

АВТОМАТИЧЕСКАЯ ВАРКА

www.nas.gov.ua/pwj

СВАРКА • РЕЗКА • НАПЛАВКА • ПАЙКА • НАНЕСЕНИЕ ПОКРЫТИЙ

Издается с 1948 года

ФЕВРАЛЬ 2008

короткий ПИТ-Стоп...



Ни минуты простоя благодаря
системе смены гусаков на горелках
ABIMIG® T от **ABICOR BINZEL®**

**ABICOR
BINZEL®**

IBG
GROUP

ПН Бинцель Украина ГмбХ — предприятие группы ABICOR
Тел./факс: + 38 (044) 403 1299; Интернет: www.binzel-abicor.com
403 1399; 403 1499; 403 1599 E-mail: info@binzel.kiev.ua

Technology for the Welder's World



ИНСТИТУТ ЭЛЕКТРОСВАРКИ им. Е. О. ПАТОНА НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК УКРАИНЫ

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

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

МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

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

УЧРЕДИТЕЛИ:

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

ИЗДАТЕЛЬ:

Международная ассоциация
«Сварка»

Адрес редакции:

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

Редакторы:

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

Свидетельство о государствен-
ной регистрации КВ 4788
от 09.01.2001.

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

СОДЕРЖАНИЕ

НОВОСТИ 3

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

<i>Махненко В. И., Миленин А. С.</i> Анализ риска образования горячих трещин в сварнопаяных титан-алюминиевых соединениях на основе математического моделирования	5
<i>Ющенко К. А., Задерий Б. А., Звягинцева А. В., Котенко С. С., Полищук Е. П., Савченко В. С., Гах И. С., Карасевская О. П.</i> Склонность к образованию трещин и структурные изменения при ЭЛС монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов	10
<i>Позняков В. Д.</i> Механические свойства металла швов и сопротивляемость образованию холодных трещин тавровых соединений стали 13ХГМРБ	20
<i>Касаткин О. Г.</i> Обратимая отпускная хрупкость сварных соединений корпусов реакторов типа ВВЭР	26

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

<i>Письменный А. С., Новикова Д. П., Юхименко Р. В., Прокофьев А. С., Письменный А. А., Полухин В. В., Полухин Вл. В.</i> Особенности технологии высокочастотной шовной сваркопайки труб	29
<i>Лобанов Л. М., Тимошенко А. Н., Гончаров П. В., Зайцев В. И.</i> Технология дуговой точечной сварки стальной трехслойной панели с ячеистым наполнителем	34
<i>Хаскин В. Ю.</i> Современное состояние и перспективы развития лазерных технологий нанесения покрытий и поверхностного упрочнения (Обзор)	38
<i>Корж В. Н., Попиль Ю. С.</i> Регулирование тепловой мощности водородно-кислородного пламени при газопламенной обработке	45

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

<i>Жерносеков А. М.</i> Влияние колебания напряжения сети на процесс импульсно-дуговой сварки	48
Диссертация на соискание ученой степени	50
Патенты в области сварочного производства	50
По зарубежным журналам	52
Новые книги	56

ХРОНИКА

Первая международная конференция «Соединение алюминиевых конструкций»	58
Выставка нанотехнологий и материалов	60
Наши поздравления (В. Г. Фартушному, В. Д. Горбачу, А. Н. Корниенко, В. И. Степахно, В. Д. Познякову)	61

ИНФОРМАЦИЯ 65

Разработано в ИЭС 19, 33, 37

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B.E. PATON

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

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

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

FOUNDERS:

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

PUBLISHER:

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

Editors:

E. N. Kazarova, T. V. Yushina
Electron galley:
I. S. Batasheva, L. N. Gerasimenko,
A. I. Sulima, I. R. Naumova,
I. V. Petushkov

State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001

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

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

Journal «Avtomaticheskaya Svarka» is published in English under the title
«The Paton Welding Journal»

CONTENTS

NEWS 3

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Makhnenko V. I., Milenin A. S. Analysis of risk of hot crack for-
mation in braze-welded titanium-aluminium joints using mathe-
matical modeling 5
*Yushchenko K. A., Zaderiy B. A., Zvyagintseva A. V.,
Kotenko S. S., Polishchuk E. P., Savchenko V. S., Gakh I. S.,
Karasevskaya O. P.* Susceptibility to cracking and structural
changes in EBW of single-crystals of nickel superalloys 10
Poznyakov V. D. Mechanical properties of weld metal and re-
sistance against cold cracking of T-joints made from steel
13KhGMRB 20
Kasatkin O. G. Reversible temper brittleness of welded joints
of WWER-reactor casings 26

INDUSTRIAL

*Pismennyi A. S., Novikova D. P., Yukhimenko R. V., Prokofjev
A. S., Pismennyi A. A., Polukhin V. V., Polukhin V. V.* Specifics
of technology of high-frequency seam braze welding of pipes 29
*Lobanov L. M., Timoshenko A. N., Goncharov P. V., Zaitsev
V. I.* Technology of arc spot welding of steel three-layer panel
with a cellular filling material 34
Khaskin V. Yu. State-of-the-art and prospects of development
of laser technologies of coating and surface strengthening
(Review) 38
Korzh V. N., Popil Yu. S. Adjustment of heat capacity of hydro-
gen-oxygen flame in flame treatment 45

BRIEF INFORMATION

Zhernosekov A. M. Effect of mains voltage fluctuation on the
process of a pulsed-arc welding 48
Theses for scientific degree 50
Patents in the field of welding 50
Review of foreign journals 52
New books 56

NEWS

First International Conference and Exhibitional «Joining of alu-
minium structures» 58
Exhibition of nanotechnologies and materials 60
Our congratulations (V. G. Fartushnyi, V. D. Gorbach, A. N.
Kornienko, V. I. Stepakhno, V. D. Poznyakov) 61

INFORMATION 65

Developed at the PWI 19, 33, 37

НОВЫЕ УСТАНОВКИ ДЛЯ ВОЗДУШНО- ПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКИ

ОАО «Электромашиностроительный завод «Фирма СЭЛ-МА» освоила производство установок для воздушно-плазменной резки как полуавтоматической (с ручным перемещением плазмотрона) — модель УВПР-200, так и автоматической (в составе машин-автоматов) — модель УВПР-400.

По сравнению с газовой ручной резкой установки обеспечивают:

- большую скорость резки (в 3-5 раз) и высокое качество реза при минимальных затратах;



- резку загрязненных и окисленных поверхностей без подготовительных работ;
- отсутствие деформаций и необходимости правки после резки;

- минимальные потери материалов при резке;
- небольшую последующую обработку для сварочно-сборочных операций после резки.

К основным достоинствам установок УВПР-200 и УВПР-400 относятся:

- плавное регулирование тока резки;

- подключение плазмотрона через евразъем;

- подключение пульта дистанционного управления для регулирования тока резки;

- подключение плазмотрона на расстоянии от установки (расстояние согласовывается с производителем) с помощью выносного осциллятора, который обеспечивает стабильный поджиг дежурной дуги плазмотрона;

- бесконтактная система поджига дуги;

- возможность резки цветных и высоколегированных металлов;

- наличие контрольных приборов параметров сжатого воздуха;

- защита от несоответствующих параметров сжатого воздуха;

- наличие фильтра и влагоотделителя для очистки воздуха;

- наличие датчика расхода воды для охлаждения плазмотрона;

- незначительные эксплуатационные расходы;

- класс изоляции H;

- повышенная надежность и срок службы.

КОМПАКТНОЕ И БЕСКАБЕЛЬНОЕ УСТРОЙСТВО: ТР — УСТРОЙСТВО ДИСТАНЦИОННОГО УПРАВЛЕНИЯ ДЛЯ TRANSPOCKET 2500/3500

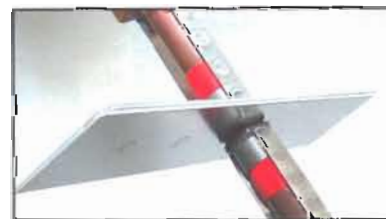
Фирма «Fronius» разработала компактное и легкое устройство дистанционного управления специально для установки TransPocket для ручной дуговой сварки металлическим электродом: в формате мобильного телефона, абсолютно без кабеля, защищенное от внешних воздействий, т. е. водонепроницаемое. Вы просто кладете устройство



дистанционного управления на изделие и касаетесь сварочными электродами контактов, чтобы установить ток сварки. Не имеет значения, как далеко Вы находитесь от источника питания. Все это избавляет Вас от долгих колебаний для принятия решения.

ЭЛЕКТРОД ЕХРО С СИСТЕМОЙ DELTASPOT ДЛЯ НАРУЖНЫХ ТОЧЕЧНЫХ ШВОВ ФИРМЫ «ФРОНИУС»

Диапазон применения системы для контактной точечной сварки с использованием технологической ленты DeltaSpot пополнился электродом новой геометрической формы. Электрод Ехро имеет модифицированную контактную поверхность. Вместо дугообразного, направленного наружу, заострения электрод имеет искрив-



ленную, обращенную внутрь поверхность. Теперь материал изделия может систематически расширяться при сварке, прежде чем восстановит свою исходную форму. Благодаря этому выемка, оставляемая на изделии электродом, практически полностью исчезает, исклю-

чается и необходимость механической обработки после сварки. В результате можно получать качественные точечные швы там, где одним из основных требований является декоративность. При этом такие преимущества DeltaSpot, как 100 % воспроизводимость точечных швов, абсолютное отсутствие разбрызгивания металла и электроды, защищенные технологической лентой, остаются неизменными.

«АРИАДНА» — УПАКОВКА ОМЕДНЕННОЙ СВАРОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ

«Ариадна» — новый вид упаковки омедненных сварочных проволок Св-08Г2С и Св-08Г1С, разработанный ОАО



«Межгосметиз» (Россия) на основе европейского опыта поставки сварочных материалов. Сварочная омедненная про-

волока упаковывается в бочки «Ариадна» по специальной технологии намотки, которая гарантирует послойную укладку по высоте емкости и прямолинейность проволоки. Прямолинейная сварочная проволока легко продвигается по проводковому шлангу, обеспечивая высокую точность контакта в соединении. Это свойство проволоки позволяет использовать проводковые шланги длиной до 12 м. Прямолинейность проволоки с эффектом повиточного выталкивания при размотке снижает нагрузку на устройство подачи сварочного оборудования и соответственно снижает потребность в техническом обслуживании сварочного аппарата. Упаковка «Ариадна» обеспечивает высокую стабильность и надежность процесса сварки.

Сокращается количество остановок процесса сварки для замены кассет, катушек, тем самым обеспечивается экономия проволоки; снижается вероятность образования дефектов в металле сварных швов за счет предохранения сварочной проволоки от пыли и других загрязнений; уменьшается износ деталей подающего устройства сварочного оборудования; упрощается обслуживание роботизированных комплексов и стационарных постов полуавтоматической сварки, а также улучшаются условия транспортировки и хранения.

5 ЛЕТ ГАРАНТИИ ВАКУУМНОЙ ИЗОЛЯЦИИ

Чешская индустриальная компания FEROX, торговая марка CHART наладила выпуск универсальных сосудов EURO CYL объемом 450-1000 л для хранения, транспортировки и подачи газов, в частности N_2 , O_2 , Ar, CO_2 , N_2O . Сосуды



имеют четыре типоразмера — 450, 600, 800 и 1000 л. Их отличают высокая прочность, маневренность и быстрое заполнение; возможность отбора газа в газообразном состоянии или жидком, высокая производительность подачи газа; автоматическая оптимизация рабочего давления и сокращение потерь. Вакуумная изоляция сосудов обеспечивает длительное время соблюдения параметров и низкую номинальную интенсивность испарения газов. Конструкция из нержавеющей стали и внутренняя опорная система обеспечивают прочность и длительный срок службы сосудов. Компактная вертикальная конструкция улучшает производительность и экономит место. Комбинационные регуляторы CHART обеспечивают легкую регулировку давления с использованием шкалы давлений.

Дополнительно предлагаемые варианты исполнения включают: модификации на низкое давление (1,7, 4 и 15 бар), верхнее наполнение; наличие дополнительного испарителя продукта; комплектацию клапанами изоляции измерительных приборов и трубопроводом подачи газа.

АНАЛИЗ РИСКА ОБРАЗОВАНИЯ ГОРЯЧИХ ТРЕЩИН В СВАРНОПАЯНЫХ ТИТАН-АЛЮМИНИЕВЫХ СОЕДИНЕНИЯХ НА ОСНОВЕ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Академик НАН Украины **В. И. МАХНЕНКО**, **А. С. МИЛЕНИН**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

На основе результатов математического моделирования термомеханических процессов при лазерной сварке титан-алюминиевых соединений выполнен анализ риска образования горячих трещин в алюминиевой части неразъемных соединений.

Ключевые слова: математическое моделирование, сварка, титан, алюминий, термомеханическое моделирование, риск образования горячих трещин

Использование разнородных материалов для изготовления сварных узлов в современных конструкциях позволяет достичь уникального сочетания таких полезных свойств, как минимальная масса изделия при его высокой прочности, коррозионная стойкость, долговечность. Поэтому разнородные материалы находят все большее применение в аэрокосмической, судовой и автомобилестроении, а также в других отраслях, чему способствует развитие сварочных технологий и прежде всего лучевых способов сварки [1–4].

В частности, в конструкции пассажирских авиалайнеров серии A380 производства концерна «Airbus» к применению предложены разнородные титан-алюминиевые направляющие кресел («seat track») [5]. Эта сварная конструкция представляет собой двутавровую балку сложного профиля и состоит из титановой (сплав Ti6Al4V) и алюминиевой (сплав AA6056) частей, которые соединяются между собой продольными швами посредством лазерной сварки [6]. Химический состав сплава Ti6Al4V следующий: 5,3...6,8 Al; 3,5...5,3 V; 0,05 N; 0,1 C; 0,0125 H; 0,3 Fe; а сплава AA6056: 0,7...1,3 Si; 0,5 Fe; 0,5...1,1 Cu; 0,4...1,0 Mn; 0,6...1,2 Mg; 0,25 Cr; 0,1...0,7 Zn.

Сварка титана с алюминием — это комплекс сложных и взаимосвязанных физико-химических и термомеханических процессов, которые могут оказывать значительное влияние на эксплуатационные свойства сварного узла. В частности, вследствие невысокой взаимной растворимости титана и алюминия при перемешивании их жидких фаз практически невозможно избежать образования хрупких интерметаллидных соединений [7], что может сделать сварное соединение непригодным для эффективного использования.

Используя существенное различие в температурах плавления рассматриваемых титанового и алюминиевого сплавов, процесс их соединения может быть успешно выполнен по схеме сварки без расплавления титана при наличии жидкой ванны алюминия [8]. Однако при кристаллизации расплавленной алюминиевой кромок свариваемого узла возможно образование горячих трещин (что свойственно некоторым алюминиевым сплавам, в частности, системы Al–Mg–Si), и это должно быть учтено при оптимизации сварочного цикла [9].

С целью анализа риска образования горячих трещин в алюминиевой части разнородного (титан-алюминиевого) соединения в зависимости от технологических параметров сварочного процесса на примере лазерной сварки направляющих кресел пассажирских авиалайнеров серии A380 разработана и реализована математическая модель.

В работе [6] приведена схема процесса получения сварных стыковых соединений титана-алюминия, разработанного в Институте прикладных лучевых технологий (BIAS), Бремен, Германия. Свариваемое изделие находится в силовой оснастке, обеспечивающей равномерное прижатие к опорному столу и действие осевого усилия. Сварка осуществляется двумя лазерными источниками нагрева одновременно с двух сторон изделия. Для этого по поверхности алюминиевой полки движется каретка с установленными на ней камерами, обеспечивающими наличие аргона в области высоких температур нагрева, к ней подведены световоды и установлена система фокусировки лазерного пучка. Кроме того, каретка создает дополнительное прижатие свариваемого изделия в области действия источника нагрева.

Геометрические параметры разнородной направляющей кресел следующие:

длина балки, мм	1000
толщина алюминиевой части стенки балки, мм	2,0
толщина титановой части стенки балки, мм	1,8
толщина алюминиевой полки балки, мм	3,2
высота алюминиевой части стенки балки, мм	8
высота титановой части стенки балки, мм	42,6

Некоторые технологические параметры сварочного процесса представлены ниже:

скорость перемещения источника вдоль соединения направляющей кресел, мм/с	4,33
мощность каждого из источников, кВт	1,75
диаметр сварочного пятна, мм	5
прижимающая сила на «каретке», Н	754
прижимающее распределенное усилие, Н/мм	4,41
осевая сила, Н	376
эффективность теплового воздействия лазера:	
на поверхность алюминия	0,17
на поверхность титана	0,30

Поскольку свариваемая направляющая кресел имеет протяженную форму, то целесообразно рассмотрение данного процесса в рамках двумерной математической модели.

Формирование шва (расплавление алюминиевой кромки, растекание жидкого алюминия по твердому титану, образование поверхностного физического контакта) непродолжительно по времени и несущественно влияет на его термоделированное состояние при остывании, поэтому для упрощения расчета в разработанной модели геометрию шва определяли экспериментально и она считалась изначально заданной.

Схема сварнопаяного соединения и его макрошлиф представлены на рис. 1.

Предварительные исследования по выбору оптимальных режимов сварочного процесса показали, что удовлетворительный сварнопаяный контакт (хорошее растекание жидкого алюминия, стабильная по длине изделия форма шва, отсутствие подплавления титановой кромки) имеет место при варьировании мощности каждого из лазерных ис-

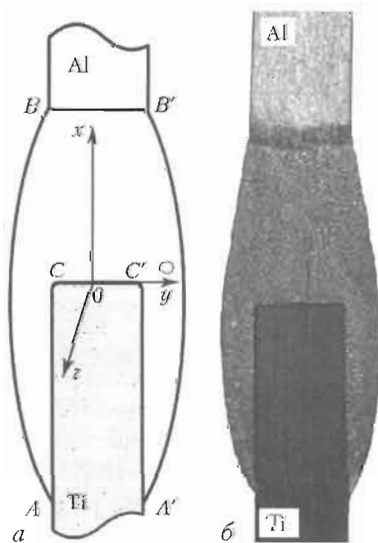


Рис. 1. Схема (а) и макрошлиф (б) сварнопаяного разнородного соединения; кружком показана область исследования степени риска горячего растрескивания

точников в диапазоне 1,5...2,0 кВт и скорости перемещения источника 2,33...5,66 мм/с. При этом регистрировались геометрические параметры шва (ширина и высота валика, длина линии смачивания), которые затем применялись в математической модели для корректного описания кинетики температурного и термоделированного состояния. На рис. 2 показана зависимость ширины сварного шва от подводимой к источникам сварочного нагрева энергии, полученная по результатам обработки соответствующих экспериментальных данных.

Первым этапом исследования было моделирование кинетики температурного поля в свариваемом образце. С этой целью численно решалось двумерное уравнение теплопроводности:

$$C(x, y, T) \frac{\partial T(x, y, t)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda(x, y, T) \frac{\partial T(x, y, t)}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda(x, y, T) \frac{\partial T(x, y, t)}{\partial y} \right), \quad (1)$$

где $C(x, y, T)$ — объемная теплоемкость материала, Дж/(мм³·°C); $T(x, y, t)$ — температура в момент времени t в точке (x, y) прямоугольной системы координат, °C; $\lambda(x, y, T)$ — теплопроводность металла с температурой T в точке (x, y) , Дж/(мм·с·°C).

Начальные и граничные условия задачи теплопроводности (1) принимались следующими:

$$-\lambda(x, y, T) \frac{\partial T(x, y, t)}{\partial n} \Big|_{x, y \in J} = \alpha_r (T(x, y, t) - T_c), \quad (2)$$

$$T(x, y, 0) = \begin{cases} T_L^{Al}, & \text{если } (x, y) \in F, \\ T_c, & \text{если } (x, y) \notin F, \end{cases} \quad (3)$$

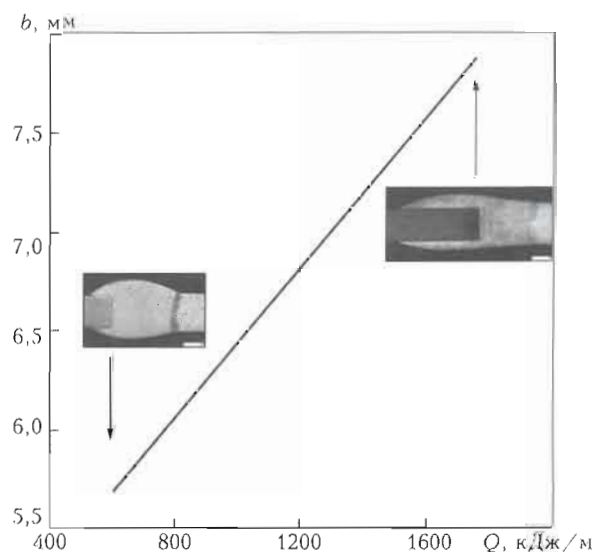


Рис. 2. Зависимость ширины b шва от погонной энергии Q , подводимой к лазерному источнику нагрева (макрошлифы сварнопаяных соединений получены при соответствующих значениях q)

Таблица 1. Теплофизические и механические свойства титанового сплава Ti6Al4V, используемые в математической модели [10]

$T, ^\circ\text{C}$	$\lambda, \text{Дж}/(\text{см}^3 \cdot ^\circ\text{C})$	$C_p, \text{Дж}/(\text{см}^3 \cdot ^\circ\text{C})$	$\sigma_b, \text{МПа}$	$E, \text{ГПа}$	$\alpha \cdot 10^{-5}, ^\circ\text{C}^{-1}$
20	0,059	2,48	1060	119	0,71
100	0,072	2,50	870	115	0,80
200	0,086	2,57	720	110	0,89
300	0,100	2,70	630	104	0,92
400	0,114	2,83	570	97	0,94
500	0,128	3,01	460	91	0,96
600	0,142	3,23	350	85	0,97
700	0,156	3,54	230	80	0,98

Примечание. Здесь и в табл. 2 используются следующие обозначения: σ_b — предел текучести; E — модуль Юнга; α — коэффициент линейного расширения; остальные см. в тексте.

где n — нормаль к поверхности; $\alpha_t \cong 2 \cdot 10^{-5} \text{ Вт}/(\text{мм}^2 \cdot ^\circ\text{C})$ — коэффициент теплоотдачи при контакте металла изделия с окружающей атмосферой; $T_L^{\text{Al}} = 640 ^\circ\text{C}$ — температура плавления используемого алюминиевого сплава; T_c — температура окружающей среды, $^\circ\text{C}$; F — область шва, ограниченная кривой $ABB'A'C'C$ (см. рис. 1); J — граница контакта металла сварного соединения с окружающей атмосферой.

Температурные зависимости свойств рассматриваемых сплавов, которые применяются в математической модели, приведены в табл. 1, 2.

Полученная таким образом кинетика двумерного температурного поля позволила произвести расчет изменения термомеханического состояния образца (на всем технологическом пути).

В основу математической модели развития напряженно-деформированного состояния положен принцип представления приращений компонент тензора деформаций ϵ_{ij} в виде суммы приращений упругих ϵ_{ij}^e и пластических ϵ_{ij}^p деформаций:

$$d\epsilon_{ij} = d\epsilon_{ij}^e + d\epsilon_{ij}^p. \quad (4)$$

Исходя из (4) на основе закона Гука и закона пластического течения, связь между деформациями и напряжениями может быть выражена следующим образом [11, 12]:

$$\begin{cases} d\epsilon_{xx} = d\left(\frac{\sigma_{xx} - \sigma}{2G} + K\sigma + \varphi\right) + (\sigma_{xx} - \sigma)d\Lambda, \\ d\epsilon_{yy} = d\left(\frac{\sigma_{yy} - \sigma}{2G} + K\sigma + \varphi\right) + (\sigma_{yy} - \sigma)d\Lambda, \\ d\epsilon_{xy} = d\left(\frac{\sigma_{xy}}{2G}\right) + \sigma_{xy}d\Lambda, \end{cases} \quad (5)$$

Таблица 2. Теплофизические и механические свойства алюминиевого сплава АА6056, используемые в математической модели [13]

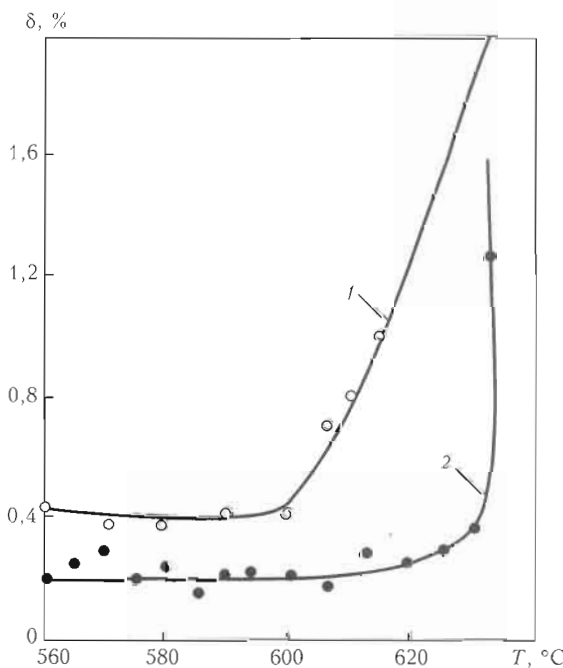
$T, ^\circ\text{C}$	$\lambda, \text{Дж}/(\text{см}^3 \cdot ^\circ\text{C})$	$C_p, \text{Дж}/(\text{см}^3 \cdot ^\circ\text{C})$	$\sigma_b, \text{МПа}$	$E, \text{ГПа}$	$\alpha \cdot 10^{-4}, ^\circ\text{C}^{-1}$
20	1,1	2,50	220	98	0,23
100	1,2	2,60	213	95	0,23
200	1,4	2,70	200	90	0,24
300	1,5	2,80	188	80	0,25
400	1,6	2,90	140	70	0,26
500	1,8	2,95	100	60	0,27
600	2,0	3,00	20	50	0,28
700	5,0	3,00	20	40	0,28

где σ_{xx} , σ_{yy} и σ_{xy} — компоненты тензора напряжений; $\sigma = 1/3(\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz})$; G — модуль сдвига; K — коэффициент объемного сжатия; φ — функция относительного удлинения; Λ — скалярная функция, значения которой зависят от напряженно-деформированного состояния в каждой точке изделия.

Компонента $d\epsilon_{zz}$ определялась с позиций балочной теории как линейная функция x и y с учетом кривизны оси свариваемой балки и моментов приложенных внешних сил.

Численное исследование кинетики термомеханического состояния свариваемого изделия проводили методом конечных элементов.

Горячие трещины возникают в температурном интервале хрупкости (ТИХ) и вызваны термомеханическими процессами, происходящими в области металла шва и зоны термического влияния.


 Рис. 3. Изменение деформаций δ при разрушении в ТИХ алюминиевого сплава системы Al-Mg-Si равновесной (1) и столбчатой (2) структуры кристаллизации [10]

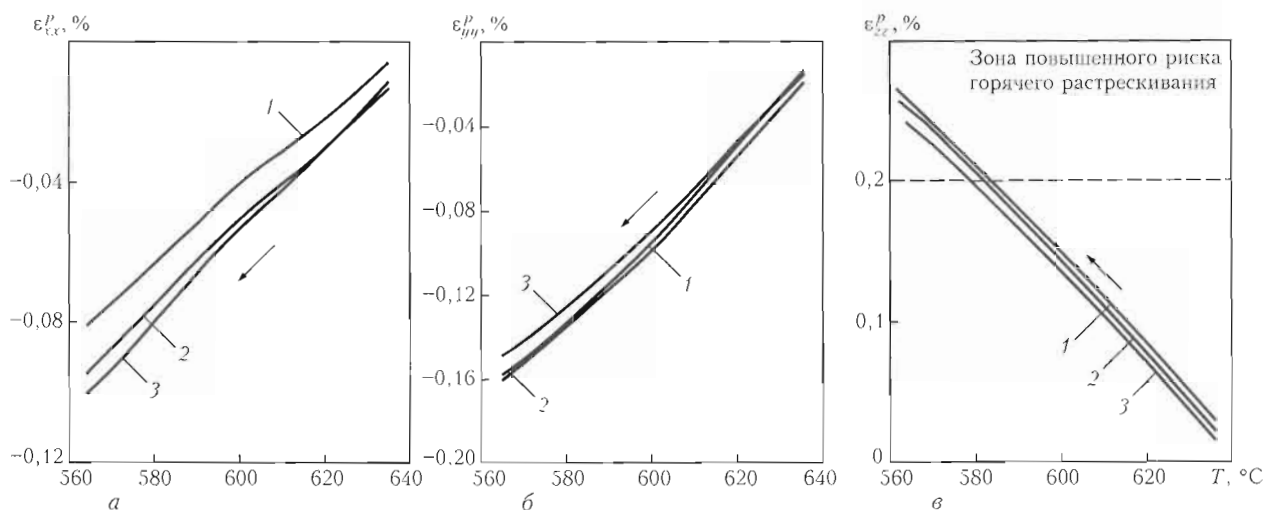


Рис. 4. Кинетика накопления пластических деформаций ε_{xx}^p (а), ε_{yy}^p (б), ε_{zz}^p (в) в ТИХ при скорости движения источника $v = 4,33$ мм/с и различных значениях мощности q каждого лазерного источника нагрева: 1 — $q = 2,0$; 2 — 1,75; 3 — 1,5 кВт

яния. В рассматриваемом случае критерием образования подобного рода дефектов может служить одновременное выполнение следующих условий:

пластические деформации, накопленные при остывании алюминиевой части образца в ТИХ, превышают некоторые характерные критические значения, при которых риск горячего растрескивания достаточно высок;

нормальные компоненты тензора напряжений в исследуемой области положительные;

геометрическая область выполнения первых двух условий достаточно велика для развития макродефекта (соответствующий линейный размер области должен превышать 1 мм).

На рис. 3 показана зависимость деформаций от температуры, при которой происходило разрушение алюминиевого сплава, что позволяет определить их критические значения в ТИХ. Для консервативной оценки таковым принято значение 0,2 % во всем ТИХ 560...640 °С.

Как показали результаты численного исследования термдеформационных процессов, риск образования горячих трещин наиболее высок в областях, близких к разнородному контакту титана и алюминия. Поэтому для анализа влияния технологических параметров на риск горячего растрескивания выбрана характерная область T , расположенная около титановой кромки (см. рис. 1, а). В этой области исследовалось нарастание пластических деформаций при остывании в ТИХ свариваемого изделия при различных значениях мощности лазерного источника сварочного нагрева и скорости перемещения фокального пятна вдоль сварного стыка.

Из рис. 4, 5 видно, что пластические деформации ε_{zz}^p , накопленные в ТИХ, превышают допустимое критическое значение. Поскольку нормальные напряжения σ_{zz} в рассматриваемой области положительные, то можно заключить, что существует определенный риск образования по-

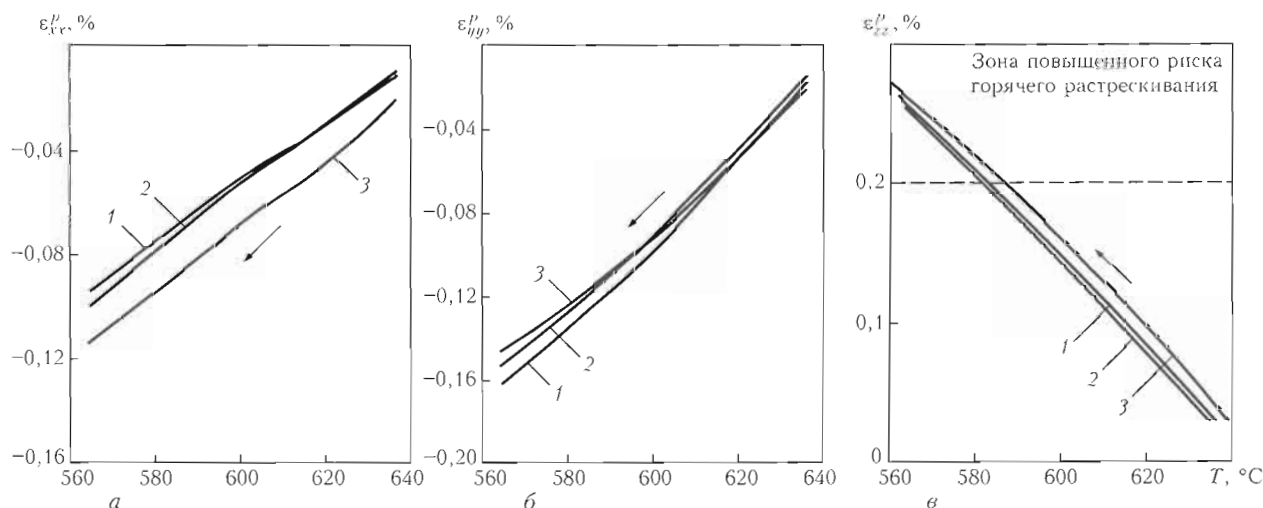


Рис. 5. Кинетика накопления пластических деформаций ε_{xx}^p (а), ε_{yy}^p (б), ε_{zz}^p (в) в ТИХ при мощности каждого лазерного источника нагрева $q = 1,75$ кВт и различных значениях скорости его движения: 1 — $v = 4,33$; 2 — 5,00; 3 — 2,33 мм/с

перечных горячих трещин. Появление продольных горячих трещин маловероятно.

Влияние технологических параметров сварки в допустимом диапазоне варьирования на накопление пластических деформаций в ТИХ невелико, что объясняется достаточно узким ТИХ и высокой скоростью охлаждения алюминия вследствие его высокой теплопроводности.

Ввиду выполнения двух условий критерия горячего растрескивания важной характеристикой является размер области значительных пластических деформаций в ТИХ при различных технологических параметрах процесса. Как показал расчет в рамках математической модели, характерный линейный размер области риска не превышает 0,4...0,6 мм и незначительно меняется при изменении режима сварки. Из этого следует, что при выбранном диапазоне допустимых значений скорости источников сварочного нагрева и их мощности, а также с учетом соответствующих этим технологическим параметрам геометрических размеров свариваемой конструкции (указаны выше), формирование горячих трещин в алюминиевой части изделия маловероятно, что подтверждено результатами исследований. Однако даже относительно небольшое изменение геометрии шва (например, увеличение длины линии смачивания или высоты сварного шва) может повлечь за собой значительный рост пластических деформаций, накопленных в ТИХ, и привести к появлению горячих трещин в области разнородного контакта.

Авторы признательны доктору Томасу Преториусу и его коллегам из BIAS за сотрудничество при выполнении экспериментальных работ.

Analysis of the risk of hot cracking in the aluminium part of permanent joints was conducted on the basis of the results of mathematical simulation of thermodeformational processes in laser braze-welding of titanium-aluminium joints.

Поступила в редакцию 03.05.2007

1. *Characterization and properties of dissimilar metal combinations of Fe/Al and Ti/Al-sheet materials* / P. Wagner, I. Zerner, M. Kreimeyer et al. // Proc. ICALEO, Orlando, Florida, USA. Sept., 2001. — Orlando, 2001. — P. 365–374.
2. *Darwish S. M. Analysis of weld-bonded dissimilar materials* // Intern. J. of Adhesion & Adhesives. — 2004. — № 24. — P. 347–354.
3. *Mishra R. S., Ma Z. Y. Friction stir welding and processing* // Mater. Sci. and Eng. — 2005. — № 50. — P. 1–78.
4. *Sepold G., Grupp M. Laser materials processing — Quo Vadis?* // Laser Assisted Net Shape Eng. — 2001. — № 3. — P. 133–144.
5. *Kreimer M., Vollertsen F. Processing titanium-aluminum hybrid joints for aircraft applications* // Proc. of the Third Intern. WLT-conf. on lasers in manufacturing, Munich, June, 2005. — Munich, 2005. — P. 238–243.
6. *Махненко В. И., Миленин А. С., Семенов А. П. Математическое моделирование термомеханических процессов при сваркопайке стыковых соединений типа титан-алюминий* // Автомат. сварка. — 2007. — № 11. — С. 5–9.
7. *Рябов В. П. Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами*. — Киев: Наук. думка, 1983. — 264 с.
8. *Собокарь В. К., Замков В. Н., Куреев Л. С. Особенности аргодуговой и диффузионной сварки титана с алюминием* // Автомат. сварка. — 1998. — № 1. — С. 14–17.
9. *Hot cracking in Al-Mg-Si alloy laser welding — operating parameters and their effects* / E. Cicala, G. Duffet, H. Andrzejewski et al. // Mat. Sci. and Eng. — 2005. — A 395. — P. 1–9.
10. *Прохоров Н. Н. Физические процессы в металлах при сварке: В 2 т.* — М.: Металлургия, 1976. — Т. 2. — 600 с.
11. *Numerical methods of the predictions of welding stresses and distortions* / V. I. Makhnenko, E. A. Velikoivanenko, V. E. Pochinok et al. — Amsterdam: Harwood Acad. Publ., 1999. — 146 p. — (Welding and Surfacing Rev.; Vol. 13, pt 1).
12. *Makhnenko V. I., Pochinok V. E. Strength calculation of welded joints with crack-like imperfections*. — Kiev: E. O. Paton Electric Welding Institute, NASU, 2006. — 266 p.
13. *Boyer R., Welsch G., Collings E. W. Materials properties handbook. Titanium alloys*. — Miami: ASM International, 1994. — 1169 p.
14. *Wischhusen B.-M., Kreimeyer M. Second progress report of laser joining development for aluminium-titanium seat tracks at BIAS*. — Bremen: BIAS-Verl., 2006. — 44 p.



СКЛОННОСТЬ К ОБРАЗОВАНИЮ ТРЕЩИН И СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ ЭЛС МОНОКРИСТАЛЛОВ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Академик НАН Украины **К. А. ЮЩЕНКО**, **Б. А. ЗАДЕРИЙ**, канд. техн. наук,
А. В. ЗВЯГИНЦЕВА, **С. С. КОТЕНКО**, инженеры, **Е. П. ПОЛИЩУК**, канд. техн. наук,
В. С. САВЧЕНКО, д-р техн. наук, **И. С. ГАХ**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
О. П. КАРАСЕВСКАЯ, канд. физ.-мат. наук (Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины)

Установлено, что основным дефектом сварных соединений монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов, выполненных ЭЛС, являются поперечные трещины в металле шва. Склонность к их образованию при ЭЛС монокристаллического никелевого суперсплава ЖС-26 в основном зависит от скорости сварки, предварительного подогрева и структурного состояния исходного металла. Вероятной причиной образования трещин в металле шва являются его структурная неоднородность, обусловленная особенностями термомеханического цикла сварки, а также исходным структурным состоянием металла. Определен диапазон скоростей сварки, при которых трещины не образуются. Увеличение скорости сварки приводит к возрастанию их количества, а подогрев сдвигает в сторону более высоких значений критическую скорость сварки.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, никелевые сплавы, монокристаллы, сварной шов, трещиностойкость, температурно-временные условия, скорость сварки, подогрев, рентгеновская дифрактометрия, нарушение монокристаллическости, дислокационная структура, локальные зоны напряжений

Постоянная потребность повышения ресурса и эксплуатационных характеристик газотурбинных двигателей авиационного и морского использования, стационарных газотурбинных установок и газоперекачивающих станций, реактивных двигателей разного назначения удовлетворяется путем повышения их температурных параметров. Это, в свою очередь, требует разработки и применения сплавов с более высокими жаропрочными свойствами, в том числе с монокристаллической или кристаллографически ориентированной структурой. Довольно сложное легирование таких материалов, обуславливающее стабильность упрочняющих фаз и низкую диффузионную подвижность легирующих элементов при повышенных температурах, практическое отсутствие большеугловых границ зерен — факторы, которые, с одной стороны, обеспечивают оптимальный комплекс механических свойств и максимальный ресурс работы изделий, с другой — определяют их недостаточную технологичность, в данном случае свариваемость. Согласно данным работ [1, 2] под свариваемостью жаропрочных никелевых сплавов следует понимать возможность получения неразъемных соединений с минимальной деградацией структуры и механических характеристик соединяемых материалов. Высокий уровень механических свойств сплавов при повышенных

температурах, широкий температурный интервал хрупкости и небольшой запас деформационной способности в этом интервале, пониженная теплопроводность способствуют формированию значительных сварочных напряжений и определяют низкую релаксационную способность металла, что в конечном счете при сварке приводит к образованию трещин [3]. Поэтому одним из основных показателей свариваемости таких сплавов является склонность к образованию трещин. В силу изложенного многие суперсплавы, особенно литейные, относят к трудносвариваемым или к «несвариваемым» традиционными способами сварки плавлением.

В то же время фактические данные по количественной оценке склонности к образованию трещин при сварке плавлением монокристаллических жаропрочных сплавов на никелевой основе, содержащих более 50 % упрочняющей γ' -фазы, а также сведения о причинах их возникновения, весьма ограничены [4, 5], а для монокристаллических или структурно-ориентированных сплавов вообще отсутствуют. В работах [6–10] показано, что при сварке плавлением монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов при соблюдении определенных технологических режимов и кристаллографической ориентации образцов возможно получение соединения с достаточно совершенной монокристаллической структурой.

Методики исследований. В качестве исследуемого материала выбран используемый при создании рабочих лопаток газовых турбин высокопрочный дисперсно-твердеющий жаропрочный сплав ЖС-26 следующего химического состава,

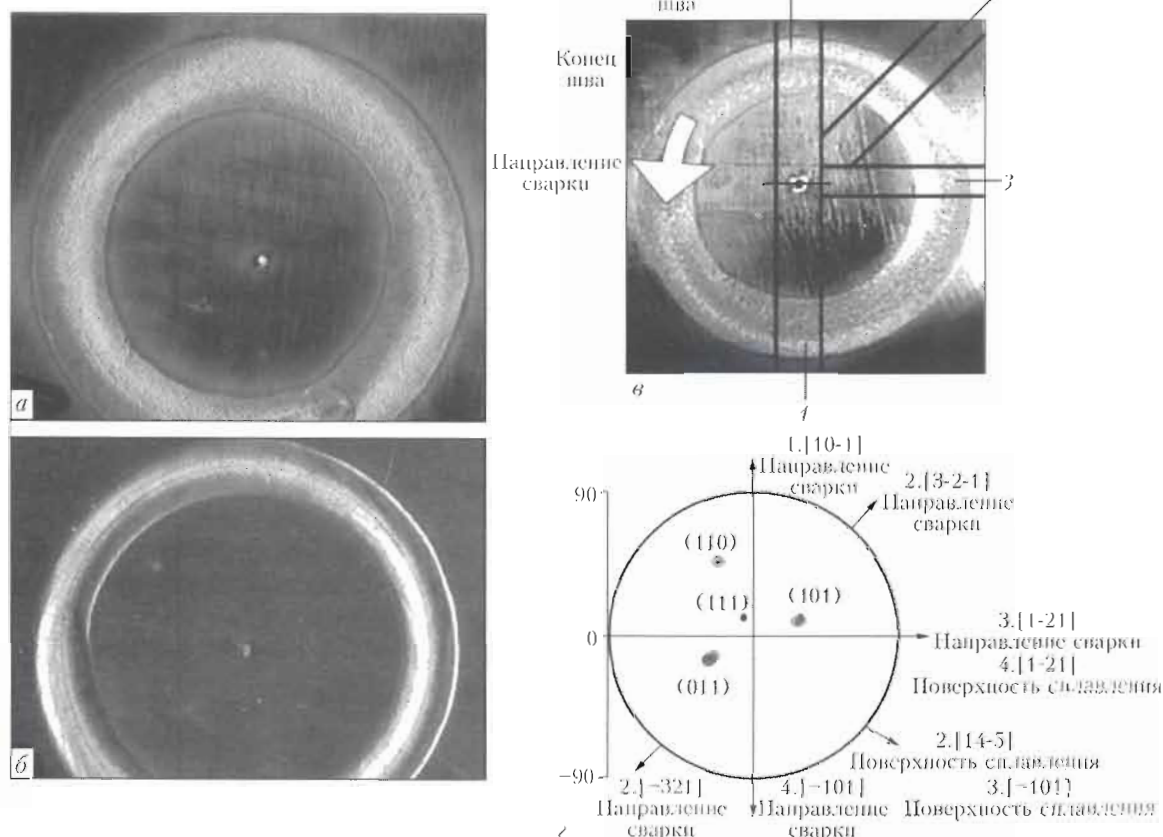


Рис. 1. Внешний вид кольцевых швов при скорости сварки 10 (а) и 60 м/ч (б); схема вырезки образцов для исследований (в); стереографическая ориентация кольцевой пробы (г): 1–4 — номера образцов

мас. %: Ni — основа, 0,13...0,18 C; 4,3...5,6 Cr; 8,0...10,0 Co; 0,8...1,4 Mo; 10,9...12,5 W; 1,4...1,8 Nb; 5,5...6,2 Al; 0,8...1,2 V; 0,8...1,2 Ti; 0,015 B; 0,025 Ce; 0,005 Y; 0,005 La; 0,015 P; 0,25 Mn; 1,0 Fe.

Образцы для проведения экспериментов по сварке размером 50×50×2 мм вырезали из монокристаллических заготовок толщиной 5...8 мм, полученных способом высокоскоростной направленной кристаллизации. Место реза перед сваркой шлифовали. С целью снятия остаточных напряжений от шлифовки, а также учитывая, что сплав ЖС-26 имеет неравновесную структуру, образцы перед сваркой термообработывали при температуре 1265 °С в течение 1 ч.

Склонность к образованию трещин оценивали с использованием модернизированной (небольшие размеры образцов) технологической кольцевой пробы [11–13]. Образцы перед сваркой жестко закрепляли на сварочном столе. Кольцевые сварные швы шириной 3...5 мм (в зависимости от скорости сварки) выполняли на образце диаметром 40 мм (рис. 1). Сварку осуществляли как с предварительным подогревом свариваемых кромок до температуры 200...450 °С, так и без подогрева. Скорость сварки меняли в пределах 5...80 м/ч. Параметры сварки выбирали исходя из необходимости формирования швов определенной геометрии. Подогрев осуществляли с целью создания

равномерного температурного поля, снижения скорости кристаллизации и уменьшения температурного градиента на фронте кристаллизации сварочной ванны. Критерием склонности к образованию трещин служило количество видимых трещин на длине кольцевого шва. Участки «ввода» и «вывода» луча исключали из рассмотрения.

Металлографические и рентгеноструктурные исследования выполняли на шлифах с поверхности сварного соединения шириной 5 мм, вырезанных из кольцевой пробы (рис. 1, в) и изготовленных по стандартным методикам.

Методом рентгеновской дифрактометрии изучали распределение интенсивности рассеянного рентгеновского излучения вблизи узлов обратной решетки. Для этого применяли ориентационную рентгеновскую методику [14–16], в которой используется стандартный дифрактометр «ДРОН-3М» с монохроматическим CuK_β -излучением и специальный держатель образца, обеспечивающие четырехкратную экваториальную геометрию эксперимента и позволяющие получать рентгеновские отражения без специального ориентированного приготовления монокристаллических образцов. По распределению интенсивности рентгеновских отражений вдоль дифракционного вектора $\mathbf{G}$ ($q = \mathbf{G}'/\mathbf{G}$) — ($I_{q\parallel}$) (« $\theta - 2\theta$ » — рентгеног-



раммы), их форме, полуширине $\delta_{q\parallel}$ и положению максимума судили о фазовом составе сплава. Распределения интенсивности в плоскости, перпендикулярной вектору $\mathbf{G}$ ($\mathbf{q} = \mathbf{G}/|\mathbf{G}|$) – $I_{q\perp}$, их форма и полуширина $\delta_{q\perp}$ использовались при изучении субструктуры монокристаллов. Распределения $I_{q\perp}$ определяли во всей азимутальной плоскости, что отличает применяемый ориентационный дифрактометрический метод от подобных исследований с помощью различных вариантов «кривых качания» [15–17], в которых распределение $I_{q\perp}$ изучается в одном из азимутальных направлений. В соответствии с теорией рассеяния рентгеновских лучей неидеальными кристаллами [18] $I_{q\perp}$ и $\delta_{q\perp}$ определяются плотностью, типом, положением, гомогенностью распределения дислокаций в материале и зависят от направления в азимутальной плоскости.

Кристаллографическую ориентацию образцов определяли по полюсным фигурам $\{220\}$ и $\{111\}$ по стандартной методике обратной съемки. Распределения $I_{q\perp}$ и $I_{q\parallel}$ изучали по отражениям $\{220\}$, $\{110\}$ и $\{331\}$. Одновременно облучаемая область в зависимости от характера эксперимента изменялась от 0,5 до 2,0 мм², что давало возможность оценки данных эксперимента на мезоскопическом структурном уровне.

Трещиностойкость. Основным дефектом сварных соединений монокристаллов сплава ЖС-26, выполненных ЭЛС, являются поперечные трещины (рис. 2), которые зарождаются в металле шва, распространяются к линии сплавления и затухают в районе ЗТВ часто с заметной пластической деформацией. В основном трещины имеют ветвящийся прерывистый характер, иногда они не доходят до линии сплавления и занимают половину или меньшую часть шва.

Анализ экспериментальных данных показал, что склонность к образованию трещин при ЭЛС сплава ЖС-26 определяется температурно-временными условиями сварки и прежде всего скоростью сварки, температурой подогрева, ско-



Рис. 2. Поперечная трещина в металле шва сплава ЖС-26 (X30)

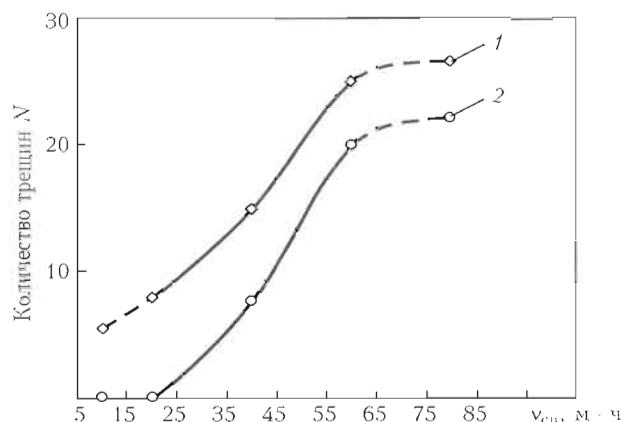


Рис. 3. Зависимость склонности к образованию трещин сплава ЖС-26 при ЭЛС кольцевых проб от скорости сварки без подогрева (1) и с предварительным подогревом (2) при $T_{\text{под}} > 350...450$ °С

ростью охлаждения. В основном трещины образуются при наличии высоких температурных градиентов и скоростей охлаждения в результате большой скорости сварки, высокой удельной тепловой мощности источника нагрева, усиленного теплоотвода.

Установлена зависимость склонности к трещинообразованию от скорости сварки и подогрева свариваемых кромок (рис. 3). Для металла толщиной 1...3 мм поперечные трещины образуются при скорости сварки свыше 15 м/ч. С увеличением скорости сварки склонность к образованию трещин возрастает (рис. 3). Максимум трещин наблюдается в швах, полученных на скорости 60...80 м/ч. При этом степень раскрытия трещин увеличивалась. К такому же результату приводит повышение удельной тепловой мощности при неизменной скорости сварки. Предварительный подогрев образцов до 350...450 °С сдвигает критическую скорость сварки в область более высоких значений (до 25 м/ч), усиленное охлаждение, наоборот, приближает ее к значению 5 м/ч. Такие зависимости могут быть объяснены изменением температурного градиента на стадии нагрева, кристаллизации и охлаждения, что, в свою очередь, приводит к изменению темпа пластической деформации и уровня сварочных напряжений, а также характера структурных и фазовых γ – γ' -превращений, степени их завершенности.

Металлографические исследования. Исходный металл характеризуется развитой строго ориентированной крупнодендритной структурой (рис. 4, а, в), состоящей из $\gamma + \gamma'$ -фаз и карбидов сложного состава. Границы зерен отсутствуют. Количество γ' -фазы составляет около 63 %. Структура металла образцов, вырезанных из разных по окружности участков кольцевой пробы, отличалась только изменяющейся направленностью дендритов относительно линии сплавления. ЗТВ достаточно узкая и составляет порядка 0,3...0,1 мм

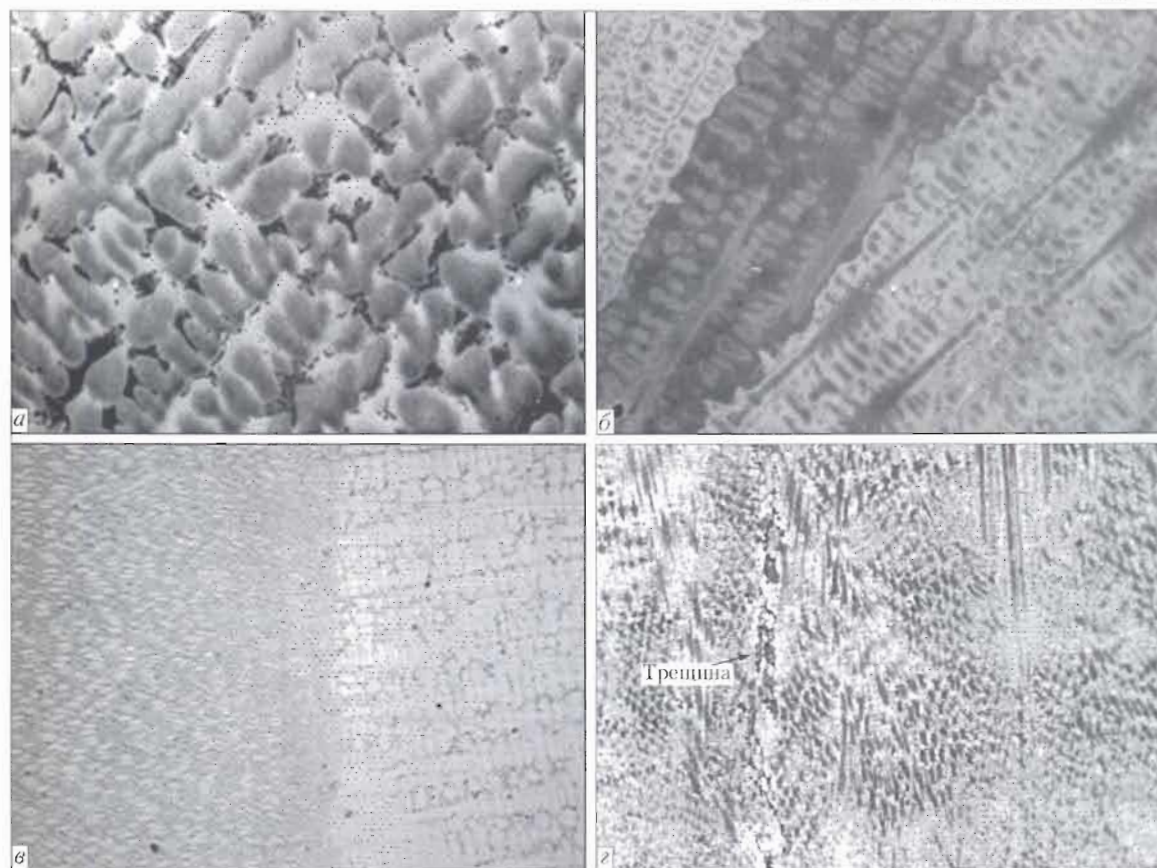


Рис. 4. Микроструктура сварных соединений монокристаллов сплава ЖС-26: а — основной металл ($\times 100$); б — шов, $v_{св} = 10$ м/ч ($\times 200$); в — переходной участок «металл шва — основной металл», $v_{св} = 10$ м/ч ($\times 25$); г — шов, $v_{св} = 60$ м/ч ($\times 200$)

для соединений, полученных на скоростях сварки соответственно 10 и 60 м/ч, визуально трудно различима.

Металл швов, полученных на скорости 10 м/ч, характеризуется меньшими по сравнению с основным металлом размерами дендритов и междендритными расстояниями, наблюдаются отдельные замкнутые границы как после обычного химического травления и особенно после поверхностного окисления шлифов (рис. 4, б).

Структура металла швов, полученных на скорости 60 м/ч (рис. 4, г), отличается более тонкими строго ориентированными дендритами, растущими от линии сплавления к центру шва. Границы зерен в швах просматриваются слабо. На микрошлифах швов, как и с поверхности сварных соединений, наблюдаются поперечные магистральные извилистые трещины. Методом глубокого окисления шлифов выявлены колонии одноподобных дендритов, окончательно не сформировавшиеся в зерна.

Результаты металлографических исследований показывают, что во всех рассмотренных вариантах сварных соединений имело место четкое наследование исходной кристаллографической ориентации металлом шва (рис. 4, в).

Рентгенографические исследования. Из рассмотрения полюсных фигур (см. рис. 1, г) можно заключить, что кольцевые пробы выполнялись на

образцах одинаковой кристаллографической ориентации $\langle 335 \rangle$, близкой к $\langle 111 \rangle$. Следовательно, поверхностями сплавления являются плоскости зоны $\langle 111 \rangle$ (точнее $\langle 335 \rangle$), которые составляют углы от 25 до 45°, с направлениями преимущественного роста ($\langle 100 \rangle$, $\langle 111 \rangle$) ГЦК металлов. Таким образом, плоскости сплавления по периметру кольцевого шва достаточно сильно отклонены от направления преимущественного роста, так что нельзя выделить участки сварного шва с наиболее благоприятной ориентацией поверхности сплавления, т. е. влиянием ориентационного фактора при анализе механизма формирования структурного состояния можно пренебречь. Из этого следует ожидать подобие структуры металла шва в разных образцах одной кольцевой пробы. Данные микроструктурного анализа, вид и количество трещин, результаты рентгенографических исследований разных образцов одной кольцевой пробы подтвердили вывод о практической идентичности структуры по длине кольцевого сварного шва, полученного при одной скорости сварки.

Результаты рентгенографических исследований свидетельствуют о том, что основной металл представляет собой монокристалл с $\gamma + \gamma'$ -фазами (рис. 5). Можно считать, что с точностью эксперимента ($2\theta \sim 0,01^\circ$) параметры решетки $\gamma + \gamma'$ -фаз совпадают, что отвечает параметру их несоответствия менее 0,01 %. Положение максимумов ин-

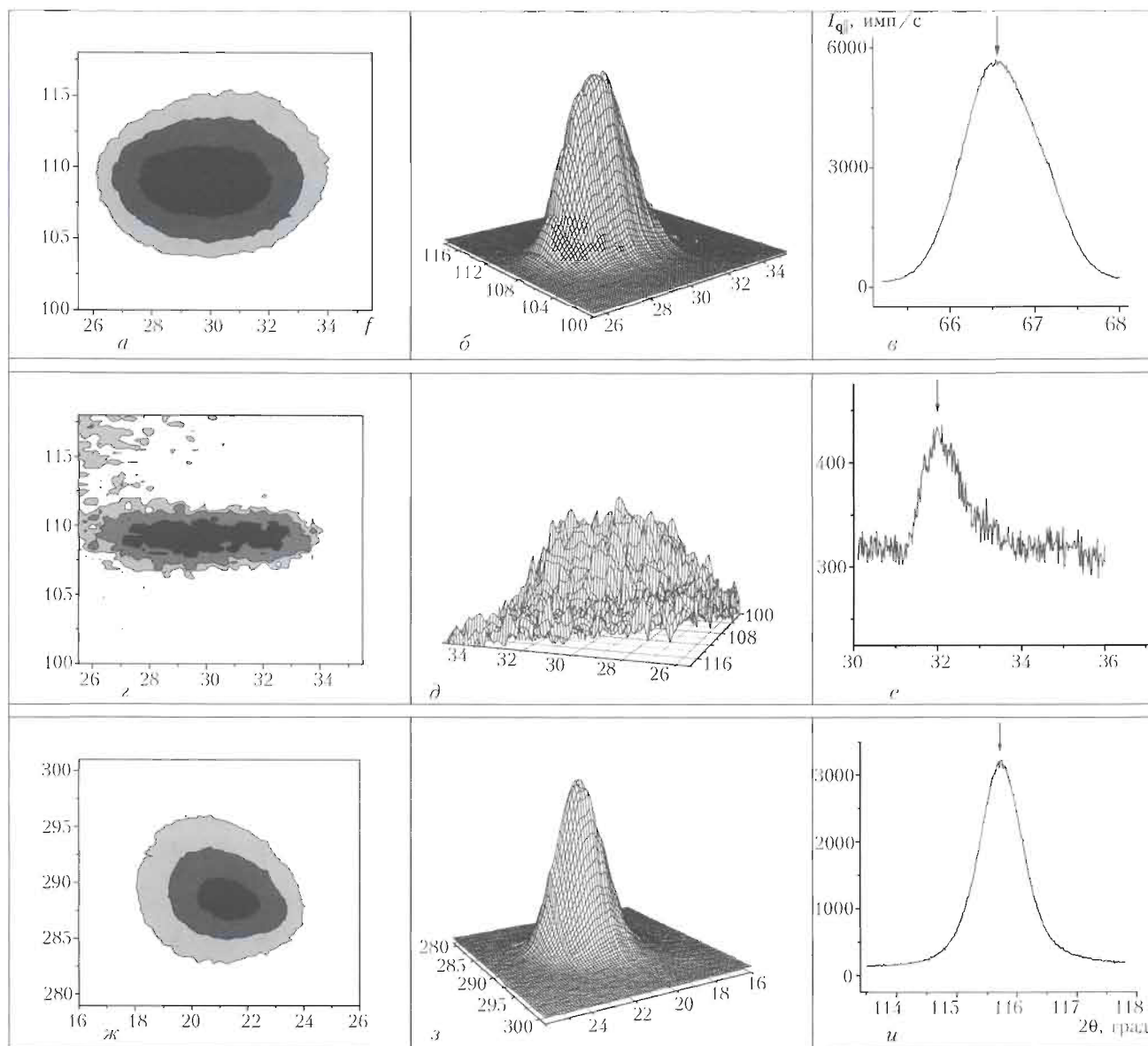


Рис. 5. Распределения интенсивности $I_{q\perp}$ (а, б, г, д, ж, з) в приборных координатах и $I_{q\parallel}$ (в, е, и) в основном металле (образец № 4) для линий $\gamma + \gamma'$ -фазы (220) (а–в), (331) (ж–и) и γ' -фазы (110) (г–е)

тенсивности распределений $I_{q\perp}$ для $\gamma + \gamma'$ -фаз (линия (220)) и γ' -фазы (линия (110)) наблюдаются в одинаковых приборных координатах, что отражает совпадение их кристаллографической ориентации (рис. 5, а, г). В то же время для γ' -фазы можно отметить несколько больший по сравнению с γ -фазой угловой разброс отражений слабой интенсивности (рис. 5, б, д).

Следует отметить, что основной металл имеет рентгенографическую особенность, которую в других монокристаллических материалах таких, как однофазные кристаллы и жаропрочные лопатки на никелевой основе, ранее не наблюдали. Особенность заключается в наличии вытянутой области диффузного многоградусного рассеяния рентгеновского излучения, развернутой вокруг выделенного направления. Из работы [18] следует, что диффузное многоградусное рассеяние рентгеновских лучей возможно из-за флуктуационных неоднородностей кристалла, захватывающих весь его объем. Очевидно, неравновесное состояние двухфазной системы, сформированное при выращивании заготовок или при сварке образцов (основной металл исследовали в составе сварного соединения), и является причиной диффузного рассеяния.

На рис. 6 приведены полюсные фигуры {220} и распределения $I_{q\perp}$ отражения (022), полученные в различных зонах сварного соединения, выполненных на скорости 10 м/ч. Как следует из рассмотрения полюсных фигур в основном металле (рис. 6, а) и в металле ЗТВ (рис. 6, в) сохранена монокристаллическая структура исходного материала.

Распределения $I_{q\perp}$ в металле ЗТВ и зоне сплавления имеют преимущественное уширение в од-

ном кристаллографическом направлении (вокруг [112]), что может быть связано с увеличением плотности дислокаций одного знака первичных, наиболее нагруженных систем и их однородным распределением на мезоскопическом структурном уровне. На участках сварного шва, близлежащих к зоне сплавления (начальные участки кристаллизации), в распределениях $I_{q\perp}$ сохраняется направление преимущественного уширения рефлекса и появляются пятна интенсивности, отделенные от основного отражения большеугловыми границами (рис. 6, д). В центре сварного шва полюсная фигура соответствует материалу, состоящему из отдельных зерен (рис. 6, ж), хотя общая кристаллографическая направленность сохраняется.

Нарушение монокристаллического строения в сварном шве имеет специфический характер и повторяется во всех образцах. Специфика образования зеренной структуры состоит в том, что формирование и отделение зерен от монокристалла и их переориентировка происходят не хаотично, а в определенном направлении [112], которое совпадает с положением многоугольного диффузного размытия в исходном материале. Если многоугольное диффузное размытие в исходном монокристалле возникло в результате наличия в нем нескомпенсированной упругой энергии, то, вполне возможно, это и определило формирование и направление переориентации отдельных зерен в сварном шве. Таким образом, если структура основного материала находится в неравновесном состоянии, то в сварном шве формируется структура с повышенной плотностью дислокаций.

Полюсные фигуры $\{220\}$ и распределения $I_{q\perp}$ для отражения (022) различных зон сварного соединения, выполненного на скорости 60 м/ч, приведены на рис. 7. Из их рассмотрения следует, что для всех зон сварного соединения (основной металл, ЗТВ, зона сплавления, сварной шов) сохраняется положения основных рентгеновских рефлексов, соответствующих монокристаллической ориентации области облучения. В металле ЗТВ и зоне сплавления увеличивается интенсивность рефлексов, которые не соответствуют монокристаллической ориентации области облучения, и эти отражения расположены в области многоугольного диффузного размытия основного материала, как и при малой скорости сварки. В центре сварного шва наблюдаются мелкие интенсивные рефлексы, не связанные с преобладающей ориентацией области облучения, а также находящиеся вблизи специфической диффузной области повышенной интенсивности.

Распределения $I_{q\perp}$ (рис. 7, з) в металле ЗТВ (возможно и в зоне сплавления), как и в случае сварки с малой скоростью, испытывают преимущественное уширение в одном кристаллографическом направлении, что также может быть связано с увеличением плотности дислокаций первичных, наиболее нагруженных систем и их однородным распределением на мезоскопическом структурном уровне. Как и при малой скорости сварки, на рентгенограммах $I_{q\perp}$ наблюдается появление областей интенсивности, отделенных от основного рефлекса большеугловыми границами. В зоне сплавления и в сварном шве вблизи зоны сплавления распределение $I_{q\perp}$ отличается появлением второго направления значительного уширения рефлексов (рис. 7, е, ж), что связано с появлением вторичных систем дислокаций. В центре сварного шва увеличивается уширение распределений $I_{q\perp}$ вдоль этого направления. В соответствии с ориентационным фактором, определяющим суммарное действие различных систем дислокаций на уширение рефлексов в азимутальной

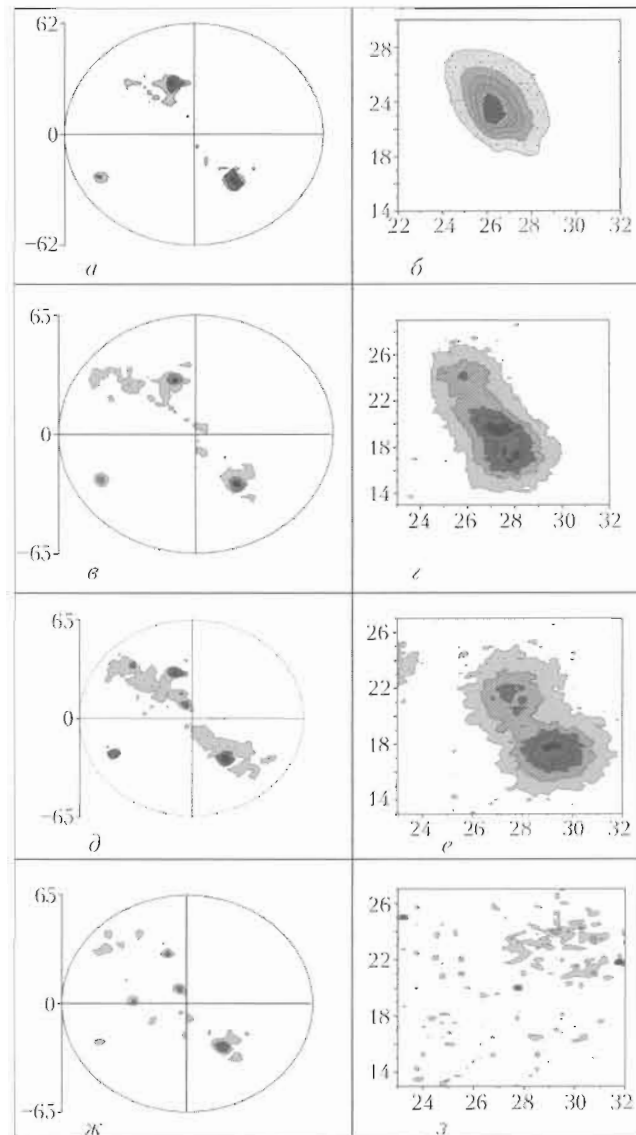


Рис. 6. Полюсные фигуры $\{220\}$ и распределение $I_{q\perp}$ отражения (022) в различных зонах сварного соединения ($v_{св} = 10$ м/ч); а, б — основного металла; в, г — металла ЗТВ; д, е — шов у линии сплавления; ж, з — центр шва

ческом направлении, что также может быть связано с увеличением плотности дислокаций первичных, наиболее нагруженных систем и их однородным распределением на мезоскопическом структурном уровне. Как и при малой скорости сварки, на рентгенограммах $I_{q\perp}$ наблюдается появление областей интенсивности, отделенных от основного рефлекса большеугловыми границами. В зоне сплавления и в сварном шве вблизи зоны сплавления распределение $I_{q\perp}$ отличается появлением второго направления значительного уширения рефлексов (рис. 7, е, ж), что связано с появлением вторичных систем дислокаций. В центре сварного шва увеличивается уширение распределений $I_{q\perp}$ вдоль этого направления. В соответствии с ориентационным фактором, определяющим суммарное действие различных систем дислокаций на уширение рефлексов в азимутальной

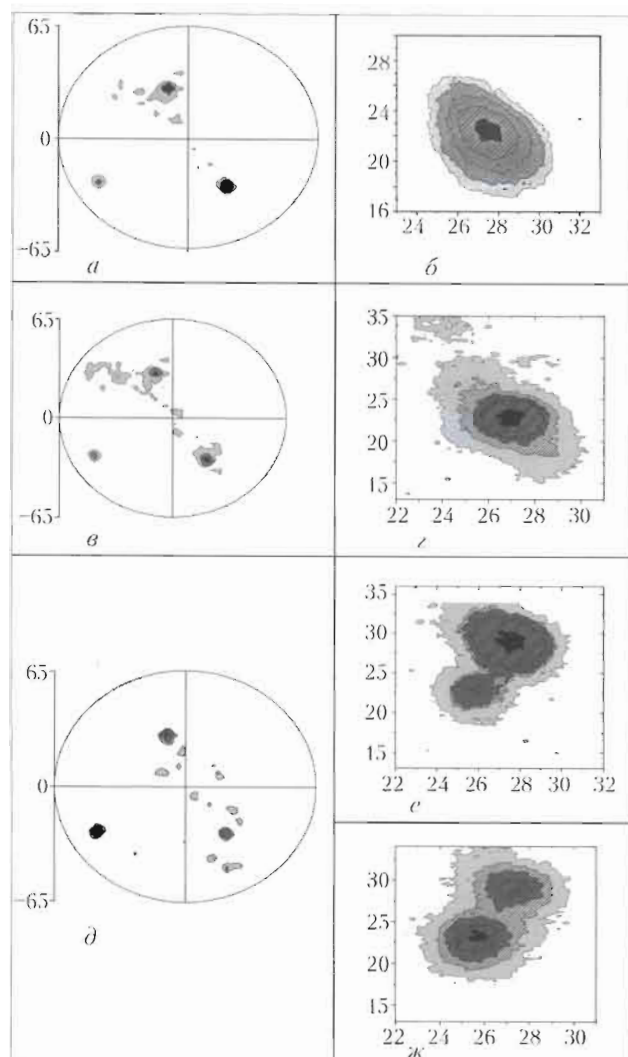


Рис. 7. Полусные фигуры $\{220\}$ и распределение $I_{q\perp}$ отражения (022) в различных зонах сварного соединения ($v_{св} = 60$ м/ч): а, б — основной металл; в, г — металл ЗТВ; е — зона сплавления, шов; д, ж — центр шва

плоскости, увеличение количества систем дислокаций должно приводить при их однородном распределении к изотропному уширению в азимутальной плоскости. В сварных швах, полученных при скорости сварки 60 м/ч, распределения $I_{q\perp}$ характеризуются анизотропией размытия в азимутальной плоскости. Анизотропия уширения распределений $I_{q\perp}$ вызвана неоднородным распределением дислокаций на мезоструктурном уровне. Увеличение плотности вторичных систем дислокаций приводит к формированию зон локального напряжения в неоднородных дислокационных ансамблях. Развитие неоднородных разориентировок ведет к ускорению деформации и разрушению материала [19–24]. Особенно усложняются разориентировки при накоплении в кристалле избыточных дислокаций с различными векторами Бюргерса. При этом формируются большие флуктуационные поля внутренних напряжений, которые могут быть причиной образования

трещин. Образованию трещин в условиях значительных флуктуаций внутренних напряжений способствуют малая пластичность сплава и относительно низкая температура формирования структуры в сварном шве при повышенных скоростях сварки, когда релаксационные процессы не успевают завершиться.

Положение максимума распределений $I_{q\parallel}$ $\{331\}$, $\{420\}$ для соединений, выполненных на скорости 10 и 60 м/ч, практически неизменно как для металла в ЗТВ, так и металла шва. Разделение распределений $I_{q\parallel}$ $\{331\}$ $\{422\}$ $\{420\}$ (« $\theta - 2\theta$ »-кривые) на γ - и γ' -фазу на эксперименте в $\text{CuK}\alpha$ -излучении не наблюдается. Обработка кривых $I_{q\parallel}$ методом Фурье-анализа и проведенных с учетом эталона также не приводит к разделению $I_{q\parallel}$. В области облучения сохраняется параметр несоответствия $\gamma + \gamma'$ на том же уровне, что и в исходном материале. Уменьшение ширины распределений $I_{q\parallel}$, несмотря на уширение $I_{q\perp}$, которое наблюдалось в центре сварного шва, вызвано скорее всего уменьшением одновременно отражающей площади, связанным с измельчением дендритов и появлением зерен случайной ориентации.

Обсуждение результатов. Наблюдаемое нарушение монокристаллического состояния в сварном шве сплава ЖС-26 может быть обусловлено двумя процессами: во-первых, потерей устойчивости направленной кристаллизации на фронте затвердевания сварочной ванны, и во-вторых, формированием неоднородной дислокационной структуры в процессе охлаждения и образованием при этом зон неоднородных разориентировок с высокой локальной плотностью дислокаций и локализацией напряжений.

При направленной кристаллизации сложнолегированных сплавов важным критерием структурообразования является отношение G/V , где G — температурный градиент, V — скорость фронта кристаллизации. Отношение G/V имеет критическое значение для каждого сплава и определяет склонность системы к направленному структурообразованию.

Влияние G/V на структурообразование следует рассматривать совместно с кристаллографическим направлением преимущественного роста кристаллов и ориентацией на фронте кристаллизации сварочной ванны. При этом чем больше несоответствие между направлением максимального теплоотвода и направлением преимущественного роста, тем более высокие значения G/V должны быть соблюдены для получения в сварном соединении приемлемого совершенства монокристаллической структуры. В случае, когда отклонение от направления преимущественного

роста незначительное, а направление сварки совпадает с осями высокой симметрии свариваемого монокристалла, положительный результат достигается при сварке при низких значениях G/V .

При сварке на малых скоростях кристаллизация сварочной ванны, хотя и протекает с меньшими скоростями, однако заметное отклонение формы макрофронта кристаллизации расплавленного металла сварочной ванны от плоской и существенная ($25...45^\circ$) разориентировка между направлением преимущественной кристаллизации и реальным направлением роста кристаллитов металла шва приводит к формированию в центральной части металла шва участков с кристаллографической ориентацией, отличающейся от исходной. С другой стороны, большее время пребывания различных зон сварного соединения при высоких температурах способствует образованию в сварном соединении дислокационных ансамблей, однородных на мезоскопическом уровне. При этом гомогенное распределение дислокаций обуславливает формирование в сварном шве субзеренной структуры с малыми углами разориентировки между отдельными элементами субструктуры и, как следствие, получение более совершенной монокристаллической структуры соединения.

При высоких скоростях сварки макроформа фронта кристаллизации сварочной ванны приближается к плоской, что должно благоприятствовать более полному наследованию кристаллографической ориентации поверхности сплавления, от которой происходит рост кристаллитов металла шва. Однако в этом случае повышается температурный градиент G , а также уровень временных напряжений, снижается время пребывания зон сварного соединения в высокотемпературной области и, наконец, замедляются процессы релаксации сварочных и структурных напряжений. Это влечет за собой анизотропное распределение дислокаций, появление зон локальных напряжений, что для малопластичного в подсолидусной области материала с когерентной связью фазовых составляющих может сопровождаться снижением совершенства монокристаллической структуры и образованием трещин.

Наблюдаемое многоугловое диффузное размытие в основном материале мы связываем со значительной упругой энергией кристалла из-за флуктуационных неоднородностей, захватывающих весь его объем. В связи с этим можно утверждать, что состояние материала перед сваркой играет существенную роль в его способности сохранять монокристалличность и противостоять образованию трещин в процессе сварки. Если материал перед сваркой находится в неравновесном состоянии (имеет значительную упругую энергию) или содержит повышенную плотность дис-

локаций, например, в результате его эксплуатации, механической обработки и т. п., то структурная дефектность металла при сварке только возрастает, ее значение может достичь критического значения и в сочетании с высоким уровнем сварочных напряжений вызвать образование трещин.

По всей вероятности, низкая технологичность (высокая склонность к образованию трещин при сварке) жаропрочных никелевых сплавов может быть объяснена наличием в их составе большого количества γ' -фазы, определяющей высокие значения предела текучести и показатели релаксационной стойкости сплава в широком интервале температур [25], что вызывает увеличение значений и темпа сварочных напряжений. Под воздействием сварочного нагрева γ' -фаза частично или полностью растворяется [26], а при охлаждении вновь выделяется из твердого раствора с возникновением межфазных объемных напряжений. Суммарное действие сварочных и объемных напряжений является одной из основных причин высокой склонности к образованию трещин при сварке плавлением жаропрочных никелевых сплавов [27–30]. Эти трещины возникают в результате локализации пластической деформации в процессе релаксации напряжений, что обусловлено понижением релаксационной стойкости металла шва и околошовной зоны. Именно поэтому увеличение скорости сварки, сопровождающееся повышением уровня и темпа нарастания временных сварочных напряжений, приводит к увеличению количества трещин в сварном соединении.

Гомогенизирующий отжиг или перестаривание исходного материала перед сваркой [31] дисперсно-твердеющих никелевых сплавов, позволяющий получать сплав с более крупными выделениями γ' -фазы, сближают значения прочностных характеристик и пластичности основного металла и металла околошовной зоны, что создает более благоприятные условия для релаксации сварочных напряжений в большем объеме соединяемого материала.

С учетом изложенного выше, а также принимая во внимание тот факт, что плотность дислокаций в металле шва, полученного при большой (60 м/ч) скорости сварки, возрастает по сравнению с исходным монокристаллом в $15...20$ раз при существенной неоднородности их распределения, а для шва, полученного при низкой скорости (10 м/ч), возрастает в $6...8$ раз при достаточной однородности распределения, становится ясной роль скорости и условий сварки в формировании трещин в швах сплава ЖС-26.



Выводы

1. Сложнолегированные жаропрочные никелевые суперсплавы типа ЖС-26 характеризуются низкой технологичностью и в первую очередь плохой свариваемостью, основным показателем которой является склонность к образованию трещин при сварке. Главными технологическими факторами, определяющими значение этого показателя, являются: структурное совершенство исходного монокристалла; температурно-временные условия формирования сварного соединения, обусловленные скоростью сварки, наличием подогрева и условиями теплоотвода.

2. Характерным дефектом сварных соединений монокристаллов сплава ЖС-26, выполненных ЭЛС, являются поперечные трещины, возникающие в металле шва, затухающие у поверхности сплавления либо в ЗТВ. При сварке образцов типа «кольцевой пробы» толщиной 1...3 мм образования трещин удастся избежать при скорости сварки до 10...15 м/ч. Предварительный подогрев до 450°C позволяет повысить скорость сварки до 20...25 м/ч.

3. В большинстве из рассмотренных вариантов режимов и условий сварки имеет место сохранение металлом сварного соединения исходной кристаллографической ориентации монокристалла.

4. Несоблюдение температурно-временных и кристаллографических условий направленной кристаллизации при формировании сварного шва, определяемых в основном скоростью сварки и температурой подогрева, обуславливает снижение совершенства монокристаллической структуры металла шва, приводит к образованию зерен с отличающейся кристаллографической ориентацией.

5. Сварка на повышенных скоростях приводит к значительному увеличению плотности дислокаций, их неоднородному распределению и связанным с этим формированием локальных зон напряжений, что может быть одной из основных причин образования трещин в шве.

6. Плотность дислокаций металла шва, выполненного на скорости 60 м/ч («низкотемпературный» механизм формирования структуры), возрастает в 15...20 раз по сравнению с исходным монокристаллом и около 6...8 раз при скорости 10 м/ч («высокотемпературный» механизм).

7. Параметры решетки $\gamma + \gamma'$ -фаз в пределах ошибки измерения остаются практически неизменными на всех участках сварного соединения независимо от скорости сварки.

1. Ющенко К. А. Свариваемость и перспективные процессы сварки материалов // Автомат. сварка. — 2004. — № 9. — С. 40–45.
2. Ющенко К. А., Дерломенко В. В. Анализ современных представлений о свариваемости // Там же. — 2005. — № 1. — С. 9–13.

3. Суперсплавы II / Под ред. И. Г. Симса, Н. С. Столоффа, У. К. Хагеля: В 2 кн. — М.: Металлургия, 1995. — 384 с.
4. Эйдельштейн В. Е., Якушин Б. Ф., Стеблов В. И. Высокотемпературная деформация и образование околосшовных трещин при сварке сплава типа нимоник // Автомат. сварка. — 1996. — № 11. — С. 40–44.
5. Сорокин Л. И. Об образовании горячих трещин в шве при сварке жаропрочных сплавов // Свароч. пр-во. — 1997. — № 7. — С. 9–11.
6. David S. A., Babu S. S., Vitek J. M. Solidification and microstructure // J. Metals. — 2003. — № 6. — P. 14–20.
7. Deformation in the heat affected zone during spot welding of a nickel-base single crystal / O. M. Barabash, S. S. Babu, S. A. David et al. // J. Appl. Phys. — 2003. — 94, № 1. — P. 738–742.
8. Stray grain formation in single crystal Ni-base superalloy welds / J.-W. Park, S. S. Babu, J. M. Vitek et al. // Ibid. — 2003. — 94, № 6. — P. 4203–4209.
9. К вопросу наследования сварными соединениями структурно-ориентированного состояния металлических материалов / К. А. Ющенко, О. П. Карасевская, С. С. Котенко и др. // Автомат. сварка. — 2005. — № 9. — С. 3–11.
10. Pollock T. M., Murphy W. H. The breakdown of single-crystal solidification in high refractory nickel-base alloys // Metall. Mater. Trans. A. — 1996. — 27. — P. 1081–1094.
11. Borland J. C., Rogerson J. H. Examination of the patch test for assessing hot cracking tendencies of weld metal // British Weld. J. — 1962. — 9, № 8. — P. 494–499.
12. Rundel G. R., Nehrenberg A. E. Weld metal cracking of invar in circular patch test // Welding J. — 1966. — 45, № 4. — P. 156–160.
13. Zessmenn G. G. Welding evaluation of experimental columbium alloys // Ibid. — 1964. — 43, № 3. — P. 103–115.
14. Fewster P. F. Insight into polycrystalline materials with ultrahigh resolution and reciprocal space mapping. Commission on power diffraction. // Microstructure of Materials. — 2000. — 24, № 12. — P. 17.
15. Карасевская О. П. Ориентационный рентгеновский экспериментальный метод фазового анализа // Металлофизика и новейшие технологии. — 1999. — 21, № 8. — С. 34.
16. Ungar T., Mughrabi H., Ronnpagel D., Wilkens M. X-ray line-broadening study of the dislocation cell structure in deformed [001]-orientated copper single crystals // Acta met. — 1984. — 32. — P. 333.
17. Wilkens M., Ungar T., Mughrabi H. X-ray rocking-curve broadening of tensile-deformed [001]-orientated copper single crystals // Phys. status solidi. A. — 1987. — 104. — P. 157–170.
18. Krivoglaз M. A. X-ray and neutron diffraction in nonideal crystals. — Berlin: Springer-Verl., 1996. — 402 p.
19. Mughrabi H. Dislocation wall and cell structures and long-range internal stresses in deformed metal crystals // Acta met. — 1983. — 31. — P. 1367–1379.
20. Панин В. Е., Лихачев В. А., Гриняев Ю. В. Структурные уровни деформации твердых тел. — Новосибирск: Наука, 1985. — 226 с.
21. Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации / В. А. Лихачев, В. Е. Попин, В. И. Владимиров и др. — Киев: Наук. думка, 1989. — 320 с.
22. Малыгин Г. А. Самоорганизация дислокаций и локализация скольжения в пластически деформируемых кристаллах // Физика твердого тела. — 1995. — 37. — С. 3–42.
23. Сарафанов Г. Ф. К теории образования неоднородных дислокационных структур // Физ. металлов и металловодство. — 1998. — 85. — С. 46–53.
24. Конева Н. А., Козлов Э. В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Изв. вузов. Физика. — 1990. — № 2. — С. 89–106.
25. Масленко С. Б. Жаропрочные стали и сплавы. — М.: Металлургия, 1983. — 192 с.
26. Ющенко К. А., Савченко В. С., Звягинцева А. В. Влияние термообработки и степени легирования на структурные изменения никелевых сплавов // Автомат. сварка. — 2004. — № 1. — С. 14–16.

27. Lippold Yohn C., Kotecki Damian I. Welding metallurgi and weldability of stainless steels. — Willey interscience, 2005. — 302 p.
28. Савченко В. С., Маркашова Л. И., Ющенко К. А. Влияние состава и тонкой структуры швов на процессы термомеханической деформации и образования подваликовых трещин при сварке аустенитных сталей // Автомат. сварка. — 1994. — № 4. — С. 6–10.
29. Savchenko V. S., Yushchenko K. A. Mechanism of formation and methods of elimination of under-bead microcracks in multilayer welds with stable-austenitic structure // Proc. from Materials solutions'97 on joining and repair of gas turbine components, Indianapolis, Indiana, 15–17 Sept., 1997. — P. 17–22.
30. Характер образования горячих трещин при сварке литых жаропрочных никелевых сплавов / К. А. Ющенко, В. С. Савченко, Н. О. Червяков, А. В. Звягинцева // Автомат. сварка. — 2004. — № 8. — С. 35–40.
31. Гессингер Г. Х. Порошковая металлургия жаропрочных сплавов. — Челябинск: Металлургия, 1988. — 318 с.

It has been established that transverse cracks in the weld metal are the main defects of the EB welded joints in single crystals of heat-resistant nickel alloys. Sensitivity to formation of such cracks in EBW of single-crystal nickel superalloy JS-26 depends, primarily, upon the welding speed, preheating and structural state of the initial metal. The probable cause of cracking of the weld metal is its structural heterogeneity, which results from peculiarities of the thermal-deformation cycle of welding, as well as from the initial structural state of metal. The range of the welding speeds, where the cracks are not formed, has been determined. Increase in the welding speed leads to a growth of quantity of the cracks, and preheating shifts the critical welding speed towards higher values.

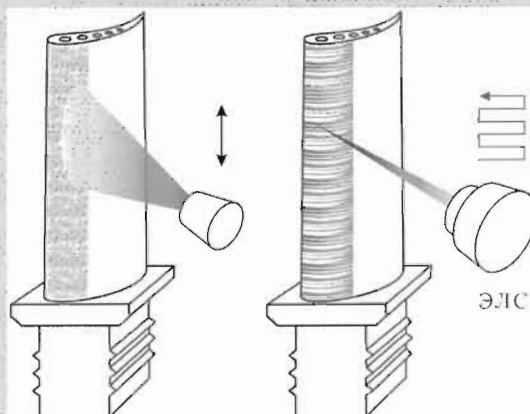
Поступила в редакцию 25.07.2007

КОМБИНИРОВАННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

В ИЭС им. Е. О. Патона разработана высокоэффективная технология восстановления лопаток газотурбинных двигателей. Она может быть использована в условиях производства лопаток для устранения дефектов литейного происхождения или повышения износостойкости участков лопатки, наиболее подверженных износу в условиях эксплуатации с целью придания ей широкого спектра уникальных свойств таких, как жаро-, коррозионно-, износостойкость и др. Кроме того, позволяет осуществлять восстановление изношенных лопаток после определенного срока их эксплуатации.

Применение этой технологии обеспечивает сохранение на высоком уровне первоначальных размеров лопаток, несмотря на наличие в них внутренних каналов и переменный профиль сечения.

Такой эффект достигается благодаря применению двух процессов, отличающихся высокими показателями удельной плотности энергии: микроплазменному нанесению на поверхность лопатки присадочного материала в виде металлического порошка с дисперсностью частиц 50...150 мкм; ЭЛС в вакууме, предназначенного для оплавления нанесенного первым способом слоя присадки. Используя систему программного управления тепловложением в пределах заданной площади обработки, можно получить гарантированное оплавление нанесенного слоя присадки и проплавление основного материала лопатки на заданную глубину.



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



МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ШВОВ И СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬ ОБРАЗОВАНИЮ ХОЛОДНЫХ ТРЕЩИН ТАВРОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 13ХГМРБ

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

Выполнена оценка влияния состава наплавленного металла на механические свойства однопроходных угловых швов тавровых соединений высокопрочной легированной стали 13ХГМРБ и сопротивляемости их замедленному разрушению в зависимости от концентрации водорода, погонной энергии сварки и состава защитной среды. Показано, что наиболее высокая сопротивляемость таких соединений образованию холодных трещин наблюдается при сварке в углекислом газе, выполненной низколегированной проволокой Св-08Г2С диаметром 1,6...2,0 мм с предварительным подогревом до 60 °С и ограниченном (до 3,5 мл/100 г) содержании диффузионного водорода в швах.

Ключевые слова: дуговая сварка, защитные газы, высокопрочная сталь, тавровые соединения, механические свойства, холодные трещины, скорость охлаждения, предварительный подогрев, диффузионный водород

В конструкциях, изготовляемых из листовых высокопрочных легированных сталей ($\sigma_{0,2} = 590...690$ МПа) толщиной до 20 мм, значительную часть (около 70 %) сварных соединений составляют тавровые с угловыми швами. В большинстве случаев они должны иметь механические свойства на уровне основного металла. Распространенными и опасными дефектами таких соединений являются холодные трещины в металле шва (МШ) и зоне термического влияния (ЗТВ) [1].

Обычно рекомендации по выбору сварочных материалов, параметров режимов сварки и температуры предварительного подогрева для выполнения угловых швов основаны на результатах испытаний стыковых соединений. Однако известно, что условия формирования структуры, а также механические свойства металла угловых и стыковых швов в ряде случаев существенно отличаются. Прежде всего это связано с тем, что отвод тепла в тавровых соединениях в отличие от стыковых происходит не в двух, а в трех направлениях, соответственно скорость охлаждения таких соединений при подобных режимах сварки будет увеличиваться [2].

Настоящая работа посвящена оценке механических свойств и сопротивляемости замедленно-

му разрушению тавровых соединений высокопрочной стали с однопроходными угловыми швами, выполненными различными по легированию сварочными проволоками.

Исследования проводили на листовом прокате стали 13ХГМРБ толщиной 12 и 20 мм следующего химического состава, мас. %: 0,128...0,132 С; 0,20...0,22 Si; 0,87...0,91 Mn; 1,4...1,5 Cr; 0,12...0,14 Ni; 0,42...0,45 Mo; $S \leq 0,022$, $P \leq 0,020$; 0,0011...0,0015 В. В состоянии поставки (после закалки и последующего отпуска) сталь имеет такие механические свойства: $\sigma_{0,2} \geq 588$ МПа; $\sigma_B \geq 686$ МПа; $\delta_5 \geq 14$ %; $KCU_{-70} \geq 29$ Дж/см². В качестве базовых сварочных материалов применяли проволоки сплошного сечения диаметром 1,6 мм марок Св-08Г2С, Св-10ХГ2СМА и Св-08ХН2Г2СМЮ (табл. 1). В отдельных случаях при исследовании использовали проволоки диаметром 1,2 и 2,0 мм.

Механические свойства и ударную вязкость металла исследуемых швов оценивали по результатам испытаний стандартных образцов, изготовленных из тавровых и специальных стыковых соединений, представленных на рис. 1 [1]. Конструкция этих соединений позволяет имитировать условия сварки угловых швов. Для этого кромки соединяемых пластин формировали под углом 45° до получения размера фаски, равного катетам исследуемых швов ($k = 8$ мм). Из угловых швов тавровых соединений изготавливали цилиндрические образцы диаметром

Таблица 1. Химический состав (мас. %) сварочных проволок

Марка проволоки	С	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	S	P
Св-08Г2С	0,080	0,79	1,71	—	—	—	—	0,022	0,025
Св-10ХГ2СМА	0,084	0,73	1,95	0,95	—	0,49	—	0,021	0,023
Св-08ХН2Г2СМЮ	0,078	0,58	1,66	0,87	2,3	0,47	0,086	0,024	0,022

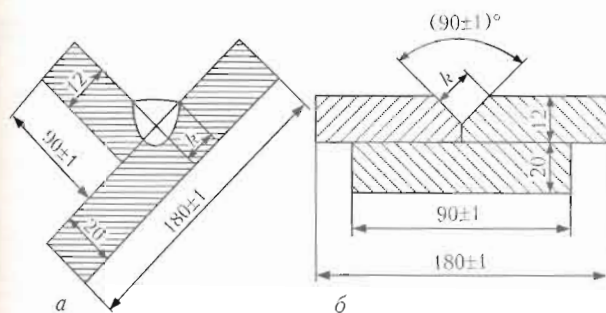


Рис. 1. Схема тавровых (а) и стыковых с подкладкой (б) соединений стали 13ХГМРБ

3 мм (тип I по ГОСТ 6996-66), а из стыковых — образцы размером 10×5×55 мм (тип VII). Механизированную сварку указанных образцов выполняли в углекислом газе на следующем режиме: $I_{\text{св}} = 290 \dots 300$ А, $U_{\text{д}} = 32 \dots 34$ В, $v_{\text{св}} = 13 \dots 14$ м/ч. Химический состав МШ приведен в табл. 2.

В результате активного перемешивания расплавленных электродного и основного металлов швы, выполненные проволокой Св-08Г2С, дополнительно легируются такими элементами, как хром и молибден. За счет этого показатели их прочности возрастают от $\sigma_{0,2} = 375...405$ МПа и $\sigma_B = 500...532$ МПа (значения, характерные для наплавленного металла) до $\sigma_{0,2} = 634...693$ МПа, $\sigma_B = 781...802$ МПа (уровень стали 13ХГМРБ), а пластичность снижается от $\delta_5 = 24,2...26,3$ до $16,3...16,7$ %. Значения ударной вязкости металла таких швов ($KCU^{-70} = 33...46$ Дж/см²) вполне удовлетворяют требованиям, предъявляемым к основному металлу и сопоставимы с хладостойкостью сварных швов, выполненных сваркой с использованием проволок Св-10ХГ2СМА ($KCU^{-70} = 30...41$ Дж/см²) и Св-08ХН2Г2СМЮ ($KCU^{-70} = 44...49$ Дж/см²). Учитывая данный факт, проволока Св-08Г2С может быть рекомендована для сварки высокопрочных легированных сталей с $\sigma_{0,2} \leq 620$ МПа при выполнении однопроходных угловых швов с катетом до 8 мм. Поскольку прочностные показатели таких швов ниже, чем у выполненных сварочными проволоками Св-10ХГ2СМА и Св-08ХН2Г2СМЮ (соответственно $\sigma_{0,2} = 748...776$ МПа, $\sigma_B = 852...870$ МПа и $\sigma_{0,2} = 890...910$ МПа, $\sigma_B = 1000...1020$ МПа), можно предположить, что они будут отличаться более высокой сопротивляемостью образованию холодных трещин.

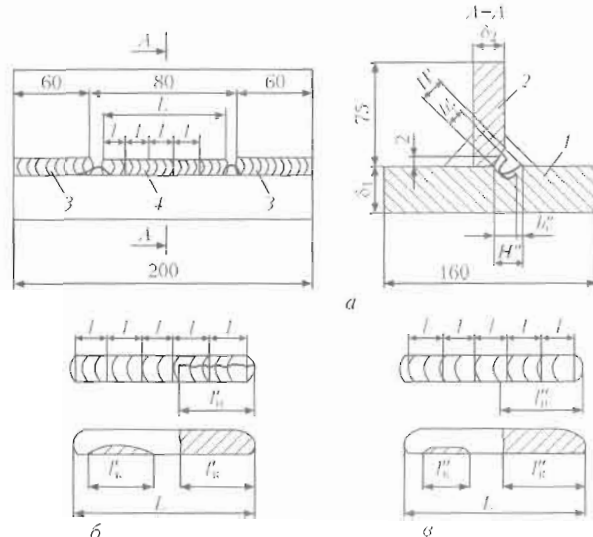


Рис. 2. Схема таврового образца для оценки сопротивляемости угловых швов образованию холодных трещин (а) и схемы для определения протяженности трещин в тавровом образце на поверхности (МЩ_н), в сечении (МЩ_с) и корне шва (МЩ_к) (б), а также на поверхности (ЗТВ_н), сечении (ЗТВ_с) и корне (ЗТВ_к) ЗТВ полки (в) (остальные обозначения см. в тексте)

Сопровождаемость соединений с угловыми швами образованию холодных трещин оценивали по результатам испытания специальных технологических проб из стали 13ХГМРБ, прототипом для создания которых служила проба Теккен, при этом использовали жесткозакрепленные тавровые образцы с полкой 1 толщиной $\delta_1 = 20$ мм и стенкой 2 с $\delta_2 = 12$ мм (рис. 2, а). Конструктивные размеры пробы выбирали таким образом, чтобы имитировать наиболее неблагоприятные условия выполнения однопроходных угловых швов: значительную разнотолщинность стенки и полки ($\delta_2/\delta_1 = 0,6$). Пробы собирали и с двух сторон соединяли связующими швами 3 с катетом 15...16 мм таким образом, чтобы в месте нахождения испытуемого шва 4 между стенкой и полкой оставался зазор шириной 2 мм. Испытуемый шов длиной 75...76 мм выполняли на заданном режиме механизированной сваркой в защитном газе. В начале и конце этого шва оставляли недоваренными до связующих швов участки длиной 2...3 мм. Скорость охлаждения проб регулировали путем изменения температуры их предварительного подогрева. Термический цикл нагрева и охлаждения образцов фиксировали в центральной их части (со стороны полки) на участке 3ТВ, нагретом до 1150...1250 °С. Температуру изме-

Таблица 2. Химический состав (мас. %) МШ сварных соединений стали 13ХГМРБ

Марка проволоки	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	S	P
Св-08Г2С	0,092	0,42	1,30	0,58	—	0,18	—	0,023	0,022
Св-10ХГ2СМА	0,090	0,57	1,25	0,84	—	0,34	—	0,021	0,023
Св-08ХН1Г2СМФ	0,094	0,38	1,49	1,13	1,97	0,41	0,018	0,023	0,024



ряли хромель-алюмелевыми термопарами диаметром 0,5 мм, при этом вели запись данных на осциллографе Н 117/1.

Трещины в сварных соединениях выявляли двумя путями — регистрацией сигналов акустической эмиссии [3] после остывания образцов до температуры ниже 100 °С и исследованием поверхности макро- и микрошлифов, вырезанных из конт-

рольного участка сварных соединений в поперечном по отношению к оси шва направлении через 10 сут после окончания сварки.

Как показали исследования, наиболее часто трещины появлялись в тавровых сварных соединениях со стороны полки и развивались либо по шву, либо по околошовной зоне (ОШЗ). Поэтому при их анализе отдельно фиксировали наличие трещин в МШ и ЗТВ. При этом регистрировали их протяженность в процентном отношении к общей длине контрольного шва в его корневой части (МШ_к, ЗТВ_к), среднем сечении (МШ_с, ЗТВ_с) и на поверхности (МШ_п, ЗТВ_п) (рис. 2, б, в):

$$\begin{aligned} \text{МШ}_к &= \frac{\sum l'_к}{L} \cdot 100\%; \text{МШ}_с = \frac{\sum h'_с}{H'} \cdot 100\%; \text{МШ}_п = \frac{\sum l''_п}{L} \cdot 100\%, \\ \text{ЗТВ}_к &= \frac{\sum l''_к}{L} \cdot 100\%; \text{ЗТВ}_с = \frac{\sum h''_с}{H''} \cdot 100\%; \text{ЗТВ}_п = \frac{\sum l''_п}{L} \cdot 100\%, \end{aligned}$$

где L — длина испытуемого шва, мм; $\sum l'_п$, $\sum l'_к$ — сумма длины трещин соответственно на поверхности МШ и в корне шва, мм; $\sum h'_с$ — сумма длины трещин в сечении шва, мм; $\sum l''_п$, $\sum l''_к$ — сумма длины трещин соответственно на поверхности и в корне ЗТВ, мм; $\sum h''_с$ — сумма длины трещин в сечении ЗТВ полки, мм; H' — высота шва, мм; H'' — катет шва на полке, мм; $h'_с, h''_с$ — протяженность трещины по высоте соответственно шва и ЗТВ.

В литературе имеется достаточно много информации об отрицательном влиянии водорода на сопротивляемость образованию холодных трещин сварных соединений из высокопрочных сталей [4–10]. Однако авторы работы [11] получили данные о том, что диффузионный водород оказывает второстепенное влияние на интенсивность растрескивания угловых соединений низколегированных сталей повышенной прочности. В связи с этим представлялось целесообразным изучить, в какой мере водородный фактор влияет на процесс трещинообразования тавровых соединений исследуемой высокопрочной стали.

Таблица 3. Режимы получения угловых соединений с $k = 8$ мм

Защитный газ	Диаметр проволоки, мм	$I_{св}$, А	U_d , В	$v_{св}$, м/ч	$Q_{св}$, кДж/см
CO ₂	1,2	180...190	26...28	9,0	15,2
	1,6	280...300	30...32	14,6	17,7
	2,0	330...350	32...34	16,0	18,3
78 % Ar + 22 % CO ₂	1,6	280...300	28...30	14,6	17,5

Изменение концентрации водорода в наплавленном металле регулировали путем специальной подготовки углекислого газа. Минимальная концентрация диффузионного водорода в металле исследуемых швов составляла 3,1 мл/100 г (анализ его содержания проведен хроматографическим методом [12]) и была достигнута путем выдержки на протяжении 48 ч баллонов с углекислым газом в перевернутом вентилем вниз положении с последующим стравливанием увлажненного газа. Стабильную более высокую концентрацию водорода в МШ ($[H]_{диф} = 18$ мл/100 г) обеспечивали путем пропускания углекислого газа через емкость с водой.

Для оценки влияния химического состава МШ, насыщенного водородом, на сопротивляемость тавровых соединений стали 13ХГМРБ образованию холодных трещин использовали сварочные проволоки марок Св-08Г2С, Св-10ХГ2СМА и Св-08ХН2Г2СМЮ диаметром 1,6 мм. Сварку образцов осуществляли в углекислом газе на режимах, приведенных в табл. 3.

Как показали исследования, во всех образцах, сваренных без предварительного подогрева, наблюдались холодные трещины (рис. 3). В технологических пробах, сваренных без предварительного подогрева проволоками Св-08ХН2Г2СМЮ и Св-10ХГ2СМА, при $[H]_{диф} = 18$ мл/100 г сигналы акустической эмиссии, свидетельствующие о зарождении трещин, регистрировали при температуре сварного соединения около 100 °С, т. е. непосредственно после установки датчиков на образцы. Через 25...30 мин после окончания сварки трещины появились на поверхности швов. В пробах, сварку которых осуществляли при аналогичных условиях, но с использованием проволоки Св-08Г2С, первые сигналы акустической эмиссии фиксировались несколько позже — через 20...22 мин после окончания сварки. Развитие образовавшейся трещины было менее интенсивным. В течение длительного времени она распространялась в сварном соединении и лишь по истечении 20 ч была обнаружена на поверхности образца. Чтобы при такой концентрации диффузионного водорода в наплавленном металле исключить появление трещин в образцах, потребовалось их предварительно подогреть до температуры 120 °С в случае использования проволок Св-08Г2С и Св-

ний с $k = 8 \text{ мм}$

$Q_{\text{св}}$, кДж/см	$Q_{\text{св}}$, кДж/см
15,2	15,2
17,7	17,7
18,3	18,3
17,5	17,5

в наплавлен-
специальной
металле ис-
0 г (анализ
афическим
м выдержж-
глекислым
положении
енного га-
трацию во-
еспечивали
через ем-

става МШ,
ивляемость
образова-
сварочные
СМА и Св-
рку образ-

режимах,
образцах,
рева, наб-

В техно-
варитель-
12Г2СМЮ
100 г сиг-
ствующие
при тем-
00 °С, т. е.
ков на об-
ия сварки
ов. В про-
аналогич-
проволоки
й эмиссии
— через
витие об-
нсивным.
спростра-
по исте-
ности об-
ффузион-
сключить
залось их
ры 120 °С
2С и Св-

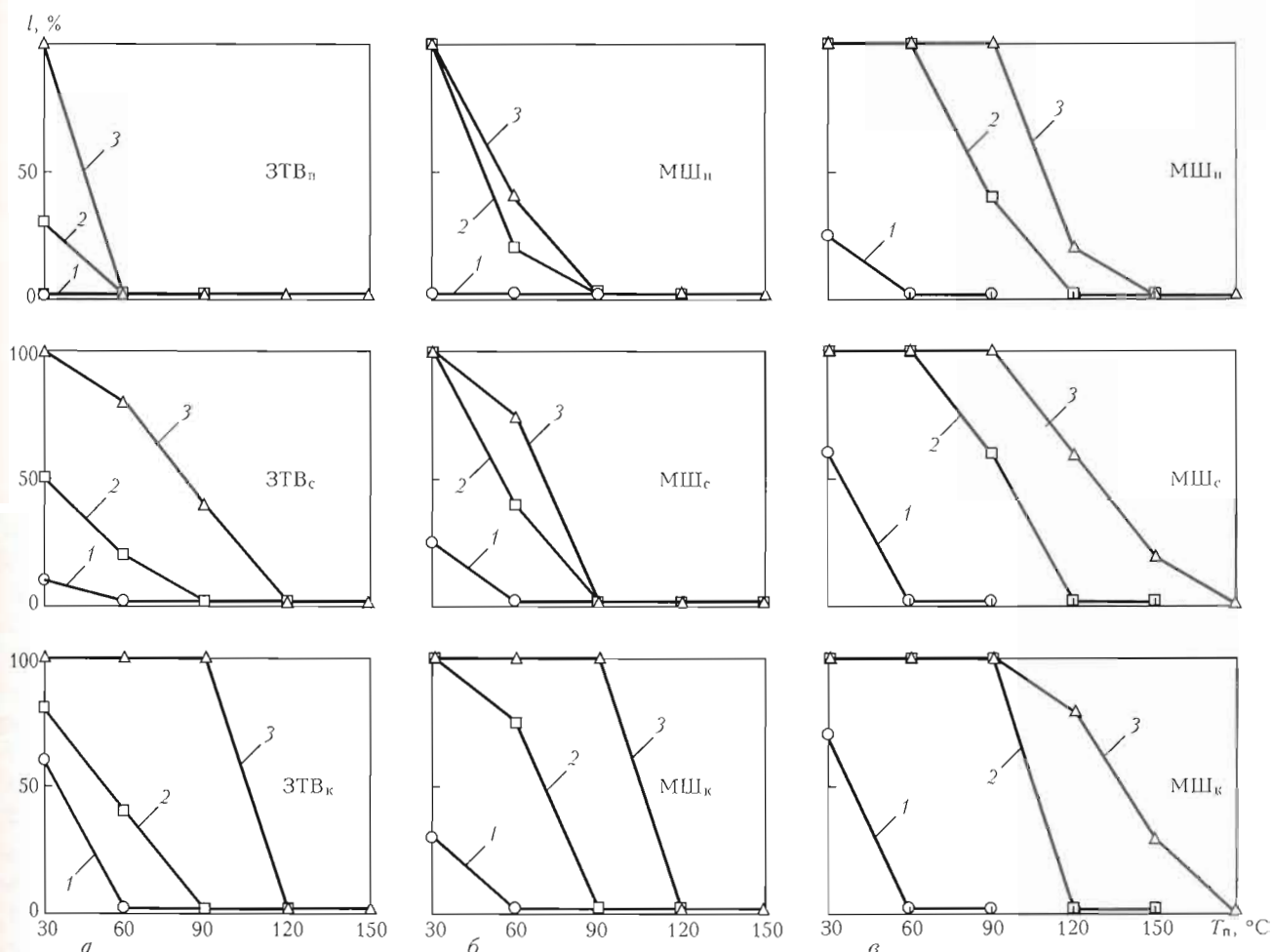


Рис. 3. Зависимость протяженности трещины l от температуры предварительного подогрева T_n тавровых образцов, сваренных в углекислом газе проволоками Св-08Г2С (а), Св-10ХГ2СМА (б) и Св-08ХН2Г2СМЮ (в), при разной концентрации диффузионного водорода в наплавленном металле: 1 — $[H]_{\text{диф}} = 3$; 2 — 10; 3 — 18 мл/100 г

10ХГ2СМА и до 180 °С при сварке проволокой Св-08ХН2Г2СМЮ.

Снижение содержания диффузионного водорода в металле угловых швов до 3,1 мл/100 г позволило существенно повысить сопротивляемость тавровых соединений стали 13ХГМРБ образованию холодных трещин. При этом первые сигналы акустической эмиссии во всех случаях фиксировались только после полного охлаждения образцов. Трещины в образцах, как правило, распространялись на протяжении нескольких суток и на поверхность шва выходили только при сварке проволокой Св-08ХН2Г2СМЮ. Полностью исключить их образование можно лишь при предварительном подогреве проб до 60 °С.

Анализ полученных результатов показал, что при возрастании концентрации водорода от 3,1 до 18 мл/100 г в МШ, выполненном в углекислом газе проволоками Св-08Г2С и Св-10ХГ2СМА, критическая температура подогрева, при которой в корне шва отсутствуют трещины, повышается в среднем на 60 °С, а при использовании проволоки Св-08ХН2Г2СМЮ при тех же условиях — на 120 °С. Следовательно, с повышением степени

легирования металла углового шва и скорости охлаждения тавровых соединений высокопрочной стали отрицательное влияние водорода усиливается. Обращает на себя внимание тот факт, что при использовании легированных проволок марок Св-08ХН2Г2СМЮ и Св-10ХГ2СМА, т. е. в тех случаях, когда прочность МШ существенно выше прочности основного металла, трещины зарождались и развивались исключительно по шву. В случае, если при сварке проволокой Св-08Г2С эти показатели в МШ и основном металле сопоставимы, трещины образовывались в ЗТВ. Очевидно, это связано с особенностями формирования напряженно-деформированного состояния в таких соединениях и разной подвижностью водорода в МШ [13].

С учетом установленной зависимости влияния водорода на сопротивляемость тавровых соединений стали 13ХГМРБ образованию холодных трещин при дальнейших исследованиях, целью которых являлась оценка воздействия на этот процесс погонной энергии сварки $Q_{\text{св}}$ и защитной среды, уровень концентрации $[H]_{\text{диф}}$ в наплавленном металле ограничивали до 3,0...3,5 мл/100 г.

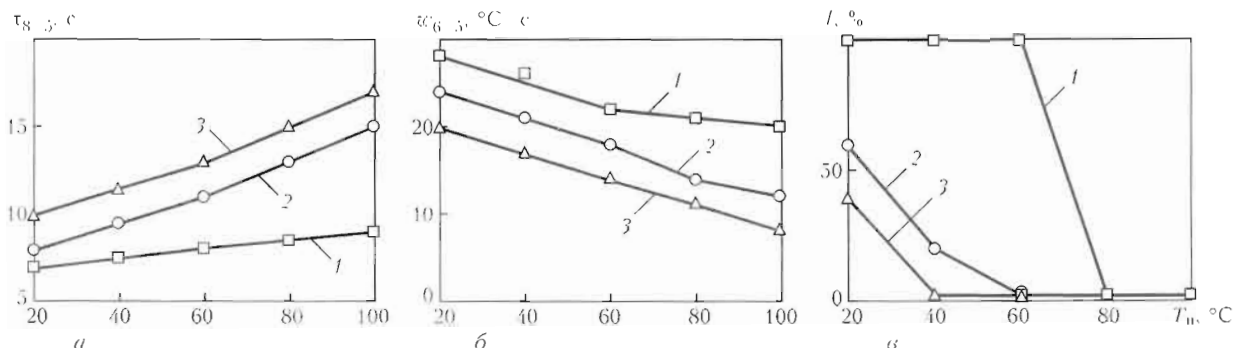


Рис. 4. Влияние предварительного подогрева на продолжительность охлаждения от 800 до 500 °С (а), скорость охлаждения от 600 до 500 °С (б) и протяженность трещин в корне шва (в) технологических проб, сваренных с использованием проволоки Св-08Г2С диаметром 1,2 (1), 1,6 (2) и 2,0 мм (3) в углекислом газе

В качестве базового сварочного материала при выполнении таких работ была принята проволока марки Св-08Г2С, поскольку она, на наш взгляд, наиболее приемлема для сварки однопроводных угловых швов с катетом до 8 мм.

При сварке соединений с угловыми швами используют проволоки диаметром 1,2, 1,6 и 2,0 мм. В зависимости от этого $Q_{\text{св}}$ может изменяться от 15,2 до 18,3 кДж/см. Обычно диаметр проволоки выбирают в зависимости от газовой защиты, толщины свариваемого металла и других условий. В данном случае диаметр сварочной проволоки выбирали с учетом необходимости изменения погонной энергии сварки, которая влияет на сопротивляемость тавровых соединений образованию холодных трещин. Катет шва в процессе таких исследований практически не изменялся. Однако с повышением $Q_{\text{св}}$ увеличивалась глубина проплавления основного металла и изменялись условия охлаждения ЗТВ сварных соединений.

При сварке тавровых соединений в углекислом газе сварочной проволокой диаметром 1,2 мм ($Q_{\text{св}} = 15,2$ кДж/см) ЗТВ соединений образцов охлаждается достаточно интенсивно. Даже при подогреве до 100 °С время охлаждения металла, нагретого выше точки $A_{\text{с3}}$, в интервале температур от 800 до 500 °С ($\tau_{8/5}$) увеличивается незначительно (от 7 до 9 с), а скорость охлаждения в интервале температур от 600 до 500 °С ($w_{6/5}$)

уменьшается с 28 до 20 °С/с (рис. 4, а, б). Казалось бы, незначительное повышение погонной энергии сварки при использовании проволоки диаметром 2,0 мм позволяет существенно замедлить процесс охлаждения сварных соединений. При этом даже при сварке без подогрева значения $\tau_{8/5}$ увеличиваются до 10 с, а при нагреве образцов до температуры 100 °С — еще на 7 с. По-видимому, отмеченные закономерности в изменении условий охлаждения сварных соединений, выполненных проволоками различного диаметра, связаны не только с повышением погонной энергии сварки при использовании проволоки диаметром 2,0 мм, но и с увеличением плотности тока. Как видно из рис. 4, в, замедление скорости охлаждения, наблюдаемое при сварке проволоками большего диаметра, способствует существенному повышению сопротивляемости сварных соединений образованию холодных трещин. Даже незначительный подогрев до 40 и 60 °С позволяет полностью исключить образование трещин в образцах. Достичь такого же результата при использовании проволоки диаметром 1,2 мм удастся лишь при их подогреве до 100 °С. Поэтому угловые швы с $k = 6...8$ мм целесообразно выполнять с использованием проволок диаметром 1,6...2,0 мм. При этом погонная энергия сварки возрастает до 17,7...18,3 кДж/см, замедляется охлаждение ЗТВ

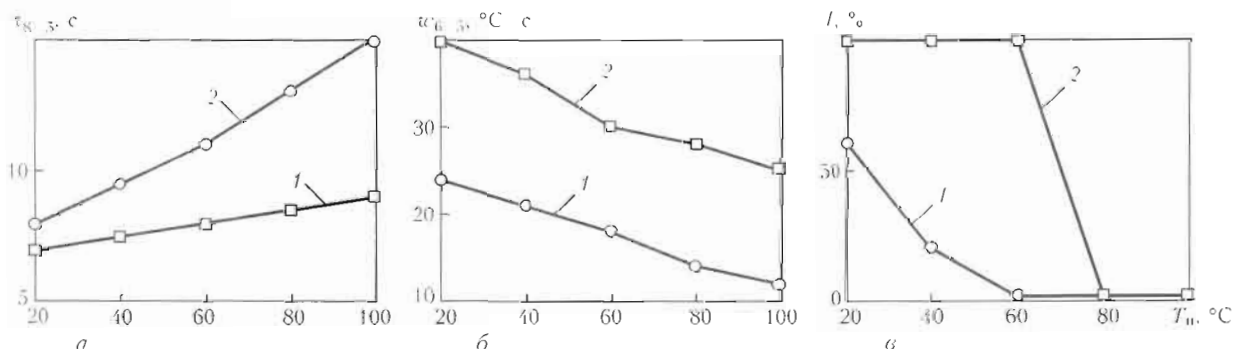


Рис. 5. Влияние предварительного подогрева на продолжительность охлаждения от 800 до 500 °С (а), скорость охлаждения от 600 до 500 °С (б) и протяженность трещин в корне шва (в) технологических проб, сваренных с использованием проволоки Св-08Г2С в углекислом газе (1) и смеси газов на основе аргона (2)

и, как следствие, повышается ее сопротивляемость образованию холодных трещин.

При оценке влияния на процесс трещинообразования тавровых соединений высокопрочной стали защитного газа сварку образцов осуществляли проволокой Св-08Г2С диаметром 1,6 мм в углекислом газе и смеси газов на основе аргона (78 % Ar + 22 % CO₂). Результаты исследований свидетельствуют о том, что при выбранных условиях сварки для предупреждения образования холодных трещин в соединениях, выполненных в смеси газов, потребовалось на 30...40 °С повысить температуру предварительного подогрева образцов по сравнению со сваркой в углекислом газе (рис. 5, а). Это связано с различиями в скоростях охлаждения металла ОШЗ тавровых соединений, полученных в углекислом газе и смеси (рис. 5, б, в). Несмотря на то, что при выполнении данных исследований режимы сварки использовали достаточно близкие (погонная энергия $Q_{св} = 17,5...17,7$ кДж/см), интенсивность охлаждения образцов, сваренных в смеси газов, была выше. Известно, что сварка в углекислом газе характеризуется более интенсивным нагревом и расплавлением металла, чем в смеси газов на основе аргона [14]. Это обстоятельство, вероятно, и определило различия в скорости охлаждения и сопротивляемости образованию трещин тавровых соединений, выполненных в углекислом газе и смеси 78 % Ar + 22 % CO₂. Поэтому при изменении состава защитной среды температуру предварительного подогрева соединений следует выбирать по результатам испытаний специальных технологических проб.

В целом результаты выполненных исследований свидетельствуют о том, что при сварке однопроходных угловых швов с катетом до 8 мм необходимо обеспечивать минимальную концентрацию водорода ($[H]_{диф} \leq 3,5$ мл/100 г) в МШ и выбирать такие условия охлаждения соединений, при которых максимальная скорость охлаждения

ЗТВ не превышает допустимого значения для конкретных марок высокопрочных сталей.

Таким образом становится очевидным, что на сопротивляемость тавровых соединений высокопрочной стали 13ХГМРБ оказывают влияние состав наплавленного металла, концентрация в нем диффузионного водорода и температура предварительного подогрева.

1. Денис А. Е., Иващенко Г. А. Повышение прочности сварных конструкций. — Киев: Наук. думка, 1985. — 256 с.
2. Миходуй Л. И., Позняков В. Д., Ющенко К. А. Сопротивляемость замедленному разрушению сварных соединений стали 12ХН2МФДРА // Автомат. сварка. — 2000. — № 11. — С. 5–10.
3. Мусияченко В. Ф., Жданов С. Л. Применение акустического эмиссионного метода при исследовании процесса образования холодных трещин в сварном соединении высокопрочной стали // Диагностика и прогнозирование разрушения сварных конструкций. — 1987. — Вып. 5. — С. 73–77.
4. Касаткин О. Г. Особенности водородного охрупчивания высокопрочных сталей при сварке (Обзор) // Автомат. сварка. — 1994. — № 1. — С. 3–7.
5. Мусияченко В. Ф. Свариваемость и технология сварки высокопрочных сталей. — Киев: Наук. думка, 1983. — 68 с.
6. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 248 с.
7. Гривяк И. Свариваемость сталей. — М.: Машиностроение, 1984. — 216 с.
8. Походня И. К., Швачко В. И. Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях конструкционных сталей // Автомат. сварка. — 1997. — № 5. — С. 3–10.
9. Hart P. H. M. Resistance to hydrogen cracking in steel weld metals // Welding J. — 1986. — № 1. — P. 14–22.
10. Cold cracking in weldments of steel S 690 QT / B. Alexandrov, K. Theis, M. Streitenberger et al. — S. 1., [2004]. — 16 p. — (Intern. Inst. Of Welding; Doc. IX-2115-04).
11. Nishimura I., Chiba N. Cracking in welded corner joints // Metal Construction. — 1984. — № 1. — P. 30–34.
12. Походня И. К., Пальцевич А. П. Хроматографический метод определения количества диффузионного водорода в сварных швах // Автомат. сварка. — 1980. — № 1. — С. 37–39.
13. Миходуй Л. И., Позняков В. Д., Жданов С. Л. Замедленное разрушение тавровых соединений высокопрочных сталей // Там же. — 1998. — № 10. — С. 14–19.
14. Потатьевский А. Г. Сварка в защитных газах плавящимся электродом. — М.: Машиностроение, 1974. — 240 с.

Effect of composition of the deposited metal on mechanical properties of one-pass fillet welds in T-joints on high-strength alloyed steel 13KhGMRB, and resistance of these joints to delayed fracture depending upon the hydrogen concentration, welding heat input and shielding atmosphere composition have been evaluated. It is shown that the highest resistance of such joints to cold cracking is observed in CO₂ welding using 1.6...2.0 mm diameter low-alloy wire Sv-08G2S, with preheating to 60 °C and diffusible hydrogen content of the welds limited to 3.5 ml/100 g.

Поступила в редакцию 07.06.2007



ОБРАТИМАЯ ОТПУСКНАЯ ХРУПКОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ КОРПУСОВ РЕАКТОРОВ ТИПА ВВЭР

О. Г. КАСАТКИН, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Основной причиной ускоренного охрупчивания сварных соединений корпуса ядерного реактора в начальные периоды их эксплуатации является обратимая отпускная хрупкость, вызываемая повышенной концентрацией диффузионно-подвижных примесей, особенно фосфора. Радиационные дефекты кристаллической решетки, создаваемые потоком нейтронов, являются высокоэнергетическими ловушками и снижают концентрацию диффузионно-подвижных примесей. При увеличении флюенса быстрых нейтронов возрастает плотность дефектов кристаллической решетки, которые способствуют снижению концентрации примесей на границах зерен и уменьшению отпускной хрупкости.

Ключевые слова: корпус реактора, сварные соединения, диффузионное перемещение фосфора, обратимая отпускная хрупкость, радиационные дефекты, критическая температура хрупкости

В настоящее время основу атомной энергетики России и Украины составляют водо-водяные энергетические реакторы типа ВВЭР-440 и ВВЭР-1000, имеющие мощность соответственно 440 и 1000 МВт. Одной из наиболее ответственных частей оборудования АЭС является корпус ядерного реактора (КР), изготовленный из кованных цилиндрических обечаек и днища, которые свариваются под флюсом круговыми швами. Для производства КР ВВЭР-440 используется сталь 15ХЗМФА, а для КР ВВЭР-1000 — сталь 15Х2НМФА. Корпус ВВЭР-1000 имеет внутреннее аустенитное покрытие.

В случае аварийной остановки реактора и заполнения его холодной водой (при термошоке) на КР воздействуют значительные нагрузки. Поэтому его металл должен обеспечивать достаточно высокую сопротивляемость развитию возможной (обычно постулируемой) трещины при термошоке. Состояние металла КР главным образом оценивается критической температурой хрупкости T_K , при которой обеспечивается заданный уровень трещиностойкости.

Как показали исследования, ресурс КР ограничивается свойствами сварных соединений, которые более склонны к охрупчиванию, чем основной металл, в частности, из-за повышенной концентрации в металле шва фосфора (ВВЭР-440) или никеля (ВВЭР-1000).

Характерными условиями работы активной зоны КР являются наличие нейтронного облучения и длительного (сотни тысяч часов) нагрева до 300 °С. Основной механизм охрупчивания металла КР и сварных швов определяется накоплением радиационных повреждений кристаллической решетки под действием потока нейтронов. Еще

одним серьезным фактором, способствующим охрупчиванию, является повышенная концентрация примесей, особенно фосфора. Вредное влияние примесей обнаружено при исследовании образцов-свидетелей. Исследования показали, что КР, и особенно их сварные соединения, в первые годы эксплуатации охрупчиваются значительно быстрее, чем это можно было ожидать, за счет действия нейтронного облучения.

Целью настоящей работы является оценка влияния радиационных дефектов, образующихся в металле стенки корпуса в процессе работы реактора, на характер диффузионного перераспределения фосфора.

Рабочая температура КР, а также дополнительная энергия, выделяемая за счет гамма-облучения, оказываются достаточными для возникновения диффузионной подвижности фосфора, являющегося элементом внедрения. Общая энергия системы Fe-P уменьшается, когда атомы фосфора находятся в дефектах кристаллической решетки и на границах зерен, которые становятся ловушками для этих элементов. Границы зерен отличаются более высокой свободной энергией, чем отдельные дефекты типа вакансий. Процесс обогащения границ зерен фосфором в изотермических условиях продолжается до наступления динамического равновесия. При этом концентрация фосфора в очень тонкой зоне (5...10 атомных слоев) может в десятки раз превосходить среднее значение. Охрупчивающий отпуск не вызывает никаких структурных изменений в металле шва. Толщина адсорбционного слоя настолько мала, что изменение в нем сопротивления пластической деформации существенного значения может не иметь. Более важным, по-видимому, является снижение поверхностной энергии при образовании трещины по границам зерен. При этом разрушение обычно приобретает межзеренный характер, т. е. происходит главным образом по границам исходных аустенитных зерен. В результате не

только повышается T_K , но и снижается сопротивление усталостному разрушению, межкристаллитной коррозии и растрескиванию. Степень охрупчивания, характеризуемая значением ΔT_K , оказывается пропорциональной концентрации примеси на границах.

При повышении температуры металла уменьшается энергия связи атомов фосфора с ловушками и равновесие устанавливается при меньших уровнях его сегрегации на границах зерен. При нагреве до температуры высокого отпуска почти весь фосфор переходит в кристаллическую решетку. При быстром охлаждении это состояние фиксируется и отпускная хрупкость исчезает, а при медленном — возникает вновь. В металловедении это явление называют обратимой отпускной хрупкостью [1]. Наибольшую склонность к хрупкости такого типа имеют легированные стали обычной чистоты.

Зависимость относительной равновесной концентрации фосфора на границах зерен P_r от температуры приведена на рис. 1. Здесь P_d — концентрация диффузионно-подвижного фосфора в кристаллической решетке (часть его может находиться, например, в неметаллических включениях, порах и других высокоэнергетических ловушках и не участвовать в процессе диффузии). Отношение P_r/P_d увеличивается по мере снижения температуры. При более низких температурах подвижность фосфора уменьшается и процесс сегрегации прекращается.

Диффузионная подвижность атомов фосфора в кристаллической решетке при $T \sim 300^\circ\text{C}$ невелика. По данным ННЦ ХФТИ и РНЦ «Курчатовский институт», процесс «теплого старения» корпусных сталей продолжается около 20 тыс. ч [2]. Но учитывая, что длительность эксплуатации КР составляет сотни тысяч часов, процесс сегрегации фосфора на границах зерен может развиваться практически до равновесного состояния.

Никель вводится в шов для снижения критической температуры хрупкости металла в исходном состоянии. Однако легирование никелем повышает диффузионную подвижность фосфора в кристаллической решетке и в определенной степени увеличивает значения P_d . Возможно, это связано с изменением плотности дефектов типа вакансий. В результате при заданной температуре концентрация фосфора на границах зерен увеличивается.

При низком (до 0,003 мас. %) содержании фосфора повышение содержания никеля с 1 до 3 мас. % склонность стали к отпускной хрупкости практически не усиливает, тогда как при 0,01 мас. % Р такое же изменение содержания никеля обеспечивает достаточно интенсивную диффузию фосфора для протекания процесса сегрегации, при этом степень охрупчивания возрастает [1]. Равновесная концентрация фосфора на границах зерен повышается с увеличением содержания фосфора и никеля. Ра-

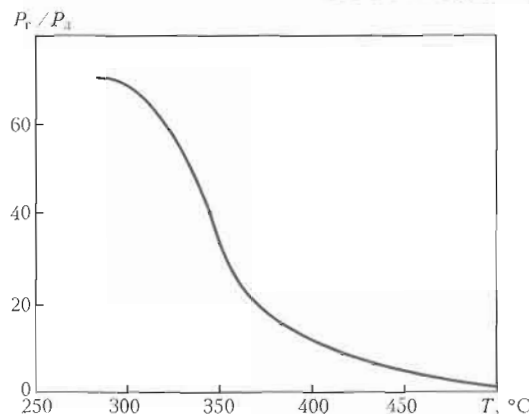


Рис. 1. Зависимость равновесной концентрации фосфора на границах зерен в металле шва от температуры

бочая температура КР $T = 300^\circ\text{C}$ способствует максимальной сегрегации фосфора (рис. 1).

При изготовлении КР используется сварка под флюсом. Процесс сегрегации фосфора на границах зерен в металле шва развивается сильнее, чем в основном металле. Это связано, как правило, с укрупнением аустенитных зерен в металле шва и использованием недостаточно чистых сварочных материалов. Явления обратимой отпускной хрупкости не учитывались в должной мере при создании технологии сварки КР, особенно типа ВВЭР-440/230. В металле швов этих КР содержится 0,03...0,05 мас. % Р, что приводит к быстрому росту T_K . Следует отметить, что, кроме фосфора, вредными примесями являются сурьма, мышьяк и олово.

При работе реактора активная зона корпуса облучается мощным потоком нейтронов. Радиационные дефекты, возникающие в кристаллической решетке под действием быстрых нейтронов, могут существенно изменить кинетику сегрегации фосфора. Указанные дефекты являются ловушками с достаточно высокой энергией (для крупных дефектов уровень энергии может приближаться к энергии свободной поверхности). Захватывая отдельные атомы, ловушки снижают массовую долю диффузионно-подвижного фосфора [3].

Размеры дефектов зависят от энергетического спектра нейтронного потока: чем выше энергия нейтрона, тем больше размер дефекта, образующегося в кристаллической решетке. Исследования металла сварного шва трепана, вырезанного из корпуса выведенного из эксплуатации, реактора ВВЭР-440 блока № 2 Нововоронежской АЭС, показали, что дефекты имеют вид дисков толщиной около 1 нм и диаметром около 10 нм (рис. 2), их плотность составляет $\lambda \sim 7 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ [4]. Химический состав этих включений не был достоверно определен.

Исходя из указанных выше размеров дискообразных включений можно приблизительно оценить относительное значение объема дефектов — около 0,0055, т. е. суммарный объем радиацион-

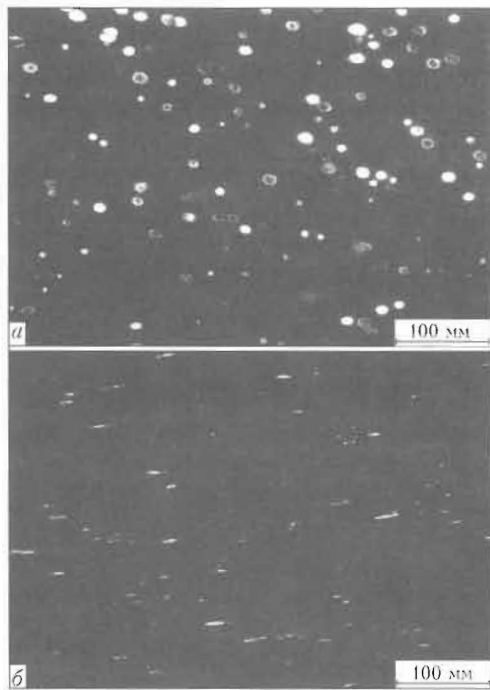


Рис. 2. Вид спереди (а) и сбоку (б) дискообразных включений в образце облученной корпусной стали [4]

ных дефектов равен приблизительно 0,5 % объема кристалла. Исходя из тех же размеров можно условно оценить суммарную площадь поверхностей включений на единицу объема кристалла

$$S_b \approx 11 \cdot 10^4 \text{ см}^2/\text{см}^3,$$

что значительно превышает общую площадь границ зерен.

В целом кинетика диффузионного процесса перераспределения фосфора при облучении стали нейтронным потоком выглядит следующим образом. Массовая доля диффузионно-подвижного фосфора и соответственно скорость охрупчивания стали за счет сегрегации фосфора на границах зерен максимальны на начальных этапах эксплуатации реактора и снижаются по мере увеличения плотности радиационных дефектов кристаллической решетки, являющихся ловушками для атомов фосфора. По мере увеличения флюенса нейтронного потока массовая доля диффузионно-подвижного фосфора уменьшается настолько, что по условиям динамического равновесия может начаться обратный процесс — отток фосфора от границ зерен в кристаллическую решетку. Чувствительность металла к отпускной хрупкости при этом снижается.

Reversible temper brittleness caused by an increased concentration of diffusible impurities, and phosphorus in particular, is the main reason of accelerated embrittlement of welded joints on a nuclear reactor body in the initial period of operation. Radiation crystalline lattice defects caused by a fluence of neutrons serve as high-energy traps and decrease the concentration of the diffusible impurities. Increase in the fluence of fast neutrons leads to a growth of density of the crystalline lattice defects, which promote decrease in the concentration of the impurities at grain boundaries, as well as decrease in temper brittleness.

Анализ образцов металла шва КР энергоблока № 1 Козлодуйской АЭС показал, что в металле активной зоны по толщине стенки КР фосфор распределяется неравномерно [5]. Максимальная концентрация фосфора имела место в металле внутренней поверхности стенки, а минимальная — вблизи наружной. Аналогичные явления обнаружены у упомянутого выше трепана, вырезанного из КР Нововоронежской АЭС. Кроме того, ударная вязкость металла шва на внутренней стенке КР оказалась выше, чем на наружной. Это хорошо согласуется с описанными выше явлениями обратимой отпускной хрупкости. Металл стенки КР около ее внутренней поверхности подвержен наиболее интенсивному воздействию нейтронного потока, массовая доля фосфора в радиационных дефектах кристаллической решетки максимальна, а диффузионно-подвижного фосфора минимальна. В связи с этим явления обратимой отпускной хрупкости у внутренней поверхности стенки КР проявляются слабее.

Таким образом, обратимая отпускная хрупкость (особенно стадия быстрого роста критической температуры хрупкости) развивается на начальном этапе эксплуатации реактора и в дальнейшем уменьшается в металле активной зоны. Учет процессов обратимой отпускной хрупкости дает возможность более достоверно оценить текущее состояние металла КР и динамику деградации его свойств в активной зоне.

1. Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И. Превращение аустенита при охлаждении и отпуск закаленной стали // *Металловедение и терм. обработка стали*. — М.: Металлургия, 1983. — С. 111–177.
2. Проблема радиационного охрупчивания корпусов реакторов ВВЭР-440 и ВВЭР-1000 и пути ее решения / В. Ф. Зеленский, И. М. Неклюдов, Л. С. Ожигов и др. // *Вопр. атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение*. — 1997. — Вып. 1(65)/2(66). — С. 119–122.
3. Касаткин О. Г. Механизмы охрупчивания сварных соединений корпусов реакторов типа ВВЭР под действием примесей // *Тр. 5-й Междунар. конф. «Материаловедческие проблемы при проектировании, изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС»*. — В 4 т. — Т. 2. — С.-Пб.: Прометей, 1998. — С. 168–176.
4. Assessment of relative contributions from different mechanisms to radiation embrittlement of reactor pressure vessel steels / B. A. Gurovich, E. A. Kuleshova, Zu. A. Nikolaev, Za. I. Shtrombakh // *J. Nucl. Mater.* — 1997. — № 246. — P. 91–120.
5. Phosphorous content and distribution in the metal of RPV weld 4 / T. Kamenova, S. Vodenicharov, E. Momchilova, V. Gaidarova // *Rep. of a workshop on Kozloduy unit 1 reactor pressure vessel integrity*, Sofia, Bulgaria, May 21–23, 1997. — Sofia: International Atomic Energy Agency, 1997. — P. 1–13.



УДК 621.791.01

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ ШОВНОЙ СВАРКОПАЙКИ ТРУБ

А. С. ПИСЬМЕННЫЙ, д-р техн. наук, **Д. П. НОВИКОВА**, канд. техн. наук,
Р. В. ЮХИМЕНКО, **А. С. ПРОКОФЬЕВ**, **А. А. ПИСЬМЕННЫЙ**, инженеры,
В. В. ПОЛУХИН, канд. техн. наук, **Вл. В. ПОЛУХИН**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены методики изучения процессов сваркопайки продольных швов труб методом контактного нагрева и нагрева соединяемых кромок протекающим вдоль них электрическим током. Представлены результаты металлографических исследований швов труб, полученных данными методами.

Ключевые слова: высокочастотная сварка, индукционный нагрев, технология сваркопайки, активирующее вещество, механические испытания, трубы

При массовом выпуске труб широко применяют высокочастотную сварку (ВЧС), для которой характерны высокая производительность и незначительные производственные затраты. Однако этот способ, как правило, обеспечивает хорошее качество формирования швов лишь при сварке некоторых марок конструкционных и низколегированных сталей, латуни, меди и алюминия.

Для использования преимуществ ВЧС и расширения сортамента свариваемых материалов необходим новый способ сварки, который характеризовался бы снижением температуры сварки и градиента температур в свариваемых кромок, а также улучшением условий подготовки свариваемых поверхностей кромок. Для этого необходимо изменить способы подведения энергии в зону сварки и формовки заготовки в зоне сварки, а также применять вещества, активирующие свариваемые поверхности.

Исследования основывались на результатах проведенных ранее работ по отработке процессов формовки ленты в трубную заготовку и созданию основных узлов оборудования для формовки и сварки трубчатых изделий. Использовались также результаты исследований электротермических и термомеханических процессов сварки, разработок индукционных сварочных устройств, решения вопросов, связанных со стабилизацией процесса передачи энергии в зону сварки при изменении скорости движения изделия, определения технологических параметров режима сварки в зависимости от геометрических размеров свариваемых материалов [1-4].

На основании проведенных исследований разработана новая технология процесса сваркопайки (ДСТУ 3761.2-98, п. 3.92), а также элементы оборудования для производства стальных труб спо-

собом индукционного нагрева при введении в зону соединения кромок активирующих веществ. Этот способ объединил положительные качества сварки давлением и пайки. При этом учитывалось, что электрофизические свойства практически всех конструкционных и трубных сталей при индукционном нагреве подобны и возможно распространение режимов нагрева как на один материал, так и на множество других.

Методика исследований процесса сваркопайки соединяемых кромок труб способом нагрева протекающим вдоль них электрическим током (НПТ). Для проведения экспериментов по шовной сваркопайке прямошовных труб при индукционном подведении энергии к заготовке использовали лабораторное оборудование (рис. 1), состоящее из несущей металлоконструкции — станины с направляющими, подвижной каретки с зубчатой рейкой, которая приводится в движение электроприводом и имеет кронштейн для закрепления переднего конца труб, неподвижной валковой клетки для осадки кромок, аппаратуры привода перемещения каретки и индукционного нагрева свариваемых кромок, системы жидкостного охлаждения, пускорегулирующей и контро-

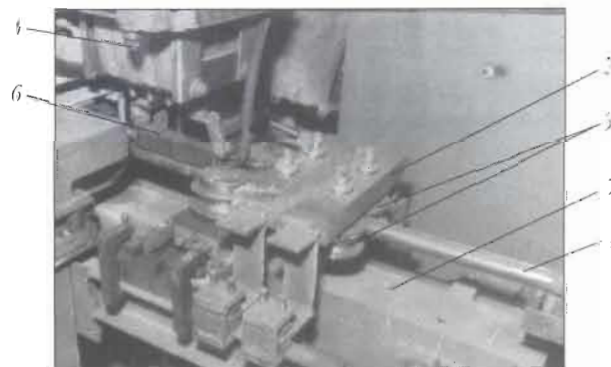


Рис. 1. Лабораторное оборудование для проведения экспериментов: 1 — высокочастотный трансформатор; 2 — валковая клетка; 3 — две пары валиков; 4 — свариваемая труба; 5 — станина; 6 — индуктор



лирующей аппаратуры, силовых кабелей и коммуникаций.

Перемещение труб относительно индуктора, роликовых проводок и сварочного устройства (сварочной клетки) при сваркопайке происходит с помощью привода с плавной регулировкой скорости вращения приводного электродвигателя, имеющего пятиступенчатый диапазон регулирования скорости линейного перемещения трубы — от 1,2 до 6,4 м/мин.

Проводили измерение и регистрацию электрических параметров индукционного нагрева свариваемых кромок, тепловых параметров (температурные поля в поперечном сечении трубы), деформаций в зоне формирования соединения. Напряжение измеряли с помощью лампового вольтметра типа ВК7-9, а переменный ток частотой 2,5 и 8 кГц — с помощью электродвижущей силы пояса Роговского ламповым вольтметром типа ВУ-15 с коэффициентами чувствительности 834 и 260 А/В. Угол сдвига фаз определяли прибором типа Ф2-1.

Температурные поля регистрировали шестиканальным самописцем типа Н-303 I-6. Первичными преобразователями температуры служили хромель-алюмелевые термопары, зачеканенные в отверстия, расположенные по периметру свариваемой трубы, что позволяет оценить температурное поле в стенках и шве трубы как на этапе ее нагрева, так и охлаждения после сварки. Эксперименты проводили при различных скоростях перемещения трубы, мощности нагрева, зазорах между индуктором и зоной формирования прямолинейного сварного шва трубы. Проведена оценка влияния неточности расположения индуктора над трубой (несоосность и непараллельность установки индуктирующего проводника индуктора с осью трубы). Измерения в пяти поперечных сечениях трубы, расположенных вдоль оси индуктора, и регистрацию температурных полей выполняли также при постоянной мощности, расходуемой на нагрев, и статическом положении трубы под индуктором. Для обеспечения высокой точности измерений показания, снятые с каждой термопары, калибровались с помощью образцовой термопары

вместе с соответствующим каналом усилителя самописца.

Результаты металлографических исследований швов труб, полученных способом НПТ. Эксперименты проводили по сварке продольных швов на стальных трубах диаметром 33,5 мм с толщиной стенки 1,0...3,0 мм. Осадка кромок для стальных труб из стали 20 (ГОСТ 8737-78) размером 33,5×3,0 мм была подобрана экспериментальным путем. В опытах использовали стандартные припои типа ПАН-3 и П-87, а также флюс марки ПВ201.

Микроструктура металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ), характерные для данного технологического процесса, представлены рис. 2.

Установлено, что механизм формирования шва при сваркопайке давлением заключается в следующем. При нагреве кромок труб активирующее вещество (припой и флюс) расплавляется, после чего поверхность стальной кромки растворяется в расплавленном припое, затем происходит обогащение жидкого припоя железом. При этом припой настолько сильно обогащается железом, что оно становится основным компонентом расплавленной металлической ванны.

Металл шва имеет двухфазную структуру. Ее можно идентифицировать как твердый раствор меди в железе, образовавшийся вследствие протекания растворо-диффузионных процессов с добавками легирующих элементов припоя — марганца, никеля, кремния (рис. 2, 3).

Металл шва отличается плотной мелкодисперсной дендритной структурой (рис. 2). В некоторых участках расплавленной зоны кристаллизация имеет направленный характер. Так, на рис. 2 хорошо видны иглы дендритов, ориентированные в направлении распространения потока тепла [5].

При исследовании партии образцов обнаружено, что вблизи границы шва со стороны основного металла трубы располагается белая ферритная полоска α -Fe, содержащая в твердом растворе легирующие элементы припоя ПАН-3 (рис. 3). Она возникла вследствие сегрегации из зазора легкоплавких составляющих припоя, а также ускорения процессов диффузии в условиях пластической де-

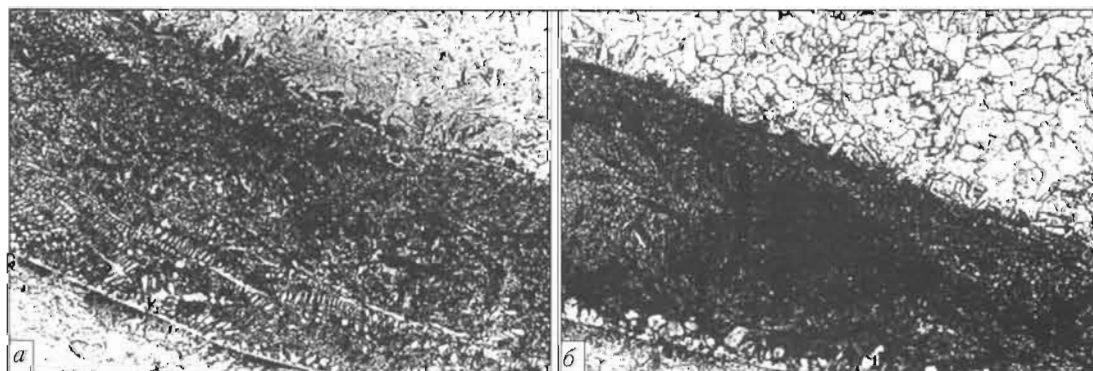


Рис. 2. Микроструктура металла сварного шва (а, $\times 400$) и ЗТВ (б, $\times 800$).

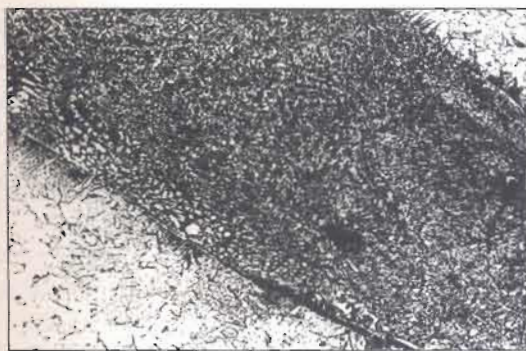


Рис. 3. Микроструктура ($\times 800$) участка соединения с ферритной полоской на границе раздела металла шва и ЗТВ

формации. В результате проведенных металлографических исследований установлено, что увеличение размеров зерен в металле ЗТВ не происходит, а благодаря наличию мелкого зерна в металле шва обеспечивается высокая прочность и пластичность паяных соединений [5, 6].

На рис. 4 представлена микроструктура металла швов с хорошим формированием, выполненных при степени осадки не менее 30 %.

Среди исследованных соединений есть образцы (рис. 4, а), в которых жидкая фаза отсутствует и существует лишь четкая линия раздела между стыкуемыми поверхностями, а также образцы (рис. 4, б), в которых жидкая прослойка полностью не удалена из зоны соединения и шов получен за счет кристаллизации расплавленного участка.

На основании изучения микрошлифов под микроскопом и полученных снимков можно заключить, что шов имеет хорошее формирование. Ни в одном из образцов опытной партии дефектов в виде трещин, пор, раковин обнаружено не было.

Результаты механических испытаний образцов, вырезанных из труб, показали, что их прочность на разрыв не меньше прочности основного металла (ОМ) — 416 МПа для стали 20, а угол загиба до разрушения составляет 180° .

Результаты исследования процесса сваркопайки продольных швов труб, полученных способом контактного нагрева (КН). Моделирование этого процесса выполняли с использованием оборудования линии для ВЧС труб диаметром 20...76 мм. С целью получения исходных данных для разработки специализированного сборочно-сварочного узла проведены эксперименты по сваркопайке труб диаметром 33,5 мм; при этом использовали стальную (Ст3) ленту толщиной 1,5 мм и шириной 100 мм. После формовки ленты в трубную заготовку перед сварочной клетью на кромки заготовки наносилось активирующее вещество — смесь флюса ПВ201 и припоя ПАН-3, разработанного в ИЭС им. Е. О. Патона. Связующим веществом был каучук, растворенный в бензине.

Необходимые термические циклы сваркопайки обеспечиваются установкой для индукционной сварки труб диаметром 20...76 мм.

При контактной сваркопайке (рис. 5) ток к кромкам трубы подводился через скользящие контакты 1 или расположенный в этом месте охватывающий трубную заготовку индуктор (на рисунке не показан).

При нагреве свариваемых кромок трубной заготовки проходящим электрическим током происходит нагрев активирующего вещества, предварительно нанесенного на кромки, которое в расплавленном состоянии взаимодействует с металлом кромок.

Нагрев свариваемых кромок продолжается до места схождения кромок, где начинается процесс сваркопайки. Как и при способе НПТ, расплавленное активирующее вещество при контакте с ОМ значительно обогащается железом. При этом ОМ трубной заготовки является основным компонентом расплавленной прослойки, образующейся на свариваемых кромках перед местом их схождения. Здесь при максимальной плотности тока формируется сварной шов. При этом под воз-

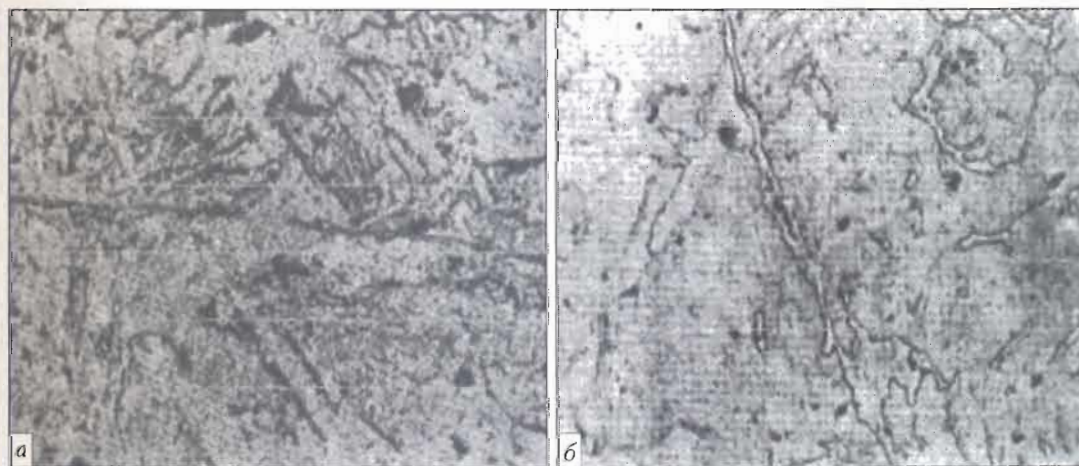


Рис. 4. Микроструктура участков металла шва с полным (а, $\times 320$) и неполным (б, $\times 100$) выдавливанием жидкой фазы из зоны соединения

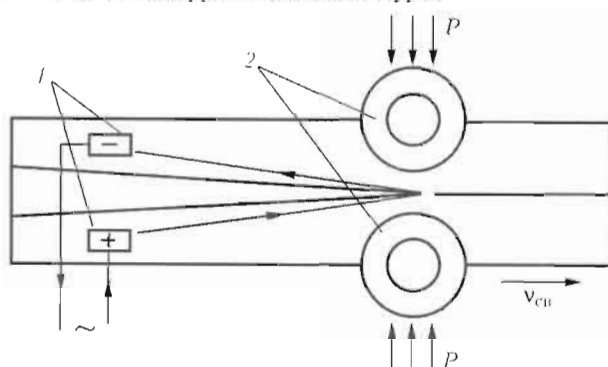


Рис. 5. Схема ВЧС с контактным подводом тока к кромкам трубы: 1, 2 — см. в тексте

действием сварочных валков 2 сначала происходит контактирование поверхностей кромок трубной заготовки, покрытых расплавленным активирующим веществом, а затем осадка кромок, которые омываются жидким активирующим веществом.

Приложение давления осадки P сварочными валками приводит к выдавливанию расплавленной прослойки на свариваемых кромках в грат, при этом туда же вместе с расплавленной прослойкой удаляются оксидные пленки и продукты активации свариваемых поверхностей. Выдавливание расплавленной прослойки происходит в плоскости схождения кромок трубной заготовки в трех направлениях — вверх, вниз и назад.

В формировании прямошовного сварного шва, которое начинается в месте схождения кромок, принимают участие смоченные расплавом прослойки и предварительно очищенные от оксидов и загрязнений поверхности трубной заготовки.

С целью эксперимента сваркопайку труб выполняли на различных режимах, отличающихся определенными соотношениями электрической мощности и скорости процесса.

В результате на различных режимах (табл. 1) с постепенным уменьшением удельной погонной энергии были сварены четыре участка труб. Степень деформации соединяемых кромок по толщине шва составляла от 40 до 55 %.

Металлографические исследования швов труб, полученных способом КН. Для проведения металлографического анализа были подготовлены четыре образца труб. Металлографические исследования шлифов сварных соединений с полирован-

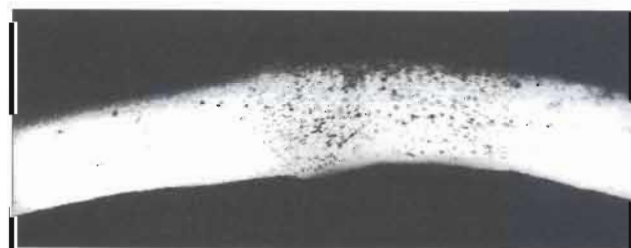


Рис. 6. Макрошлифы (X25) участка металла шва и ЗТВ в образце № 1

Таблица 1. Режимы сваркопайки экспериментальных образцов

№ образцов	Скорость сваркопайки, м/мин	Степень деформации, %
1	20	43
2	15	40
3	25	45
4	15	50

ной поверхностью показали, что трещины в металле шва отсутствуют. После травления трещины в металле шва также не обнаружены (рис. 6).

Измерения микротвердости осуществляли на приборе М-400 фирмы «Лесо». Шаг между точками измерения составлял 10 мкм.

В табл. 2 приведены результаты распределения микротвердости всех участков соединения.

Степень деформации соединения в плоскости шва составила 40...50 % (табл. 1). Она такая же, как и у стыковых соединений труб, выполненных способом сваркопайки [7–10]. Некоторое повышение твердости в определенных зонах металла шва связано с тем, что ввиду высокой (до 25 м/мин) скорости сваркопайки применяли интенсивное водяное охлаждение шва, при этом размер зерна металла шва был в 1,5...2,0 раза больше, чем ОМ [5].

Таким образом, установлено, что разработанная новая технология шовной индукционной сварки в твердой фазе труб (сваркопайка) может быть реализована двумя способами. Первый осуществляется способом НПТ; второй — путем комбинированного нагрева НПТ с КН торцов кромок труб на завершающем этапе процесса нагрева перед осадкой кромок. Оба способа сваркопайки обеспечивают хорошее качество формирования швов.

Активирующее вещество как физико-химический агент, способствующий соединению кромок, влияет не только на протекание длительных (для рассматриваемой технологии) растворо-диффузионных процессов, характерных для обычной пайки, но и обеспечивает очищение поверхности кромок. Это позволяет расширить класс припоев, которые могут быть применены для реализации технологии шовной сваркопайки изделий в твердой фазе.

Таблица 2. Микротвердость соединений, полученных при различных режимах сваркопайки

№ образца	HV 005			
	ОМ	Шов	ЗТВ	Грат
1	169	205	192	184
2	169	194	186	206
3	177	181	169	227
4	172	199	176	182

Процесс сваркопайки протекает в температурном интервале, определенном температурой плавления применяемых активирующих веществ. При сваркопайке продольных швов труб наилучшие результаты достигаются при тепловложении, обеспечивающем температуру этого процесса на 150...200 °С выше, чем температура плавления припоя, и степени пластической деформации кромок (40±10) %.

Исследования показали, что, как правило, при осадке не менее 30 % площади металла сформированного шва представляют собой образовавшиеся общие для обеих кромок зерна ОМ. При остывании и формировании шва также встречаются тонкие (менее 10 мкм) фрагменты невыдавленной закристаллизовавшейся прослойки, являющейся сплавом применяемого припоя, обогащенного ОМ кромок.

Проведенные испытания образцов на прочность при статическом растяжении показали, что она равна ОМ. Значения угла изгиба образцов свидетельствуют о высокой пластичности соединения. Способом сваркопайки можно получать соединения, имеющие высокие стабильные показатели ударной вязкости.

Из изложенного выше следует, что способ сваркопайки может быть положен в основу промышленной технологии производства металлических изделий не только из материалов, обычно соединяемых способом ВЧС, но и из новых ма-

териалов и марок сталей, особенно тех, которые претерпевают негативные изменения при превышении некоторых критических температур нагрева, а известные способы сварки или пайки не могут обеспечить необходимые условия для качественного формирования швов.

1. Шамов А. Н., Бодажков В. А. Проектирование и эксплуатация высокочастотных установок. — Л.: Машиностроение, 1974. — 280 с.
2. Установки индукционного нагрева / А. Е. Слухоцкий, В. С. Немков, Н. А. Павлов, А. В. Бамунер. — Л.: Энергоиздат, 1981. — 328 с.
3. Шамов А. Н., Лукин И. В., Иванов В. Н. Высокочастотная сварка металлов. — Л.: Политехника, 1991. — 240 с.
4. Pismenny A. S. High-frequency welding of metals. — Amsterdam: Harwood Acad. Publ., 1997. — 150 p. — (Welding and Surfacing Rev.; Vol. 7, pt 1).
5. Грабин В. Ф. Металловедение сварки плавлением. — Киев: Наук. думка, 1982. — 416 с.
6. Шлыков А. А. Справочник термиста. — М.: Машгиз, 1956. — 332 с.
7. Лебедев В. К., Табелев В. Д., Письменный А. С. Стыковая пайка под давлением стальных трубопроводов // Автомат. сварка. — 1983. — № 9. — С. 25–27.
8. Физическое моделирование осадки при сварке или пайке-сварке труб встык / В. К. Лебедев, А. С. Письменный, О. Г. Касаткин, М. Е. Шинлов // Там же. — 1993. — № 8. — С. 17–20.
9. Лебедев В. К., Табелев В. Д., Письменный А. С. Ударная вязкость стыковых соединений, паянных с пластическим деформированием основного металла // Там же. — 1993. — № 8. — С. 29–31.
10. Письменный А. С., Шинлов М. Е., Бурженецкий А. И. Применение индукционной сваркопайки для соединения труб нефтяного сортамента // Там же. — 1995. — № 12. — С. 35–38.

The procedures for studying the processes of braze-welding of longitudinal welds of pipes by the method of contact heating and heating of the edges being welded by electric current passing along them are presented. The results of metallographic investigations of pipe welds produced by these methods are given.

Поступила в редакцию 22.02.2007.
в окончательном варианте 14.05.2007

ДУГОВАЯ НАПЛАВКА ШТОКОВ ГИДРОЦИЛИНДРОВ

Разработана порошковая проволока ПП-Нп-30Х20МН и технология электродуговой наплавки штоков гидроцилиндров различных механизмов и машин — крепей шахтных проходческих комбайнов, карьерных автосамосвалов и т. д.

Штоки гидроцилиндров изготавливают из сталей типа 30Х и для защиты от коррозии их рабочую поверхность хромируют. По предложенной технологии наплавка изношенных штоков может производиться после предварительной механической обработки рабочей поверхности или непосредственно по хромовому гальваническому покрытию.

Штоки наплавляются в один слой под флюсом АН-26П. Разработанная порошковая проволока обеспечивает получение наплавленного металла системы легирования Fe-Cr-Ni-Mo, обладающего высокой коррозионной стойкостью в первом наплавленном слое. Шлифовка наплавленной поверхности обеспечивает необходимую чистоту, а высокая коррозионная стойкость наплавленного слоя исключает операцию хромирования. Имеется опыт наплавки штоков диаметром 70 мм и выше.

Контакты: 03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11,
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, отд. № 2
Тел./факс: (38044) 287 63 57
E-mail: ryabtsev@paton.kiev.ua



ТЕХНОЛОГИЯ ДУГОВОЙ ТОЧЕЧНОЙ СВАРКИ СТАЛЬНОЙ ТРЕХСЛОЙНОЙ ПАНЕЛИ С ЯЧЕИСТЫМ ЗАПОЛНИТЕЛЕМ

Академик НАН Украины **Л. М. ЛОБАНОВ**, **А. Н. ТИМОШЕНКО**, канд. техн. наук, **П. В. ГОНЧАРОВ**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
В. И. ЗАЙЦЕВ, инж. (ОАО «ВПК «НПО машиностроения», г. Реутов, РФ)

Рассмотрены особенности применения дуговой точечной сварки при изготовлении трехслойной панели с ячеистым заполнителем из высоколегированной стали. Показана возможность осуществления процесса с односторонним доступом к изделию и в стесненных условиях без применения значительных усилий для сжатия соединяемых конструктивных элементов, а также при соединении тонкостенного металла толщиной 0,1...1,0 мм на весу без подкладок.

Ключевые слова: аргонодуговая сварка, дуговая точечная сварка, сотовая конструкция, импульсная сварка, трехслойная панель, высоколегированная аустенитная сталь, тонкостенные металлоконструкции

Сотовые конструкции находят широкое применение в различных отраслях промышленности — авиа-, ракето-, машино- и судостроении, строительстве. Сотовые панели благодаря рациональному распределению металла в отдельных их элементах являются альтернативой уменьшения массы конструкции [1–4]. Такие конструкции при их относительно небольшой массе отличаются высоким уровнем прочности и жесткости, а также хорошими звуко- и теплоизоляционными свойствами. Трехслойная панель с ячеистым заполнителем (рис. 1) является разновидностью сотовых конструкций. Она представляет собой составную сварную трехслойную конструкцию из тонколистового металла, состоящую из двух несущих слоев, ячеистого заполнителя, расположенного между ними, и элементов каркаса (окантовок, законцовок, накладок и др.). Несущие слои воспринимают нагрузки (растяжение, сжатие, сдвиг) и поперечные изгибающие моменты. Заполнитель, монолитно связанный с несущими слоями (обшивками), обеспечивает совместную работу и устойчивость всей трехслойной конструкции и при ее изгибе подвергается воздействию поперечных сил [4]. При изготовлении сотовой панели требуется выполнить большое количество сварных точечных соединений, которые целесообразнее получать дуговой точечной сваркой (ДТС).

Контактная сварка с односторонним подводом тока имеет ограниченное применение вследствие малой жесткости получаемых соединений, а также невозможности использовать подкладки, противодействующие давлению электродов. Еще одним недостатком контактной сварки является то, что

этот процесс невозможно выполнить со стороны обшивки.

Цель настоящей работы — разработка и освоение технологии ДТС стальной трехслойной панели с ячеистым заполнителем.

Технологию ДТС отработывали на образцах трехслойной панели размером 300×300×7,2 мм с ячеистым заполнителем, несущие слои которой изготовлены из стали аустенитно-ферритного класса 03X11N10M2T толщиной 0,6 мм, а ячеистый заполнитель — из аустенитной стали 12X18N10T толщиной 0,3 мм. ДТС выполняли со стороны обшивки. При ДТС образцов и макетов изделий использовали вольфрамовый электрод диаметром 1,5...2,0 мм, защиту сварочной дуги и зоны сварки осуществляли аргоном.

В состав лабораторной установки для отработки технологии процесса ДТС сварки трехслойной панели с ячеистым заполнителем (рис. 2) входят источник сварочного тока 1, сварочный стенд 2, блок управления сварочным циклом 4, комплект соединительных кабелей и шлангов 3. Эта установка позволяет эффективно выполнять сварные точечные соединения на токах 5...80 А за 0,05...0,50 с с защитой зоны соединения инертным газом.

Сварочный стенд 2 предназначен для закрепления образца и его перемещения к месту вы-



Рис. 1. Трехслойная панель с ячеистым заполнителем

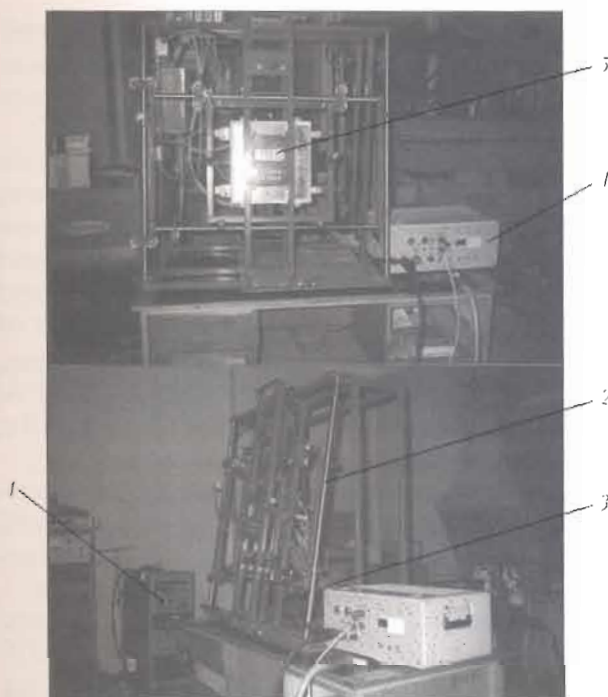


Рис. 2. Лабораторная установка для отработки технологии ДТС трехслойной панели с ячеистым заполнителем: 1 — источник сварочного тока; 2 — сварочный стенд; 3 — соединительные кабели; 4 — блок управления сварочным циклом; 5 — рамка с образцом

полнения ДТС на вертикальной плоскости. С помощью блока управления 4 на лабораторной установке осуществляется согласованное управление всеми исполнительными устройствами, обеспечивающими требуемый цикл сварки, включение и отключение сварочного источника, газовую защиту, прижим обшивки к заполнителю.

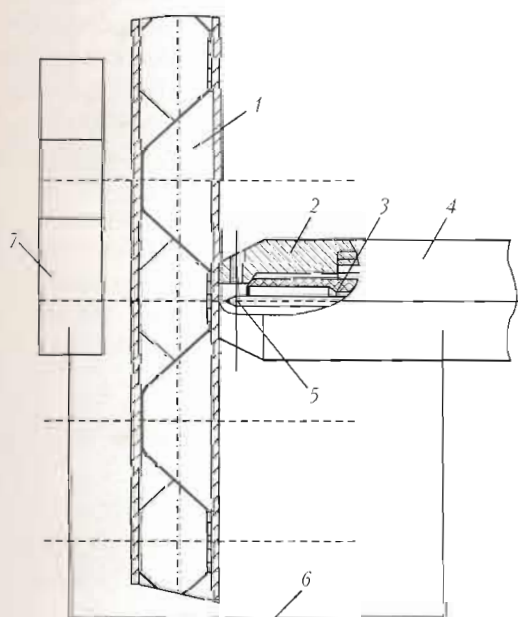


Рис. 3. Схема выполнения ДТС трехслойной панели: 1 — трехслойная панель; 2 — опорное сопло; 3 — керамическая вставка; 4 — сварочная горелка; 5 — неплавящийся электрод; 6 — жесткая связь; 7 — система слежения

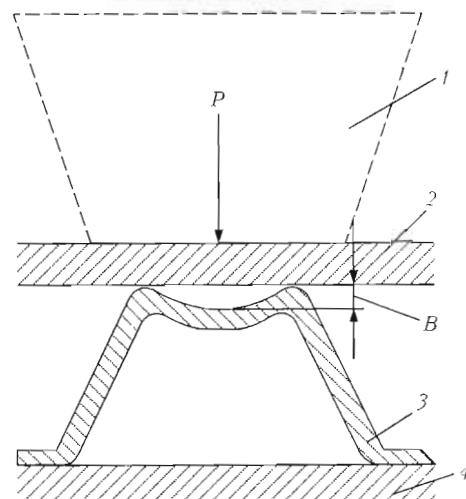


Рис. 4. Схема образования зазора B в месте выполнения ДТС трехслойной панели: 1 — сварочная горелка; 2, 4 — обшивка панели; 3 — ячеистый заполнитель

В процессе отработки технологии ДТС трехслойных панелей с ячеистым заполнителем выявлены следующие технологические особенности.

В свободном состоянии заготовки трехслойной панели характеризуются сравнительно малой жесткостью и для устранения зазоров B , которые образуются при сварке, необходимо применять местные сжимающие усилия P в зоне сварного соединения. Для устранения зазоров между внешней обшивкой и заполнителем прикладывали сжимающее усилие, которое передается через опорное сопло сварочной горелки непосредственно к круглой площадке вершины заполнителя (рис. 3). При этом существенным фактором является значение прикладываемого сжимающего усилия. Так, в случае повышенных сжимающих усилий на плоской площадке привариваемой вершины заполнителя появляется вогнутость (рис. 4). Образование вследствие этого зазора между заполнителем и обшивкой может привести к прожогам или неплавлениям обшивки и заполнителя.

С целью определения допустимого значения сжимающего усилия проведены замеры зазора площадки заполнителя от прикладываемого усилия:

P , Н	200	250	280	300	400	450
B , мм	—	0,09	0,10	0,12	0,15	0,20

Результаты замеров зазора свидетельствуют о том, что сжимающее усилие, передаваемое через опорное сопло сварочной горелки, не должно превышать 200 Н, поскольку тогда не происходит деформации плоской площадки вершины заполнителя. При сжимающих усилиях более 300 Н возникают зазоры, вызывающие появление в сварном соединении дефектов.

Технологические режимы сварки (длительность импульса тока, паузы, процесса сварки, сварочный ток, усилие сжатия) устанавливаются экс-



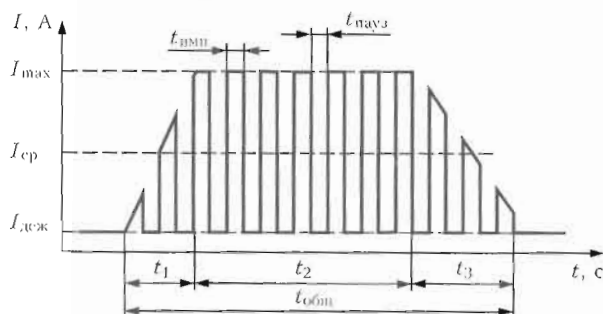


Рис. 5. Циклограмма сварочного тока при импульсной ДТС: $I_{\max}$, I_{cp} , $I_{дж}$ — сварочный ток соответственно максимальный, среднего значения и дежурной дуги; $t_{общ}$ — общее время сварки; t_1 – t_3 — длительность нарастания соответственно сварочного тока, рабочего сварочного тока и его спада; $t_{имп}$, $t_{пауз}$ — длительность соответственно импульсов сварочного тока и паузы между ними

периментально на технологических образцах с использованием блока управления и источника сварочного тока. Сварные образцы выполнены импульсной ДТС и сваркой дугой с постоянной мощностью. При этом использовали инверторный источник сварочного тока «Fronius MW 2600».

Сварные соединения, полученные дугой с постоянной мощностью, имели ряд дефектов — прожоги, наличие горячих трещин, повышенный уровень деформации его поверхности. Использование импульсной ДТС позволило устранить или уменьшить ряд существенных дефектов по сравнению со сваркой дугой постоянной мощности. Как отмечено в работах [5, 6], использование импульсного режима сварки уменьшает погонную энергию процесса при заданной глубине проплавления. Время пребывания металла зоны термического влияния в высокотемпературной области также значительно меньше, чем при сварке на постоянном токе. Управление частотой, длительностью импульсов тока и паузой между ними позволяет регулировать тепловложение в сварное соединение.

Импульсную ДТС образцов выполняли по циклограмме, приведенной на рис. 5. Параметры режима сварки, в пределах значений которых про-

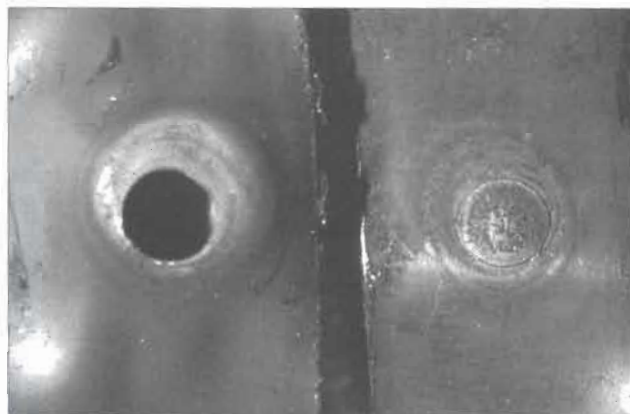


Рис. 6. Внешний вид сварной точки с вырывом ее ядра

Результаты замеров диаметра ядра сварной точки и разрывного усилия

D , мм	d , мм	F , Н
1,5	1,0	240
2,0	1,3	280
2,2	1,5	410
2,5	1,8	440
3,0	2,0	450

исходил поиск оптимального сварочного режима, следующие: $I_{\max} = 40...80$ А; $I_{cp} = 20...40$ А; $I_{дж} = 6...20$ А; $t_1 = 0,05...0,45$ с; $t_2 = 0,5...4,0$ с; $t_3 = 0,05...0,55$ с; $t_{общ} = 0,55...5,00$ с.

Технологические образцы подвергали разрушению на разрывной машине РМ-50, после чего с помощью бинокулярного микроскопа БМ-1 проводили замеры диаметра ядра сварной точки.

Установлено, что геометрические параметры сварного точечного соединения, выполненного ДТС неплавящимся электродом, целесообразно выбирать такими, чтобы разрушение образцов происходило с вырывом ядра сварной точки (рис. 6). Разрывное усилие F , прикладываемое к сварному соединению, зависит от диаметра сварной точки. Для принятого сочетания толщин диаметр d ядра сварной точки должен быть не менее 1,4 мм (таблица). При этом диаметры зоны плавления со стороны сварки составляют $D = 2,2...3,0$ мм, $D_0 = 1,4...2,0$ мм (рис. 7).

Отклонение диаметра ядра сварной точки от заданного значения, вызванное несовершенством технологии сварки (отсутствие надежного взаимного прилегания свариваемых деталей, отклонение режимов сварки в процессе выполнения сварного соединения и т. п.), приводит к заметным изменениям площади среза и, как следствие, к нестабильности показателей прочности точечного соединения.

Из изложенного выше можно заключить, что разработанная технология ДТС неплавящимся электродом трехслойных панелей с ячеистым наполнителем имеет следующие преимущества: возможность сварки с односторонним доступом к изделию и в стесненных условиях без применения значительных усилий для сжатия соединяемых конструктивных элементов; возможность сварки

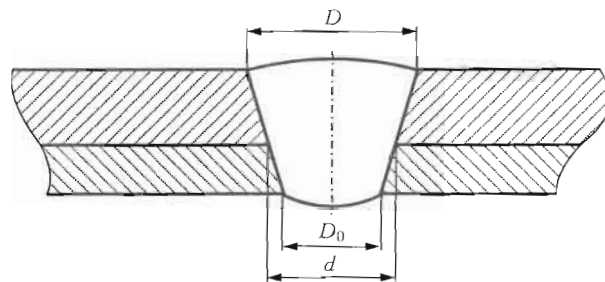


Рис. 7. Поперечное сечение сварной точки: D , D_0 — диаметры зоны плавления соответственно с лицевой стороны сварной точки и противоположной ее стороны

тонкостенной конструкции толщиной 0,1...1,0 мм на весу без подкладок; простой и компактный исполнительный механизм (сварочная горелка).

Созданные технология и аппаратура для ДТС могут служить основой разработки автоматизированных установок для сварки крупногабаритных трехслойных изделий из конструктивных элементов. Небольшие размеры сварочной ванны точечного соединения позволяют выполнять ДТС во всех пространственных положениях.

1. Корниенко А. Н., Жадкевич А. М. Разработка и применение паяных решетчатых и соговых конструкций в авиа-

ционной технике // Автомат. сварка. — 2005. — № 12. — С. 18–25.

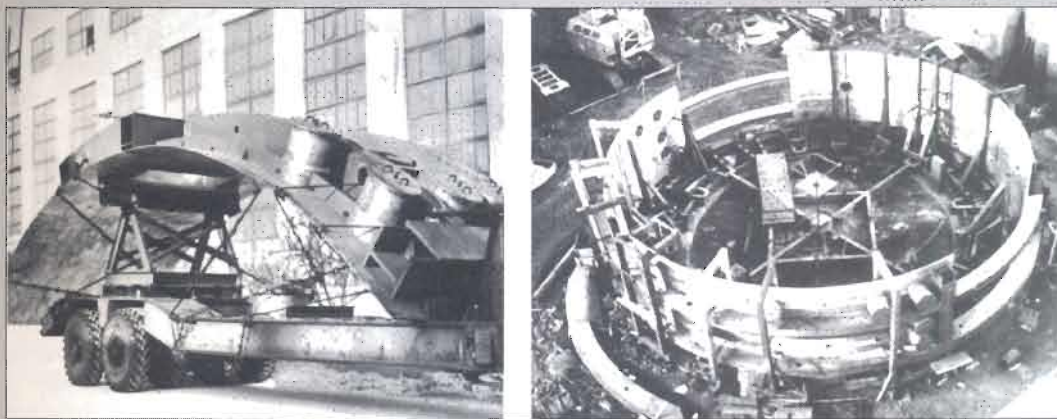
2. Жаров М. В. Технология производства оребренных авиационных панелей сложной формы // Технология машиностроения. — 2006. — № 8. — С. 31–33.
3. Мосягин А. С. Технологический процесс сборки сварных сотовых // Там же. — 2006. — № 5. — С. 36–37.
4. Панин В. П., Гладков Ю. А. Конструкции с заполнителем: Справочник. — М.: Машиностроение, 1991. — 271 с.
5. Кархин В. А., Хомич П. Н. Минимизация погонной энергии при импульсной сварке // Свароч. пр-во. — 2006. — № 10. — С. 3–6.
6. Вагнер В. А. Термоциклирование при сварке вольфрамовым электродом // Там же. — 1980. — № 2. — С. 4–6.

Considered are the features of arc spot welding application in manufacture of a three-layer panel with a cellular filler of high-alloyed steel. A possibility is demonstrated of process implementation with one-sided access to the item and under constricted conditions without application of considerable forces for compression of the structural elements being joined, as well as at joining of thin-walled metal 0,1...1,0 mm thick in the gravity position without a backing.

Поступила в редакцию 05.11.2007

СВАРКА КРУПНОГАБАРИТНЫХ ИМИТАТОРОВ КОСМИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ

Разработана технология сварки для изготовления камеры вертикальных испытаний, представляющей собой цилиндрический сосуд диаметром 16000 мм, длиной ≈ 50000 мм и объемом ≈ 10000 м³. Камера предназначена для имитации космических условий и испытаний в этих условиях различных изделий в вертикальном положении. Имитатор космоса состоит из цилиндрической части, изготавливаемой из стали 03X13AG19 (ЧС-46) толщиной 20 мм, двух доннышек из стали 12X18H10T толщиной 24 мм и силового набора из стали 09Г2С толщиной до 30 мм.



Заготовки цилиндрической части камеры (обечайки 1/4 диаметра) изготавливали в заводских условиях вместе с силовым набором и поставляли на монтажную площадку. На монтаже вертикальные швы обечайек длиной 4000 мм выполняли ЭШС проволокой Св-05X15H9AG6 (ЧС-31) под флюсом АН-45. Для сварки горизонтальных швов на вертикальной плоскости при наращивании обечайек использовали электроды АНВ-24.

Заготовки доннышек из стали 12X18H10T сваривали в заводских условиях. Экраны, по которым пропускается жидкий гелий для имитации температур космоса, изготавливали из сплава инвар и сваривали аргонодуговым способом. Качество швов контролировали рентгеном, вакуумную плоскость — гелиевым течеискателем.

Контакты: 03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, отд. № 19
Тел./факс: (38044) 289 90 87, 287 10 88



СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ ЛАЗЕРНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ НАНЕСЕНИЯ ПОКРЫТИЙ И ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ (Обзор)

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

На основании литературных данных рассмотрено развитие промышленных технологий лазерного упрочнения и нанесения покрытий с начала 1980-х гг. до настоящего времени. Проанализирована ситуация в этой области в странах СНГ и Украине. Показаны перспективные направления ведения дальнейших исследований в этой области.

Ключевые слова: лазерные и гибридные технологии, наплавка и легирование, термообработка, промышленное применение, лазерное оборудование, новые материалы

К середине 1980-х годов в основном определился ряд областей науки и техники, в которых использование лазеров является наиболее целесообразным: электроника, машино-, приборо-, автомобиле- и судостроение, авиационная и космическая промышленность и др. [1]. Выделились и сформировались такие основные направления развития лазерных технологий, как резка и прошивка отверстий, сварка, наплавка и легирование, термообработка и др. (например, маркировка, доводка резисторов, изготовление конденсаторов и проводящих элементов, осаждение тонких пленок [2]).

Объем применения основных промышленных отечественных лазерных технологий к концу 1980-х годов распределился следующим образом: около 75 % приходилось на процессы резки и прошивки отверстий, 15 % — на сварку, 6 % — на прочие области применения (например, гравировку, маркировку, создание голограмм и др.) и лишь около 4 % — на поверхностное модифицирование и наплавку. Согласно данным 2006 г. доля лазерных процессов термического поверхностного воздействия (термообработки, наплавки, легирования и нанесения покрытий) по отношению к прочим областям применения снизилась с 4 до менее чем 3 % [3], несмотря на неуклонный рост абсолютных показателей объема продукции, в изготовлении которой задействованы указанные процессы.

Согласно данным современной научно-технической литературы лазерные технологии поверхностного упрочнения и нанесения покрытий можно разделить на следующие технологические поднаправления: лазерная термообработка с оплавлением и без (лазерная закалка); лазерное легирование; лазерная наплавка; лазерное оплавление предварительно нанесенных покрытий; лазер-

ное нанесение покрытий; гибридные и комбинированные процессы лазерной термообработки, наплавки и нанесения покрытий.

Одной из первых разработок в области лазерного поверхностного упрочнения является технология термоупрочнения (закалки) различных деталей — от режущих кромок металло- и деревообрабатывающего инструмента [4] до внутренних поверхностей цилиндров двигателей внутреннего сгорания [5]. При лазерной термообработке обычно происходит упрочнение поверхностного слоя металла на глубину 0,1...2,0 мм. Такую обработку обычно используют для достижения эффекта, который не дают такие способы, как индукционная или пламенная закалка, химико-термическая обработка [6]. В настоящее время в развитых странах с помощью лазерной закалки упрочняют буровые штанги и долота, кулачки чутунных распределительных валов, детали из черных и цветных металлов. Для повышения поверхностной твердости изделий и их формирования используют ударные волны, образующиеся при лазерной обработке [7]. Этот эффект применяют также для обработки диэлектрических материалов.

Параллельно с исследованиями процесса лазерной термообработки разрабатывались технологии повышения эксплуатационного ресурса за счет поверхностного легирования [8], когда при формировании оплавленного поверхностного слоя происходит модифицирование его структуры, которое заключается в образовании матрицы (например, аустенитной), легируемой отдельными элементами (например, хромом) и упрочняющими фазами (например, карбидами). Лазерному легированию подвергают инструментальные и конструкционные низкоуглеродистые стали, а также алюминиевые и титановые сплавы [9].

Одной из основных трудностей, возникающих при промышленном внедрении лазерных процессов термоупрочнения и легирования, является обоснование необходимости введения дополнительной технологической операции в существующий производственный процесс.



ющий процесс изготовления серийно выпускаемого изделия. Значительно проще этот вопрос решался при разработке технологий восстановления деталей машин и механизмов, подвергшихся износу (деталей двигателей внутреннего сгорания, ходовой части машин и сельскохозяйственной техники), лазерной порошковой наплавкой или оплавлением покрытий, нанесенных газотермическими способами [10]. При лазерной наплавке чаще используют порошковые присадочные материалы, которые подают с помощью специальных дозаторов-питателей в зону действия лазерного излучения. В настоящее время лазерную наплавку используют как для изготовления новой продукции [11], так и восстановления изношенных деталей и инструмента (в первую очередь штампового) [12]. При лазерном оплавлении предварительно нанесенных покрытий основной задачей является получение проплавления на всю глубину покрытия, чтобы создать металлургический контакт с металлом основы при отсутствии выброса последнего в покрытие. Благодаря такому преимуществу, как отсутствие необходимости подачи присадочного порошка в зону плавления, этот способ получил широкое распространение [13].

В странах СНГ в 1990-е годы возросла потребность в запасных частях для автомобильного, железнодорожного и судового транспорта, а также для оборудования машино- и приборостроительной промышленности, что способствовало значительному прогрессу в развитии технологий восстановления деталей. Увеличилась доля изделий, которые восстанавливают дугowymi, газотермическими и лазерными способами. Многие исследователи (например, в работе [14]) особо выделяют лазерные технологии как достаточно перспективные, позволяющие сочетать характерную для дуговой наплавки прочность сцепления наплавленных слоев с присущим газотермическому напылению отсутствием остаточных термических деформаций. Доля изделий, изготавливаемых с помощью лазерной сварки, постепенно сокращалась. В области лазерной резки в это время наблюдался переход от выпуска крупных серий промышленных изделий, ориентированных на государственные заказы, к изготовлению их мелкими сериями, ориентированными в основном на частного потребителя (например, изделия рекламного и презентационного характера). Такие перемены привели к разработке соответствующего лазерного оборудования, отличающегося меньшей энергоемкостью, более компактного, оснащенного системами компьютерного управления [15].

Основной особенностью в области разработки и внедрения промышленных технологий лазерной наплавки и модифицирования в странах СНГ стало снижение доли процессов лазерной закалки

(термообработки) и легирования. В качестве примеров использования технологий лазерного восстановления, получивших распространение в 1990-е годы, следует отметить наплавку деталей двигателей внутреннего сгорания (седел клапанов [16], шеек коленчатых и распределительных валов [17], шатунных пальцев, разъемных кулачков и др.), деталей ходовой части автомобильного [18] и железнодорожного транспорта, машин для сельского хозяйства [19], пищевой, швейной промышленности и др. Разработка соответствующих технологий рельсов велась в 1980-е годы. Делались попытки внедрения процессов лазерного восстановления в авиационную промышленность (например, автором этой работы в 1995 г.).

В последнее десятилетие XX ст. получили развитие такие процессы лазерного нанесения покрытий, как напыление тепло-, коррозионно- и износостойких металлических покрытий, оплавление предварительно нанесенных керамических покрытий, создание композитных покрытий, осаждение продуктов испарения (абляция), а также осаждение из паровой (газовой) фазы [20] с использованием лазерного химического излучения (CVD — chemical vapour deposition). Последние три способа имеют следующие области применения: получение и ремонт масок микросхем; производство одноступенчатых омических контактов; нанесение твердых покрытий на контролируемые площади; получение неравновесных материалов и материалов с контролируемым размером зерна. Однако внедрение процессов лазерного нанесения покрытий затруднено в связи с необходимостью устранения следующих недостатков: растрескивания керамических и композиционных покрытий при их оплавлении непрерывным излучением CO_2 -лазеров или нанесении с использованием того же излучения; низких скоростей роста покрытий при абляции и CVD методе; в отдельных случаях необходимостью введения дополнительной технологической операции предварительной (например, струйно-абразивной) подготовки поверхности при напылении.

За рубежом активное развитие технологий лазерной поверхностной обработки началось еще в середине 1990-х годов и продолжается до сих пор. В первую очередь это обусловлено появлением лазерного оборудования нового поколения (табл. 1), к которому можно отнести компактные, но достаточно мощные CO_2 -лазеры и технологические комплексы с компьютерным управлением на их основе. Особый интерес вызывают щелевые CO_2 -лазеры, используемые сегодня в основном для резки. Они имеют огромный потенциал технологических применений благодаря достаточно высокой (до 8 кВт) мощности генерируемого излучения, отсутствию прокачного средства, крайне малому потреблению рабочих газов (полная за-

Таблица 1. Технические характеристики некоторых современных лазерных установок фирмы «Rofin Sinar» (Германия)

Тип лазеров	Серия	Модель	Длина волны излучения, мкм	Режим генерации излучения	Пределы регулирования мощности, Вт	Частота импульсов, Гц	Качество излучения, мм-мрад	Минимальный диаметр/размер фокусирования излучения, мм	Примечания
Щелевые CO ₂ -лазеры	SC (отпаянные)	SC x60	10,6	Непрерывный и импульсный	8...600	0...100000	> 0,8	< 0,1	—
	DC (диффузионно-охлаждаемые)	DC 040	10,6	» »	400...4000	0 или 2...5000	≥ 0,9	< 0,1	—
		DP 080 HP	10,6	Непрерывный	800...8000	—	≥ 0,9	< 0,1	—
Твердотельные с диодной накачкой	DP (Nd:YAG-лазеры)	DP 040 HP	1,06	Непрерывный и импульсный	400...4000	—	25	0,6	Срок службы 10000 ч
	DS (дисковые Yb:YAG-лазеры)	DS 030 HQ	1,06	То же	300...3000	—	≤ 10	0,2	Срок службы 10000 ч (КПД до 20 %)
Диодные	DL-Q	DL 031 Q	0,808, 0,940	» »	300...3100	—	—	0,8×1,3	Рабочая дистанция при минимальном фокусе 66 мм (КПД более 20 %)
	DL-R	DL 036 R	0,940	» »	360...3600	—	—	1,2...3,0	То же при минимальном фокусе 130 мм

мена рабочей смеси — раз в полгода или в год) и малым габаритам. Помимо новых моделей CO₂-лазеров, появились Nd:YAG-лазеры с повышенными эксплуатационным ресурсом и мощностью, имеющие диодную накачку, а также крайне компактные и достаточно мощные диодные и дисковые лазеры (табл. 1). Разработаны также принципиально новые оптоволоконные лазеры [21], позволяющие сочетать высокую (до 100 кВт) мощность непрерывной генерации излучения с особенно длительным (от 100 тыс. до 1 млн ч) ресурсом работы. Характерной чертой лазеров нового поколения является повышение их общего КПД: у CO₂-лазеров — с 5...10 до 8...15 %; у Nd:YAG-лазеров — с 1...2 до 5...8 % и более; у диодных лазеров — до 42...50 %. Повышение КПД в сочетании со снижением себестоимости лазерного оборудования, уменьшением его размера и увеличением экономичности газопотребления снижает себестоимость процессов лазерной обработки, делают это оборудование более доступным для потребителя.

Другим важным моментом, обусловившим перемены в рассматриваемых лазерных технологиях, является активизировавшееся в последнее десятилетие развитие гибридных (или комбинированных) процессов наплавки и нанесения покрытий [22]. Эти процессы направлены на расширение возможностей лазерной обработки за счет сов-

местного использования лазерного излучения с другими тепловыми источниками энергии — электрической дугой, струей плазмы, высокочастотным электромагнитным полем. Под гибридными процессами подразумеваются такие, в которых лазерное излучение, взаимодействуя с другим источником энергии, образует общий энергетический источник с новыми свойствами; комбинированными процессами называют такие, в которых лазерное излучение и второй энергетический источник оказывают совместное воздействие на обрабатываемый материал, но при этом не взаимодействуют друг с другом.

Основной целью разработки гибридных и комбинированных лазерных технологий является сохранение и по возможности усиление характерных для каждого из входящих в них процессов преимуществ при одновременном взаимном устранении их основных недостатков. Так, использование дуговой составляющей при лазерной наплавке повышает общее тепловложение при одновременном их снижении необходимой лазерной мощности путем замены ее мощностью дугового источника [23]. Это позволяет не только значительно уменьшить себестоимость оборудования и эксплуатационные затраты, но и снизить опасность возникновения одного из основных дефектов — трещин в наплавленных слоях. Использование лазерного излучения для предварительного подогрева и очистки напыляемой газотермичес-

кими способами поверхности позволяет обойтись без предварительной струйно-абразивной подготовки поверхности изделий [24].

Рассмотренные особенности развития лазерной техники и технологии послужили основой для модернизации существующих и создания новых процессов лазерного нанесения покрытий и поверхностного упрочнения. Разрабатываются новые способы управления процессом лазерной наплавки и вспомогательное оборудование для этого [25], создаются технологические приемы, позволяющие наплавлять слои на титановые [26] и алюминиевые сплавы [27], а также композиционные на основе магния [28]. При этом по-прежнему развиваются уже известные технологии — например, наплавка на жаропрочные никелевые сплавы [29] или стали [30]. Прогресс в области технологий лазерного восстановления позволил разработать ремонтные технологии штампового инструмента и лопаток турбин реактивных двигателей с использованием ручного лазерного инструмента [31], восстановления и упрочнения инструмента [32], восстановления различного рода авиатехнических деталей и пр. [33]. Продолжаются исследования процессов лазерной обработки импульсным и непрерывным излучением покрытий, предварительно нанесенных газотермическими способами [34]. Так, импульсное излучение Nd:YAG-лазера позволило оплавливать или наносить керамические покрытия без образования в них трещин. Внедрение таких процессов в промышленность обеспечит улучшение свойств теплозащитных керамических покрытий лопаток газотурбинных двигателей, покрытий из гидроксипатита, использующихся в медицине для нанесения на имплантаты, а также получение износостойких покрытий из самофлюсующихся сплавов.

Некоторые технологические разработки (например, наплавка с присадочной проволокой) изначально ориентируют на использование нового оборудования (например, диодных лазеров) [35], что связано с особенностями формирования излучения и приводит к качественно новым результатам. Достижение высокого уровня в уже известных процессах порошковой лазерной наплавки обеспечивают также металловедческие и металлофизические подходы к решению задач, возникающих в ходе исследований [29, 30]. Пройден этап изготовления стационарных лазерных комплексов и начат серийный выпуск мобильных лазерных систем, в том числе для восстановления поверхности деталей (например, для ремонтной наплавки литейных форм [36]). Одним из перспективных направлений в развитии процессов лазерной наплавки является разработка способов объемного формообразования деталей машин методом лазерного переплава присадочного металла,

а также восстановления лопаток газотурбинных двигателей [31, 37]. Первое направление актуально при изготовлении деталей, которые невозможно получить другими способами обработки, например, сформировать в теле стальной детали охлаждающие каналы сложной пространственной формы, причем для повышения теплоотвода их стенки следует выполнить из меди.

Поверхности функциональных покрытий, получаемых различными способами наплавки и нанесения покрытий, зачастую нуждаются в финишной механической обработке. При обработке покрытий, полученных с использованием лазерного излучения, к применяемому для этого инструменту выдвигаются повышенные требования. Во-первых, желательно использовать инструмент с улучшенными служебными характеристиками, что связано с повышением твердости поверхностей, обработанных лазерным излучением. Во-вторых, в связи с характерной для лазерных технологий тенденцией минимизировать припуск, инструмент должен обеспечивать высокую точность финишной обработки. Все это стало предметом исследований последних лет во многих странах, в том числе и в Украине [38].

В настоящее время в Украине научные исследования ведутся в области лазерных и гибридных процессов. Однако развитие последних находится еще на достаточно ранней стадии, а применяемые в промышленности еще с 1990-х годов технологии лазерного восстановления уже в значительной мере утратили свою актуальность по причине насыщения рынка сравнительно недорогими запасными частями от производителей.

В отличие от описанной ситуации в России восстановление деталей с помощью лазера получило более широкое распространение. Одним из последних крупных промышленных внедрений стала разработанная в Иркутске и Нижнем Удинске (Восточно-Сибирская железная дорога) технология лазерной наплавки шеек осей вагонов [39]. Активно также развиваются и применяются гибридные технологии [40], использующие лазерное излучение в CVD процессах [41], технологии лазерного осаждения покрытий [42] и другие процессы. Базой для подобных внедрений является налаженное в России производство технологических лазерных установок (табл. 2, 3). Однако сравнение современного российского оборудования с передовым зарубежным (табл. 1–3) показало, что развитие последнего ушло далеко вперед. Так, из-за характерных для конца XX в. технических решений российские лазеры проигрывают как по общему КПД и отдельным техническим характеристикам, так и по стоимости обслуживания. В перспективе планируется выпуск быстропроточных CO₂-лазеров, имеющих меньший КПД и потребляющих на несколько по-

Таблица 2. Технические характеристики некоторых современных технологических CO₂-лазеров фирмы «Технолазер» (РФ)

Тип лазеров	Модель	Режим генерации излучения	Пределы регулирования мощности, Вт	Частота импульсов, Гц	Апертура, мм	Расходимость излучения, мрад	Минимальный диаметр фокусирования излучения, мм	КПД, %
С поперечной подкачкой	ТЛ-1,5	Непрерывный и импульсный	100...1700	0...1000	Ø 25	1,4	< 0,10	5,0...6,0
	«Тандем»	Непрерывный	100...7000	—	28×28	1,4	—	7,5
	ТЛ-7,5	»	400...10000	—	Кольцо 50/22	1,5	< 0,30	6,0...8,0
Трубчатые с диффузионным охлаждением	ТЛВ-700	Непрерывный и импульсный	70...750	0...2000	Ø 5	—	< 0,05	7,0

Примечание. Здесь и в табл. 3 длина волны излучения составляет 10,6 мкм.

Таблица 3. Технические характеристики некоторых современных импульсно-периодических Nd:YAG-лазеров (ОКБ «Булат», РФ)

Модель	Энергия импульса, Дж	Мощность средняя/пиковая, Вт	Частота импульсов, Гц	Стабильность энергии излучения, %	Диаметр сфокусированного пучка, мм	КПД, %
LRS-200	≤ 80	200/8000	0,5...20	± 2	0,30...2,00	2,5...3,0
HTS-200	≤ 80	200/8000	0,5...100	± 2	0,30...2,00	2,5...3,0
HTF-150	≤ 60	150/6000	0,5...20	2	0,35...2,00	2,5

рядков больше гелия по сравнению со щелевыми диффузионно-охлаждаемыми (табл. 2). Твердотельные лазеры вместо прогрессивной диодной накачки имеют устаревшую ламповую (табл. 3). Заметный прогресс наблюдается лишь в области разработки волоконных лазеров [21]. Однако для российского потребителя использование отечественного оборудования по экономическим причинам предпочтительнее, чем приобретение зарубежного.

Для сравнения рассмотрим ситуацию, сложившуюся с лазерным восстановлением и модифицированием в Республике Беларусь. Применяемые там технологии в основном соответствуют уровню 1980–1990-х годов, но при этом характеризуются значительными объемами промышленного внедрения. Одна из причин этого заключается в том, что в Белоруссии подход к решению практических задач включает не только традиционные технологические позиции, но и применение математического (в том числе теплофизического) моделирования и металлургические разработки [43]. Это относится как к исследованиям в области закалки и упрочнения [43, 44], так и нанесения покрытий и легирования [43, 45]. Кроме того, пристальное внимание уделяется физико-механическим свойствам (в первую очередь износостойкости) покрытий, получаемых с помощью лазерного излучения как наплавкой с порошковой присадкой, так и оплавлением предварительно напыленных покрытий [46]. Такой комплексный на-

учно-исследовательский подход позволяет компенсировать применение устаревших технологических решений и достичь требуемых практических результатов. В сочетании с промышленными потребностями он привел к значительному прогрессу в области лазерных технологий в Белоруссии. Лазерное упрочнение изначально закладывается в производство новой продукции, а не только применяется при восстановлении отработавших свой ресурс деталей.

В последнее время также при выпуске новой продукции начала возрастать заинтересованность украинской промышленности в использовании технологий поверхностного термоупрочнения. Вновь стали актуальными технологии лазерной закалки (термообработки) и легирования [47]. При этом к основным пожеланиям со стороны потребителей относится увеличение эксплуатационного ресурса в 1,5...2,0 раза при повышении себестоимости процесса изготовления упрочненной детали не более чем на 10...30 % [48]. В ряде случаев лазерные технологии позволяют продлевать ресурс работы деталей машин и механизмов в 2–3 раза и более, но в плане себестоимости требуемые показатели еще не всегда достижимы.

Выводы

1. Для современной промышленности наибольший интерес представляют такие области использования лазерных технологий, как синтез трехмерных объектов, нанесение тонких пленок и



наноструктурных покрытий, получение покрытий из новых функциональных материалов, а также гибридные процессы обработки, позволяющие благодаря новым технологическим эффектам достигать снижения себестоимости и повышения качества наносимых (модифицируемых) слоев.

2. Активно ведется модернизация существующих и создание новых процессов лазерного нанесения покрытий и поверхностного упрочнения. Разрабатываются новые способы управления процессами лазерного нанесения покрытий и соответствующего вспомогательного оборудования, создаются технологические приемы, позволяющие наплавлять слои на титановые, алюминиевые и композиционные магниевые сплавы. Продолжают развиваться уже известные технологии, например, наплавка на жаропрочные никелевые сплавы или стали.

3. Для повышения доли процессов поверхностной обработки в общем объеме использования лазерных технологий и достижения прогресса в их развитии целесообразным представляется разработка способов устранения поро- и трещинообразования в наносимых или модифицируемых с помощью лазерного излучения слоях, гибридных (комбинированных) технологических процессов, в которых энергия лазерного излучения частично заменяется более дешевой плазменной или дуговой энергией.

4. К наиболее перспективному оборудованию для поверхностной обработки можно отнести щелевые CO₂-лазеры с диффузионным охлаждением, волоконные и диодные лазеры, а также Nd:YAG-лазеры с диодной накачкой. Особо следует отметить мобильные лазерные комплексы, позволяющие осуществлять ремонтную наплавку непосредственно по месту расположения вышедшего из строя изделия.

1. Дьякова Ю. Г., Лукин Э. Л., Стельмах М. Ф. Состояние и перспективы применения лазеров в народном хозяйстве // Электрон. пром-сть. — 1981. — № 5/6. — С. 3–9.
2. Напыление пленок химических элементов с помощью лазера на неодимовом стекле / В. М. Бояков, В. М. Гипхин, Б. А. Калинин и др. // Квант. электроника. — 1978. — 5, № 7. — С. 1582–1589.
3. Бернадский В. Н., Шелягин В. Д., Маковецкая О. К. Современный рынок лазерной техники для сварки и обработки материалов // Автомат. сварка. — 2007. — № 10. — С. 53–59.
4. Упрочнение деталей лучом лазера / В. С. Коваленко, Л. Ф. Головкин, Г. В. Меркулов, А. И. Стрижак / Под общ. ред. В. С. Коваленко. — Киев: Техніка, 1981. — 131 с.
5. Андрияхин В. М., Зверев С. Е., Чебанова Н. Т. К вопросу о выборе режимов лазерного упрочнения гильз блока цилиндров двигателя ЗИЛ-130 // Тез. докл. 1-й Всесоюз. науч. конф. «Научно-техническое сотрудничество «Предприятие — вуз», г. Москва, 9–11 дек. 1980. — М.: Изд-во Моск. ун-та, 1980. — С. 7–8.
6. Messer K., Bergmann H. W. Stand des Laserstrahlhartens // HTM: Mather-techn. Mitt. — 1997. — 52, № 2. — S. 74–82.
7. Niehoff H., Schulze, Vollertsen F. Laser induced shock waves in hardening and forming technologies // J. Technol. Plast. — 2005. — 30, № 1/2. — P. 37–50.
8. Mazumder J., Singh J. Laser surface alloying and cladding for corrosion and wear // High Temp. Mater. and Proc. — 1986. — 7, № 2/3. — P. 101–106.
9. Abboud J. H., West D. R. F. Processing aspects of laser surface alloying of titanium with aluminium // Mater. Sci. and Technol. — 1991. — 7, № 4. — P. 353–356.
10. Применения лазерной технологии в ремонтном производстве / В. Е. Архипов, Е. М. Биряков, Т. А. Смоленская и др. // Свароч. пр-во. — 1985. — № 1. — С. 7–8.
11. Jian L. N., Wang H. M. Microstructure and wear behaviours of laser-clad Cr₁₃Ni₅Si₂-based metal-silicide coatings on a titanium alloy // Surface and Coat. Technol. — 2005. — 192, № 2/3. — P. 305–310.
12. Frank C. Laserstrahlschweißen von Hand mit dem Nd:YAG-Laser. — Т. 3: Notfallservice fuer Werkzeuge und Formen // Praktiker. — 2005. — 57, № 10. — S. 293–295.
13. Исследование переходной зоны покрытий, оплавленных лазерным лучом / А. П. Пилипчук, О. Г. Девонин, Ю. А. Грибков, М. А. Кардаполова // Теоретические и технологические основы упрочнения и восстановления изделий машиностроения. — Минск: Изд. Полоц. гос. ун-та, 2001. — С. 375–378.
14. Коваленко В. С. Лазерная технология на новом этапе развития // Автомат. сварка. — 2001. — № 12. — С. 4–10.
15. Байко И. Ю., Истомин Е. А., Поизнер Б. Н. Лидеры и аутсайдеры тридцатилетнего марафона газоразрядных лазеров // Квант. электроника. — 1994. — № 11. — С. 1103–1104.
16. Aihua W., Zengyi T., Beidi Z. Laser beam cladding of seating surfaces on exhaust valves // Welding J. — 1991. — 70, № 4. — P. 1065–1095.
17. Backes G. Beschichten von Kurbelzapfen mit CO₂-Laserstrahlung // Maschinenmarkt. — 1995. — 101, № 12. — S. 42–45.
18. Восстановление резьб методом лазерной наплавки / В. Ю. Хаскин, О. А. Величко, И. В. Молчан и др. // Автомат. сварка. — 1995. — № 6. — С. 56–58.
19. Оборудование и технология лазерного восстановления деталей двигателей сельхозмашин / В. Ю. Хаскин, Н. Н. Голего, В. Н. Дмитренко и др. // Материалы докл. междунар. науч.-практ. конф. «Моделирование процессов и технологического оборудования в сельском хозяйстве», г. Мелитополь, 17–19 авг. 1994. — Мелитополь, 1994. — С. 31–32.
20. Хоккинг М., Васантасри В., Сидки П. Металлические и керамические покрытия: Получение, свойства и применение. — М.: Мир, 2000. — 518 с.
21. Минаев В. П. Фирма и ее лидер // Лазер-информ: Информ. бюл. Лазерной ассоциации, 2003. — Апрель, № 8(263). — С. 1–5.
22. Шелягин В. Д., Хаскин В. Ю. Тенденции развития исследований комбинированных лазерно-дуговых процессов: Обзор. информ. ИЭС. — Киев, 2002. — 12 с. — (Препр. / НАН Украины, Ин-т электросварки им. Е. О. Патона; № 1/2002).
23. Сам А. И., Кривцун И. В. Лазер+плазма: поиск новых возможностей в наплавке // Автомат. сварка. — 2000. — № 12. — С. 36–41.
24. Surface preparation and thermal spray in a single step: the PROTAL process / C. Coddet, C. Montaron, T. Marchione, O. Frencaux // Thermal Spray: Meeting the challenges of the 21st century: Proc. 15th Intern. thermal spray conf., May 25–29, 1998, Nice, France. — Nice: ASM International, 1998. — Vol. 2. — P. 1321–1325.
25. Заявка 10337149 Германия, МПК⁷ В 23 К 26/03, В 23 К 26/34. Способ управления процессом лазерной или плазменной наплавки / E. Bayer, J. Steinwandl, J. Hoschele, B. Stimper. — Заявл. 13.08.2003; Оpubл. 10.03.2005.
26. Liu Rong-xiang, Lie Ting-quan, Guo Li-xin. Последние разработки в области лазерной наплавки на титановые поверхности // Mater. Sci. and Technol. — 2004. — 12, № 5. — P. 524–528.



27. *Technology problems of laser cladding procedure for in-situ TiCp/Al composite layer on aluminum alloy* / Ma Nai-Heng, Wang Hao-Wei, Liang Gong-Ying, Su Jun-Yi // J. Shanghai Jiaotong Univ. Sci. — 2004. — 9, № 1. — С. 15–18.
28. *Mei Z., Guo L. F., Yue T. M. J. The effect of laser cladding on the corrosion resistance of magnesium ZK60/SiC composite* // Mater. Proc. Technol. — 2005. — 161, № 3. — P. 462–466.
29. *Li Mingxi, He Yizhu, Yuan Xiaomin. Effect of nano-Y₂O₃ on microstructure of laser cladding cobalt-based alloy coatings* // Appl. Surface Sci. — 2006. — 252, № 8. — P. 2882–2887.
30. *Zhang Dawei, Zhang Xinping. Laser cladding of stainless steel with Ni-Cr₃C₂ and Ni-WC for improving erosive-corrosive wear performance* // Surface and Coat. Technol. — 2005. — 190, № 2/3. — P. 212–217.
31. *Handgefuehrt mit dem Laserstrahl an Turbinenbauteilen schweißen* / W. Storch, K. Letsch, I. Jokiel, C. Frank // Praktiker. — 2006. — № 6. — S. 170–175.
32. *Микроструктура и свойства покрытия, нанесенного лазерной наплавкой на рабочий конец фрезы* / Lu Wei, Hou Li-Qun, Chen Kai, Zuo Tie-Chuan // Trans. China Weld. Inst. — 2004. — 25, № 6. — С. 51–53.
33. *Юркевич С. Н., Томашевич А. В., Юркевич А. С. Восстановление деталей авиатехники методом лазерной наплавки* // Ремонт, восстановление и модернизация. — 2006. — № 3. — С. 31–32.
34. *Формирование газотермических покрытий: теория и практика* / А. Ф. Ильющенко, В. А. Оковитый, С. П. Кундас, Б. Форманек / Под общ. ред. А. Ф. Ильющенко. — Минск: Бестпринт, 2002. — 480 с.
35. *Syed Waheed Ul Haq, Li Lin. Effects of wire feeding direction and location in multiple layer diode laser direct metal deposition* // Appl. Surface Sci. — 2005. — 248, № 1/4. — P. 518–524.
36. *System zum Laserauftragsschweißen fuer 1400 Euro im Monat leasen* / Carl Baasel La GmbH & Co KG // Maschinenmarkt. — 2006. — № 13. — S. 56.
37. *Григорьянц А. Г., Мисюров А. И. Возможности и перспективы применения лазерной наплавки* // Технология машиностроения. — 2005. — № 10. — С. 52–56.
38. *Харламов Ю. А., Будагьянц Н. А. Основы технологии восстановления и упрочнения деталей машин: Учеб. пособие.* — В 2 т. — Т. 2. — Луганск: Изд-во Восточно-укр. нац. ун-та им. В. Даля, 2003. — 480 с.
39. *Георгиев В. В новый век со старым багажом?* // Гудок. — 2003. — 13 мая. — С. 4.
40. *Лазерно-плазменное упрочнение поверхностных слоев быстрорежущих сталей* / В. В. Мелюков, В. А. Кузьмин, А. В. Частиков и др. // Материалы 7-й Междунар. практ. конф.-выставки, г. С.-Петербург. — 13–16 апр., 2005 г. — С.-Пб., 2005. — С. 156–164.
41. *CVD diamond transmissive optics for CO₂ lasers* / V. V. Kononenko, V. I. Konov, S. M. Pimenov et al. // New Diamond and Frontier Carbon Technol. — 2000. — 10, № 2. — P. 97–107.
42. *Лазерное напыление пленок ZnO на кремниевые и сапфировые подложки* / А. Н. Жерихин, А. И. Худобенко, Р. Т. Вильямс и др. // Квант. электроника. — 2003. — № 11(33). — С. 975–980.
43. *Теория и практика нанесения защитных покрытий* / П. А. Витязь, В. С. Ивашко, А. Ф. Ильющенко и др. — Минск: Беларуская навука, 1998. — 583 с.
44. *Крайко С. Э. Влияние толщины поглощающего покрытия на распределение микротвердости при лазерной термообработке* // Машиностроение. — 2004. — Вып. 20. — С. 124–127.
45. *Формирование структуры поверхностного слоя при не-однократном лазерном легировании* / О. Г. Девойно, М. А. Кардаполова, Н. Н. Дорожкин, О. В. Дьяченко // Инж.-физ. журн. — 2003. — 76, № 1. — С. 98–101.
46. *Девойно О. Г., Кардаполова М. А., Дьяченко О. В. Влияние параметров лазерной обработки и легирующих компонентов на физико-механические свойства покрытий* // Машиностроение. — 2003. — Вып. 19. — С. 70–75.
47. *Любченко А. П., Пащикова Г. И. Влияние лазерной обработки и обкатки роликами на сопротивление усталости высокопрочного чугуна* // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2005. — № 1. — С. 90–93.
48. *Канарчук В. С., Чигринцев А. Д., Шапошников Б. В. Лазерна техніка та технологія для зміцнення і відновлення деталей і апаратів.* — К.: Укр. транспорт. ун-т, 1995. — 42 с.

Development of commercial technologies of laser strengthening and coating is considered beginning from the 1980s up to the present based on published data. The situation in this field in CIS countries and Ukraine is analyzed. Promising directions of further research in this field are shown.

Поступила в редакцию 24.10.2007

РЕГУЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВОЙ МОЩНОСТИ ВОДОРОДНО-КИСЛОРОДНОГО ПЛАМЕНИ ПРИ ГАЗОПЛАМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ

В. Н. КОРЖ, д-р техн. наук, Ю. С. ПОПИЛЬ, канд. техн. наук (НТУУ «Киевский политехнический институт»)

Рассмотрено влияние состава и характера течения горючей смеси на изменение тепловой мощности пламени при использовании водородно-кислородного пламени, полученного сжиганием смеси, производимой электролизно-водяными генераторами. Определена тепловая мощность пламени, получаемого при сжигании чистой водородно-кислородной смеси и смеси с добавками углеводородных соединений.

Ключевые слова: газопламенная обработка, водородно-кислородное пламя, углеводородные соединения, струя, ламинарное течение, турбулентное течение, тепловая мощность пламени

При газопламенной обработке металла используется водородно-кислородное пламя (ВКП), полученное при сжигании водородно-кислородной смеси (ВКС), которая вырабатывается электролизно-водяными генераторами (ЭВГ). В технической литературе [1–3] достаточно широко представлены теплофизические характеристики ВКП, полученного при сжигании горючей смеси с разным соотношением кислорода к водороду в смеси. Информация для использования ВКП, вырабатываемой ЭВГ, практически отсутствует.

Целью настоящей работы было определение возможности регулирования тепловых характеристик ВКП.

Известно [2, 4], что изменения полной тепловой мощности пламени можно осуществить путем изменения расхода и состава газовой смеси. Учитывая, что ВКС имеет постоянный состав с отношением кислорода к водороду $\beta = V_{O_2}/V_{H_2} = 0,5$, регулирование тепловой мощности возможно только путем изменения расхода смеси. При этом пламя носит окислительный характер.

Регулирование характера горения от окислительного до нормального или науглероживающего для ВКС возможно путем насыщения ее парами углеводородов в результате прохождения газа через жидкие углеводороды (бензин, спирт и др.) через специальное устройство — барботер [5]. При этом изменяется состав продуктов горения и соответственно тепловая мощность пламени, а также расход смеси. Известно, что при изменении состава продуктов горения изменяются геометрические размеры факела, характер течения и структура продуктов горения, а также максимальная

температура пламени и ее распределение по длине факела [6].

Возможность регулирования тепловой мощности пламени определяли с помощью горелки «ЭВРО-ДЖЕТ X S-7» со стандартным набором сменных мундштуков диаметром 1,6; 2,0; 2,2 мм и электролизно-водяного генератора А1803. Исследования проводили для трех наиболее распространенных при газопламенной обработке с использованием ЭВГ газовых смесей: ВКС, ВКС с добавками 5,5 % паров бензина ($C_{7,07}H_{15}$) и ВКС с добавками 16 % паров этилового спирта (C_2H_5OH).

Полную тепловую мощность продуктов горения при сжигании 1 м^3 ВКС определяли как

$$q_n = Q_{H_2} V_{H_2}, \quad (1)$$

где Q_{H_2} — низшая теплотворная способность водорода МДж; V_{H_2} — расход водорода, м^3 .

Полная тепловая мощность пламени при сжигании 1 м^3 ВКС составляет

$$q_n = 0,67 \cdot 10,08 = 6,75 \text{ МДж/м}^3, \quad (2)$$

где $0,67 \text{ м}^3$ — объем водорода при соотношении $O_2/H_2 = 0,5$ в 1 м^3 ВКС; $10,08 \text{ МДж}$ — теплотворная способность 1 м^3 водорода.

Полная тепловая мощность продуктов горения при сжигании смеси 1 м^3 ВКС + 5,5 % паров бензина составляет

$$q_n = Q_{H_2} V_{H_2} + Q_{C_{7,07}H_{15}} V_{C_{7,07}H_{15}} = 17,1454 \text{ МДж/м}^3, \quad (3)$$

где $Q_{C_{7,07}H_{15}}$ — низшая теплотворная способность бензина; $V_{C_{7,07}H_{15}}$ — объем бензина в смеси.

Полная тепловая мощность продуктов горения при сжигании смеси 1 м^3 ВКС + 16 % паров спирта составляет

$$q_n = Q_{H_2} V_{H_2} + Q_{C_2H_5OH} V_{C_2H_5OH} = 14,70 \text{ МДж/м}^3, \quad (4)$$



где $Q_{C_2H_5OH}$ — низшая теплотворная способность этилового спирта; $V_{C_2H_5OH}$ — объем этилового спирта в смеси.

Известно [6], что для каждого сопла горелки в зависимости от расхода смеси возможен ламинарный или турбулентный характер истечения струи продуктов горения пламени. От характера истечения зависит распределение температур и скоростей газового потока по длине факела.

В таблице представлено изменение тепловой мощности в зависимости от характера течения струи продуктов горения и расхода газовой смеси, обеспечивающих стабильное горение пламени.

Результаты исследований тепловой мощности при горении ВКС показали, что добавление в ВКС 5,5 % паров бензина повышает полную тепловую мощность пламени в границах ламинарного характера течения приблизительно в 2,6, при турбулентном в 2,8 раза по сравнению с пламенем при сжигании чистой ВКС. При добавлении в ВКС 16 % паров этилового спирта полная тепловая мощность пламени соответственно увеличивается в 2,7 и 2,4 раза.

Полученные выше закономерности подтверждены исследованиями эффективной тепловой мощности в высокотемпературной зоне факела (на конце ядра) при нагреве образцов, что моделирует процессы нагрева при сварке, пайке и предвари-

тельном подогреве при резке металла, и эффективности нагрева образцов, размещаемых в разных участках по длине зоны догорания факела пламени, применительно к нагреву материала (порошков) при газопламенном нанесении покрытий.

Эффективную тепловую мощность пламени q определяли количеством теплоты, вводимой пламенем в металл за единицу времени. Эффективность нагрева металла газовым пламенем оценивали эффективным КПД η_n , представляющим собой отношение эффективной мощности пламени q , определяемой калориметрированием, к полной тепловой мощности пламени q_n , рассчитанной по нижней теплотворности горючего [2, 7]:

$$\eta_n = \frac{q}{q_n} \quad (5)$$

Для определения эффективной тепловой мощности пламени для разных характеров течения и состава ВКС использовали метод калориметрирования на экспериментальной установке с водяным калориметром.

Эффективность нагрева пламенем, полученным при сжигании смеси, производимой ЭВГ при разных расходах и составах горючей смеси, определяли при нагреве медной пластины размером $3 \times 350 \times 150$ мм и массой 0,95 кг. Время нагрева пластины фиксировалось. Количество жидкости в калориметре 20 л (вода дистиллированная). Температуру в калориметре измеряли термометром Бекмана (точность измерения $\pm 0,01$ °C).

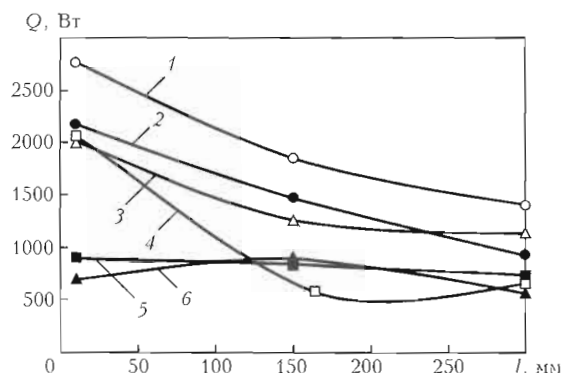
Эффективность нагрева газовым пламенем определяли из условия теплового баланса

$$q_{эф} = Q_k + Q_m + Q_{тс} + Q_n + Q_a \quad (6)$$

где $q_{эф}$ — эффективная тепловая мощность факела пламени, Вт; t — время нагрева, с; Q_k — теплота, которую поглотила калориметрическая жидкость, Дж; Q_m — теплота, которую поглотили металлические части калориметра, Дж; $Q_{тс}$ — изменение теплосодержания металла пластины за время нагрева газовым пламенем, Дж; Q_n — теплота, которая теряется с парообразованием при погружении нагретой пластины в воду калориметра, Дж; Q_a — теплота, рассеянная в атмосферу вследствие конвективной и радиационной теплопередачи с поверхности пластины при нагреве и переносе пластины в калориметр, Дж.

Тепловая мощность пламени в зависимости от состава смеси и характера течения продуктов горения

Горючая смесь и характер ее течения	Диаметр отверстия сопла горелки, мм	Расход газовой смеси, м ³ /ч		Полная тепловая мощность пламени q_n , МДж/м ³	
		мин	макс	мин	макс
ВКС, ламинарный	1,6	0,3	0,6	2,025	4,05
	2	0,4	0,62	2,7	4,185
	2,2	0,4	0,7	2,7	4,725
ВКС, турбулентный	1,6	0,6	0,76	4,05	5,13
	2	0,62	0,82	4,185	5,535
	2,2	0,7	1,1	4,725	7,425
ВКС + бензин, ламинарный	1,6	0,2	0,4	3,428	6,856
	2	0,3	0,52	5,142	8,9128
	2,2	0,31	0,72	5,3134	12,3408
ВКС + бензин, турбулентный	1,6	0,4	0,78	6,856	13,3692
	2	0,52	0,9	8,9128	15,426
	2,2	0,72	1,22	12,3408	20,9108
ВКС + спирт, ламинарный	1,6	0,4	0,6	5,88	8,82
	2	0,42	0,78	6,174	11,466
	2,2	0,52	0,9	7,644	13,23
ВКС + спирт, турбулентный	1,6	0,6	0,92	8,82	13,524
	2	0,78	1,18	11,466	17,346
	2,2	0,9	1,25	13,23	18,375



Эффективность нагрева образца пламенем в зависимости от расстояния его от среза сопла горелки (диаметр 2,0 мм), состава горючей смеси и характера течения продуктов горения: 1, 2 — соответственно ВКС + 5,5 % бензина, турбулентный и ламинарный поток; 3, 6 — соответственно ВКС + 16 % спирта, турбулентный поток и ламинарный; 4, 5 — ВКС соответственно турбулентный и ламинарный поток

После подстановки значений и преобразования уравнения (6) расчет проводили по формуле

$$q_{\text{эф}} = \frac{(c_v m_{\text{ж}} + c_m m_m + c_{\text{ст}} m)(T_{\text{кон}} - T_{\text{нач}} + Q_p)}{l - \frac{\alpha}{c_p}(l^2 + 2lt_p)} \quad (7)$$

где c_v — теплоемкость калориметрической жидкости (вода дистиллированная), Дж/(кг·К); $m_{\text{ж}}$ — объем калориметрической жидкости, л; c_m — теплоемкость металлических (латунь) частей калориметра (384,9 Дж/(кг·К)); m_m — масса металлических частей калориметра, кг; $c_{\text{ст}}$ — теплоемкость металла пластины, которая взаимодействовала с тепловым потоком, Дж/(кг·К); m — масса металлической пластины, которую нагревают, кг; $T_{\text{кон}}$, $T_{\text{нач}}$ — соответственно температура пластины после и перед нагревом, °С; α — коэффициент полной поверхностной теплоотдачи, Вт/(м²·К); c_p — объемная теплоемкость металла пластины, Дж/(кг·К); t_p — время переноса пластины в калориметр, с.

Полученные экспериментальные данные эффективности нагрева образца в зависимости от его положения по длине факела пламени представлены на рисунке. Время фиксированного нагрева пластины $t = 15$ с. Эффективность нагрева пластины по длине газового факела продуктами горения чистой ВКС при ламинарном характере течения практически не изменяется. При турбулентном характере течения продуктов горения происходит резкое уменьшение эффективности нагрева.

Эффективность нагрева образцов при нагреве факелом пламени, полученным при сжигании сме-

си ВКС с добавками паров углеводородных соединений при различных характерах течения продуктов горения, больше, чем при использовании чистой ВКС.

Повышение эффективности нагрева при введении в ВКС паров углеводородных соединений объясняется увеличением количества углерода в факеле пламени. Преобразование углерода в оксид углерода происходит с выделением дополнительного количества теплоты.

Выводы

1. Полная тепловая мощность водородно-кислородного пламени при сжигании смеси объемом 1 м³ составляет 6,75 МДж. Регулирование тепловой мощности ВКП при постоянных расходах газовой смеси возможно путем добавок в смесь углеводородных соединений. Так, при добавлении в смесь 5,5 % паров бензина тепловая мощность при сжигании 1 м³ смеси составляет 17,1454 МДж, что почти в 2,7 раза больше по сравнению с пламенем чистой ВКС. При добавлении в ВКС 16 % паров этилового спирта, при сжигании того же объема горючей смеси тепловая мощность составляет 14,70 МДж.

2. В зоне догорания пламени эффективность нагрева пластин продуктами горения водородно-кислородного пламени, полученного при сжигании смеси, производимой ЭВГ, существенно повышается при сжигании смеси ВКС + пары бензина и в меньшей мере смеси ВКС + пары этилового спирта по сравнению с чистым водородно-кислородным пламенем.

1. Некрасов Ю. И. Газы-заменители ацетилену. — М.: Машиностроение, 1974. — 43 с.
2. Глиманенко Д. Л., Евсеев Г. Б. Газовая сварка и резка металлов. — М.: Машгиз, 1954. — 532 с.
3. Применение газов-заменителей ацетилену при газопламенной обработке металлов / Под ред. И. А. Антонова. — М.: Машиностроение, 1964. — 150 с.
4. Доник Г. А. Исследование мощности источников тепла при резке природным газом низкоуглеродистой стали // Свароч. пр-во. — 1974. — № 11. — С. 10–11.
5. Корж В. Н. Регулирование характера горения горючей газовой смеси добавкой жидких углеводородных соединений // Автомат. сварка. — 1983. — № 11. — С. 65–66, 69.
6. Корж В. Н., Попиль Ю. С. Влияние углеводородных добавок на структуру водородно-кислородного пламени и распределение температуры по длине факела // Там же. — 2004. — № 11. — С. 36–40.
7. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1951. — 296 с.
8. Варгафтик Н. Б. Справочник по теплофизическим свойствам газов и жидкостей. — М.: Наука, 1972. — 720 с.

The effect of the composition and character of flow of a fuel mixture on variations in thermal power of the flame is considered for a case of using the hydrogen-oxygen flame formed as a result of combustion of a mixture produced by electrolytic water generators. Thermal power of the flame produced in combustion of a pure hydrogen-oxygen mixture and mixture with additions of hydrocarbon compounds has been determined.



ВЛИЯНИЕ КОЛЕБАНИЯ НАПРЯЖЕНИЯ СЕТИ НА ПРОЦЕСС ИМПУЛЬСНО-ДУГОВОЙ СВАРКИ

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

Экспериментально установлено влияние снижения напряжения питающей сети на разбрызгивание и характеристики наплавленного металла при импульсно-дуговой сварке плавящимся электродом углеродистых сталей в защитных газах. Показано, что при указанном возмущении эффективно применение двухканальных систем автоматической стабилизации.

Ключевые слова: импульсно-дуговая сварка, плавящийся электрод, напряжение сети, возмущения, разбрызгивание, стабилизация параметров

К настоящему времени достаточно широкое распространение в различных отраслях промышленности нашла импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом в защитных газах (ИДСПЭ). Свое развитие она получила в ряде новых технологий, таких, как двухдуговая импульсная сварка или импульсная сварка совместно с лазерной. Поскольку способ ИДСПЭ связан с производством изделий на больших промышленных предприятиях, где применяются другие способы сварки, например, контактная стыковая, а также используются мощные потребители электроэнергии (двигатели, трансформаторы и т. п.), вопрос воздействия на процесс ИДСПЭ колебаний напряжения питающей сети остается достаточно актуальным. Имеющиеся на рынке импульсные источники питания дуги обеспечивают сварку в диапазоне изменения сетевого напряжения, как правило, в пределах $\pm 10\%$. Кроме того, в них дополнительно предусмотрен режим стабилизации длины дуги. Однако поскольку процесс ИДСПЭ происходит без коротких замыканий дугового промежутка, то наиболее опасными оказываются возмущения в сторону снижения напряжения питающей сети, которые могут вызвать кратковременное нарушение принципа ИДСПЭ «1 импульс – 1 капля» и ухудшить качество металла швов.

Целью данной работы являются экспериментальные исследования влияния снижения напряжения сети на процесс ИДСПЭ сталей, а также эффективность применения при этом разработанных систем автоматической стабилизации параметров процесса.

Опыты проводили с использованием импульсного тиристорного источника питания дуги (с плавными регулировками длительности, амплитуды и частоты импульсов), подключенного через

«потенциал–регулятор» напряжения к питающей сети, а также сварочного автомата и разработанных систем автоматической стабилизации (САС) параметров процесса ИДСПЭ [1]. Использовали газовую смесь $82\% \text{ Ar} + 18\% \text{ CO}_2$, проволоку Св-08Г2С диаметрами 1,2 и 1,6 мм.

На рис. 1 приведен внешний вид металла швов при ИДСПЭ стали СтЗсп без возмущений по сети с номинальным напряжением 380 В и с уменьшением напряжения сети U_c от номинального до 342...354 В. При ИДСПЭ сталей в смеси газов на номинальном режиме разбрызгивание металла составило 1...1,5 %, что подтверждается и другими авторами [2, 3]. Снижение напряжения питающей сети приводит к уменьшению среднего значения напряжения на дуге (источник питания с пологопадающими вольт-амперными характеристиками), возникают короткие замыкания дугового промежутка, приводящие к увеличению разбрызгивания металла ($K_p = 6,5...7\%$) с налипанием брызг на сопло, что также ухудшает газовую защиту (рис. 1).

Для определения влияния снижения напряжения сети на характеристики металла швов проводили наплавки на сталь 25 проволокой Св-08Г2С диаметром 1,2 мм на номинальных режимах импульсно-дуговой сварки, с понижением напряжения питающей сети и с применением разработанных САС. При ИДСПЭ сталей применяли одно-



Рис. 1. Внешний вид металла швов при ИДСПЭ стали СтЗсп проволокой Св-08Г2С диаметром 1,6 мм в смеси газов $82\% \text{ Ar} + 18\% \text{ CO}_2$ (скорость сварки 16 м/ч, длительность импульса 3,4 мс): 1 — $U_c = 376...380 \text{ В}$ (первая половина шва), 342...354 В (вторая); $K_p = 6,5...7\%$; 2 — $U_c = 376...380 \text{ В}$; $I_{cp} = 250 \text{ А}$; $U_{cp} = 25 \text{ В}$; частота импульсов 82 Гц; $K_p = 1...1,5\%$



ВЛИЯНИЕ КОЛЕБАНИЯ НАПРЯЖЕНИЯ СЕТИ НА ПРОЦЕСС ИМПУЛЬСНО-ДУГОВОЙ СВАРКИ

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

Экспериментально установлено влияние снижения напряжения питающей сети на разбрызгивание и характеристики наплавленного металла при импульсно-дуговой сварке плавящимся электродом углеродистых сталей в защитных газах. Показано, что при указанном возмущении эффективно применение двухканальных систем автоматической стабилизации.

Ключевые слова: импульсно-дуговая сварка, плавящийся электрод, напряжение сети, возмущения, разбрызгивание, стабилизация параметров

К настоящему времени достаточно широкое распространение в различных отраслях промышленности нашла импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом в защитных газах (ИДСПЭ). Свое развитие она получила в ряде новых технологий, таких, как двухдуговая импульсная сварка или импульсная сварка совместно с лазерной. Поскольку способ ИДСПЭ связан с производством изделий на больших промышленных предприятиях, где применяются другие способы сварки, например, контактная стыковая, а также используются мощные потребители электроэнергии (двигатели, трансформаторы и т. п.), вопрос воздействия на процесс ИДСПЭ колебаний напряжения питающей сети остается достаточно актуальным. Имеющиеся на рынке импульсные источники питания дуги обеспечивают сварку в диапазоне изменения сетевого напряжения, как правило, в пределах $\pm 10\%$. Кроме того, в них дополнительно предусмотрен режим стабилизации длины дуги. Однако поскольку процесс ИДСПЭ происходит без коротких замыканий дугового промежутка, то наиболее опасными оказываются возмущения в сторону снижения напряжения питающей сети, которые могут вызвать кратковременное нарушение принципа ИДСПЭ «1 импульс – 1 капля» и ухудшить качество металла швов.

Целью данной работы являются экспериментальные исследования влияния снижения напряжения сети на процесс ИДСПЭ сталей, а также эффективность применения при этом разработанных систем автоматической стабилизации параметров процесса.

Опыты проводили с использованием импульсного тиристорного источника питания дуги (с плавными регулировками длительности, амплитуды и частоты импульсов), подключенного через

«потенциал–регулятор» напряжения к питающей сети, а также сварочного автомата и разработанных систем автоматической стабилизации (САС) параметров процесса ИДСПЭ [1]. Использовали газовую смесь $82\% \text{ Ar} + 18\% \text{ CO}_2$, проволоку Св-08Г2С диаметрами 1,2 и 1,6 мм.

На рис. 1 приведен внешний вид металла швов при ИДСПЭ стали СтЗсп без возмущений по сети с номинальным напряжением 380 В и с уменьшением напряжения сети U_c от номинального до 342...354 В. При ИДСПЭ сталей в смеси газов на номинальном режиме разбрызгивание металла составило 1...1,5 %, что подтверждается и другими авторами [2, 3]. Снижение напряжения питающей сети приводит к уменьшению среднего значения напряжения на дуге (источник питания с пологопадающими вольт-амперными характеристиками), возникают короткие замыкания дугового промежутка, приводящие к увеличению разбрызгивания металла ($K_p = 6,5...7\%$) с налипанием брызг на сопло, что также ухудшает газовую защиту (рис. 1).

Для определения влияния снижения напряжения сети на характеристики металла швов проводили наплавки на сталь 25 проволокой Св-08Г2С диаметром 1,2 мм на номинальных режимах импульсно-дуговой сварки, с понижением напряжения питающей сети и с применением разработанных САС. При ИДСПЭ сталей применяли одно-



Рис. 1. Внешний вид металла швов при ИДСПЭ стали СтЗсп проволокой Св-08Г2С диаметром 1,6 мм в смеси газов $82\% \text{ Ar} + 18\% \text{ CO}_2$ (скорость сварки 16 м/ч, длительность импульса 3,4 мс): 1 — $U_c = 376...380 \text{ В}$ (первая половина шва), 342...354 В (вторая); $K_p = 6,5...7\%$; 2 — $U_c = 376...380 \text{ В}$; $I_{cp} = 250 \text{ А}$; $U_{cp} = 25 \text{ В}$; частота импульсов 82 Гц; $K_p = 1...1,5\%$

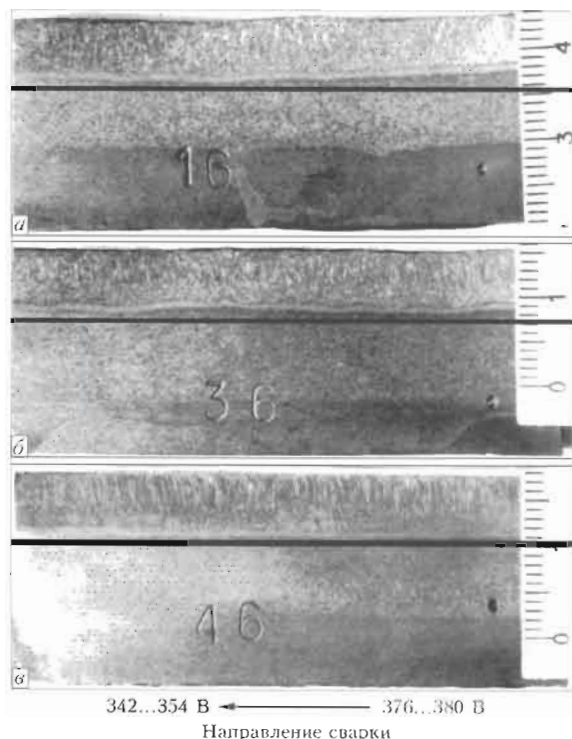


Рис. 2. Макрошлифы (продольный разрез вдоль оси наплавки) наплавленного на сталь 25 металла при плавном снижении U_c до 342...354 В (ИДСПЭ в смеси 82 % Ar + 18 % CO_2 проволокой Св-08Г2С диаметром 1,2 мм; скорость сварки 23 м/ч, длительность импульса 3,2 мс): а — без САС; б — САС напряжения на дуге U_{cp} ; в — САС U_{cp} и I_{cp}

канальную САС средних значений сварочного напряжения U_{cp} с управляющим воздействием на параметры источника питания дуги и двухканальную. Во втором случае стабилизацию средних значений сварочного тока I_{cp} осуществляли с управляющим воздействием на скорость подачи сварочной проволоки, а стабилизацию U_{cp} — воздействием на параметры источника питания дуги. Применение как одно-, так и двухканальных САС позволяет устранять при снижении напряжения сети короткие замыкания и понижать разбрызгивание металла до уровня без возмущения сети. На рис. 2 приведены макрошлифы продольных разрезов (по оси) металла швов. При работе двухканальной САС глубина проплавления и высота выпуклости наиболее стабильны (рис. 2, в).

Для изучения микроструктурных составляющих металла швов образцы разрезали поперек. По результатам металлографических исследований можно заключить, что при напряжении питающей сети 376...380 В литая микроструктура в центре металла швов стали 25 состоит из доэвтектоидного феррита,

выделившегося по границам литых кристаллитов, отдельных зерен структурно-свободного феррита, иногда ориентированных подобно видманштеттовой структуре, а также небольших участков перлита. В теле кристаллитов наблюдается структура верхнего и нижнего бейнита. Твердость составляет $HV 50$ — 2100...2210 МПа (пять измерений в центре металла швов). При уменьшении напряжения питающей сети до 342...354 В появляется больше участков перлита и феррита, ориентированных подобно видманштеттовой структуре ($HV 50$ — 2320...2370 МПа). При применении САС средних значений напряжения на дуге структура образца также содержит больше участков перлита и больше участков феррита, ориентированных по Видманштетту ($HV 50$ — 2290...2370 МПа). Использование двухканальной САС средних значений напряжения на дуге и сварочного тока позволяет получить структурные составляющие более однородные, чем при одноканальной САС U_{cp} . Твердость при этом не изменялась и составила $HV 50$ — 2340 МПа.

Известно, что образование видманштеттовой структуры зависит от содержания в металле углерода, размера зерна аустенита и скорости охлаждения металла [4]. Большое появление такой структуры в металле шва при действии возмущений по напряжению питающей сети, а также при использовании САС U_{cp} , по-видимому, связано с изменением скорости охлаждения металла.

Таким образом, уменьшение напряжения питающей сети при ИДСПЭ может привести к повышенному разбрызгиванию металла, загрязнению сопла и колебаниям глубины проплавления. Применение одноканальных САС полностью не компенсирует влияния возмущений по сети. Более эффективными являются двухканальные системы.

1. Шейко П. П., Жерносеков А. М., Шимановский Ю. О. Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом с автоматической стабилизацией параметров режимов // Автомат. сварка. — 2004. — № 1. — С. 8–11.
2. Импульсно-дуговая сварка низколегированных сталей плавящимся электродом в смеси аргона с углекислым газом / С. Т. Римский, В. Г. Свещинский, П. П. Шейко и др. // Там же. — 1993. — № 2. — С. 38–41.
3. Killing R. Schutzgase zum Lichtbogenschweißen — schweißtechnische Eigenschaften // Praktiker. — 1993. — № 8. — S. 448–455.
4. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1974. — 768 с.

The influence of mains voltage lowering on spattering and molten metal characteristics at consumable electrode gas-shielded pulsed-arc welding of carbon steels is experimentally established. It is shown that application of two-channel systems of automatic stabilization is effective at the above disturbance.

Поступила в редакцию 15.10.2007



ДИССЕРТАЦИЯ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ



Харьковский национальный автомобильно-дорожный университет

В. В. Дмитриев (Украинская инженерно-педагогическая академия) защитил 13 декабря 2007 г. докторскую диссертацию на тему «Теоретические и практические основы увеличения ресурса эксплуатации сварных соедине-

ний из теплоустойчивых перлитных сталей».

Диссертация посвящена вопросам оптимизации формирования структуры и свойств сварных соединений из Cr–Mo–V теплоустойчивых перлитных сталей энергетического оборудования тепловых электростанций. Определены связи между исходной структурой данных сварных соединений и ее физико-химическими свойствами в условиях ползучести, а также с порообразованием. Усовершенствованы закономерности формирования оптимизированной исходной структуры, характеризующейся улучшенными физико-химическими свойствами в условиях ползучести, что позволило снизить интенсивность зарождения и развития пор в структуре сварных соединений. Предложена концепция образования пор в сварных соединениях и пути совершенствования

структуры для уменьшения интенсивности их образования. Определены физические условия формирования оптимальной исходной структуры сварных соединений на основе результатов решения предложенной сопряженной задачи, реализуемой в условиях законов Навье–Стокса и Фурье.

На базе данных моделирования исходной структуры сварных соединений и изучения их физико-химических и механических свойств, а также повреждаемости в условиях ползучести структуры порами, установлена зависимость между структурой, свойствами и интенсивностью ее повреждаемости порами.

Обосновано и предложено новое научное направление, которое обеспечивает разработку новых функциональных и конструкционных материалов для сварочного оборудования, позволяющих уменьшить структурную неоднородность и исходную дефектность в металле шва.

Теоретически обоснована и получена практически исходная структура сварных соединений из Cr–Mo–V перлитных сталей, характеризующаяся уменьшенной степенью исходной структурной неоднородности, обеспечивающая улучшение физико-химических и механических свойств сварных соединений в условиях ползучести, что позволяет увеличить ресурс их эксплуатации до 300000...350000 ч.

УДК 621.791(088.8)

ПАТЕНТЫ В ОБЛАСТИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА*

Парогенератор для систем пайки, содержащий зону парообразования, сконфигурированную для испарения теплопередающей среды, зону предварительного нагрева, сконфигурированную для нагрева теплопередающей среды до заданной температуры или выше, но без превышения регулируемой верхней максимальной температуры теплопередающей среды и гидравлическое соединение, выполненное между зоной парообразования и зоной предварительного нагрева, сконфигурированное для пропускания потока жидкости из зоны предварительного нагрева в зону парообразования. Патент РФ 2309824. Г. Белл, В. Колб (Анлагенбау ГмбХ, Германия) [31].

Плазмотрон, содержащий полый цилиндрический электрод, отличающийся тем, что изоляционные втулки, установленные между корпусом и электродом, соединены между собой при помощи замкового сопряжения, кольцевые каналы системы охлаждения в виде проточек, образованные между изоляционными втулками, электродом и корпусом, выполне-

ны на внешней стороне электрода и внутренней стороне корпуса и в осевом направлении — между изоляционными втулками и соединены в верхней части перепускными радиальными каналами, выполненными в верхней изоляционной втулке, а перепускные радиальные каналы, выполненные в электроде и корпусе, расположены на противоположных концах кольцевых каналов относительно перепускных каналов, выполненных в верхней части изоляционных втулок. Патент РФ 2309825. Ю. Д. Шицын, О. А. Косолапов, В. Ю. Шицын (Пермский ГТУ, ООО «НТЦ «Вулкан-Плазма») [31].

Способ изготовления металлических многослойных сотовых панелей, отличающийся тем, что перед поочередной сборкой лент заполнителя с обшивками изготавливают однослойную сотовую панель, при этом сварку обшивки нового слоя панели и бортов лент заполнителя нового слоя производят роликовой односторонней сваркой с использованием токопроводящей гребенки и подводом сварочного тока с внешней стороны обшивки нового слоя, а сварку бортов лент заполнителя нового слоя и обшивки однослойной панели производят односторонней сваркой, подводя сварочный ток с внутренней стороны заполнителя нового слоя через изоли-

*Приведены сведения о патентах, опубликованных в бюллетене РФ «Изобретения. Полезные модели» за 2007 г. (в квадратных скобках указан номер бюллетеня).



рованные друг от друга пластинчатые электроды и миную обшивку нового слоя с помощью контактных роликов, перемещаемых параллельно линии сварки, причем каждую пару электродов в момент сварки поочередно дополнительно поджимают к свариваемым участкам, используя для этого указанные контактные ролики. Патент РФ 2309826. Н. Ф. Баранов, А. С. Липатов, В. В. Макухин и др. (ОАО НПО «Поволжский АТИ») [31].

Способ электронно-лучевой наплавки, отличающийся тем, что наплавляемое покрытие формируют в несколько проходов, причем последний проход выполняют расфокусированным электронным лучом без подачи наплавляемого материала, обеспечивая температуру нагрева покрытия 650...700 °С. Патент РФ 2309827. С. Ф. Гнусов, К. С. Нюсов, В. Г. Дураков и др. (Томский политехнический институт) [31].

Состав проволоки для сварки медноникелевых сплавов, отличающийся тем, что он дополнительно содержит титан и кремний при следующем соотношении компонентов, мас. %: 9,0...20,0 никеля; 0,6...1,5 железа; 0,8...1,5 марганца; 0,2...0,4 титана; 0,08...0,15 кремния; остальное медь, при этом суммарное количество раскислителей (Mn+Ti+Si) составляет не менее 1,15 мас. %. Патент РФ 2309828. В. В. Рыбин, А. Б. Баранов, Е. В. Андронов и др. (ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей») [31].

Плавленный флюс для механизированной сварки низколегированной стали, отличающийся тем, что он дополнительно содержит K_2O при следующем соотношении компонентов, мас. %: 20 — SiO_2 ; 12 — CaO ; 13 — Al_2O_3 ; 20 — CaF_2 ; 7 — MnO ; 3 — TiO_2 ; K_2O и примеси не более 1,51 при этом $0,15 \leq TiO_2/SiO_2 \leq 0,40$. Патент РФ 2309829. Г. П. Карзов, С. Н. Галяткин, Э. И. Михалева и др. (То же) [31].

Состав сварочной проволоки преимущественно для сварки и наплавки узлов и литых деталей железнодорожного подвижного состава из низколегированных сталей, отличающийся тем, что он дополнительно содержит кальций и титан при следующем соотношении компонентов, мас. %: 0,08...0,12 углерода; 0,50...1,00 хрома; 0,50...0,90 кремния; 1,50...1,90 марганца; 0,15...0,60 молибдена; 0,05...0,20 ванадия; не более 0,025 серы; не более 0,03 фосфора; не более 0,30 никеля; 0,005...0,009 кальция; 0,05...0,15 титана; остальное железо. Патент РФ 2310550. Н. В. Павлов, В. К. Струнец, Д. Н. Абраменко и др. [32].

Способ пайки безвыводных электрорадиоизделий на печатную плату, включающий предварительную сушку электрорадиоизделий, нанесение флюса на места установки электрорадиоизделий на печатной плате и просушивание на воздухе в течение 10...15 мин, одновременный нагрев в течение 20...25 мин электрорадиоизделий печатной платы до температуры, отличающейся от температуры плавления используемого припоя на 100...150 °С, установку электрорадиоизделий на соответствующие места на печатной плате и их пайку в течение 2...3 с. Патент РФ 2311272. Н. К. Шелепанова, И. И. Салькова (ФГУП «Рязанский приборный завод») [33].

Способ автоматического измерения и регулирования тепловыделения при контактной точечной сварке, предусматривающий в каждом периоде сварочного тока определение коэффициента мощности $\cos \phi$ и значения тепловыделения на участке электрод — электрод в случае отклонения этого значения от заданного, принятие решения на корректировку угла открытия тиристорov в следующем периоде. Приведены отличительные признаки способа. Патент РФ 2311273. А. С. Климов, А. А. Герасимов, А. Н. Аяцбиров, М. С. Гончаров [33].

Способ получения биметаллического материала сталь-титан преимущественно для крупногабаритных заготовок, отличающийся тем, что обработку поверхности одной из пластин перед соединением осуществляют катодными пятнами вакуумной дуги, возбуждаемой между поверхностью пластины, используемой в качестве катода, и анодом, а после соединения проводят термообработку полученного материала при температуре 500...600 °С. Патент РФ 2311274. В. С. Вакин, С. В. Бодакин, И. А. Счастливая и др. (ЗАО «Энергометалл») [33].

Композиционный материал для наплавки на основе быстрорежущей стали Р6М5, включающий карбид титана TiC , отличающийся тем, что он дополнительно содержит карбид вольфрама в пропорции $TiC:WC = 1:3$ при следующем соотношении компонентов, мас. %: 15...21 карбида вольфрама; 5...7 карбида титана; остальное быстрорежущая сталь. Патент РФ 2311275. С. Ф. Гнусов, К. С. Гнусов, В. Г. Дураков, Б. Ф. Советченко (Томский политехнический университет) [33].



По зарубежным журналам*

AUSTRALASIAN WELDING JOURNAL (Австралия) 2007. — Vol. 52, First Quarter (англ. яз.)

Dinon M. et al. Сварка в горной местности Папуа Новая Гвинея, с. 7–9.

Сохранение турбин в рабочем состоянии — опыт на отдаленных Соломоновых островах, с. 12–13.

Kuebler R. Огромные возможности — Линкольн Электрик Корп. работает в Монголии, с. 14–15.

Luan G. Сварка трением с перемешиванием находит применение в Китае, с. 16–19.

Cannon B. Изменения в системе классификации сварочных расходных материалов в Австралии и Новой Зеландии, с. 20–22.

Аттестация и сертификация, с. 28–29.

Gupta R. K. et al. Микроструктурное изменение и свойства соединения из сплава алюминия AA2219, выполненного сваркой трением с перемешиванием, с. 35–39.

Sterjovski Z. et al. Неразрушающая оценка поперечного водородного растрескивания высокопрочного металла швов, выполненных порошковой проволокой, с. 40–48.

JOURNAL of the JAPAN WELDING SOCIETY (Япония) 2007. — Vol. 76, № 5 (яп. яз.)

ОСНОВНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ РАЗВИТИЯ СВАРКИ И СОЕДИНЕНИЯ В ЯПОНИИ В 2006 г.

- I. Деятельность в области сварки
 1. Японское сварочное общество, с. 45–46.
 2. Японское сварочное инженерное общество, с. 47.
 3. Промышленность, с. 48.
 4. Международная деятельность, с. 49.
 5. Образование и издательская деятельность, с. 50–51.
- II. Перспективные технологии сварки и соединения
 1. Свариваемые материалы
 - 1.1. Металлургия сварки черных металлов
 - 1.1.1. Низколегированная сталь, с. 52–53.
 - 1.1.2. Нержавеющая сталь, с. 53.
 - 1.1.3. Легированная сталь, с. 53–54.
 - 1.1.4. Сварка сплавов на основе никеля, плакированной стали и разнородных материалов, с. 54.
 - 1.1.5. Новые технологии, с. 54–55.
 2. Металлургия сварки цветных металлов
 - 2.1. Научные исследования в области сварки и соединения цветных металлов, с. 56–57.
 - 2.2. Алюминий и его сплавы, с. 57.
 - 2.3. Магний и его сплавы, с. 57.
 - 2.4. Медь и медные сплавы, с. 57.
 - 2.5. Титан и его сплавы, с. 57.

3. Разработка сварочных материалов
 - 3.1. Зарубежные и японские научные исследования в 2005–2006 гг., с. 58.
 - 3.2. Научные исследования по применению различных марок сталей, с. 58–59.
4. Сварка и соединение новых материалов
 - 4.1. Направления научных исследований, с. 60–61.
 - 4.2. Сварка и соединение новых материалов на основе металлов, с. 61.
 - 4.3. Сварка и соединение керамики и композитов, с. 62.
- II. Способы сварки и соединения, создание систем
 1. Способы дуговой сварки
 - 1.1. История, с. 63.
 - 1.2. Моделирование, с. 63–64.
 - 1.3. Визуальные исследования дуговых явлений, с. 64–65.
 - 1.4. Новые технологии, с. 65–66.
 - 1.5. Перспективы, с. 66.
 2. Обработка высокоэнергетичными лучами
 - 2.1. История, с. 67.
 - 2.2. Изучаемые источники нагрева, с. 67–68.
 - 2.3. Процессы обработки, с. 68.
 - 2.4. Темы научных исследований, с. 68.
 - 2.5. Современные достижения, с. 68–69.
 - 2.6. Перспективы, с. 69.
 3. Способы твердофазного соединения

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



- 3.1. Сварка трением с перемешиванием, с. 70.
- 3.2. Сварка трением, с. 71–72.
- 3.3. Диффузионная сварка, с. 72.
- 3.4. Контактная сварка, с. 73–74.
- 3.5. Сварка взрывом, давлением и электромагнитная сварка, с. 74–75.
- 3.6. Склеивание, соединение механическим и другими способами, с. 75.
4. Пайка
- 4.1. Результаты последних научных исследований, с. 77–78.
- 4.2. Направления развития, с. 78–79.
- 4.3. Результаты последних исследований в области припоев, с. 79.
5. Микропайка в электронике
- 5.1. История, с. 80.
- 5.2. Бессвинцовые припои, с. 80.
- 5.3. Объемные электронные приборы, с. 80.
- 5.4. Перспективы, с. 81.
6. Модификация поверхности (получение тонких и толстых пленок, напыление, наплавка и другие технологии)
- 6.1. История, с. 82–83.
- 6.2. Низкотемпературные способы нанесения покрытий, с. 83.
- 6.3. Напыление, с. 83.
- 6.4. Наплавка, с. 83–84.
- 6.5. Перспективы, с. 84.
7. Резка
- 7.1. История, с. 85.
- 7.2. Плазменная резка, с. 85.
- 7.3. Лазерная резка, с. 85–86.
- 7.4. Другие способы, с. 86.
- 7.5. Перспективы, с. 86.
- 7.6. Системы CAD/CAM, с. 89–90.
- 7.7. Сенсоры/мониторинг, с. 90–91.
- III. Оценка свойств сварных соединений
2. Оценка статистической прочности
- 2.1. Область оценки, с. 92.
- 2.2. Оценка прочности сварных соединений конструкций, с. 92.
- 2.3. Оценка прочности соединений в электронике, с. 92–93.
3. Оценка ударной вязкости и вязкости разрушения
- 3.1. Оценка ударной вязкости сварных швов, с. 94.
- 3.2. Стандартизация методик оценки вязкости разрушения и гарантия качества, с. 94.
- 3.3. Результаты последних научных исследований в области разрушения, с. 95–96.
4. Обзор направлений научных исследований в области усталости
- 4.1. История, с. 97.
- 4.2. Распространение усталостных трещин, с. 97–98.
- 4.3. Зарождение усталостных трещин и долговечность, с. 98–99.
- 4.4. Усталостная прочность полномасштабных конструкций, с. 99.
- 4.5. Перспективы, с. 99–100.
5. Оценка стойкости к воздействию окружающей среды
- 5.1. Высокотемпературная ползучесть, с. 101.
- 5.2. Коррозионное растрескивание под напряжением, с. 101–102.
- 5.3. Другие методики оценки, с. 102.
- 5.4. Оценка сварочных деформаций и остаточных напряжений
- 5.5. История, с. 103.
- 5.6. Сварочные деформации, с. 103–104.
- 5.7. Остаточные напряжения, с. 104.
- 5.8. Анализ сварочных трещин, с. 104.
- 5.9. Перспективы, с. 104–105.
- IV. Деятельность научных комитетов
1. Научные комитеты
- Комитет по сварным конструкциям, с. 106.
- Комитет по способам сварки, с. 108.
- Комитет по металлургии сварки, с. 110.
- Комитет по усталостной прочности сварных соединений, с. 112.
- Комитет по физике сварочной дуги, с. 114.
- Комитет по обработке высокоэнергетическими пучками, с. 115.
- Комитет по сварке легких конструкций, с. 117.
- Комитет по микросоединению, с. 119.
- Комитет по соединению по поверхности раздела, с. 120.
2. Деятельность специальных комитетов и подкомитетов
- Подкомитет по сварке опор и арматуры в строительстве, с. 122.
- Подкомитет по сварке ТИГ и МИГ и повышению качества сварной продукции, с. 125–126.
- Подкомитет по SMART — обработке волоконным лазером, с. 127–129.
- Подкомитет по глобальным информационным сетям, с. 130–133.
- Подкомитет по проектированию наноконструкций, с. 134–136.
- Подкомитет по применению высокоскоростной обработки данных в сварке при проведении анализов, с. 137.

DER PRAKTIKER (Германия) 2007. — № 9 (нем. яз.)

Henz W. et al. Партнерство DVS — в работах по сварке и резке под водой, с. 258–263.

Springfeld P. Применение плазменной резки для демонстрация 33-тонного бронзового барельефа в Лейпциге — быстро, бесшумно, экологично, с. 264–267.

Переработанные директивы по обеспечению качества сварочных работ в области рельсовых транспортных средств, с. 277.

Zwatz R. Аттестация сварщиков стали. Должна ли Германия одобрить DIN EN ISO 9606-1, с. 280–283.

Reichenbach B. Роботизированная сварка всех швов в удобном положении экономит время, с. 286–288.

Guntermann A. Природный газ в автогенной технике — свойства газа и автогенная резка, с. 290–292.

PRZEGLAD SPAWALNICTWA (Польша) 2007. — № 2-3 (пол. яз.)

Wisniewski G. Обзор правил аттестации и сертификации персонала по неразрушающему контролю в разных отраслях промышленности, с. 4–10.

Szefner Z. Концепции управления современными сварочными установками, с. 11–18.

Klimpel A. et al. Влияние режимов работы и параметров точечной сварки неплавящимся электродом и плазмой нах-

лесточных соединений листовых материалов из сплава титана Ti-6Al-4V на качество, форму и свойства соединений, с. 24–27.

Mirski Z., Granat K. Легколетучие флюсы — свойства, техника безопасности при использовании и на промышленном уровне, с. 28–34.



PRZEGLAD SPAWALNICTWA (Польша) 2007. — № 4 (пол. яз.)

Nowacki J. et al. Компьютеризированный расчет затрат в области сварки, с. 4–12.

Winiowski A. et al. Высокотемпературная пайка концевых инструментов из быстрорежущей стали с помощью высокоплавких припоев, с. 13–16.

Wisniewski G. Основные принципы систем управления качеством в сварочных процессах. Аттестация сварщиков и

инспекторов согласно стандарту EN 14730-2. Гармонизация аттестации сварщиков, работающих по сварке рельсовых путей термитным способом, с. 21–29.

Wegrzyn T. Легирующие элементы в металле швов, наплавленных стальными низкоуглеродистыми электродами, с. 30–32.

PRZEGLAD SPAWALNICTWA (Польша) 2007. — № 5 (пол. яз.)

Nowacki J., Zajac P. Влияние односторонней сварки с большим зазором (6 мм) с помощью трубчатой электродной проволоки из дуплексной стали на структуру и стойкость к коррозии, с. 4–11.

Mirski Z. et al. Исследование свойств поверхностного слоя спеченных карбидов, подготовленных для склеивания, с. 12–16.

PRZEGLAD SPAWALNICTWA (Польша) 2007. — № 6 (пол. яз.)

Bulawa J. Влияние затрат на эксплуатацию лазера в общих затратах на резку, с. 8–10.

Faerber M. Лазерная резка — современное состояние развития технологии, с. 12–14.

Tasak E. et al. Проблемы качества сварных соединений железнодорожных стрелочных переводов, с. 21–25.

Slania J. Поправка к требованиям стандарта PN-M-69009, касающаяся классификации промышленных предприятий, с. 26–28.

Pakos R. Процесс сертификации сварщиков, работающих со сталью, на основе требований европейского и международного стандартов, с. 29–33.

Wegrzyn T., Hadrys D. Ремонт компонентов корпусов из стали с помощью методов сварки, с. 34–37.

PRZEGLAD SPAWALNICTWA (Польша) 2007. — № 7 (пол. яз.)

Nowacki J. Исследовательская лаборатория структуры материалов и механических свойств, аккредитованная Щецинским технологическим университетом, с. 7–12.

Nowacki J., Szefer Z. Обучение инженеров-сварщиков в технологическом университете Щецинском в соответствии с международными тенденциями глобализации образования, с. 13–19.

Zebrowski M. Расчет прочности сварных соединений, с. 20–24.

Nowacki J. et al. Сварщики и их достижения на фирме СТАЛКОН, с. 28–32.

Nowacki J. et al. Выпускники Щецинского технологического университета по специальности инженера-сварщика на фирме ФИНОМАР, с. 33–37.

Majda P. Проблемы современного состояния клеевых соединений стальных компонентов, с. 38–43.

PRZEGLAD SPAWALNICTWA (Польша) 2007. — № 8 (пол. яз.)

Dabrowski R. et al. Кинетика фазовых превращений недоохлажденного аустенита в новой конструкционной стали, с. 5–8.

Wysocki J. Влияние наличия циркония и скандия в присадочном материале на структуру соединения литого композиционного материала AlSi/SiC(p), выполненного способом ТИГ сварки, с. 9–12.

Ossowski M. et al. Структура и свойства слоистых композиционных материалов: титановый сплав — интерметаллические фазы системы Ti–Al, с. 13–16.

Tasak E. et al. Способы зарождения и роста зерен в процессе кристаллизации сварных соединений, с. 17–21.

Lachowicz M., Zeman M. Влияние термического цикла сварки на микроструктуру и возникновение трещин в суперсплаве инконеля 713C, с. 22–27.

Skorupa A. et al. Трибологические испытания многослойных соединений из бронзы CuSnб, наплавленных на стальную основу методом МИГ сварки, с. 28–33.

Wojsyk K. Испытания наплавленных слоев и определение линейной энергии процесса сварки с помощью термовидеокамеры V-20 фирмы VIGO, с. 34–38.

Kalita W. et al. Стойкость к коррозии сварных соединений магниевых сплавов, выполненных лазером, с. 39–42.

Gajewski M. et al. Испытания стеллитовых наплавленных слоев на уплотняемую поверхность арматуры, с. 43–48.

Wysocki J. Механические свойства соединений из литого композиционного материала AlSi/SiC(p), выполненных с помощью сварки ТИГ с использованием присадочных материалов таких, как Al–Mg, Al–Mg–Zr и Al–Mg–Zr–Sc, с. 49–53.

Podrez-Radziszewska M. et al. Сварка силумина, используемого для изготовления дисков автомобильных колес, с. 54–57.

Mirski Z. et al. Сварка меди и аустенитной стали IN18N10T с помощью способа ТИГ, с. 58–63.

Thomas A. et al. Роботизированная установка для дуговой сварки TAWERS с использованием процессов SP-MAГ и ТИГ, с. 64–67.

Haduch J. Оценка процесса дуговой сварки плавящимся электродом в среде защитного газа на основе коротких замыканий, с. 68–71.

Pietras A. et al. Стыковая сварка толстолистового материала из сплавов алюминия серии 2000 с помощью сварки трением с перемешиванием, с. 72–78.

Jakubowski J., Senkara J. Контактная точечная сварка дуплексной нержавеющей аустенитно-ферритной стали 2205, с. 79–82.

Klimpel A., Kik T. Установка для роботизированной сварки ТИГ с помощью присадочного материала в виде проволоки, с. 83–89.



Klimpel A. et al. Контактная точечная сварка листового материала из титанового сплава Ti-6Al-4V, с. 90–93.

Zadroga L. et al. Контактная сварка систем внутренней электропроводки для автомобильной промышленности, с. 94–97.

Babul T. Некоторые аспекты формирования аморфных покрытий на основе никеля с помощью технологии детонационного нанесения покрытий, с. 98–101.

Gorka J., Krysta M. Качество поверхности стали после резки с использованием воздушно-плазменной, лазерной резки и водяной струей, с. 102–106.

Klimpel A. et al. Лазерная наплавка с одновременной подачей цельной проволоки и порошка, с. 107–111.

Zorawski W. Свойства карбидных покрытий, полученных с помощью процесса высокоскоростного газопламенного напыления, с. 112–115.

Gorka J. et al. Влияние подготовки поверхности на качество покрытия, выполненного с использованием процесса газопламенного порошкового напыления, с. 116–120.

Depczynski W. et al. Нанесение защитных оцинкованных покрытий, с. 121–124.

Hejowski T., Weroni A. Стойкость наплавленных покрытий к абразивному и эрозионному износу, с. 125–127.

Gajewski M. et al. Ремонт дефектов в отливках из стали Cr-Ni-Cu, упрочненных с помощью специального метода, с. 128–131.

Matusiak J., Pfeifer T. Новые возможности снижения количества сварочных дымов и повышения производительности сварки на основе исследований в рамках европейского проекта ECONWELD, с. 132–138.

PRZEGLAD SPAWALNICTWA (Польша) 2007. — № 9 (пол. яз.)

Материалы Международной научно-технической конференции, Вроцлав, 2007, 2-я часть.

Rozanski M., Gawrysiuk W. Сваркопайка MIG/MAG — оцинкованная листовая сталь и примеры групп материалов, которые трудно свариваются, с. 7–12.

Winowski A. Высокотемпературная пайка металлов — разработка расходуемых материалов, технологий и стандартизация, с. 13–18.

Krawczyk R., Plewamak J. Новое применение индукционной высокотемпературной пайки, с. 19–21.

Baranowski J. et al. Применение припоя AMS4777 (BNi-2) для высокотемпературной пайки ответственных компонентов, с. 22–25.

Klimpel A. et al. Плазменная сваркопайка дугой прямого действия стыковых соединений автомобильных кузовов из оцинкованных стальных листов, с. 26–31.

Gruszczyk A., Sedek B. Стойкость к коррозии соединений оцинкованной стали, выполненных сваркопайкой, с. 32–36.

Maieran E. Лазерная пайка в моторостроении, показанная на примере соединения крышей и стенками Фольксвагена Кедди, с. 37–40.

Debski A. SURDAT — база данных физических свойств бессвинцовых припоев, с. 41–44.

Mirski Z. Напряжения и деформации в паяных соединениях из спеченных карбидов и стали, с. 45–50.

Peter H.-J. Индукционная высокотемпературная пайка — старая технология соединения с новейшим потенциалом, с. 51–56.

Frackowiak E., Mrozinski W. Применение технологии газопламенной пайки в производстве автомобильных теплообменников из алюминия, с. 57–62.

Klimpel A. et al. Технология лазерной пайки нержавеющей стали, с. 63–70.

Wilden J. et al. Новый метод соединения с учетом влияния размеров, с. 71–76.

Wilden J. et al. Бесфлюсовое соединение облегченной конструкции с использованием приборов для контроля короткой дуги, с. 77–81.

Bielanik J., Zukowski J. Методы термообработки в процессе вакуумной пайки компрессорных рабочих колес, изготовленных из мартенситных сталей, с. 82–88.

Potapczyk A., Bielanik J. Применение технологии вакуумной пайки в процессе производства деталей машин из дуплексной стали, с. 89–94.

Schwarz L. Непрерывная конвейерная печь для высокотемпературной пайки в защитной атмосфере, с. 95–98.

Ambroziak A., Derlukiewicz W. Лаборатория производства порошковых металлических материалов с помощью напыления, с. 99–101.

Mirski Z., Piwowarczyk T. Сравнение клеевых и паяных спеченных карбидов, с. 102–108.

Mirski Z., Piwowarczyk T. Соединение с помощью контактного плавления в системе Ag-Cu, с. 109–112.

Ambroziak A. Бессвинцовый припой с температурой плавления выше 300 °C, с. 113–117.

Ambroziak A., Lange A. Методы исследования чистоты поверхности некоторых паяных компонентов, с. 118–123.

Babul T. Вакуумная пайка сотовых уплотнений лопастного кольца, изготовленного из никелевого сплава хастеллой и инконеля с помощью припоя NiCrSiB, с. 124–129.

Bukat K. et al. Исследование смачиваемости медных подложек бессвинцовыми припоями, с. 130–134.

Poradka A. Изучение и устранение основной причины сплавания в паяном соединении труб авиационного двигателя, с. 135–137.

Paskov I., Paskov A. Вакуумная пайка карбида с нержавеющей сталью с помощью медномарганцевого припоя, с. 138–141.

Czechowski K. et al. Склеивание рабочих деталей инструментов как альтернативная технология по отношению к пайке, с. 142–145.

Leonczyk M. Новый композиционный припой 49/Cuplus — проверенный способ достижения высокого качества кольцевых режущих дисков, с. 146–148.

Derlukiewicz W., Bartnik Z. Пайка погружением в расплавленную соль алюминия и алюминиевых сплавов, с. 149–152.

Drzemek H., Hoen H. V. Бессвинцовые низкотемпературные припои и высокотемпературные припои, не содержащие кадмия, и их области применения, с. 153–154.



НОВЫЕ КНИГИ

Потапьевский А. Г. Сварка в защитных газах плавящимся электродом. Ч. 1. Сварка в активных газах. — Изд. 2-е, перераб. — Киев: Екотехнологія, 2007. — 192 с.

В книге описаны современные способы сварки в защитных газах плавящимся электродом, особенности горения дуги в защитных газах, виды переноса электродного металла и управление процессами сварки. Рассмотрены особенности металлургических реакций. Даны рекомендации по выбору электродной проволоки для сварки сталей, технике и технологии сварки, повышению производительности. Приведены сведения об аппаратах, источниках тока и системах обеспечения защитными газами, а также технике безопасности при выполнении сварочных работ.

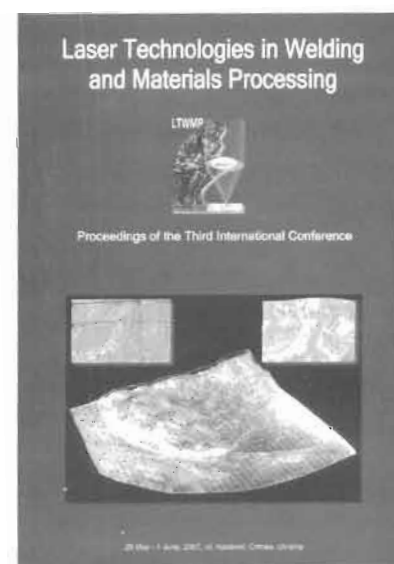
Рассчитана на инженерно-технических работников сварочного производства, сварщиков-технологов и конструкторов, может быть полезна студентам средних и высших технических учебных заведений.



Laser Technologies in Welding and Materials Processing: Proc. of the Third International conference, 29 May– 1 June, 2007, Katsiveli, Crimea, Ukraine / Ed. prof. B. E. Paton, prof. V. S. Kovalenko. — Kiev: PWI NAS of Ukraine, 2007. — 142 p.

В сборнике представлены доклады известных специалистов, отражающие последние достижения по использованию технологических лазеров в сварке, резке, нанесении покрытий и других технологиях обработки материалов. В ряде докладов намечены перспективы дальнейшего развития лазерных технологий.

Конференция была организована Институтом электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Институтом лазерных технологий НТТУ «Киевский политехнический институт», Международной ассоциацией «Сварка».



Заказы на книги просьба направлять
в редакцию журнала «Автоматическая сварка»: 03680, Киев-150, ул. Боженко, 11.
Тел.: 286-63-02, 529-26-23

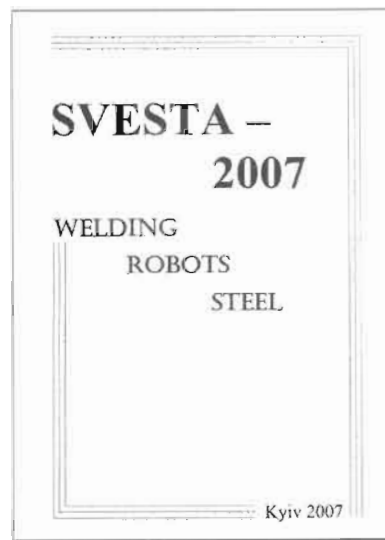


SVESTA-2007. Welding. Robots. Steel (Economical-Statistical Data on Welding Production) / V. N. Bernadsky, O. K. Makovetskya / Editors-in-Chief K. A. Yushchenko, L. M. Lobanov; Foreword by C. Smallbone. — Kyiv: PWI NAS of Ukraine, 2007. — 109 p.

Вышел из печати очередной информационно-статистический сборник «SVESTA-2007. Welding. Robots. Steel», подготовленный Институтом электросварки им. Е. О. Патона (PWI) НАН Украины при содействии Международного института сварки (IIW) и Европейской сварочной федерации. В сборнике представлена систематизированная экономико-статистическая информация о современном состоянии и тенденциях развития производства и потребления сварочной техники, а также о мировом и национальных рынках технологических сварочных роботов и стали — основного материала сварных изделий и конструкций.

Структура сборника предусматривает группирование информации в целом по миру и по отдельным странам-членам IIW таких регионов, как ЕС (27), СНГ, Америка и Азия. Вся информация представлена в виде таблиц и графиков с указанием источников ее получения. Такая форма подачи материала наиболее удобна и для последующего анализа и для использования в виде справочных данных.

Статистическая информация основных индикаторов состояния и роста мирового и национальных сварочных производств, а также их существенного вклада в мировую экономику и внешнюю торговлю, как отметил в предисловии к сборнику Президент IIW Chris Smallbone, входит в число основных факторов, формирующих исходные приоритеты для ученых, исследователей, разработчиков и производителей прогрессивной сварочной техники. Он также заметил, что издание данного сборника и его содержание отвечает целям и вносит несомненный вклад в разработку комплексного проекта IIW «Глобальное улучшение качества жизни на основе оптимального применения сварочных технологий», подготовку которого поддерживает большинство стран-членов IIW.



Заказы на сборник можно направлять на следующие адреса:

E-mail: bernadsky@paton.kiev.ua



ПЕРВАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «СОЕДИНЕНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ КОНСТРУКЦИЙ»



С 3 по 5 декабря 2007 г. в Москве в гостинице «Холидей Инн Москва Лесная» прошла Первая международная конференция и выставка «Соединение алюминиевых конструкций». Конференция была организована компанией

АЛЮСИЛ-МВит. Официальную поддержку конференции оказали Ассоциация АПРАЛ (Россия), Институт электросварки им. Е. О. Патона (Украина), Российское научно-техническое сварочное общество (Россия), Алюминиевая ассоциация (США), Европейский институт промышленного крепежа (Великобритания), НО Национальная ассоциация производителей автомобильных компонентов (Россия). В конференции приняли участие 65 делегатов из 51 компании, представляющих 12 стран: Россию, Украину, Беларусь, Австрию, Бельгию, Великобританию, Германию, Италию, Польшу, США, Францию, Швейцарию. На конференции был рассмотрен широкий круг вопросов, посвященных достижениям в области технологий и оборудования практически для всех видов соединений алюминиевых конструкций (сварки, пайки, механических соединений). На пленарном заседании и в процессе работы 5 секций было заслушано 33 доклада российских и зарубежных специалистов. По мнению участников конференции, наибольший интерес вызвали следующие доклады:

Tomasz Siwowski (Rzeszow University of Technology, Польша) «Соединение конструкций в алюминиевых мостах». В докладе был сделан обзор алюминиевых мостов, начиная с первого, построенного

в США в 1933 г. За 70 с небольшим лет построено более 100 алюминиевых мостов во всем мире;

Giorgio Destefani (Alcan Aluminium Valais SA, LP Rail & Bus, Швейцария) «Инновационные алюминиевые каркасы для железнодорожных вагонов». В докладе рассмотрены различные технологии соединения алюминиевых конструкций применительно к изготовлению железнодорожных вагонов с учетом продолжительности эксплуатации около 30 лет;

Michael J. Skinner (MTS Systems Corporation, Friction Stir Welding Group, США) «Применение сварки трением с перемешиванием в гражданском самолетостроении». В докладе отмечено, что применительно к самолетостроению методом сварки трением с перемешиванием свариваются алюминиевые листы толщиной от 4 до 25 мм. Отмечено, что в настоящее время планер самолета Eclipse 500 (на 7 чел.) полностью сварен с помощью сварки трением с перемешиванием;

Gedopt Jan (VITO Laser Centre Flanders (LCV), Бельгия) «Гибридная сварка: лазер + сварка трением с перемешиванием применительно к сплаву EN AW 6065». В докладе показаны возможности еще одной «гибридной» технологии;

Н. Кудряшов (ТЦ «Тена», Россия) «Разработка оборудования и новой технологии сварки алюминиевых сплавов динамической плазмой». В докладе представлены результаты экспериментальных работ, проведенных на ОАО «Криогенмаш» и ТЦ «Тена» по применению нового способа сварки динамической плазмой, обеспечивающей дифференцированную подачу защитного газа;

А. Д. Конюхов («ВНИИЖТ», Россия) «Российский опыт изготовления и эксплуатации вагонов с кузовами из алюминиевых сплавов». В докладе представлена информация о пассажирских вагонах из



алюминиевых сплавов российского производства. Приведены результаты исследования основного металла и сварных соединений несущих элементов кузова вагона электропоезда ЭР200 после 30 лет эксплуатации, а также информация о грузовых вагонах из алюминиевых сплавов российского производства. Особое внимание уделено опытному по-

Herbert Staufer (Фронинус, Австрия) «Лазерная гибридная сварка: состояние развития технологии и примеры практического применения в автомобилестроении»;

Н. А. Стешенкова (ФГУП «ЦНИИ Технологии судостроения», Россия) «Технология и оборудование полуавтоматической плазменной сварки конструк-



лувагону ВА 2005, при изготовлении которого использовались полые экструдированные профили;

А. Я. Иценко (ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ) «Сварные конструкции из алюминиевых сплавов». В докладе отмечено, что алюминиевые сплавы различных систем легирования широко используются в различных отраслях промышленного производства. Среди высокопрочных сплавов многие являются свариваемыми как методами плавления, так и в твердом состоянии, например, сваркой трением с перемешиванием, импульсами высокого давления, включая взрыв, диффузионной сваркой. Способы сварки плавлением с использованием электрической дуги, электронного и лазерного лучей являются наиболее распространенными. Они постоянно совершенствуются применительно к новым более высоким требованиям современного машиностроения, особенно по отношению к конструкциям новой техники. Одновременно совершенствуются сами сплавы и сварочные материалы с учетом необходимости применения их в производстве сварных конструкций;

ций из алюминиевых сплавов». В докладе показаны преимущества полуавтоматической плазменной сварки неплавящимся электродом на обратной полярности судовых корпусных конструкций из алюминиевых сплавов и представлен полуавтомат ППН-200;

В. И. Павлова (ФГУП ЦНИИ Конструкционных материалов «Прометей», Россия) «Биметаллические соединения «алюминий-сталь» для сталеалюминиевых корпусных конструкций в судостроении». В ЦНИИ КМ «Прометей» разработан и освоен в производстве новый судостроительный биметалл марки КБМ-1 на основе низколегированной стали марки 10ХСНД (D40S) и алюминиевого сплава марки 1561, предназначенный для соединения алюминиевой надстройки со стальным корпусом судна. На основе новых технических решений по конструктивно-технологическому оформлению сталеалюминиевых соединений разработана технология сварки стыковых, тавровых и нахлесточных соединений с применением биметалла, что позволило создать надежные судокорпусные конструкции, повысить ус-

талостную прочность сталеалюминиевых узлов на 15...20 %, исключить использование дефицитных аустенитных сварочных материалов, обеспечить непроницаемость стыковых соединений биметалла и коррозионную стойкость сталеалюминиевых соединений на уровне требований, предъявленных к судокорпусным материалам.

На выставке, организованной в рамках конференции, были представлены новейшие технологии в области соединений алюминиевых конструкций: широкий спектр механических соединительных элементов компании ЗАО «Вюрт Русь», прогрессивная технология сварки трением с перемешиванием компании MTS Systems Corporation, технология изго-

товления теплообменников сварнопаяной конструкции ООО «Газхолодтехника», автомобильные диски ЗАО «Диск ББ».

В ходе работы конференции ее участникам была предоставлена возможность посетить ООО Технологический центр «Тена» (г. Москва) и ООО «Газхолодтехника» (г. Москва).

Прошедшая конференция, организованная на высоком научно-техническом уровне, по мнению ее участников, представляла большой интерес с точки зрения обмена новыми технологическими достижениями и их результатами внедрения в практику.

А. Т. Зельниченко, канд. физ.-мат. наук

УДК 621.791.009(100)

ВЫСТАВКА НАНОТЕХНОЛОГИЙ И МАТЕРИАЛОВ

5–7 декабря 2007 г. в Москве в Универсальном выставочном зале здания Правительства Москвы прошла IV Специализированная выставка нанотехнологий и наноматериалов «NTMEX-2007», организованная Департаментом науки и промышленной политики Москвы, ООО «Компания МКМ ПРОФ» (Москва). Это крупнейшая ежегодная российская выставка в сфере нанотехнологий и наноматериалов, которая



охватывает все аспекты — от постановки задач до технического воплощения и промышленного внедрения.

Более 80 научных организаций РАН, вузов, предприятий, фирм и компаний представили свои разработки по следующим тематическим разделам:

- наноматериалы и нанотехнологии;
- технология и оборудование для производства наноматериалов;
- модули и оригинальные компоненты на основе наноматериалов;
- услуги в области нанотехнологий;
- наноматериалы для компонентов и микросистем;
- применение нанотехнологий в областях городского хозяйства;

- нанотехнологии в фармацевтике;
- готовая продукция с использованием нанотехнологий и наноматериалов.

Выставка включала демонстрацию специальных стендов по тематическим разделам, на которых были представлены новые научные и прикладные разработки. Во время работы выставки был проведен ряд круглых столов по вопросам применения наноматериалов и нанотехнологий в различных областях промышленности, науки и техники; разработки внедрения наноструктурных покрытий при изготовлении деталей газотурбинных двигателей; современного инновационного образования и исследований в области нанотехнологий; химической технологии наноматериалов и наноструктур; применения наночастиц в биомедицине; нанoeлектроники (настоящее и будущее); многофункциональных наноматериалов в интересах городского хозяйства; создания технологий получения нанокомпозитов и организации производства конструкционных композиционных материалов для нефтехимической, лакокрасочной, металлургической и медицинской промышленности, самолето-, вертолето- и машиностроения.

Г. К. Харченко, д-р техн. наук

НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!

В. Г. ФАРТУШНОМУ — 70



Исполнилось 70 лет известному специалисту в области сварки кандидату технических наук, старшему научному сотруднику, Президенту Общества сварщиков Украины Владимиру Григорьевичу Фартушному.

В. Г. Фартушный родился 3 февраля 1938 г. в Симферополе. После окончания Киевского политехнического института в

1960 г. начал трудовой путь инженером в Институте электросварки им. Е. О. Патона АН УССР, где за короткий срок стал высококвалифицированным специалистом в области сварки высоколегированных сталей. В 1964 г. поступил в заочную аспирантуру при ИЭС им. Е. О. Патона, а в 1966 г. защитил диссертацию на соискание ученой степени кандидата технических наук. В 1968 г. ему присвоено ученое звание старшего научного сотрудника. В 1971–1980 гг. руководил лабораторией «Сварки высоколегированных коррозионностойких сталей и сплавов».

За 20-летний период работы в ИЭС им. Е. О. Патона В. Г. Фартушный внес весомый вклад в создание и развитие научных основ сварки высоколегированных коррозионностойких сталей, разработку новых технологий и сварочных материалов применительно к актуальным задачам современного химического машиностроения. При непосредственном участии В. Г. Фартушного, а также под его руководством выполнены работы по разработке технологии сварки новых марок аустенитных сталей с пониженным содержанием никеля, предназначенных для изготовления оборудования, работающего в условиях воздействия агрессивных сред. Особого внимания заслуживают работы по изучению особенностей кристаллизации аустенитного металла шва в зависимости от системы легирования, режимов сварки, наложения реверсивного магнитного поля. Результатом проведенных исследований явилось создание технологий ручной, автоматической под флюсом и электрошлаковой сварки аустенитной стали повышенной толщины аустенитным швом. Это дало возможность машиностроительным заводам им. Петрова (г. Волгоград), «Дзержинскиммаш» (г. Дзержинск Горьковской обл.), им. Фрунзе (г. Сумы) изготовить крупногабаритную (до 50 м) колонную аппаратуру.

В. Г. Фартушным с сотрудниками проведен значительный комплекс работ по исследованию свариваемости и разработке технологии сварки двухслойных сталей. Проведены исследования систем

легирования переходных швов при их сварке, разработаны основы композиционного построения этих швов, основы создания керамических флюсов и порошковых ленточных электродов, предназначенных для сварки двухслойных сталей различных композиций. Следует отметить также участие в работах по созданию высококремнистой аустенитной стали, предназначенной для изготовления оборудования, работающего в условиях воздействия крепкой азотной кислоты при высоких температурах.

Исследования характера кристаллизации высоколегированных металлов с использованием электронно-оптической установки позволили изучить механизм формирования границ зерен в процессе кристаллизации металла и соответственно расширить представления о механизме образования горячих трещин в сварных швах.

В 1965–1971 гг. В. Г. Фартушный проходил подготовку в качестве бортинженера космического корабля «Союз», принимал активное участие в разработке и испытании установки «Вулкан», на которой в 1969 г. осуществлена сварка в космическом пространстве на корабле «Союз-6».

В 1980 г. В. Г. Фартушный возглавил Всесоюзный проектно-конструкторский институт сварочного производства (ВИСП, а с 1992 г. — УкрИСП), где и проработал до 2004 г.

Под его руководством и непосредственном участии выполнен значительный объем работ по созданию средств комплексной механизации и автоматизации сварочного производства, в том числе серийного механического сварочного оборудования, комплексного оборудования для нанесения газотермических покрытий, робототехнических комплексов, которые успешно внедрены на заводах Украины и России.

В 1999 г. В. Г. Фартушный избран академиком Украинской академии наук национального прогресса, с 2004 г. — Украинской академии наук.

Он автор более 100 научных работ и изобретений. Многие годы являлся членом специализированных советов по защите диссертаций при ИЭС им. Е. О. Патона и Киевском политехническом институте. В 1995 г. избран Президентом Общества сварщиков Украины и на этом посту много сил и энергии отдает совершенствованию деятельности общества.

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

В. Д. ГОРБАЧУ — 60



Исполнилось 60 лет профессору, доктору технических наук, генеральному директору ИИЦ Российской Федерации ФГУП ЦНИИ технологии и судостроения (ЦНИИТС) Владимиру Дмитриевичу Горбачу.

В. Д. Горбач работает в ЦНИИТС с 1970 г. Лишь с 1986 по 1988 гг. он работал главным сварщиком на Ленинградском судостроительном заводе им. А. А. Жданова. За более чем 30-летний период работы в ЦНИИТС В. Д. Горбач прошел путь от инженера до директора (1993) и генерального директора (1995).

Характерным для научной деятельности В. Д. Горбача является широкий диапазон творческих интересов. Так, на начальном этапе работы в институте В. Д. Горбач выполнил ряд научно-исследовательских работ по электро-контактной сварке якорных цепей из высокопрочных сталей для крупнотоннажных судов и плавучих буровых установок. Им разработаны физико-химические процессы контактной сварки металлов с кадмированным, никелированным и хромированным покрытиями, а также разработана технология получения клеесварных соединений металлов и сплавов.

Эти разработки были внедрены при создании прецизионной приборной техники. В. Д. Горбач принимал активное участие в создании первых отечественных технологических лазеров, сварочных роботов, агрегатов плазменной обработки и сварки конструкционных материалов. Им разработаны научные основы создания отечественных программно-управляемых сварочных автоматов и робототехнических комплексов сварки плавящимся электродом судовых корпусных конструкций (автоматы «Мир», «Радан», роботы «Луч», РМ-1), которые нашли широкое промышленное применение в судостроении и других отраслях промышленности.

Под научным руководством В. Д. Горбача созданы процессы, промышленные технологии и оборудование газовой и плазменной резки (установки

«Кристалл», «Ритм», «Альфа» и др.), уникальный процесс электродуговой вакуумной очистки поверхности металлопроката, не имеющая мировых аналогов технология бесштамповой минисиловой ротационно-локальной гибки и правки деталей из разнообразных конструкционных материалов, которая обеспечивает снижение усилия деформирования в 10...15 раз.

Основным направлением научной деятельности В. Д. Горбача является физико-математическое моделирование процессов, происходящих при формировании сварных швов при сварке сталей и сплавов во всех пространственных положениях, включая основные компоненты: металл, дуга, источник питания, геометрия разделки и др. Совместно с Институтом электросварки им. Е. О. Патона им разработаны математические, программные и аппаратные средства, позволяющие управлять процессами сварки. Создана специальная видеосенсорная лазерная система, способная работать в условиях сильных оптических и электромагнитных помех. Такая система впервые обеспечила решение задач обратной связи и адаптации к внешним факторам процессов соединения конструкционных металлов.

В настоящее время В. Д. Горбач руководит исследованиями, выполняемыми совместно с ИМЕТ им. А. А. Байкова РАН, по применению в судовом машиностроении новых высокоазотистых коррозионностойких сталей аустенитного класса, которые должны заменить дорогостоящие титановые сплавы.

Особое место в творческой деятельности В. Д. Горбача занимает комплекс работ по повышению прочности и долговечности сварных соединений конструкционных материалов. За работы в этой области В. Д. Горбач удостоен Премии Правительства РФ (1998).

В. Д. Горбач ведет активную научно-организационную и преподавательскую деятельность. Он является главным редактором журнала «Вестник технологии судостроения», первым заместителем главного редактора журнала «Судостроение», членом редколлегии журнала «Сварочное производство».

А. Н. КОРНИЕНКО — 70



В феврале исполнилось 70 лет ведущему научному сотруднику ИЭС им. Е. О. Патона историку сварки и специалисту по плазменной сварке Александру Николаевичу Корниенко. В 1956 г. он с отличием окончил Киевский судостроительный техникум. После окончания в 1961 г. с отличием Киевского политехнического института на

кафедре сварочного производства занимался магнитным управлением процессами плавления электродов и формирования шва. В 1963 г. А. Н. Корниенко поступил в аспирантуру ИЭС им. Е. О. Патона. Исследования и разработка плазменно-дуговой сварки на переменном токе легли в основу его кандидатской диссертации. В течение 20 лет он работал над усовершенствованием технологии и оборудования, руководил лабораторией по внедрению новых разработок в производство ответственных инженерных конструкций, в том числе в ракетно- и судостроение, энергетику.

В 1980 г. А. Н. Корниенко возглавил лабораторию историко-ретроспективного анализа и отдел научно-технической информации ИЭС им. Е. О. Патона. В 1980–1990-х гг. А. Н. Корниенко был научным консультантом редакций «Большой Советской энциклопедии» и «Украинской Советской энциклопедии», был соавтором разработки государс-

твенных стандартов Украины на сварочную терминологию; в настоящее время — научный редактор «Енциклопедії сучасної України».

Научную деятельность А. Н. Корниенко всегда сочетал с активной научно-организационной работой. В соответствии с программой Национального комитета МИС «Об увековечении деятельности изобретателей сварки» он подготовил технические проекты памятников Н. Н. Бенардосу и Н. Г. Славянову, задания на выпуск почтовых марок и конвертов; написал сценарии к десяти научно-популярным фильмам; разработал тематико-экспозиционные планы музеев Н. Н. Бенардоса и Н. Г. Славянова, экспозиции по истории сварки и ИЭС им. Е. О. Патона в Политехническом и ряде других музеев. В 1982–1991 гг. А. Н. Корниенко был деканом факультета истории науки и техники Киевского университета научно-технического прогресса, с 1981 г. до настоящего времени — член Центрального совета и Методического совета Украинского общества охраны памятников истории и культуры, один из организаторов и вице-президент Ассоциации музеев технического профиля. Многие годы он возглавлял Государственную квалификационную комиссию по защите дипломных проектов в Днепропетровском техникуме сварки и электроники им. Е. О. Патона.

А. Н. Корниенко является автором более 200 публикаций, нескольких десятков изобретений.

В. И. СТЕПАХНО — 60



Исполнилось 60 лет доктору физико-математических наук, профессору, председателю правления ЗАО «Опытный завод сварочного оборудования Института электросварки им. Е. О. Патона» Владимиру Ивановичу Степахно.

В 1966 г. В. И. Степахно закончил среднюю школу с золотой медалью в с. Ташань Ки-

евской области Переяслав-Хмельницкого района. После окончания Киевского государственного университета им. Т. Г. Шевченко в 1971 г. работал ассистентом на кафедре высшей математики Украинской сельскохозяйственной академии. С 1978 г. В. И. Степахно — аспирант механико-математического факультета Киевского государственного университета. В 1981 г. защитил кандидатскую диссер-

тацию и в 1986 г. работал доцентом кафедры высшей математики Украинской сельскохозяйственной академии. С 1988 по 1990 гг. учился в докторантуре Института математики АН УССР. В 1991 г. защитил докторскую диссертацию, а в 1992 г. ему была присуждена ученая степень доктора физико-математических наук. С 1992 г. В. И. Степахно работал профессором на кафедре математики Национального аграрного университета.

В 2007 г. в трудный период жизни Опытного завода ИЭС им. Е. О. Патона юбилей возглавил его коллектив.

Кроме научной и преподавательской деятельности, В. И. Степахно занимается производственной и инвестиционной деятельностью: избирался председателем Транснациональной промышленно-финансовой группы «Интерагротек», а также президентом совместного украинско-венгерского предприятия «Интерагропарк».



В. Д. ПОЗНЯКОВУ — 50



Исполнилось 50 лет известному специалисту в области дуговой сварки высокопрочных легированных сталей, кандидату технических наук, заведующему отделом сварки легированных сталей Института электросварки им. Е. О. Патона Валерию Дмитриевичу Познякову.

Более 30-ти лет трудовая биография В. Д. Познякова связана с Институтом электросварки им. Е. О. Патона. Начав работу в 1975 г. лаборантом, он после службы в армии без отрыва от основной работы в 1985 г. окончил Киевский политехнический институт, работал инженером, старшим и ведущим инженером-технологом. В последующие годы им выполнен комплекс оригинальных исследований в области сварки высокопрочных легированных хладостойких сталей, в частности, создана и внедрена в производство технология ручной дуговой сварки, позволяющая существенно повысить долговечность сварных конструкций. Исследования и разработки в этом направлении

стали основой кандидатской диссертации, успешно защищенной в 1996 г.

Под руководством и при непосредственном участии В. Д. Познякова, который с 2002 г. руководит отделом сварки легированных сталей, продолжают работы, связанные с развитием и совершенствованием идей, заложенных его учителями Б. С. Касаткиным, В. Ф. Мусияченко и Л. И. Миходуем, в области сварки высокопрочных сталей. В. Д. Позняков в последние годы уделяет значительное внимание вопросам изучения напряженно-деформированного состояния сварных конструкций из высокопрочных сталей, исследованию усталостных повреждений перед разрушением изделий и созданию на их основе эффективных технологий восстановления с помощью сварки металлоконструкций, работающих в условиях сложных нагрузжений. Результаты этих исследований войдут в докторскую диссертацию, над завершением которой юбиляр плодотворно работает. К настоящему времени он является автором свыше 50 печатных работ и изобретений.

В. Д. Познякову присущи интеллигентность, доброжелательность и стремление к активному творческому поиску.

**Сердечно поздравляем юбиляров и от всей души желаем им
крепкого здоровья, жизненной энергии, дальнейших творческих свершений,
благополучия и больших творческих успехов!**

Институт электросварки НАН Украины
Общество сварщиков Украины
Редколлегия журнала