху поїздів* / М. Д. Костюк, В. В. Козак, В. О. Яковлев та ін. — К.: ІЕЗ ім. Е. О. Патона, 2010. — 216 с.
2. *Свойства сварных соединений рельсовой стали при электродуговой сварке* / В. Д. Позняков, В. М. Кирьяков,

- A. А. Гайворонский и др. // Автомат. сварка. — 2010. — № 8. — С. 19–24.
3. *Sun J., Davis D., Steel R.* TPCI searching for improved in-track welding methods // *Railway Track & Structures*. — 2001. — № 1. — P. 13–15.
4. *Sun J., Kristan J.* Gas-pressure welding: is it feasible for North American railroads? // *Ibid.* — 2003. — № 2. — P. 12–14.
5. *Yamamoto R.* Advances in gas pressure welding technology for rails // *Railway Technology Avalanche*. — 2007. — 17, № 3. — 99 p.
6. *Lonsdale C. P.* Thermit rail welding: history, process developments, current practices and outlook for the 21st century (PDF) // *Proc. of the AREMA 1999 annual conf.* — The American railway engineering and maintenance-of-way association. — 1999. — Sept. — P. 2.
7. *Stronger than a storm* // *Weld+vision*. — 2007. — № 19. — P. 14–15 (яп. яз.).
8. *Takimoto T.* Latest welding technology for long rail and its reliability // *Tetsu-to-Hagane*. — 1984. — 70, № 10. — P. 40.
9. *Development of field fusion welding technology for railroad rails* / М. Okumura, K. Karimine, K. Uchino, N. Yurioka // *Nippon Steel Techn. Rept.* — 1995. — 65, № 4. — P. 41–49.
10. *Steel welding technologies for civil construction applications* / H. Tachikawa, T. Uneta, H. Nishimoto et al. // *Ibid.* — 2000. — 82, № 7. — P. 35–41.
11. *Светлополянський Ю. І.* Полуавтоматическая электрошлаковая сварка рельсов // *Автомат. сварка*. — 1966. — № 3. — С. 53–54.
12. *Коперман Л. Н., Муканаев К. К.* Электрошлаковая сварка крановых рельсов // *Свароч. пр-во*. — 1967. — № 5. — С. 32.
13. *Turpin B., Danks D.* Electroslog field welding of railroad rail. Contract Number HSR-37. — Transportation Research Board, Washington, D.C., Jan. 2003.
14. *Gutscher D., Danks D., Turpin B.* Electroslog welding: a potential alternative to conventional rail welding // *Proc. technology digest TD-08-043*. — Association of American railroads, transportation technology center, Inc., Pueblo, Colo, Oct., 2008.
15. *Gutscher D.* Development and evaluation of electroslog welding for railroad applications // *Railway Track and Structures*. — 2009. — № 11. — p. 53–58.

Advantages and drawbacks of both existing rail welding methods and some of those under development are considered. Description of the new rail welding method developed by the E.O.Paton Electric Welding Institute is presented. It is expected that after appropriate verification and authorisation this method can be regarded as a serious alternative to the existing welding methods for performing field operations.

Поступила в редакцию 19.12.2011

ОБОРУДОВАНИЕ И ТЕХНОЛОГИЯ ЭЛС ПРИ КОСМЕТИЧЕСКОМ ЗАГЛАЖИВАНИИ И РЕМОНТЕ ОБРАТНЫХ ВАЛИКОВ ШВА ТРУБЧАТЫХ ИЗДЕЛИЙ

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

Приведены аппаратурные и технологические решения для косметического заглаживания и ремонта линейных обратных валиков шва длиной до 1200 мм внутри неповоротных протяженных трубчатых изделий прямоугольной формы с помощью системы преломления электронного пучка на 90° . Применительно к титановому сплаву VT20 получены параметры электронно-лучевого заглаживания, обеспечивающие формирование плавного перехода от основного металла к шву, гладкую поверхность расплавленного металла и исключение подрезов глубиной до 0,15 мм.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, сквозное проплавление, обратный валик шва, подрезы, электронный пучок, поворотная система, протяженные трубчатые изделия, рабочее расстояние, фокусировка, глубина и ширина проплавления, кратер

При электронно-лучевой сварке (ЭЛС) со сквозным проплавлением неповоротных и поворотных стыков протяженных трубчатых изделий круглой, квадратной и прямоугольной формы в ряде случаев внутренняя поверхность является рабочей. Выполнить косметический проход или ремонт для устранения неровностей на поверхности обратного валика шва, небольших кратеров и подрезов по краям валика с помощью электронного пучка обычным способом не представляется возможным из-за ограниченности внутренних размеров изделия и затрудненного доступа к месту обработки.

Известен способ оплавления внутренней поверхности трубчатых изделий с помощью электронного пучка, отклоненного электрическим полем [1]. Использование медного отражателя, установленного на керамическом изоляторе, позволяет накопить заряд при попадании на него электронного пучка и создать поле между стенкой трубы и отражателем, с помощью которого пучок отклоняется по заданной траектории на внутреннюю поверхность оплавливаемой трубы. При управлении отклонением электронного пучка изменяются угол наклонной торцевой поверхности отражателя, расстояние между отражателем и оплавливаемой трубой, форма отражателя и регулировка параметров первичного электронного пучка. Недостатком данного способа оплавления является необходимость поддержания зазора между отражателем и внутренней поверхностью трубы не менее 3 мм, а также расположения стыка или обратного валика шва на глубине не более 110 мм.

Исследования по ремонту и косметическому заглаживанию обратных валиков шва производи-

ли на установке КЛ-138 конструкции Института электросварки им. Е. О. Патона с компьютерным управлением всеми параметрами и системами. Установка укомплектована энергетическим комплексом на базе ЭЛА-60/60 и электронно-лучевой пушкой, которая перемещается внутри вакуумной камеры по линейным координатам X, Y, Z , а также поворачивается вокруг оси $Y-Y$ по координате QG на угол $0 \dots 90^\circ$. Вакуумная камера, имеющая внутренний размер $4500 \times 3000 \times 3000$ мм и объем $40,5 \text{ м}^3$, откачивается в автоматическом режиме управления до рабочего вакуума $2,66 \cdot 10^{-2}$ Па ($2 \cdot 10^{-4}$ мм рт. ст.) менее чем за 30 мин. Применение в процессе откачки криогенератора типа POLYCOLD позволило существенно уменьшить время откачки и количество влаги в вакуумной камере и стыке свариваемых кромок, что особенно важно при сварке титановых сплавов [2]. При ускоряющем напряжении $U_{\text{уск}} = 60$ кВ диапазон тока электронного пучка $I_{\text{п}} = 0 \dots 1000$ мА перекрывается с помощью двух оптик: 500 мА ($I_{\text{п}} = 0 \dots 500$ мА) и 1000 мА ($I_{\text{п}} = 0 \dots 1000$ мА). Точность позиционирования электронно-лучевой пушки по координатам составила не хуже 0,1 мм. Изображение места сварки во вторично-эмиссионных электронах, а также совмещение электронного пучка со стыком с погрешностью 0,1 мм выполняли с помощью системы РАСТР.

Для ремонта и косметического заглаживания линейных и кольцевых обратных валиков шва внутри трубчатых изделий длиной до 1200 мм, а также исключения трудоемкой механической обработки корневой части шва при сварке, которую выполняют с внешней стороны изделия, разработана система преломления электронного пучка на 90° , работающая по принципу воздействия на электронный пучок неоднородным магнитным полем путем изменения постоянного тока в катушке электромагнита. Как показано на рис. 1, поворотную систему устанавливают на торцевой повер-

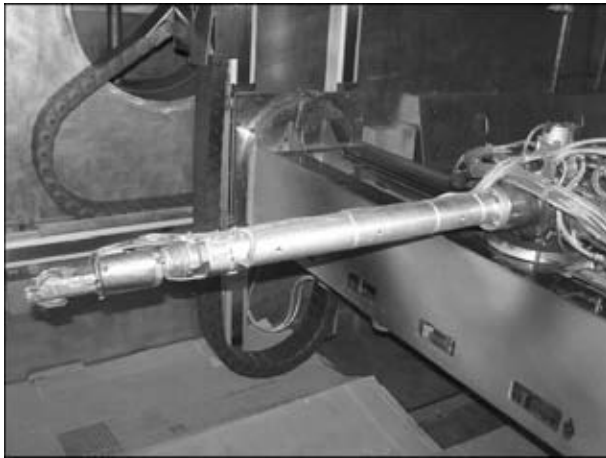


Рис. 1. 90°-Поворотная система для ремонта и косметического заглаживания обратного валика шва

ности электронно-лучевой пушки. Она состоит из полой трубы требуемых диаметра и длины, а также водоохлаждаемой электромагнитной поворотной системы. Положение в пространстве поворотной системы выбирается таким образом, чтобы после преломления на 90° электронный пучок следовал строго вертикально вниз. Получение изображения стыка и обратного валика внутри трубчатых изделий, а также наведение электронного пучка выполняются с помощью отклоняющей системы, установленной перед поворотным электромагнитом, датчика вторично-эмиссионного сигнала и системы РАСТР. Отклоняющая система основной электронно-лучевой пушки при работе системы преломления электронно-лучевого пучка на 90° отсоединяется от системы РАСТР, ее используют для юстировки электронного пучка и его установки в промежутке между полюсными наконечниками электромагнита. Экспериментально определено, что конструкция системы преломления электронного пучка на 90° обеспечивает надежную и долговременную работу при токе пучка $I_{\text{п}} = 0 \dots 100$ мА.

Ремонт и косметическое заглаживание линейных обратных валиков выполняли на пушке с оптикой 500 мА внутри трубчатых изделий прямоугольной формы длиной до 1200 мм, изготовленных из титанового сплава ВТ20, при перемещении системы преломления электронного пучка на 90° вдоль обратного валика. Выбор материала изделия обусловлен неравномерным формированием обратного валика шва с подрезами по краям, особенно характерными при сквозном проплавлении электронным пучком титановых сплавов толщиной более 6 мм [3].

Выбор оптимальных параметров (тока пучка $I_{\text{п}}$, скорости сварки $v_{\text{св}}$, тока фокусировки $I_{\text{ф}}$ и рабочего расстояния $l_{\text{раб}}$ от среза системы преломления электронного пучка на 90° до изделия) процесса электронно-лучевого заглаживания и ремонта осуществляли путем выполнения ряда

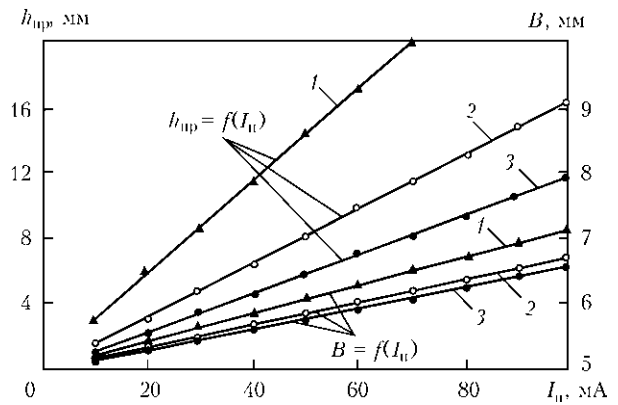


Рис. 2. Зависимость глубины $h_{\text{пр}}$ и ширины B проплавления сплава ВТ20 от тока пучка при $v_{\text{св}} = 3$ (1), 6 (2) и 10 (3) мм/с при $U_{\text{иск}} = 60$ кВ, $l_{\text{раб}} = 100$ мм

проплавлений на сплошном образце титанового сплава ВТ20 толщиной 17 мм.

После проплавления на рабочем расстоянии $l_{\text{раб}} = 100$ мм и приготовления поперечных макрошлифов получена экспериментальная зависимость глубины $h_{\text{пр}} = f(I_{\text{п}})$ и ширины проплавления на поверхности образца $B = f(I_{\text{п}})$ от значения тока пучка в диапазоне $I_{\text{п}} = 10 \dots 100$ мА при скорости сварки $v_{\text{св}} = 3, 6$ и 10 мм/с. Как показано на рис. 2, при $v_{\text{св}} = 6$ мм/с и $I_{\text{п}} = 20$ мА глубина проплавления $h_{\text{пр}} \cong 2,5$ мм, а ширина $B \cong 5,3$ мм. Такой режим рекомендован для косметического заглаживания обратного валика шва шириной 1...3 мм. При выполнении ремонта по устранению или уменьшению неравномерности формирования обратного валика по длине, а также небольших кратеров достаточно повысить ток пучка $I_{\text{п}}$.

В случае протяженных трубчатых изделий прямоугольной формы при изменении положения обратного валика по высоте, т. е. с изменением поперечного сечения по длине изделия, необходимо определить значение коэффициента $K = \Delta l_{\text{раб}} / \Delta I_{\text{ф}}$. Установлено, что для системы поворота электронного пучка на 90° длиной 1200 мм при изменении рабочего расстояния $l_{\text{раб}}$ в диапазоне 100...200 мм коэффициент $K = 20$ мм/мА, т. е. ток фокусирующей линзы электронно-лучевой пушки с оптикой 500 мА изменится на $\Delta I_{\text{ф}} = 5$ мА при изменении рабочего расстояния на $\Delta l_{\text{раб}} = 100$ мм. Такая слабая зависимость $I_{\text{ф}} = f(l_{\text{раб}})$ свидетельствует о том, что в данном случае имеет место длиннофокусная система.

Отработку режимов косметического заглаживания обратных валиков швов с применением системы преломления электронного пучка на 90° производили на плоских образцах из титанового сплава ВТ20 толщиной 17 мм. Сварные швы и обратные валики предварительно были получены после выполнения сквозного проплавления на весу без подкладки титановых образцов горизонтальным электронным пучком на скорости сварки $v_{\text{св}} = 30$ мм/с основной электронно-лучевой пушкой

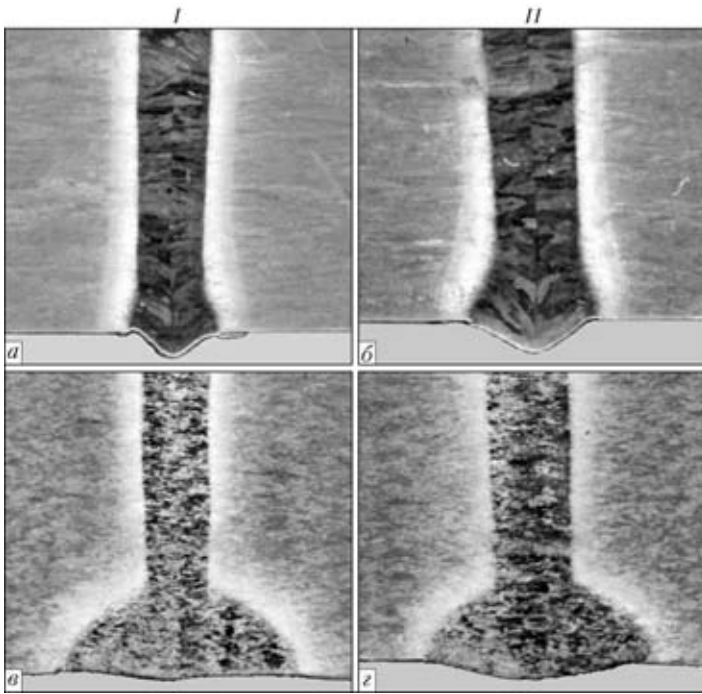


Рис. 3. Макроструктура ($\times 27,5$) сварных соединений сплава VT20 и формирование обратных валиков шва шириной 1,2 (I) и 1,8 мм (II) до (а, б) и после (в, г) их косметического заглаживания

установки КЛ-138 без системы преломления электронного пучка на 90° поворота при движении пушки в горизонтальной плоскости [4]. Путем изменения амплитуды поперечных колебаний электронного пучка по пилообразному закону удалось сформировать бездефектные лицевые валики шва и обратные валики с небольшими подрезами и без подрезов шириной 1,2...2,0 мм и высотой 0,5...0,8 мм. Как показано на рис. 3, косметический проход по обратным валикам швов шириной 1,2 мм (рис. 3, а, в) и 1,8 мм (рис. 3, б, г) на подобранном режиме ($U_{\text{уск}} = 60$ кВ, $I_{\text{п}} = 20$ мА, $v_{\text{св}} = 6$ мм/с, $l_{\text{раб}} = 100$ мм) позволил сформировать корневую часть шва с плавными переходами от основного металла ко шву, получить гладкую поверхность без капель расплавленного металла и устранить небольшие подрезы глубиной до 0,15 мм. Высота обоих обратных валиков уменьшилась и составила не более 0,4 мм, а глубина проплавления со стороны корня шва — 2,5 мм, что согласуется с результатами, приведенными на рис. 2.

Полученные результаты реализованы при косметическом заглаживании обратного валика шва на протяженном трубчатом изделии прямоугольной формы сложной конфигурации с расположением обратного валика на нижней поверхности. При движении системы поворота электронного пучка на 90° вдоль обратного валика $l_{\text{раб}} = 100...250$ мм. При составлении компьютерной программы управления косметическим заглаживанием все параметры электронного пучка сохраняются постоянными, кроме тока фокусировки $I_{\text{ф}}$. Такой прием позволил получить практически постоянную ширину проплавления по всей длине изделия, которая составила $B \cong \cong 5,3$ мм.

Исследования по косметическому заглаживанию линейных обратных валиков шва в полной мере могут быть применены при ЭЛС со сквозным проплавлением поворотных стыков протяженных трубчатых изделий круглой формы. В этом случае задача заглаживания упрощается, так как рабочее расстояние сохраняется постоянным. При выполнении ЭЛС протяженных изделий из тугоплавких материалов с глубиной проплавления $h_{\text{пр}} \leq 6$ мм, например, таких, как волноводы и резонаторы [5], применение системы преломления электронного пучка на 90° является единственным возможным вариантом косметического заглаживания обратного валика шва с образованием гладкой поверхности без подрезов.

1. Боровик В. М., Фролов О. В., Шубин Ф. В. Оплавление внутренней поверхности цилиндрических образцов отклоненным пучком // Материалы XI Всесоюз. науч.-техн. конф. по электронно-лучевой сварке (г. Николаев, 1–3 окт. 1991 г.). — Л.: Судостроение, 1991. — С. 73–74.
2. Назаренко О. К. Сокращение времени откатки крупногабаритных вакуумных камер электронно-лучевых сварочных установок // Автомат. сварка. — 2008. — № 3. — С. 54–55.
3. Нудельман Я. Б., Задерий Б. А. Формирование швов при электронно-лучевой сварке сплавов титана толщиной до 25 мм // Там же. — 1988. — № 5. — С. 29–30.
4. Кравчук Л. А. Устранение подрезов при ЭЛС со сквозным и несквозным проплавлением // Там же. — 2010. — № 6. — С. 26–29.
5. Жданевич М. Л. Деформации резонаторов при электронно-лучевой сварке // Тез. докл. Всесоюз. науч.-техн. конф. «Электроннолучевая сварка в машиностроении» (г. Николаев сент. 1989 г.). — Николаев, 1989. — С. 41–42.

Given are hardware and technological solutions for cosmetic smoothing and repair of linear back beads of up to 1200 mm long welds inside extended position tubular parts of a rectangular shape obtained by using the system for refraction of the electron beam by 90° . Parameters of electron beam smoothing for titanium alloy VT20 were determined, providing formation of a smooth transition from the base metal to weld, smooth surface of molten metal and elimination of undercuts down to 0.15 mm deep.

Поступила в редакцию 27.12.2011



РАЗВИТИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО ТРЕЩИНОПОДОБНОГО ДЕФЕКТА В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ СТАЛИ 06ГБ-390 ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

А. Ю. БАРВИНКО, канд. техн. наук, В. В. КНЫШ, д-р техн. наук, Ю. П. БАРВИНКО, канд. техн. наук, А. Н. ЯШНИК, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены результаты экспериментальных исследований развития поверхностного трещиноподобного дефекта в сварном стыковом соединении на плоских образцах стали 06ГБ-390 в условиях циклического нагружения до образования сквозной трещины. Применительно к расчетным поясам стенки резервуаров для хранения нефти установлена зависимость подрастания в вертикальных стыковых сварных соединениях стенки поверхностного трещиноподобного дефекта от количества циклов нагружения. Показано, что применение листового проката из стали 06ГБ-390 для расчетных поясов стенки резервуаров существенно повышает безопасность их эксплуатации при наличии поверхностных дефектов в сварных соединениях.

Ключевые слова: дуговая сварка, стыковые сварные соединения, поверхностный трещиноподобный дефект, циклическое нагружение, зарождение усталостной трещины, развитие трещины, толщина стенки резервуара

Эксплуатация резервуаров для хранения нефти с одной и двумя стенками (основной и защитной) предусматривает ежедневный визуальный осмотр их поверхностей с констатацией факта наличия или отсутствия на них визуально обнаруживаемых поверхностных трещин или нефтяных пятен от просачивающейся через сквозные трещины нефти. Появление следов нефти на поверхности стенки является результатом конечного этапа развития поверхностного или внутреннего трещиноподобного дефекта. Поверхностная трещина после подрастания и выхода на противоположную поверхность стенки резервуара является наиболее опасным дефектом. Поэтому определение количества циклов слива-налива нефти в резервуар при принятом режиме его эксплуатации, что приводит к образованию сквозной трещины, является актуальной задачей как для обычных резервуаров с одной стенкой, так и для двустенных. Установленная циклическая долговечность сварных соединений стенок резервуаров с рассматриваемым поверхностным дефектом позволяет уточнить время их ремонта и предотвратить дальнейшее развитие сквозной трещины. Исследования циклической долговечности подрастания поверхностной трещины, включая ее выход на противоположную поверхность образца, является первым этапом. Они продиктованы применением в последние годы для резервуаров вместимостью $V = 50 \dots 75$ тыс. м³ новых сталей класса прочности С440, С390 и С350 [1], которые отличаются от рекомендуемых нормативным документом [2, 3]

низким содержанием углерода и серы, а также механическими свойствами (пластичностью, хладостойкостью, KCV), значительно превышающими существующие требования [2, 3].

Отметим, что в нормативных документах [2, 3] в числе рекомендуемых для стенок резервуаров сталей фактически не представлены стали класса С390 с толщиной 10...30 мм, требуемой ударной вязкостью $KCV \geq 50$ Дж/см² при температуре $T = -20 \dots 40$ °С. Эту нишу заполняют стали нового поколения 06ГБ-390 и 09Г2СЮч-У [1, 4] (далее в марке стали 06ГБ-390 класс прочности будет опускаться). Листовой прокат из стали 06ГБ успешно прошел апробацию при строительстве четырех резервуаров вместимостью $V = 50$ тыс. м³ на ЛПДС «Мозырь» (Республика Беларусь). Сталь толщиной 8...50 мм имеет $KCV > 118$ Дж/см² при $T = +20 \dots -40$ °С [1]. Температура $T = -40$ °С является минимальной расчетной для всех стран СНГ и Европы. Поскольку результаты испытаний образцов при $T = +20$ и -40 °С находятся на верхнем участке кривой зависимости KCV от температуры испытаний, то данные, полученные при $T = +20$ °С, распространяются на все верхнее плато этой кривой.

На рис. 1 представлены схема и размеры испытываемых образцов сварных соединений с трещиноподобным надрезом. Технология сварки листового проката стали 06ГБ, разработанная ИЭС им. Е. О. Патона, обеспечивает равнопрочность сварного соединения с основным металлом [5]. Поперечный стыковой шов имел полное проплавление по толщине. Механические свойства листового проката стали 06ГБ, полученные на трех образцах, следующие: толщина $\delta = 20$ мм; предел текучести $\sigma_T = 387,4$ МПа/мм²; временное сопро-

тивление $\sigma_B = 477,9$ МПа/мм²; относительное удлинение $\delta_5 = 35,6$ %; относительное сужение $\psi_z = 79,6$ %; ударная вязкость $KCV_{-40} = 232$ Дж/см²; $\sigma_T/\sigma_B = 0,81$.

При испытании сварных соединений на статический разрыв разрушения происходили по основному металлу. По линии сплавления KCV_{-40} металла сварного соединения составляла 341,1 Дж/см² (среднее по трем образцам).

Надрез в сварных образцах наносили по линии сплавления фрезой с радиусом закругления $r = 0,25$ мм, глубина его составляла 6 мм, а длина — 39 мм (рис. 1). Всего испытано девять образцов, семь — из стали 06ГБ. Три из них перед испытанием подвергали предварительному растяжению до получения остаточной деформации $\delta_{ост} = 0,8...1,0$ %. Для сравнения два образца изготовили из стали 09Г2С-12 с содержанием 0,01 мас. %S и 0,013 мас. % P.

Образцы испытывали при гармоническом циклическом нагружении $P_{цикл}$ на пульсаторе ЦДМ-200пу с частотой 5 Гц. Максимальное напряжение цикла составляло $\sigma_{max} = 2/3\sigma_T$, что соответствует значениям максимальных кольцевых напряжений в стенке резервуара, а минимальное — $\sigma_{min} = 0,1\sigma_{max}$. Поперечное сечение образцов из стали 06ГБ принято 160×20 мм, а из стали 09Г2С-12 — 160×16 мм. Размеры образцов и максимальные напряжения при циклическом нагружении позволяли проводить испытание на трещиностойкость сварных соединений с развитием поверхностного трещиноподобного надреза в условиях плоского деформированного состояния до образования на противоположной поверхности образца сквозной трещины и ее развития до длины $l = 2a$ (30...40 мм). Принятые размеры начального надреза

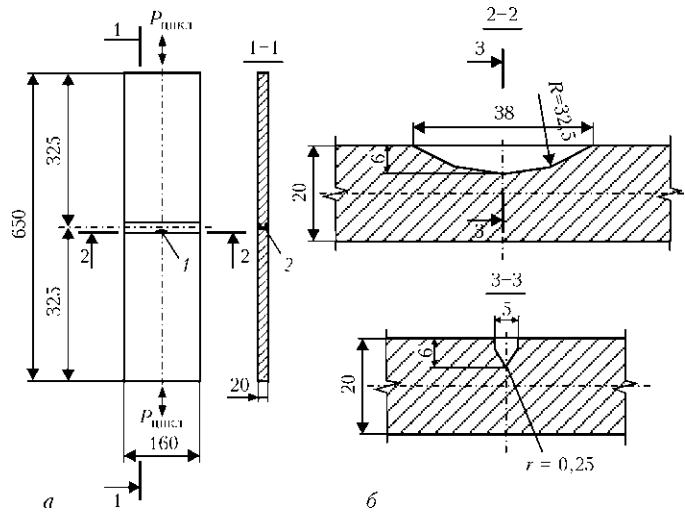


Рис. 1. Схема (а) и размеры (б) образцов сварных соединений стали 06ГБ для испытания на циклическую трещиностойкость: 1 — надрез по линии сплавления в ЗТВ; 2 — усиление шва снято с двух сторон

реза близки к визуально выявляемым трещинам в вертикальных сварных соединениях стенки резервуаров вместимостью $V = 10, 20$ и 50 тыс. м³. На первом этапе испытаний определяли количество циклов нагружения, отвечающее моменту образования усталостной трещины по всему фронту надреза, и выявляли последовательность процесса ее развития от надреза до выхода на противоположную поверхность образца. Схема образования сквозной трещины приведена на рис. 2. Результаты испытаний образцов представлены в таблице.

На четырех образцах, которые испытывали без предварительного растяжения, среднее количество циклов до зарождения трещины по всей длине надреза составило 14,5 тыс. Испытание двух образцов (№ 6, 7) при начальной остаточной деформации растяжения $\delta_{ост} = 0,8...1,0$ % показало уве-

Результаты испытаний образцов с начальным поверхностным надрезом по линии сплавления ЗТВ сварного соединения сталей 06ГБ и 09Г2С-12

№ образца	Марка стали	Состояние сварного соединения	Количество циклов к моменту зарождения трещины по всему фронту надреза, тыс.	Начальная длина трещины на поверхности образца, мм	Количество циклов от зарождения трещины по всему фронту надреза до образования сквозной трещины, тыс.	Длина трещины со стороны надреза при образовании сквозной трещины, мм	Длина сквозной трещины при выходе ее на противоположную поверхность, мм
1	06ГБ	После сварки в свободном состоянии	16,9	42	13,4	59	15
2			12,6	40	10,0	56	10
3			14,2	42	12,8	56	10
4			14,2	40	10,0	57	10
5	06ГБ	Предварительное удлинение образца до 0,8...1,0 % при остаточной деформации	9,9	40	7,9	59	10
6			20,0	40	7,2	59	10
7			18,2	41	10,9	58	11
8	09Г2С-12	После сварки в свободном состоянии	20,4	41	13,6	54	12
9			49,2	41	13,3	49	8

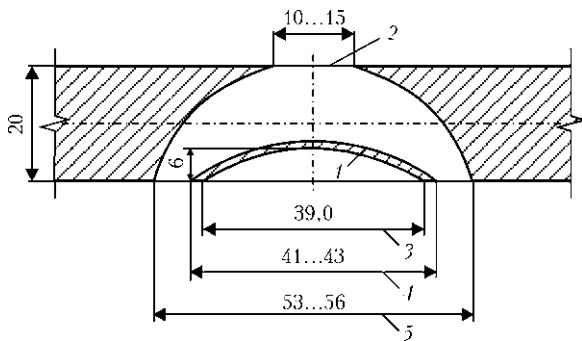


Рис. 2. Схема образования начальной трещины от надреза и ее подрастание до сквозной трещины с выходом на противоположную поверхность образца: 1 — начальная сквозная трещина; 2 — исходный надрез; 3 — длина трещиноподобного механического надреза; 4 — длина исходной трещины; 5 — длина трещины при ее подрастании до сквозной трещины

личение количества циклов до зарождения трещины по всему фронту надреза почти на 30 %. Такой результат получен вследствие уменьшения остроты надреза при предварительном растяжении образцов до их пластического деформирования. Подрастание трещины на образце № 5 можно рассматривать как результат отклонения надреза от линии сплавления или отсутствия четкой линии сплавления по толщине образца. После образования на образцах по всему фронту надреза усталостной трещины коэффициент концентрации напряжений в их вершинах стал одинаковым. В этих условиях количество циклов нагружений у образцов № 1–7 до выхода усталостной трещины на противоположную поверхность образца (с учетом разброса) фактически было одинаковым и составляло в среднем $N = 10,3$ тыс. Одинаковую длину на всех образцах имеют трещины на поверхности надреза и на противоположной стороне. Процесс образования усталостной трещины и ее подрастание до выхода на противоположную поверхность хорошо иллюстрирует рис. 3. Симметрия излома нарушена наличием дефекта в шве (несплавление с правой стороны). На рис. 3 видно, что вначале усталостная трещина образуется глубиной около 5 мм по всему фронту надреза, а затем она развивается по толщине образца с выходом на противоположную его поверхность (ее начальная длина составляет 10...5 мм).

Результаты испытания образцов из стали 09Г2С-12 подтвердили известные данные о том, что стали с развитой площадкой текучести имеют высокую сопротивляемость против зарождения и развития усталостных трещин [6, 7]. Однако низкая хладостойкость (по значению ударной вязкости) указанных сталей существенно ограничивает их использование в конструкциях, работающих в условиях низкой температуры.

Для практического применения важно знать количество циклов нагружения стенки резервуаров, время зарождения усталостной трещины от

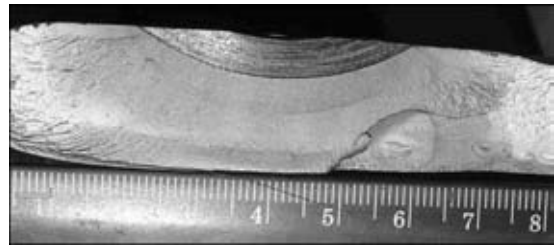


Рис. 3. Вид поверхности усталостной сквозной трещины (образец № 1)

имеющегося поверхностного трещиноподобного дефекта (надреза) и ее подрастания по толщине образца до образования сквозной трещины. При этом рассматривали результаты испытания только образцов № 1–4, не имеющих смятения остроты надреза. Среднее количество циклов составило 14,5 и 10,3 тыс. Для реальных конструкций оценка полученных на образцах результатов выполнена с учетом коэффициента запаса на количество циклов нагружения. Межгосударственным исследовательским комитетом по сосудам давления данный коэффициент рекомендуется принимать равным 20 [8]. Тогда реальное количество циклов нагружения до образования усталостной трещины составляет 725, а до ее подрастания с образованием сквозной трещины — 515 циклов. Полученные данные показывают, что при применении для расчетных поясов стенки резервуаров стали 06ГБ и количестве циклов нагружения 120 в год (режим эксплуатации большинства резервуарных нефтепарков) зарождение усталостной трещины от имеющегося на поверхности стенки поверхностного острого надреза длиной 40 мм можно ожидать через 6 лет. Процесс перехода образовавшейся усталостной трещины в сквозную при толщине стенки резервуара 20 мм происходит за четыре года эксплуатации. Полученные данные хорошо согласуются с нормативным документом [9], по которому предусмотрено выполнять частичное обследование новых резервуаров через пять лет (после 20 лет эксплуатации — через четыре года) и полное обследование соответственно через десять и восемь лет. Такие сроки позволяют при частичном обследовании визуально определить наличие образовавшегося на стенке поверхностного дефекта, а в случае развития из него усталостной трещины выявить ее ультразвуковым контролем при полном очередном обследовании резервуара.

Таким образом, представленные результаты дают оценку только процесса зарождения усталостной трещины от поверхностного дефекта и ее подрастания по толщине образцов до выхода на противоположную его поверхность. Однако зарождение усталостной трещины может быть и от внутренних трещиноподобных дефектов (несплавления по кромкам, различных плоских включений и пр.) или поверхностного дефекта, расположенного на внутренней поверхности стенки ре-

резервуара. В этом случае поверхностная трещина проявит себя уже на стадии сквозной. Эта часть исследований является вторым этапом работы, в которой будет изучен процесс развития сквозной усталостной трещины на начальном участке диаграммы усталостного развития [8] по линии сплавления сварного соединения стали 06ГБ толщиной 20 мм применительно к стенке резервуаров для хранения нефти. Результаты этих исследований будут опубликованы в одном из последующих номеров журнала.

Выводы

1. Сварные стыковые соединения листового проката стали 06ГБ применительно к стенке резервуаров для хранения нефти имеют высокую стойкость против развития от поверхностных острых дефектов усталостной трещины в направлении толщины листа при циклическом нагружении в условиях плоской деформации.

2. Принятые в нормативных документах сроки частичного и полного обследования резервуаров из стали 06ГБ позволяют выявлять на их стенках поверхностные острые дефекты до зарождения от них усталостной трещины, а в случае ее зарождения

принимать необходимые меры безопасности и устранять выявленные дефекты.

1. ТУ У 27.1-05418923-085:2008. Прокат листовой свариваемый из качественной стали классов прочности 355–590 для машиностроения. — Введ. 28.12.2006.
2. ГОСТ 31385–2008. Резервуары вертикальные цилиндрические стальные для нефти и нефтепродуктов. Общие технические условия. — Введ. 02.06.2009.
3. ПБ 03-605–03. Правила устройства вертикальных цилиндрических резервуаров для нефти и нефтепродуктов. — Введ. 09.06.2003.
4. ТУ 14-1-5065–2006. Изменения № 1. Прокат толстолистовой из низколегированной стали марок 09Г2СЮч, 09Г2СЮч-У, 09ХГ2СЮч и 09ХГ2СЮс-У. — Введ. 27.12.2011.
5. Хладостойкость и сопротивляемость слоистому разрушению сварных соединений стали 06ГБ-390 / В. Д. Позняков, А. Ю. Барвинко, Ю. П. Барвинко и др. // Автомат. сварка. — 2012. — № 3. — С. 45–49.
6. Новиков В. И., Гиренко В. С., Бернацкий А. В. Анизотропия свойств металлопроката и работоспособность сварных конструкций // Там же. — 1985. — № 12. — С. 13–19.
7. Никифорчин Г. Н., Студент А. З. Использование нелинейной механики разрушения для оценки сопротивления росту коррозионных трещин // Методы и средства оценки трещиностойкости конструкционных материалов: Сб. науч. тр. — Киев: Наук. думка, 1981. — С. 258–262.
8. Никольс Р. В. Конструирование и технология изготовления сосудов давления. — М.: Машиностроение, 1975. — 464 с.
9. ДСТУ-Н Б А.3.1-10:2008. Настанова з проведення технічного діагностування вертикальних сталевих резервуарів. — Чинний з 2009 р.

The paper presents results of experimental studies on development of a surface crack-like defect in a butt welded joint on flat specimens of steel 06GB-390 under cyclic loading conditions to formation of a through crack. The dependence of growth of the surface crack-like defect in vertical butt joints on the loading cycle quantity was established for design rings on oil storage tank walls. It is shown that in the presence of surface defects in the welded joints the use of rolled plates of steel 06GB-390 for the design rings of the tank walls provides a substantial improvement of their operational safety.

Поступила в редакцию 21.02.2012,
в окончательном варианте 05.03.2012

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

Контакты: (044) 200 54 06; 200 63 57; 200 24 66; 200 82 77
E-mail: office@paton.kiev.ua; tzu@e-mail.ua



СПОСОБ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КРУПНОГАБАРИТНЫХ КОВАНО-ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ СВАРКОЙ

А. И. ВОЛОШИН, К. П. ШАПОВАЛОВ, В. А. БЕЛИНСКИЙ, С. Н. ЛИТВИНЕНКО, инженеры
(ПАО «НКМЗ», г. Краматорск),
академик НАН Украины **К. А. ЮЩЕНКО, И. И. ЛЫЧКО**, канд. техн. наук, **С. М. КОЗУЛИН**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены результаты освоения новой технологии получения комбинированных биметаллических деталей с использованием электрошлаковой сварки плавящимся мундштуком швами усложненной конфигурации.

Ключевые слова: электрошлаковая сварка, комбинированная биметаллическая заготовка, плавящийся мундштук, стыки и швы П-образной формы

Создание современных машин и агрегатов кузнечно-прессового, прокатного и энергетического оборудования неразрывно связано с производством крупногабаритных монолитных заготовок массой до 300 т и более. На современном этапе в основном это решается двумя путями: первый — использование соответствующих мощностей сталеплавильного, кузнечно-прессового и литейного производства, позволяющих получать крупногабаритные заготовки; второй — укрупнение заготовок с помощью сварки.

На Новокраматорском машиностроительном заводе (НКМЗ) решения о выборе способа получения заготовок принимают инженерные службы на основании анализа конструктивных, технологических и экономических аспектов проблемы, при этом целью является минимизация затрат и обеспечение требуемого качества изделия. С учетом этого на заводе созданы технологические возможности для использования электрошлаковой сварки прямоугольных сечений размером 5000×6000 мм и автоматической сварки под слоем флюса цилиндрических изделий диаметром до 4000 мм с толщиной стенки до 500 мм [1].

При прочностных расчетах и проверке работоспособности конструкции (эти процедуры на НКМЗ выполняются с использованием програм-

мных средств ABAQUS, SIMULATION и COSMOS-MOTION) становится понятным, что не вся конструкция нагружается равномерно. Экономически нецелесообразно назначать материал для всей детали, ориентируясь на напряженное состояние в максимально нагруженных местах. Желательно обеспечивать требуемые механические свойства материала в отдельных частях детали, минимизируя при этом излишние запасы прочности, а следовательно, излишние затраты.

В настоящее время на НКМЗ эта задача решается путем создания комбинированных биметаллических крупногабаритных изделий. Использование кованных вставок из легированных сталей в максимально нагруженных местах детали, изготовленной из нелегированного стального литья, способствует значительному снижению издержек на производство качественных заготовок, уменьшению себестоимости и повышению конкурентоспособности продукции.

Примером может служить ковано-литая конструкция шабота штамповочного молота, в которой максимальный уровень напряжений возникает под действием рабочей нагрузки в средней зоне шабота.

При разработке конструкции шабота было принято решение изготовить его биметаллическим, скомбинировав кованую среднюю часть из стали ИЦ-1А (аналог сталь 16ГНМА) с литыми боковинами из стали 30Л. Химический состав и ме-

Таблица 1. Химический состав материалов, используемых при изготовлении шабота, мас. %

Материал шабота	C	Si	Mn	Ni	P	S	Mo	Cr
Сталь 30Л (ГОСТ 977-75)	0,27...0,35	0,20...0,52	0,40...0,90	—	≤ 0,04	≤ 0,04	—	≤ 0,3
Сталь ИЦ-1А (сталь 16ГНМА ГОСТ 2246-80)	0,12...0,18	0,17...0,37	0,80...1,10	1,0...1,3	≤ 0,04	≤ 0,04	0,40...0,55	≤ 0,3

Таблица 2. Механические свойства материалов, используемых при изготовлении шабота ($T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$)

Материал шабота	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	ψ , %	KCU , кДж/м ²
Сталь 30Л	480	260	17	30	350
Сталь ИЦ-1А	560	400	21	60	1200

Механические свойства используемых материалов приведены соответственно в табл. 1 и 2. Части шабота соединяли традиционными швами, выполненными электрошлаковой сваркой (ЭШС) и расположенными в одной плоскости (рис. 1). Такая технология сварки освоена и широко используется на НКМЗ.

При работе над дальнейшим снижением себестоимости крупногабаритных заготовок инженеры отдела Главного сварщика НКМЗ, совершенствуя технику и технологию ЭШС плавящимся мундштуком, создали новые приемы упрочнения напряженных мест изделий (рис. 2) путем получения комбинированных заготовок более сложной формы. При этом поставлена задача освоить технологию ЭШС швов П-образной формы.

В практике сварочного производства швы таких размеров и формы ранее не выполняли как по техническим, так и технологическим причинам. Во-первых, для получения шва П-образной формы необходимо соответствующее специализированное сварочное оборудование. Во-вторых, приварка так называемого имплантата к жестким кромкам массивной заготовки одновременно к трем плоскостям (рис. 3) может сопровождаться образованием трещин в зоне термического влияния и сварном шве. Причем трещины бывают как горячими, так и холодными.

Благодаря давним производственным связям между НКМЗ и ИЭС им. Е. О. Патона, а также их обоюдному интересу к указанной сложной

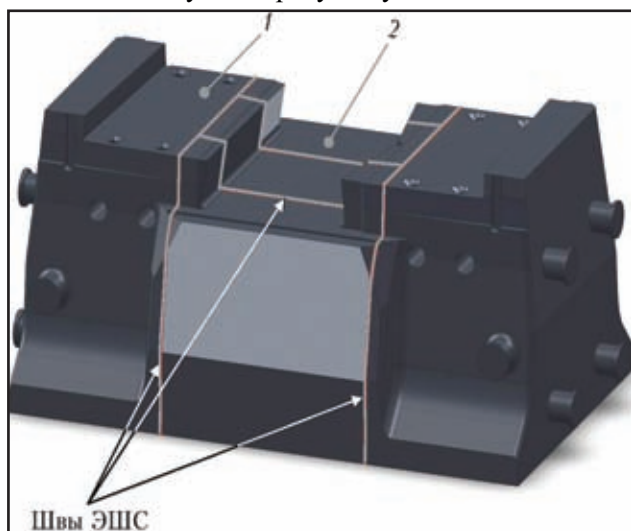


Рис. 1. Расположение швов ЭШС при изготовлении шабота: 1 — литые части (сталь 30Л); 2 — ковано-сварная средняя часть шабота, состоящая из трех поволоков из стали ИЦ-1А

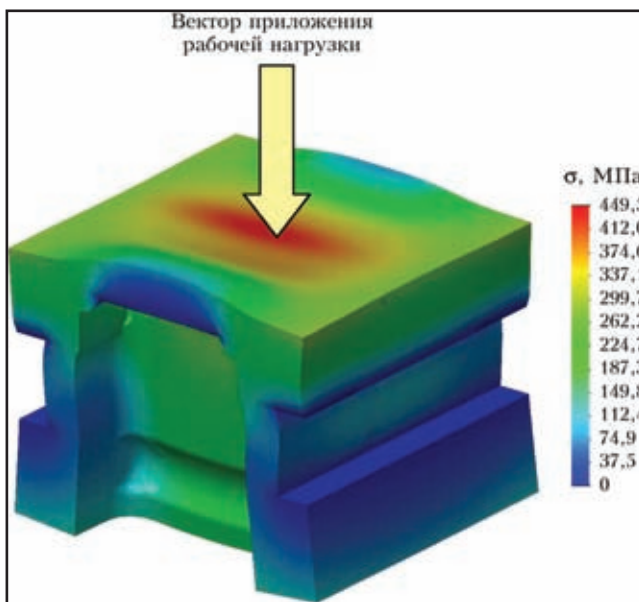


Рис. 2. Напряженно-деформированное состояние основания шабота в момент приложения рабочей нагрузки

проблеме достигнуто соглашение о совместной работе в этом важном направлении.

Исходя из технических возможностей сварочного производства НКМЗ [1] и накопленного опыта в ЭШС изделий большой толщины [2] определены необходимые температурно-временные условия образования сварного соединения в замкнутом жестком пространстве, когда ввариваемый имплантат подвергается сложному термодинамическому воздействию одновременно по всему периметру шва. Разработаны техника и технология ЭШС плавящимся мундштуком шва пространственной формы, а также выбраны режимы последующей объемной высокотемпературной обработки сваренной детали. Принято решение об опытно-промышленном испытании разработанных техники и технологии на штатной детали

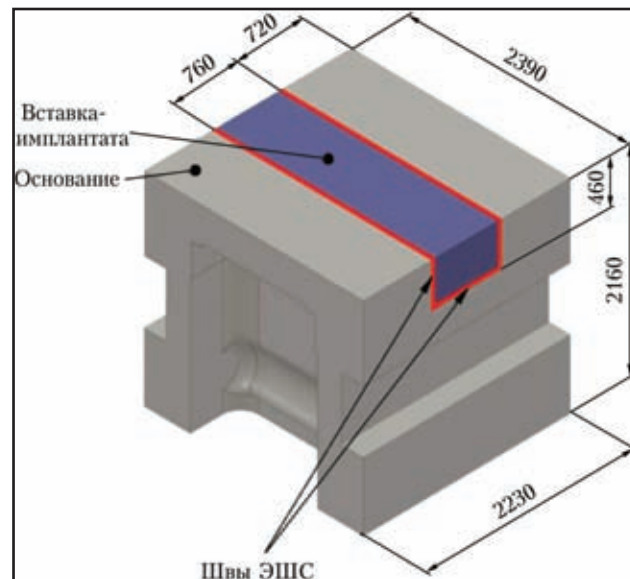


Рис. 3. Вариант комбинированного биметаллического основания со вставкой из стали 20ХН2М



Рис. 4. Внешний вид заготовки, подготовленной для сварки способом ЭШС кованого имплантата в литую заготовку основания шабта



Рис. 6. Рабочий момент сварки имплантата на заводской установке

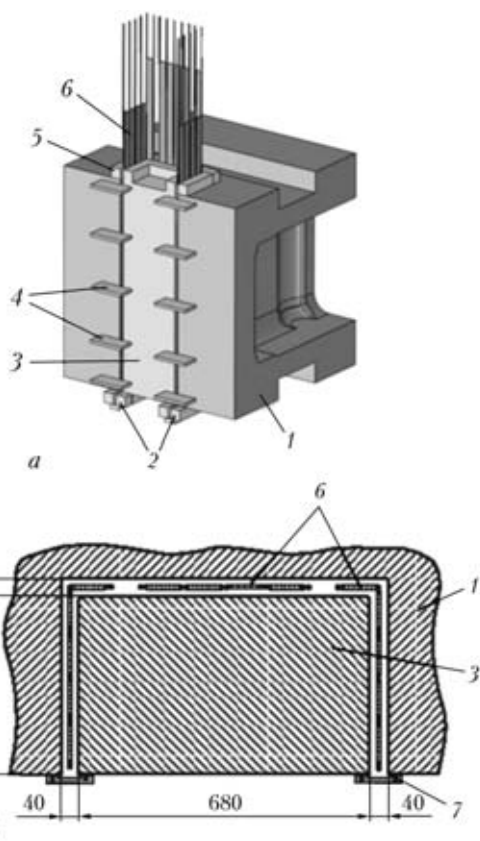


Рис. 5. Общий вид (а) и схема сборки под ЭШС плавящимся мундштуком (б): 1 — свариваемое изделие; 2 — входные карманы; 3 — кованая вставка (имплантат); 4 — технологические планки; 5 — выходные карманы; 6 — плавящиеся мундштуки; 7 — формирующие устройства

— основании из основного металла стали GS-45 (аналог сталь 25Л) и с кованным имплантатом размером 420×680×2590 мм из стали 20ХН2М, швом П-образной формы (рис. 4).

Для ЭШС стыка пространственной П-образной формы и размеров, указанных на рис. 5, а, потребовалось использовать три секции плавящихся мундштуков, набранных из отдельных пластин (рис. 5) и 1100 кг сварочной проволоки. При этом надежность выполнения пространственного П-образного шва, как и при сварке швов в одной плоскости, обеспечивалась системой дублирования подачи сварочных проволок.

После механической обработки сваренное (рис. 6) и термически обработанное изделие было подвергнуто ультразвуковому контролю, который подтвердил высокое качество сварного соединения, полученного по новой технологии. В настоящее время сварено уже два подобных изделия.

Таким образом, с целью снижения себестоимости изготовления крупногабаритных заготовок для деталей прокатного, энергетического и кузнечно-прессового оборудования предложено изготавливать детали сварными, а также из металлов с различными свойствами. При этом выбор материала для отдельных частей заготовки следует производить исходя из анализа напряжений, возникающих в них под действием эксплуатационных нагрузок. Для наиболее эффективной реализации предложенной концепции специалистами НКМЗ и ИЭС им. Е. О. Патона разработана и успешно опробована новая технология ЭШС пространственными швами больших размеров.

1. Новая установка для ЭШС крупных элементов на АО «Ново-Краматорский машиностроительный завод» / В. А. Невиномский, С. Г. Красильников, А. Д. Панин и др. // Автомат. сварка. — 2002. — № 2. — С. 50–52.
2. Электрошлаковая сварка и наплавка / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1980. — 511 с.

Given are the results of application of a new technology for production of combined bimetal parts by using consumable-nozzle electroslag welding with the complicated-configuration welds.

Поступила в редакцию 15.03.2012

3 февраля 2012 г. в Нижнем Тагиле состоялся научно-практический семинар, посвященный 90-летию д-ра техн. наук, проф. М. И. Разикова (1922–1975) — известного ученого в области сварки и наплавки, много лет проработавшего заведующим кафедрой сварки Уральского политехнического института. Михаил Иванович был также организатором и первым руководителем отраслевой лаборатории наплавки при Уральском политехническом институте. В семинаре приняли участие более 80 специалистов и руководителей от 35 предприятий и организаций из 17 городов России и Казахстана, в том числе ряд ведущих горно-металлургических предприятий Уральского региона — Нижнетагильского и Челябинского металлургических комбинатов, Каменск-Уральского и Серовского металлургических заводов, Уралвагонзавода, Качканарского и Высокогорского ГОКов, Уралмашизавода и др. На семинаре подробно освещалась тема совершенствования ремонта деталей горно-металлургического оборудования путем применения плазменной закалки. Доклад д-ра техн. наук В. А. Короткова об опыте применения установки плазменной закалки УДГЗ-200 на различных предприятиях представлен ниже.

От редакции

УДК 621.791.72

ОПЫТ ПРИМЕНЕНИЯ УСТАНОВКИ ПЛАЗМЕННОЙ ЗАКАЛКИ УДГЗ-200 НА ПРЕДПРИЯТИЯХ УРАЛЬСКОГО РЕГИОНА

В. А. КОРОТКОВ, д-р техн. наук (НТИ(ф) УрФУ, г. Нижний Тагил, РФ)

Известно, что сжатая дуга (плазма) широко используется для сварки, наплавки, нанесения защитных покрытий, поверхностной закалки и др. В ООО «Композит» (г. Нижний Тагил) была разработана и сертифицирована мобильная установка УДГЗ-200, позволяющая выполнять плазменную закалку ручным инструментом. Установка имеет двухкорпусное исполнение массой 20 + 20 кг и питается от сети 380 В, потребляемая мощность 10 кВт. В качестве плазмообразующего и защитного газа используется аргон, расход которого составляет 20 л/мин. Производительность установки 25...85 см² обработанной поверхности в минуту. В зависимости от марки обрабатываемой стали твердость закаленного слоя составляет HRC 45...65, а его толщина 0,5...1,5 мм. Обработке подвергаются углеродистые или инструментальные стали, поэтому специальное охлаждение обрабатываемой детали не требуется, что упрощает организацию работ. Необходимая скорость охлаждения обеспечивается теплоотводом в тело детали.

Значительное распространение получила плазменная закалка штампов различного назначения. Так, на Уралвагонзаводе применение установки плазменной закалки УДГЗ-200 позволило увеличить твердость рабочих кромок вырубных штампов из стали 5ХВ2С до HRC 61, из сталей 5ХНМ

и 7Х3 до HRC 64 и из стали У8 до HRC 58. В результате плазменной обработки стойкость штампов увеличилась примерно в 2,7 раза. Матрица для вырезки доньшка ресивера после плазменной закалки приведена на рис. 1. Видимые цвета побежалости, обычно появляющиеся при нагреве металла, не приводят к ухудшению параметров шероховатости поверхности.

На Челябинском трубопрокатном заводе проводится плазменная закалка чугуновых штампов (вкладышей) для формовки труб большого диаметра (рис. 2). Ранее на заводе применяли газоплазменную закалку этих штампов. Применение плазменной закалки ручным инструментом взамен газоплазменной закалки увеличило твердость этих штампов с HRC 50 до HRC 60. В результате примерно в 3 раза увеличилась их стойкость.

В корпорации ВСМПО-АВИСМА получены положительные результаты от применения плазменной закалки на многотонных штампах из стали 5ХНМ. Для более высокой твердости и износостойкости отпуск этих штампов после закалки с печного нагрева проводили при пониженной температуре, но это повлияло на прочность штампов — они начали раскалываться. Поверхностная плазменная закалка без понижения твердости и износостойкости позволила повысить температуру отпуска для предотвращения расколов. К по-

© В. А. Коротков, 2012



Рис. 1. Матрица для вырубki доньшка ресивера после плазменной закалики

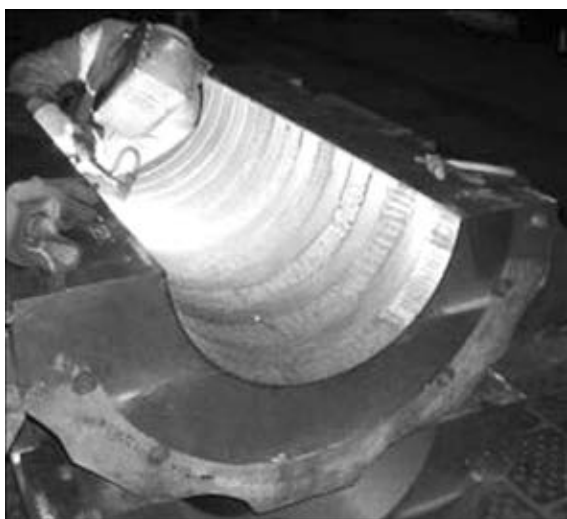


Рис. 2. Плазменная закалика штампа на Челябинском трубопрокатном заводе



Рис. 3. Штампы сложной формы после плазменной закалики (ООО «КУМЗ»)

добному шагу в порядке эксперимента прибегли на Каменск-Уральском металлургическом заводе (рис. 3).

Многие крупные штампы имеют длительный цикл изготовления с разрезанием на относительно

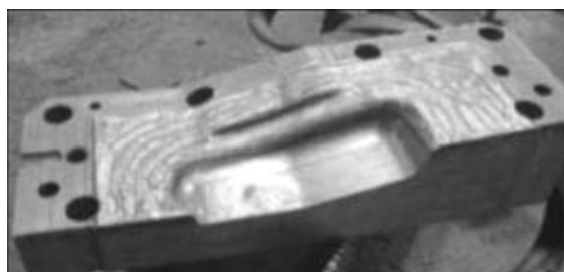


Рис. 4. Фрагмент разрезного штампа после плазменной закалики



Рис. 5. Матрица автомобиля ГАЗ после плазменной закалики прижимного контура

небольшие части для объемной закалики в печах и последующей трудоемкой подгонкой закаленных фрагментов в единое целое. На Волжском автозаводе провели эксперимент, заменив объемную закалику поверхностной плазменной закаликой (рис. 4), что позволило избежать подгонки закаленных частей (около 30 % общей трудоемкости изготовления штампа), поскольку их выполнили как единое целое по чертежным размерам. Штампы, на которых изготовлено более 70 тыс. изделий (задняя балка крыши автомобиля), находятся в работоспособном состоянии. При этом трудоемкость ремонтных «зачисток» за счет сокращения их частоты и продолжительности уменьшилась примерно в 10 раз.

Подобный результат получен также на Горьковском автозаводе при опытной закалике матриц штамповки правого и левого переднего автомобильного крыла (рис. 5).

На Лискинском заводе монтажных заготовок три комплекта матриц для изготовления штамповочных трубных тройников диаметром 530, 720, 820 мм (сталь 30ГСЛ) из-за низкой твердости примерно после 50-ти штамповок пришли в негодность. Плазменная закалика с последующей зачисткой поверхностей (рис. 6) позволила восстановить работоспособность матриц, выдержав то же количество штамповок (50 шт.), они остались пригодными для дальнейшей эксплуатации.

Установка УДГЗ-200 успешно используется для упрочнения зубчатых и шлицевых зацеплений с модулем $m \geq 6$ (рис. 7). Плазменной закаликой упрочняются зубчатые венцы мельниц, шевронные зубья



Рис. 6. Матрица для формовки трубных тройников большого диаметра после плазменной закалки

и шлицы на валах-шестернях; приводные шестерни железнодорожных локомотивов и др. В результате плазменной обработки срок службы зацеплений увеличивается в 2...3 раза.

Одним из наиболее изнашиваемых мест на тележке грузового вагона является бургт подпятника. Благодаря применению на Уралвагонзаводе плазменной закалки бурта твердость (рис. 8) возросла в 2 раза — с *HB 180* до *HB 360*, что значительно снизило его износ (с 1000 до 50 мкм/100 тыс. км).

На этом же предприятии имеется опыт плазменной закалки транспортирующих рельсов на линии по производству осей железнодорожных колесных пар. После изготовления 200 тыс. осей эти рельсы изнашивались по высоте на 3,2 мм. Аналогичные рельсы после плазменной закалки изнашивались всего лишь на 0,5 мм при объеме производства 320 тыс. осей. Таким образом, в результате плазменной закалки износостойкость рельсов повысилась более чем в 6 раз. В настоящее время на Уралвагонзаводе проводятся мероприятия по внедрению плазменной закалки в



Рис. 8. Плазменная закалка бурта подпятника вагона и фрагмент закаленной поверхности

серийное производство вагонов.

Аналогичный результат получен на рельсовых путях для цеховых передаточных тележек на Челябинском трубопрокатном заводе. До применения плазменной закалки рельсы заменялись с частотой один-два раза, а на наиболее нагруженных участках — до шести раз в квартал. Это создавало большую напряженность, так как рельсы были особого сортамента и поставлялись из Германии. После плазменной закалки в 2006–2007 гг. рельсов и колес изнашивание замедлилось в десятки раз и замена рельсов была проведена лишь в 2011 г.

На том же заводе выполняли плазменную закалку крановых рельсов тяжелого типа КР-100. При одинаковом сроке эксплуатации износ закаленных рельсов составил около 0,2 мм, незакаленных — около 2 мм.



Рис. 7. Плазменная закалка зубьев крупномодульной шестерни



Рис. 9. Бункер пресс-ножниц, футерованный листами после упрочнения плазменной закалкой



Рабочие поверхности клетей пильгер-стана для защиты от быстрого износа покрываются лицевыми планками, которые в течение года эксплуатации из-за износа заменяются три раза. При этом и сама клеть под лицевыми планками изнашивается до 10 мм и раз в год ее приходится наплавлять с последующей фрезеровкой наплавленного слоя. После плазменной закалки лицевых планок и рабочей поверхности клетки износ замедлился и расход планок и количество наплавов клетки сократились в 3 раза. Аналогичный эффект

получен при плазменной закалке футеровочных листов бункера пресс-ножниц на металлургическом заводе «Камасталь» (рис. 9).

В настоящее время ООО «Композит» с помощью установок УДГЗ-200 в год производит плазменную закалку до 1 тыс. м² рабочих поверхностей различных деталей. Эту установку приобрели Уралвагонзавод, ВСМПО-АВИСМА, ОРМЕ-ТО-ЮУМЗ, заводы горного оборудования Орска, Бакала, предприятия Казахстана и Украины.

Поступила в редакцию 13.02.2012

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ РАЗНОРОДНЫХ ТЕПЛОСТОЙКИХ ХРОМИСТЫХ И ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ОСНАЩЕНИЯ СОВРЕМЕННЫХ ЭНЕРГБЛОКОВ

Научно-исследовательская работа по указанной теме была завершена в 2011 г. в Институте электросварки им. Е. О. Патона (рук. темы — канд. техн. наук А. К. Царюк)

Объект исследования — теплоустойчивые и жаропрочные стали с повышенными служебными свойствами и их сварное соединение.

Цель исследования — определение физико-металлургических факторов, определяющих формирование структуры и механических свойств соединений теплоустойчивых хромистых мартенситных сталей с жаропрочными аустенитными сталями и разработка технологии их сварки.

Методы исследований — спектральный, микрорентгено-спектральный, металлографический анализы, измерение твердости и микротвердости, испытания механических свойств по ГОСТ 6996–66.

В работе показано, что при сварке мартенситной хромистой стали типа 10X9МФБ с хромоникелевой сталью типа 18-10 аустенитными материалами в зоне сплавления имеет место структурная и химическая неоднородности, которые проявляются в образовании мягких обезуглероженных прослоек структурно свободного феррита в ЗТВ стали 10X9МФБ. Размер этой зоны уменьшается при снижении погонной энергии сварки, но полностью избежать ее образования невозможно даже при сварке на минимальных погонных энергиях.

Предотвратить образование прослойки феррита в ЗТВ стали 10X9МФБ можно при наплавке чисто никелевого металла, но при этом невозможно обеспечить необходимые служебные свойства сварного соединения. Установлено, что прослойка феррита не образуется при предварительной облицовке стали 10X9МФБ мартенситным наплавленным металлом.

В последнее время наряду с традиционной технологией сварки разнородных соединений материалами аустенитного класса все большее распространение приобретает направление, которое предусматривает применение низкоуглеродистого хромистого присадочного металла легированного никелем, молибденом и др.

Для обеспечения прочности зоны сплавления на уровне стали 08X18H10T рекомендована предварительная облицовка основного металла материалами, которые обеспечивают наплавленный металл типа 05X6M, а заполнение основного объема шва можно выполнять как мартенситными, так и аустенитными материалами.

Разработана новая шлаковая система фторидно-магниевого оксидного вида, которая обеспечивает снижение содержания углерода в наплавленном металле до 0,04% при достаточно низком содержании диффузионного водорода. Разработанные на базе этой системы электроды имеют хорошие сварочно-технологические свойства и обеспечивают оптимальный химический состав наплавленного металла и его механические свойства.

ЛЕГКИЕ СВАРОЧНЫЕ ТРАКТОРЫ ИЭС им. Е. О. ПАТОНА

65 лет назад в ИЭС им. Е. О. Патона было создано сварочное оборудование нового поколения: разработан самоходный сварочный аппарат САГ-4 и серия специализированных тракторов типа ТС для автоматической сварки под флюсом. Сварочный трактор ТС-17 поставил рекорд «долгожительства» аппаратов для дуговой сварки.

Аппараты для дуговой автоматической сварки под флюсом с постоянной скоростью подачи электродной проволоки, созданные в Институте электросварки в годы войны, получили широкое применение при массовом производстве танков, авиабомб и другого вооружения.

В мастерских института и на заводах было изготовлено около 700 подвесных сварочных головок в комплекте со вспомогательным оборудованием, перемещающим изделие, или с тележками, перемещающими головки. Послевоенная конверсия требовала создания более универсальной аппаратуры, пригодной для широкой номенклатуры изделий и специализированных сборочно-сварочных установок для конвейеров. Основным направлением научно-технического прогресса в области сварки стало решение задач повышения производительности и стабильности функционирования оборудования, облегчение условий работы и т. п. Необходимо было разработать аппараты для механизированной сварки под флюсом, в том числе для выполнения относительно коротких швов, а также устройств для сварки в пространственных положениях, отличных от нижнего.

Совершенствование аппаратуры было обусловлено необходимостью повышения надежности подачи флюса, направления конца электрода по оси шва, безотказного возбуждения дуги, поддержки в реальном режиме времени без вмешательства оператора параметров ввода энергии в зону сварки. Очень актуальным являлось сохранение преемственности и унификации узлов и деталей уже зарекомендовавших себя образцов оборудования. Аналогичные задачи решали также сварщики США, Великобритании, Германии и других стран.

В ИЭС им. Е. О. Патона при решении этих задач использовали системный анализ всех составных частей сварочной техники, изучали опыт, накопленный в машино- и аппаратостроении, а также специфику процесса сварки. Чтобы снизить требуемую квалификацию рабочих, исключить трудности при отладке, следовало упростить управление аппаратами.

Сконструированный в 1945 г. в ИЭС портативный трактор ТС-6 (В. Е. Патон) открыл серию



Строгая приемка модели трактора ТС-6

специализированных легких сварочных аппаратов. Этот трактор по сравнению с головками военного периода был менее громоздким, допускал более широкий диапазон регулирования по высоте, углу наклона, радиусу поворота, количество кнопок и ручек управления было сведено к минимуму.

На протяжении 1945–1947 гг. в ИЭС им. Е. О. Патона была разработана серия специализированных тракторов ТС-11 и ТС-12 (для сварки стыковых швов соответственно с обработкой и без обработки кромок), ТС-13 (для сварки угловых соединений «в лодочку»), которые при токах 600...1000 А обеспечивали скорость сварки от 22 до 44 м/ч. Без проволоки и флюса масса тракторов



ТС-17 на полевом стане газопровода Дашава – Киев



ТС-17 на потоке

составляла около 40 кг. Однако для многих областей производства необходим был универсальный портативный переносной аппарат для дуговой автоматической сварки под флюсом. В 1947 г. В. Е. Патонем был создан трактор ТС-17 для сварки стыковых и угловых швов. В этом аппарате удалось оптимально совместить сравнительно небольшие размеры и массу (42 кг) с простотой в эксплуатации. Копирующим элементом трактора служит сам аппарат, в котором в зависимости от типа сварного соединения передние или задние колеса заменяют клинообразными роликами. Несколько вариантов настройки трактора делают его универсальным, в том числе он позволяет выполнять сварку круговых швов внутри сосудов.

Трактор типа ТС-17 быстро завоевал популярность во многих отраслях промышленности и эк-

сплуатировался несколько десятилетий. Более того, стал прототипом для гаммы средств механизации сварочного производства. На его основе, с небольшими переработками, были разработаны аппараты для дуговой сварки тонкой проволокой, сварки алюминия по слою флюса, плазменно-дуговой сварки (А-1044, А-1054), однодуговой сварки стыковых соединений листового материала за один проход на скользящей водоохлаждаемой медной подкладке с одновременным формированием обратной стороны шва (ТС-32 и ТС-44) и др. Трактор ТС-17 и его модификации не имели аналогов за рубежом и до сих пор считаются одними из лучших в мире.

В то же время в СССР продолжалась работа над сварочными головками, в основном для стационарных станков и установок. В ИЭС им. Е. О. Патона в 1947 г. были разработаны самоходные, перемещающиеся по рельсам на тележках головки САМ, а потом УСА-2, которые выпускали мастерские института и завод «Искра». Стремясь к типизации и унификации сварочного оборудования, коллектив конструкторов ИЭС им. Е. О. Патона (П. И. Севбо, В. Е. Патон и др.) сконструировал головку АБС с постоянной скоростью подачи электродной проволоки. На основе узлов этого аппарата была создана серия унифицированных аппаратов, в том числе головки А-348, А-639 и др. Сварочная головка АБС и ее «производные», выпускавшиеся несколько десятилетий, эксплуатируются и сегодня.

А. Н. Корниенко, д-р ист. наук

ИССЛЕДОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ВЫПОЛНЕННЫХ СОВРЕМЕННЫМИ СПОСОБАМИ СВАРКИ

Научно-исследовательская работа по указанной теме была завершена в 2011 г. в Институте электросварки им. Е. О. Патона (рук. темы — чл.-кор. НАНУ В. И. Кирьян)

Дана количественная оценка факторов (концентрация напряжений, остаточные напряжения и др.), обусловленных технологическими процессами современных способов сварки тонколистовых алюминиевых сплавов (плавящимся и неплавящимся электродами, трением с перемешиванием), которые оказывают влияние на служебные свойства сварных соединений; установлено, что при усталостных испытаниях сварных соединений алюминиевых сплавов толщиной 1...3 мм остаточную напряженность можно моделировать на сравнительно узких (ширина 80...100 мм) образцах; исследовано сопротивление усталости сварных соединений для указанных способов сварки; установлены оптимальные режимы высокочастотной механической проковки (ВМП) сварных соединений тонколистовых алюминиевых сплавов для повышения их сопротивления усталости, приблизив его к уровню основного металла; доказано, что ВМП является эффективным методом снижения концентрации напряжений, обусловленной не только выпуклостью сварного шва, но и угловой деформацией; проведенные исследования показали перспективность расширения диапазона толщин алюминиевых сплавов различных систем легирования от 1 до 3 мм для сварки высокопроизводительной технологией плавящимся электродом (в отличие от требований ГОСТ 14806–80) при изготовлении конструкций транспортного назначения, работающих в условиях переменного нагружения; получены расчетные значения ограниченных пределов выносливости сварных соединений, необходимых при проектировании и оценке ресурса конструкций транспортного назначения.



ДИССЕРТАЦИЯ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ



Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
О. И. Олейник (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины) защитил 18 апреля 2012 г. кандидатскую диссертацию на тему «Повышение эффективности и безопасности ремонта дуговой сваркой магистральных газопроводов в условиях эксплуатации».

Диссертационная работа посвящена вопросам повышения эффективности мероприятий, которые обеспечивают безопасное выполнение дуговой сварки при проведении ремонтных работ на магистральных газопроводах под давлением и работоспособность отремонтированных участков.

Разработана численная методика оценки риска отказа дефектных мест магистральных газопроводов и сформулированы принципы ранжирования повреждений по степени опасности при ремонте в условиях эксплуатации. Показана принципиальная возможность определения очередности ремонтов на протяжении прогнозируемого срока как единичных дефектов, так и целых участков магистрального газопровода с большим количеством повреждений. Изучено влияние факторов, обеспечивающих безопасность при ремонте сваркой утонений стенок труб. Установлены расчетные зависимости для определения критических размеров дефектов в продольном и окружном направлениях для различных типоразмеров труб (Ду 1000, 1200, 1400 мм), характеристик материала,

условий эксплуатации (давление 5,5 и 7,5 МПа). Разработаны диаграммы допустимых линейных размеров дефектов, которые позволяют определить минимально необходимый уровень снижения давления в магистрали для гарантированного обеспечения безопасности при выполнении ремонтных работ. Оценена степень влияния условий сварки и эксплуатации магистралей на риск образования холодных трещин в сварных соединениях при ремонте утонений стенок труб. Детально рассмотрено влияние диффузионного водорода, поступающего в ЗТВ через стенку трубы изнутри газопровода. Показано, что количество этого газа не может повлиять на вероятность образования холодных трещин. Сформулированы условия, обеспечивающие эффективность применения сварных герметичных муфт различных конструкций при ремонте магистральных газопроводов под давлением. Установлено, что недопущение спонтанного разрушения стенки трубы можно обеспечить за счет регулирования давления в магистрали на время ремонта и натяга конструкции при ее монтаже на трубопровод. Касательно муфт с наполнителем определено, что для обеспечения требуемого уровня работоспособности конструкций наиболее эффективным является увеличение толщины стенки муфты с одновременным увеличением ширины шва.

Предложена система методических мероприятий, обеспечивающих эффективность и безопасность ремонта сваркой при выполнении работ на магистральных газопроводах в условиях эксплуатации.

IV СПЕЦИАЛИЗИРОВАННАЯ ВЫСТАВКА «МЕТАЛЛ. ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТ-2012»

22–24 февраля 2012 г. во Львове состоялась IV Специализированная выставка «Металл. Оборудование. Инструмент», организатором которой была компания «ExpoLviv». На выставке были представлены экспозиции более 60 предприятий-участников, среди них такие ведущие компании Украины, как: ООО АФТ ГРУПП, ООО «Инструмент плюс», ООО «Триада-Сварка», ООО «Империя металлов», АГ Галика, ООО «Фрониус Украина», АБПЛАНАЛП Украина, ООО «Хенкель Украина», ООО «Станкоинструмент-импорт», ГП «Лиаг Техник Сервис Украина».

В качестве целей организаторы обозначили: оказание содействия предприятиям в продвижении продукции на рынок, расширение хозяйственных и торговых связей, обмен опытом, определение перспективных путей развития и объединение усилий в поддержку отечественной промышленности.

Экспозиция выставки была представлена в таких тематических разделах: металлопрокат; оборудование для обработки металла, включая оборудование для сварки; металлорежущие станки и оснащение; металлорежущие инструменты; вспомогательное металлообрабатывающее оборудование; ручной инструмент для слесарных и монтажных работ; электроинструмент; приборы контроля качества, антикоррозионные материалы, метизы, изделия для соединения и крепления; трубы из черных, цветных металлов и сплавов; соединительные элементы труб; арматура; провод, обработка провода.

Традиционно деловая программа выставки была насыщенной и максимально полезной в коммерческом и информационном плане. В частности, на ней были проведены тематические семинары, презентации, вызвавшие немалый интерес у посетителей. Так, на семинаре «Диагностика и контроль материалов, изделий, элементов конструкций» были представлены тематические доклады участников о контрольно-измерительных инструментах, технологических способах и оборудовании для диагностики и контроля. В ходе семинара своими достижениями поделились ведущие специалисты ФМИ им. Г. В. Карпенко НАН Украины (Совет молодых научных работников), а также представители специализированных компаний.

Кроме того, компанией ООО «ТендерПро» была проведена презентация «Новые технологии проведения коммерческих электронных закупок товаров



и услуг для предприятий Украины», которая раскрыла преимущества использования высокотехнологического программного продукта, а именно технологии TenderPro.

На выставке был представлен практически весь ассортимент сварочной продукции известной компании «Фрониус» (Австрия) с возможностью практической демонстрации оборудования в работе. ООО «Триада-Сварка» (г. Запорожье) представила широкий спектр сварочных материалов. Общение на этих стендах в тесной и дружеской атмосфере способствовало налаживанию новых деловых контактов.

Проводя параллели с прошлогодней выставкой, следует отметить значительные изменения к лучшему в совершенствовании вида экспозиций, а также условий работы на них.

По мнению участников и организаторов, выставка прошла на должном уровне. Она стала важным событием как для лидеров отрасли, так и для тех, кто только выходит на рынок и посетил выставку впервые. Участие в данном мероприятии позволило компаниям продемонстрировать свою надежность и устойчивое положение на рынке, поспособствовало продвижению продукции; при этом личный контакт с потенциальными покупателями, поставщиками сыграл немаловажную роль. Подтверждением этому служит то, что многие экспоненты отметили положительный эффект от участия и выразили намерение участвовать в выставке и в следующем году.

О. А. Рыбакова, инж.

НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!



Коллектив Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины и редколлегия журнала «Автоматическая сварка» горячо и сердечно поздравляют Игоря Витальевича Кривцуна с избранием в действительные члены НАН Украины и Владимира Михайловича Нестеренкова — в члены-корреспонденты НАН Украины. Желаем им доброго здоровья, счастья, новых достижений и дальнейших творческих успехов!



Справка

И. В. Кривцун окончил физический факультет Киевского государственного университета им. Т. Г. Шевченко; с 1976 г. работает в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, с 2004 г. — заведующий отделом физики газового разряда и техники плазмы, с 2008 г. — заместитель директора по научной работе; кандидат физико-математических наук по специальности «Теоретическая и математическая физика» (1987 г.), доктор технических наук по специальности «Электротермические процессы и установки» (2003 г.), член-корреспондент Национальной академии наук Украины по специальности «Материаловедение, сварка металлов» (2006 г.); автор более 170 научных трудов, в том числе трех монографий и семи патентов.

И. В. Кривцун — широко известный ученый в области физики газового разряда и теории сварочных процессов, внесший выдающийся вклад в развитие указанных научных направлений. Его основные работы посвящены исследованию физических явлений, протекающих в низкотемпературной технологической плазме (сварочные дуги, плазменные струи, оптический и другие виды газового разряда), а также процессов взаимодействия электродуговой плазмы и лазерного излучения с обрабатываемым материалом в условиях дуговой, плазменной, лазерной и гибридной сварки, наплавки и нанесения покрытий.

Наряду с плодотворной научной деятельностью И. В. Кривцун ведет большую педагогическую и научно-организационную работу. В 2009 г. он стал профессором кафедры лазерной техники и физико-технических технологий НТУУ «КПИ», а с 2010 г. является заведующим этой кафедрой; руководит аспирантурой и докторантурой при Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины; им подготовлены два кандидата и один доктор наук. Он является постоянным членом специализированных советов по защите диссертаций при НТУУ «КПИ» и при ИЭС им. Е. О. Патона, членом редколлегии журнала «Автоматическая сварка». И. В. Кривцун — действительный член Американского сварочного общества (AWS), член Информационного общества по материалам (ASM International); активно сотрудничает с различными научно-техническими организациями Германии, России, США, Китая и других стран.

В. М. Нестеренков окончил Брянский институт транспортного машиностроения по специальности «Технология и оборудование сварочного производства»; с 1973 г. работает в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины; в 1980 г. защитил кандидатскую диссертацию, в 2004 г. — докторскую в области электронно-лучевой сварки металлов большой толщины; в настоящее время ведущий научный сотрудник, заместитель заведующего отдела исследования физических процессов, технологии и оборудования для электронно-лучевой и лазерной сварки, лауреат Государственной премии Украины 2006 г.

В. М. Нестеренков — известный ученый, внесший существенный вклад в развитие теоретических основ физико-металлургических процессов при электронно-лучевой сварке металлов большой толщины и определение критериев стабильного поведения сварочной ванны в разных пространственных положениях. Им исследованы гидродинамические процессы в парогазовых каналах большой глубины, разработаны технологические процессы сварки низколегированных сталей толщиной до 200 мм и высокопрочных алюминиевых сплавов толщиной до 300 мм. В. М. Нестеренков предложил научно обоснованные рекомендации по применению параллельного сканирования луча и пространственной ориентации сварного стыка при электронно-лучевой сварке крупногабаритных изделий ответственного назначения, а также целесообразность модификации металла швов с целью повышения прочности и эксплуатационной надежности соединений. С использованием научных достижений В. М. Нестеренкова были выполнены работы по 25 контрактам с фирмами «Framatome», «Aerospatiale» (Франция), «Airbus» (Англия), HBC, WBC (Китай) и «K+S Services» и «Alcoa» (США).

Основные положения научных исследований В. М. Нестеренкова опубликованы в 72 работах, включая 12 авторских свидетельств, докладывались и обсуждались на многочисленных международных конференциях по электронно-лучевым технологиям.

ПРЕЗЕНТАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЙ ДУГОВОЙ СВАРКИ НЕПОВОРОТНЫХ СТЫКОВ ТРУБ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ

19–20 марта 2012 г. по инициативе ООО «АРКСЭЛ» (г. Донецк), ЗАО НПФ «ИТС» (г. С.-Петербург), ПАО Электромашиностроительный завод «Фирма СЭЛМА» (г. Симферополь) на технической базе МУАЦ ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины в присутствии представителей ГК «Укртрансгаз», НАК «Нафтогаз Украины» и специалистов научных отделов ИЭС им. Е. О. Патона была проведена демонстрация технологий сварки неповоротных стыков труб из стали класса прочности К60 диаметром 1420 мм с толщиной стенки 24 мм с использованием сварочных проволок марок ARCSEL-13-O, POWER PIPE 60R, POWER BRIDGE 60M производства ООО «АРКСЭЛ» (рис. 1, 2).



Рис. 1



Рис. 2

На презентации были продемонстрированы две технологии сварки:

I — полуавтоматическая сварка корневого шва проволокой сплошного сечения АРКСЭЛ-13-О диаметром 1,14 мм в среде CO_2 + автоматическая сварка заполняющих и облицовочных слоев шва порошковой проволокой POWER PIPE 60R диаметром 1,2 мм в смеси защитных газов 75 % Ar + 25 % CO_2 ;

II — полуавтоматическая сварка корневого шва металлпорошковой проволокой POWER BRIDGE 60M диаметром 1,0 мм в среде CO_2 + автоматическая сварка заполняющих и облицовочных слоев шва порошковой проволокой Power Pipe 60R диаметром 1,2 мм в смеси защитных газов 75 % Ar + 25 % CO_2 .



Рис. 3

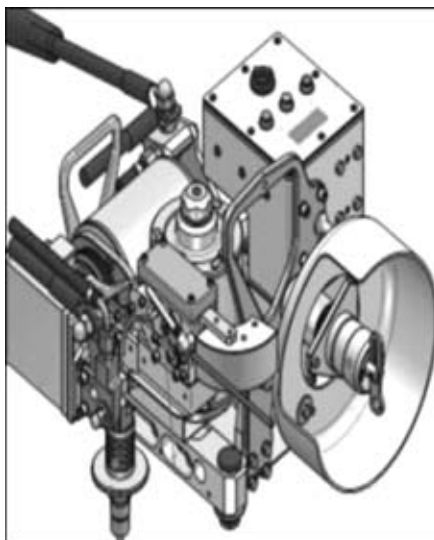


Рис. 4

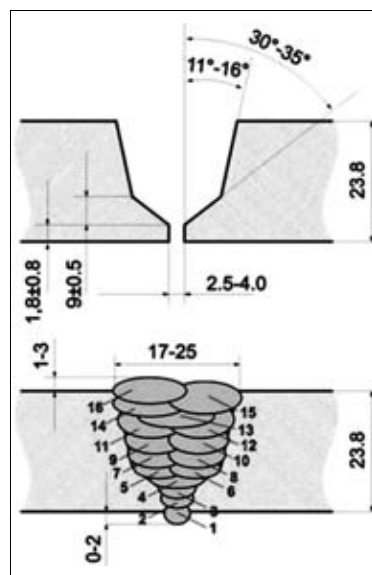


Рис. 5

№ слоя	Кол-во проходов	Способ сварки	Сварочный ток, А	Напряжение на дуге, В	Скорость сварки, мм/с	Погонная энергия, кДж/мм	Род тока, полярн.
1	1(корневой)	135	140...160	13,5... 15,5	16...20	0,56... 0,60	Пост. обратная
2	1 (заполняющий)	136	220...240	20,0...22,5	52...59	0,40... 0,44	
3, 4	Первые 2 заполн.	136	190...220	20,5...23,0	24...26	0,78... 0,94	
5, 6, 7, 8	Послед. 8 заполн.	136	190...220	20,5...23,0	24...26	0,78... 0,94	
9	Облицов. 3	136	220...260	21,0...24,0	23...24	0,97... 1,25	

Сварочное оборудование: Выпрямитель ВДУ-508У3, ВД 506ДК У3, механизм подачи проволоки ПДГО-511 У3.1, сварочные головки ВОСХОД.


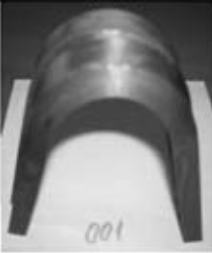


Обе технологии предусматривали использование сварочного выпрямителя ВД 506ДК У3, механизма подачи проволоки ПДГО-511 У3.1 (рис. 3) (полуавтоматическая сварка), сварочных головок ВОСХОД (рис. 4) производства завода «Фирма СЭЛМА» (автоматическая сварка).



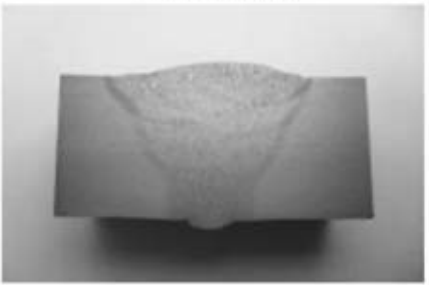
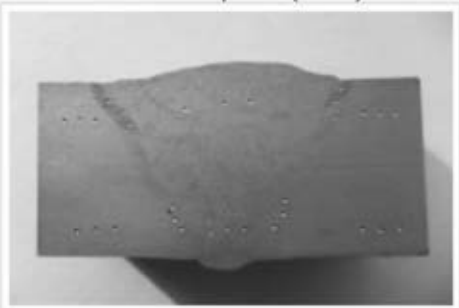
Сварку производили в соответствии с предварительными технологическими инструкциями по сварке pWPS 001 и pWPS 002. Подготовка кромок под сварку, сборка и параметры сварного шва представлены на рис. 5. В таблице выше приведены параметры сварки.

Для подтверждения демонстрируемых технологий сварки были представлены результаты ранее проведенных механических испытаний образцов сварных соединений труб.

Результаты испытаний образцов подтвердили, что данные технологии обеспечивают механические свойства сварных соединений, удовлетворяющие требованиям нормативной документации на магистральные трубопроводы. По результатам испытаний Институтом электросварки им. Е. О. Патона были аттестованы представленные технологии сварки.

Результаты испытаний (I технология сварки)

Временное сопротивление, МПа	Угол загиба, град	Макроскопическое исследование		
				
585,6 591,7 Разрыв по основному металлу	Трещин нет	Дефектов не обнаружено		
Ударная вязкость Температура °С -20 ⁰	Тип : IX ГОСТ 6996-66	Размер, мм: 10x10x55		Требование: 47 Дж/см ²
Место надреза	Значения			Среднее
	1	2	3	
Металл шва	156.0	170.4	160.7	165.7
ОПЗ	343.7	342.6	345.1	343.8
Твердость Тип/нагрузка: HV10 Требования: <250	Место измерений (эскиз)			
Основной металл: 1-160, 2-160, 3-166, 4-172, 5-166, 6-166, 7-166, 8-166, 9-166, 10-159, 11-160, 12-160				
ЗТВ: 13-195, 14-190, 15-182, 16-210, 17-198, 18-190, 19-180, 20-173, 21-178, 22-178, 23-178, 24-180				
Металл шва: 25-143, 26-155, 27-160, 28-181, 29-188, 30-188				

Результаты испытаний (II технология сварки)				
Временное сопротивление, МПа		Угол загиба, град		Макроскопическое исследование
				
575,8 587,9 Разрыв по основному металлу		Трещин нет		Дефектов не обнаружено
Ударная вязкость Температура °C -20°	Тип : IX ГОСТ 6996-66	Размер, мм: 10x10x55		Требование: 47 Дж/см ²
Место надреза	Значения			Среднее
	1	2	3	
Металл шва	143.9	161.3	141.7	145.6
ОШЗ	335.4	342.5	349.4	342.4
Твердость Тип/нагрузка: HV10 Требования: ≤250			Место измерений (эскиз)	
Основной металл (Parent Metal): 1-188, 2-188, 3-182, 4-182, 5-182, 6-182, 7-188, 8-188, 9-188, 10-171, 11-171, 12-171				
ЗТВ (HAZ): 13-213, 14-217, 15-213, 16-213, 17-213, 18-192, 19-192, 20-188, 21-197, 22-197, 23-182, 24-182				
Металл шва (Weld metal): 25-182, 26-188, 27-182, 28-190, 29-197, 30-197				

Презентация вызвала значительный интерес у специалистов ГК «Укртрансгаз», НАК «Нафтогаз Украины», СМФ «Укргазпромстрой», рассматривающих эти технологии как перспективные для применения при ремонте и строительстве отечественных газопроводов. Во время презентации были обсуждены также вопросы обучения и аттестации специалистов сварочного производства для НАК «Нафтогаз Украины» на технической базе Межотраслевого учебного аттестационного центра ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.

М. В. Карасев, генеральный директор НПФ «Инженерный и технологический сервис», г. С.-Петербург,
 А. М. Микитенко, директор ООО «АРКСЭЛ», г. Донецк,
 П. П. Проценко, директор МУАЦ ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины,
 Н. А. Проценко, вед. инж.-технолог ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

Новое поколение оборудования для автоматизированного УЗК сварных труб

За последние годы ОКБ ИЭС им. Е. О. Патона разработало и поставило в Россию на ОАО «Выксунский металлургический завод» 7 установок АУЗК, обеспечивающих высококачественный уровень контроля сварных швов и концевых участков труб диаметром 508 - 1420 мм (НК 360, НК 361, НК 362).

Реализованная в установках схема контроля сварных швов труб с толщиной стенки до 50 мм (рис. 1) обеспечивает контроль согласно требованиям API 5L, ISO 3183, DNV-OS-F101.

Несмотря на высокую скорость контроля (до 30 м/мин) используемая локально-иммерсионная акустическая головка обеспечивает высокую достоверность выявления дефектов и надежный акустический контакт. Инспекторы Европейского Союза, контролирующие качество труб, выпускаемых на ОАО «ВМЗ», дали высокую оценку установкам НК 360, 361, 362 именно благодаря воспроизводимости результатов контроля при испытаниях в динамическом режиме на имитаторе дефектов, а также возможности просмотра и записи А-сканов обнаруженных дефектов.

Общий вид установки УЗК сварных швов представлен на рис. 2. Высокими акустическими характеристиками обладают и ультразвуковые блоки для контроля концевых участков труб.

Схема расположения преобразователей в этих блоках обеспечивает за три оборота контроль зоны 100 мм на расслоение и 30 мм на продольные дефекты.

При выборе основных схем контроля сварных швов и концевых участков труб, помимо стандартов API 5L, ISO 9765 учитывались дополнительные технические требования завода по ширине контролируемых концевых участков труб. Наиболее удачная конструкция локально-иммерсионных акустических блоков с преобразователями установки НК 362М показана на рис. 3.

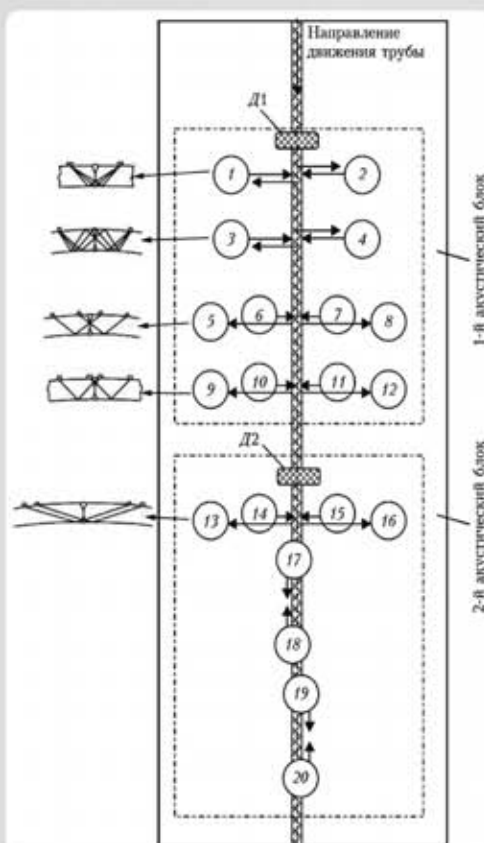


Рис. 1. Схема расположения акустических головок при контроле продольных сварных соединений: D1, D2 — лазерные датчики слежения за валиком усиления сварного шва; 1 - 4 — группа наклонных ультразвуковых преобразователей для контроля на продольные дефекты; 5 - 16 — ультразвуковые преобразователи, работающие в схеме типа «тандем»; 9 - 16 — ультразвуковые преобразователи, стоящие на сварном шве и работающие в иммерсионном варианте на обнаружение поперечных дефектов



Рис. 2. Установка НК 360 для АУЗК продольных сварных швов труб



Рис. 3. Акустические блоки для контроля концевых участков труб: 1 — акустические блоки для контроля на наличие расслоений; 2 — то же, но на наличие продольных дефектов.

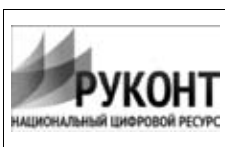
К сегодняшнему дню оборудование для АУЗК сварных труб прошло всестороннюю производственную проверку и широко используется в технологических процессах

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.	90 дол. США	180 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

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



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

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

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

Подписка доступна физическим и юридическим лицам.

РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки (190×190 мм) 700\$
 - Вторая (550\$), третья (500\$) и четвертая (600\$) страницы обложки (200×290 мм)
 - Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм) 400\$
 - Вклейка А4 (200×290 мм) 340\$
 - Разворот А3 (400×290 мм) 500\$
 - 0,5 А4 (185×130 мм) 170\$
- Технические требования к рекламным материалам**
- Размер журнала после обрезки 200×290 мм

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

Все файлы в формате IBM PC

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

Стоимость рекламы и оплата

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

- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу
- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу
- Для постоянных партнеров предусмотрена система скидок
- Стоимость публикации статьи на правах рекламы составляет 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 06.04.2012. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 9,04. Усл.-отт. 9,84. Уч.-изд. л. 10,24 + 10 цв. вклеек.

Печать ООО «Фирма «Эссе».

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