



РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. ПАТОН

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

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

Н. П. Алешин (Россия)
Гуань Цяо (Китай)
У. Дилтай (Германия)
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:
А. И. Сулима, И. С. Баташева,
И. Р. Наумова, И. В. Петушков

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788
от 09.01.2001

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

За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет
Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ

НОВОСТИ 3

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Лабур Т.М., Таранова Т. Г., Григоренко Г. М., Костин В. А.
Влияние термических условий сварки на особенности
зарождения трещин в ЗТВ соединений алюминиевых сплавов
В96 и В96цс 5

*Рябцев И. И., Кондратьев И. А., Костин В. А., Новикова Д. П.,
Богайчук И. Л., Бабинец А. А.* Структура фосфорсодержащего
наплавленного металла типа инструментальных сталей 12

Носов Д. Г., Размышляев А. Д. Эффективность применения
комбинированных магнитных полей при дуговой наплавке под
флюсом 20

Алапати Р., Деведеи Д. К. Структура и твердость металла
сварных соединений алюминий-медного сплава 26

Пащенко В. Н. Влияние состава плазмообразующей воздуш-
ногазовой смеси на параметры струи плазмотрона 33

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Цыбульский Г. А. Управление силовым воздействием
манипуляционного робота 39

*Илюшенко В. М., Бутаков Г. А., Ганчук А. В., Остапченко В. А.,
Горайнов Н. А.* Сравнительные испытания сварочно-
технологических свойств инверторных и тиристорных
источников питания 42

Райзген У., Ольшок С. Гибридная лазерно-дуговая сварка под
флюсом 46

Дзыкович В. И. Влияние процесса термоцентробежного
распыления на свойства сферических частиц карбидов
вольфрама 52

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

*Мурашов А. П., Демьянов И. А., Грищенко А. П., Бурлаченко
А. Н., Вигилянская Н. В.* Применение защитного насадка при
газотермическом напылении квазикристаллических покрытий 55

Патенты в области сварочного производства 57

По страницам «Welding Journal» 60

ХРОНИКА

Украинско-белорусское совещание-презентация технологии
электросварки живых тканей 62

Семинар-тренинг компании «Helvi» в Киеве 63

Б. В. Данильченко — 70 64

В. Д. Кассову — 60 65

ИНФОРМАЦИЯ 66

Avtomaticheskaya Svarka

№ 4 (672)

April 2009

Published since 1948

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief

B. E. PATON

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

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

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

FOUNDERS:

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

PUBLISHER:

International Association «Welding»

Address of Editorial Board:

11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 287 63 02, 529 26 23

Fax: (38044) 528 04 86

E-mail: journal@paton.kiev.ua

http://www.nas.gov.ua/pwj

Editors:

E. N. Kazarova, T. V. Yushtina

Electron galley:

I. S. Batasheva, A. I. Sulima,

I. R. Naumova,

I. V. Petushkov

State Registration Certificate

KV 4788 of 09.01.2001

All rights reserved

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

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

CONTENTS

NEWS 3

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Labur T. M., Taranova T. G., Grigorenko G. M., Kostin V. A. Effect of thermal conditions of welding on specifics of crack initiation in HAZ of joints of aluminium alloys V96 and V96tss 5

Ryabtsev I. I., Kondratjev I. A., Kostin V. A., Novikova D. P., Bogajchuk I. L., Babinets A. A. Structure of phosphorus-containing deposited metal of tool steel type 12

Nosov D. G., Razmyshlyayev A. D. Effectiveness of application of combined magnetic fields in submerged arc hard-facing 20

Alapati R., Dwivedi D. K. Microstructure and hardness of metal of welded joints of aluminium-copper alloy 26

Pashchenko V. N. Effect of composition of plasma-forming air-gas mixture on parameters of plasmatron jet 33

INDUSTRIAL

Tsybulkin G. A. Control of force action of manipulation robot 39

Ilyushenko V. M., Butakov G. A., Ganchuk A. V., Ostapchenko V. A., Goryanov N. A. Comparative tests of welding-technological properties of inverter and thyristor power sources 42

Reisgen U., Olschok S. Hybrid laser-submerged arc welding 46

Dzykovich V. I. Effect of process of thermal-centrifugal spraying on properties of spherical particles of tungsten carbide 52

BRIEF INFORMATION

Murashov A. P., Demyanov I. A., Grishchenko A. P., Burlachenko A. N., Vigilyanskaya N. V. Application of protective nozzle in thermal spraying of quasi-crystalline coating 55

Patents in the field of welding 57

Review of «Welding Journal» 60

NEWS

Ukrainian-Belarusian meeting-presentation of technology of electric welding of live tissues 62

Seminar-training of company «Helvi» in Kiev 63

B. V. Danilchenko is 70 64

V. D. Kassov is 60 65

INFORMATION 66

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

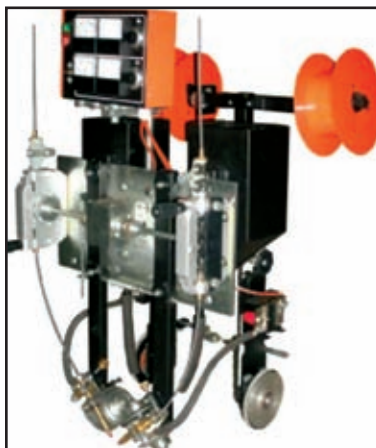
ДВУХГОЛОВОЧНЫЙ АВТОМАТ ДЛЯ ДУГОВОЙ СВАРКИ АДФ-1002

ОАО Электромашиностроительный завод — «Фирма СЭЛМА» освоил производство автомата АДФ-1002 типа 2ТС-17С, предназначенного для автоматической дуговой сварки под флюсом тавровых соединений из углеродистых и легированных сталей двумя наклонными электродами. Автомат осуществляет приварку к ортотропным плитам ребер жесткости типа полосы или трапециевидного профиля высотой от 160 до 360 мм. Нижний предел (160 мм) может быть уменьшен по специальному заказу.

Автомат в процессе работы передвигается по изделию. Сварка осуществляется на постоянном токе плавящимися электродами под слоем флюса прямолинейными швами.

Автомат комплектуется блоком управления и двумя источниками питания (сварочными выпрямителями). Изменение скорости подачи проволоки и скорости сварки производится ступенчато с помощью сменных шестерен в редукторных приводах. Трактор может поставляться как с полным комплектом сменных шестерен, так и с шестернями, сопрягаемые пары которых рассчитаны на скорости подачи проволоки и скорости перемещения трактора, необходимые конкретному потребителю.

Сварочный трактор состоит из следующих основных частей: тележки, включающей электродвигатель, подающий механизм с распределительным валом, ходовой механизм с цепными передачами и ведущими колесами; двух сварочных головок, каждая из которых включает правильное и подающее устройства, токоподводы, механизм корректи-



ровки положения электрода, обеспечивающего наклон и смещение токоподвода относительно шва; набора копирующих устройств; двух бункеров для флюса с флюсоподавателями; двух устройств для размещения электродной проволоки; пульта управления.

Преимущества сварочного автомата по сравнению с аналогами обеспечиваются: усовершенствованием электрической схемы, позволяющей оператору оптимально управлять подачей электродных проволок и работой трактора в целом; модернизацией мотор-редукторной части, в том числе усилением места соединений вала электродвигателя с входными элементами редуктора заднего моста и редуктора подающего механизма; увеличением твердости червяков; улучшением регулировки зацепления червячных пар; усилением выходной части редуктора подающего механизма; применением в редукторе заднего моста торцевой муфты, не допускающей проскальзывания.

СМТ РАЗДВИГАЕТ ГРАНИЦЫ ПРИМЕНЕНИЯ

Специалисты отдела общестроительных работ компании Alstom, расположенной в г. Зальцгиттер, считают сварку самой важной технологией соединений, без которой не-

льзя обойтись при производстве железнодорожного подвижного состава. В своей работе они применяют инновационный метод СМТ (Cold Metal Transfer), который предназначен для автоматизированных процессов. Этот так называемый холодный процесс специалисты используют вместо традиционной МИГ/МАГ сварки. Благодаря значительно меньшему тепловложению по сравнению с обычным методом и отсутствием разбрызгивания специалисты железнодорожного транспорта достигают присущих методу СМТ результатов: отсутствие брызг при сварке, незначительную деформацию металлических сваренных карт, а также отличное качество соединений наряду с высокой производительностью.



Превосходное цифровое оборудование фирмы «Фрониус» создает основу для применения процесса СМТ. Он «распознает» короткое замыкание и за счет оттягивания проволоки поддерживает отрыв капель присадочного материала. Переход материала практически без тока при обратном ходе проволоки и прерванная по этой причине дуга вызывают в тактовой частоте 90 Гц обычный ритм «горячий — холодный — горячий — холодный». Во время короткой фазы горения (горячий) тепло воздействует на металл. В фазе оттягивания (холодный) образуется всего лишь одна капля в соответствующем сварном шве или расплаве. Результат: никаких брызг, несущественная доработка, отсутствие необходимости в поддерживающем расплаве, незначительное искривление и возможность перекрытия больших зазоров.

Метод СМТ, в первую очередь, находит свое применение при сваривании тонколистовых хромоникелевых сталей и алюминиевых сплавов, выполнении комбинированных соединений тонких и более толстых листов, соединений стали с алюминием, а также при пайке сложных соединений.

ВАГОНЫ МЕТРО УКРАИНСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

С января 2009 года на Сырецко-Печерской линии Киевского метрополитена начал эксплуатироваться новый состав из вагонов производства ОАО «Крюковского вагоностроительного завода». Он заметно отличается от вагонов российского производства, которые ныне эксплуатируются в Киевском метрополитене по конструкции, дизайну, внутреннему интерьеру и системам управления.



Сварной кузов вагона выполнен из низколегированной стали 09Г2С. Панели боковых стен, крыша и торцевые стены — из листового проката стали 09Г2С толщиной 2...2,5 мм. С целью обеспечения высоких требований к плоскостности применена термическая правка панельных конструкций. Каркас вагона изготовлен из гнутых и прокатных профилей. В элементах рамы использованы гнутые перфорированные профили, что позволило снизить вес кузова до 5 %. При изготовлении вагона использованы новые технологии лазерной и плазменной резки. Гибочные операции листового

проката и труб осуществлялись с помощью оборудования ЧПУ. Для гибки дуг элементов крыши используется специальная профилегибочная машина. На вагонах установлены тележки собственного производства. Завод имеет десятилетний опыт изготовления рам тележек метро, которые поставляет Киевскому и Харьковскому метрополитену как запчасти. Сварка рамы тележки и ее узлов выполняется в смеси газов $Ar + CO_2$. На ответственных узлах тележки применяется аргодуговая обработка сварных швов.

В апреле 2009 года будет завершена подготовка производства для серийного изготовления вагонов метро с программой выпуска до 100 вагонов в год.

НОВАЯ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННАЯ ДУПЛЕКСНАЯ НЕРЖАВЕЮЩАЯ ХОРОШОСВАРИВАЕМАЯ СТАЛЬ AL 2003 (ТИП S32003)

Фирмой «ATI Allegheny Ludlum» (США) разработана новая дуплексная сталь AL 2003 (по UNS тип S23003) как альтернатива нержавеющей стали типа 316L (тип легирования 04X16H11M2).

Низколегированные дуплексные (двухфазные ферритно-аустенитные) нержавеющие стали (LDSS) — подгруппа нержавеющих сталей, которая получила значительное распространение в последние пять лет. Движущей силой для этого развития послужило повышение цен на сырье параллельно с непрерывно растущим спросом на материалы повышенной коррозионной стойкости и прочности.

Сталь AL 2003 (тип легирования 02X23H6AM3) экономнолегирована Ni и Mo. По сравнению со сталью 316L она имеет ряд явных преимуществ, в числе которых более высокая стойкость к питтинговой коррозии, к сульфидному коррозионному растрескиванию, к

общей коррозии, а также более высокая прочность. Типичные механические свойства стали: σ_T — 450 (толстый лист), 550 (тонкий лист) МПа; σ_B — соответственно 665 и 760 МПа; δ_{min} — 25 и 40 %; α_K — 80 (при $-40^\circ C$) и 200 ($+20^\circ C$). Несмотря на более высокий чем у 316L уровень прочности сталь сохраняет высокую способность к формовке и обрабатываемость резанием, поэтому пригодна для изготовления большинства типов деталей, которые в настоящее время изготавливаются из стали 316L. Она пригодна для сварки большинством дуговых способов, общепринятых для сварки нержавеющей сталей. При сварке на оптимальных режимах сталь приобретает структуру с долей аустенита, достаточной для обеспечения высокой ударной вязкости и минимизации неблагоприятных фаз в зоне термического влияния. Такие режимы уже отработаны для стали 2205 (06X22H6AM3) и могут быть успешно применены к стали S32003. Фактически можно считать, что S32003 сваривается лучше, чем 2205, потому что при меньшем содержании легирующих элементов тормозится образование интерметаллидных фаз, таких как σ -фаза, которая может отрицательно влиять на вязкость и коррозионную стойкость. Типичная микроструктура сварного шва на стали S32003 соответствует балансу фаз на уровне: около 50 % феррита и 50 % аустенита. Частицы третьей фазы не просматриваются.

Коррозионная стойкость стали S32003 в большинстве агрессивных сред выше, чем у 316L. Критическая температура питтинговой коррозии, определенная согласно стандарту ASTM G 150.11, находится на уровне стали 317L. Критическая температура щелевой коррозии стали S32003 при испытании по стандарту ASTM G 58 Метод В12 ближе к уровню стали 2205, чем к характеристике аустенитных сталей.



ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ СВАРКИ НА ОСОБЕННОСТИ ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН В ЗТВ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ В96 и В96цс

Т. М. ЛАБУР, д-р техн. наук, Т. Г. ТАРАНОВА, канд. техн. наук,
 академик НАН Украины Г. М. ГРИГОРЕНКО, В. А. КОСТИН, канд. техн. наук
 (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проанализировано влияние термического воздействия при сварке неплавящимся электродом и электронным лучом на особенности зарождения трещин в различных участках ЗТВ сварного соединения высокопрочных сложно-легированных алюминиевых сплавов В96 и В96цс при внецентренном растяжении. Показано, что используемые температурно-временные параметры режима сварки изменяют объемную долю частиц в сплаве, их размер, форму и морфологию расположения включений на границе между зернами, оказывают существенное влияние на локальное напряженное состояние металла ЗТВ и определяют связанный с ним механизм возникновения очагов разрушения.

Ключевые слова: высокопрочные алюминиевые сплавы, сварка, неплавящийся электрод, электронный луч, термическое воздействие, структура, зона термического влияния, внецентренное растяжение, зарождение трещины, разрушение

Развитие самолетостроения неразрывно связано с использованием новых конструкционных материалов улучшенного состава и механических свойств, к которым относится сплав В96 системы легирования Al–Zn–Mg–Cu. Он получил высокую оценку специалистов как материал, позволяющий снизить массу конструкции без уменьшения ее жесткости, что делает его привлекательным для изготовления летательных аппаратов [1]. Вместе с тем, сварные соединения этого сплава характеризуются неудовлетворительными пластическими свойствами и низкой сопротивляемостью к образованию холодных трещин в зоне термического влияния (ЗТВ) сварных соединений при сварке плавлением, что связывают с протеканием необратимых физико-химических процессов, сопровождающих термический цикл сварки плавлением. В ЗТВ сварного соединения образуются шесть характерных участков структуры, отличающихся между собой размерами зерен и границ, составом фаз и включений [2–5]. Формирование конечных структур и физико-механические свойства металла ЗТВ зависят от кинетики распада метастабильных фаз и определяются тепловложением используемого способа сварки [1].

Для улучшения механических свойств сплава В96 в его состав добавляли скандий, который имеет высокую (1814 К) температуру плавления и минимальный ($3,05 \text{ Н/м}^3$) удельный вес [6–8]. Дисперсные частицы фазы Al_3Sc образуются не как результат специальной упрочняющей термической

обработки, а являются продуктом высокотемпературного распада пересыщенного твердого раствора скандия в алюминии при кристаллизации расплава. Частицы Al_3Sc когерентны матрице, они равномерно распределяются в объеме зерна и сохраняют устойчивость при сравнительно высокой температуре, а поэтому стабилизируют структуру и подавляют рекристаллизацию, которая протекает в металле. Основным фактором, объясняющим уникальное влияние скандия на структуру и свойства алюминия и алюминиевых сплавов, является размерно-структурное сходство кристаллических решеток алюминия (4,405) и фазы Al_3Sc (4,407). Благодаря такому соответствию частицы Al_3Sc , образовавшиеся при первичной кристаллизации, представляют собой эффективные зародыши зерен, что обеспечивает максимальное измельчение литых зерен (до размера дендритных ячеек).

Механизм распада твердого раствора в алюминии, образовавшегося при кристаллизации металла шва, также определяется принципом выше упомянутого размерно-структурного соответствия, а именно, продукты распада (частицы Al_3Sc) выделяются по гомогенному механизму. Они отличаются высокой плотностью и соответственно малым расстоянием между частицами. При этом отмечается упрочняющее и антирекристаллизационное воздействие скандия по сравнению с другими переходными металлами.

Для определения причин снижения пластичности сварных соединений сплава В96 необходимо изучить влияние термических условий сварки на структурные особенности (2,3 мас. % Mg, 2,1 мас. % Cu, 8,1 мас. % Zn, 0,2 мас. % Zr) различных участков ЗТВ, установить механизм за-

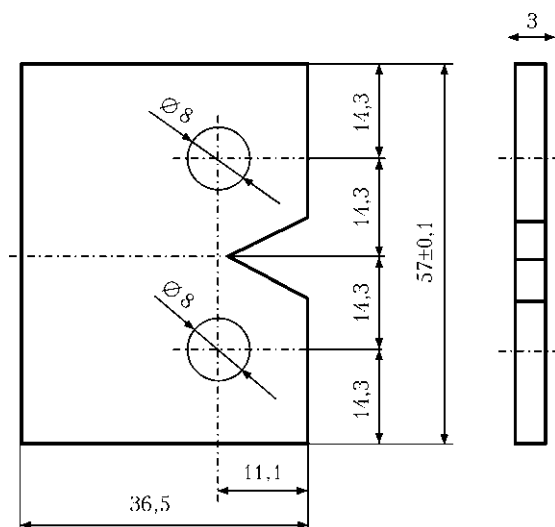


Рис. 1. Схема образца сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов В96 и В96сц для испытания в условиях внецентренного растяжения

рождения трещин в них и сопоставить с аналогичными участками сплава В96сц, имеющего такой же состав, но с добавкой скандия (0,3 мас. %). Наличие последнего в составе сплава ускоряет распад твердого раствора в процессе термических операций и способствует образованию мелкодисперсных частиц интерметаллидных фаз [5], которые, располагаясь в объеме зерен и вдоль их границ, упрочняют сплав и препятствуют прохождению рекристаллизации металла при нагреве в процессе сварки, при этом механические свойства сплава улучшаются [8].

Целью настоящей работы является определение влияния структурной и физической неоднородности, имеющей место в ЗТВ сварных соединений, на зарождение трещин при сварке неплавящимся электродом (СНЭ) и электронно-лучевой сваркой (ЭЛС) [5]. Для исследований использовали растровый электронный микроскоп JSM-840 с системой микроанализатора «Link-860/500» (при ускоряющем напряжении 15, 20 и 30 кВ), что позволило установить особенности возникновения трещин и характер повреждений сварных соединений исследуемых сплавов.

Для получения полной картины структурных изменений в различных участках ЗТВ сварных соединений исследуемых сплавов при СНЭ и ЭЛС использовали образцы-имитаторы. Их нагревали в термической печи, создавая условия для моделирования структуры металла, которая формируется при сварке плавлением в различных участках ЗТВ: перегрев ($T = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$); закалка ($T = 460\text{ }^{\circ}\text{C}$); отжиг ($T = 370\text{ }^{\circ}\text{C}$); кратковременный отпуск ($T = 340\text{ }^{\circ}\text{C}$); старение ($T = 140\text{ }^{\circ}\text{C}$). Образцы охлаждали со скоростью 10...20 и 30...50 $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в воздушной и водной среде, что соответствовало условиям охлаждения металла после СНЭ и ЭЛС. Это позволило выявить влияние особенностей структурного состояния и уровень пластичности

металла отдельных участков ЗТВ, а также установить связь между граничной деформацией и напряжениями, сопровождающими зарождение трещины во время испытания. Полученные результаты сравнили с аналогичными для основного металла.

Наиболее распространенным методом оценки пластичности является испытание образцов с глубокими надрезами, например, при внецентренном растяжении, моделирующем типовые условия напряженного состояния сварных конструкций, когда одновременно происходят их растяжение и изгиб [9, 10]. При такой схеме нагружения центральная часть образца подвергается воздействию монотонной деформации, которая определяет начало процесса зарождения трещины. В предельном состоянии при достаточно глубоких надрезах в металле образца возникает трехосное растяжение, поскольку уровень напряжения в зоне пластического течения зависит от радиуса вершины надреза. Для исследования пластичности в отдельных участках ЗТВ сварных соединений сплавов В96 и В96сц, имеющих различное структурное состояние, использовали образцы Канна толщиной 3 мм с глубиной надреза 11 мм и радиусом 0,1 мм в его вершине (рис. 1). Такая геометрия надреза обеспечивает зарождение трещины при относительно низком значении работы, затрачиваемой на ее развитие, что повышает точность ее определения [10]. В соответствии с работой [9] теоретический коэффициент концентрации напряжения у вершины составляет 10. Испытания пяти образцов (в каждом исследуемом структурном состоянии) производили при комнатной температуре на универсальной машине РУ-5 со скоростью растяжения 2 мм/мин ($3,35 \cdot 10^{-5}$ м/с).

Диаграмма нагрузки–деформации, полученная с помощью осциллографа в ходе испытания (рис. 2), отображает важные моменты зарождения и распространения трещин до полного разрушения исследуемых образцов. Она позволяет оценить не только интенсивность напряжения в процессе пластической деформации в условиях внецентренного растяжения, но и определить продолжительность стадии стабильного течения металла и работу, которая затрачивается на различных этапах развития трещины. Кривая на отдельных участках диаграммы содержит в интегральной форме информацию о состоянии структуры металла, от которого зависят процессы его пластического течения при деформации образца, повышение напряжения и образование трещины.

Для оценки пластичности при одноосном растяжении λ_r традиционно используют показатели относительного удлинения δ и относительного поперечного сужения ψ [10]. При этом пластичность выражают через показатель δ :



$$\lambda_p = 1,73 \ln [100/(100 - \delta)].$$

В условиях неоднородного растяжения применяют показатель ψ :

$$\lambda_p = 1,73 \ln [100/(100 - \psi)].$$

Снижение жесткости напряженного состояния в вершине надреза во время испытания при его раскрытии может вызвать некорректное определение уровня относительной пластичности металла. В связи с этим данные о характеристиках пластичности исследуемых сплавов В96 и В96цс после термического воздействия получали, используя соотношение значений напряжения и деформации (рис. 2). На основе указанных подходов для оценки δ и ψ они могут быть представлены в виде функции изменения пластической деформации в условиях внецентренного растяжения исследуемых образцов:

$$(f_{\max} - f_y)/f_{\max} \cdot 100 \%,$$

где $f_{\max}$ — полная (максимальная) деформация при образовании магистральной трещины; f_y — деформация, соответствующая напряжению 0,2 %, которая условно принимается за предел текучести металла исследуемых участков ЗТВ. В этом случае значения пластичности λ_p рассчитывали по формуле:

$$\lambda_p = 1,73 \ln \{100/[100 - (f_{\max} - f_y)/f_{\max} \cdot 100 \%]\}.$$

На рис. 2 совмещены диаграмма нагрузки–деформации исследуемых сплавов с фактограммой участка излома зоны пластической деформации металла под вершиной надреза. Точка *A* соответствует началу зарождения микротрещины в сплавах В96 и В96цс, точка *B* — окончательному слиянию микротрещин в макротрещину, точкой *C* обозначена область, в которой происходит самопроизвольное распространение магистральной трещины до полного разрушения образца.

Следует отметить, что зона пластической деформации под вершиной надреза (рис. 2) является начальной стадией зарождения магистральной трещины. Как следует из работ [11–14], влияние структуры сплава на его работоспособность и механические свойства проявляется опосредованно, поскольку структурную чувствительность материала можно описать отношением протяженности этой зоны к размерам структурных составляющих. Существенные отличия геометрических размеров зоны пластической деформации в исследуемых образцах свидетельствуют о неоднозначности начального напряженного состояния металла при одних и тех же условиях испытания.

Анализ полученных результатов показал (рис. 3, б, г), что сварные соединения сплава В96цс, полученные способом ЭЛС, отличаются

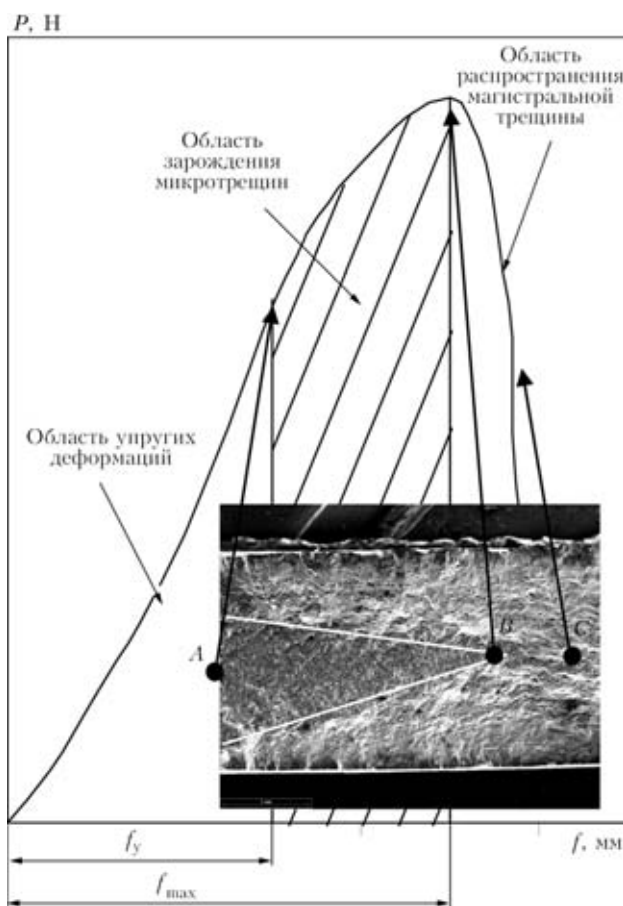


Рис. 2. Диаграмма нагрузки–деформации ($P-f$), полученная в условиях внецентренного растяжения исследуемых образцов, и фактограмма ($\times 27$) участка излома (под вершиной надреза расположена зона пластической деформации, выделенная треугольником)

большой склонностью к пластической деформации (от 81 до 89 %) по сравнению со сплавом В96 (53...91 %). Зарождение микротрещин происходит как по вязкому механизму, так и путем разрушения сдвигом. Образующаяся при разрушении структура металла определяется размером зерна и расстоянием между включениями. Исходя из имеющихся результатов, сплав В96цс отличается большей (в 1,5 раза) силой сцепления между элементарными частицами.

Аналогичная закономерность наблюдается и у сварных соединений, полученных СНЭ (рис. 3, а, в). При этом способе сварки сплав В96цс также характеризуется более существенной склонностью к пластической деформации (от 80 до 89 %), чем сплав В96 (53...94 %). Как видно из рис. 2, у сплава В96цс независимо от способа сварки есть область (заштрихованная) сохранения пластической деформации. Пластичность сплава В96цс в исследуемых участках ЗТВ, где в процессе сварочного нагрева имеет место высокая температура, обусловлена миграцией границ зерен, изменениями формы включений, рекристаллизационными явлениями и активацией зернограничного проскальзывания, степень проявления

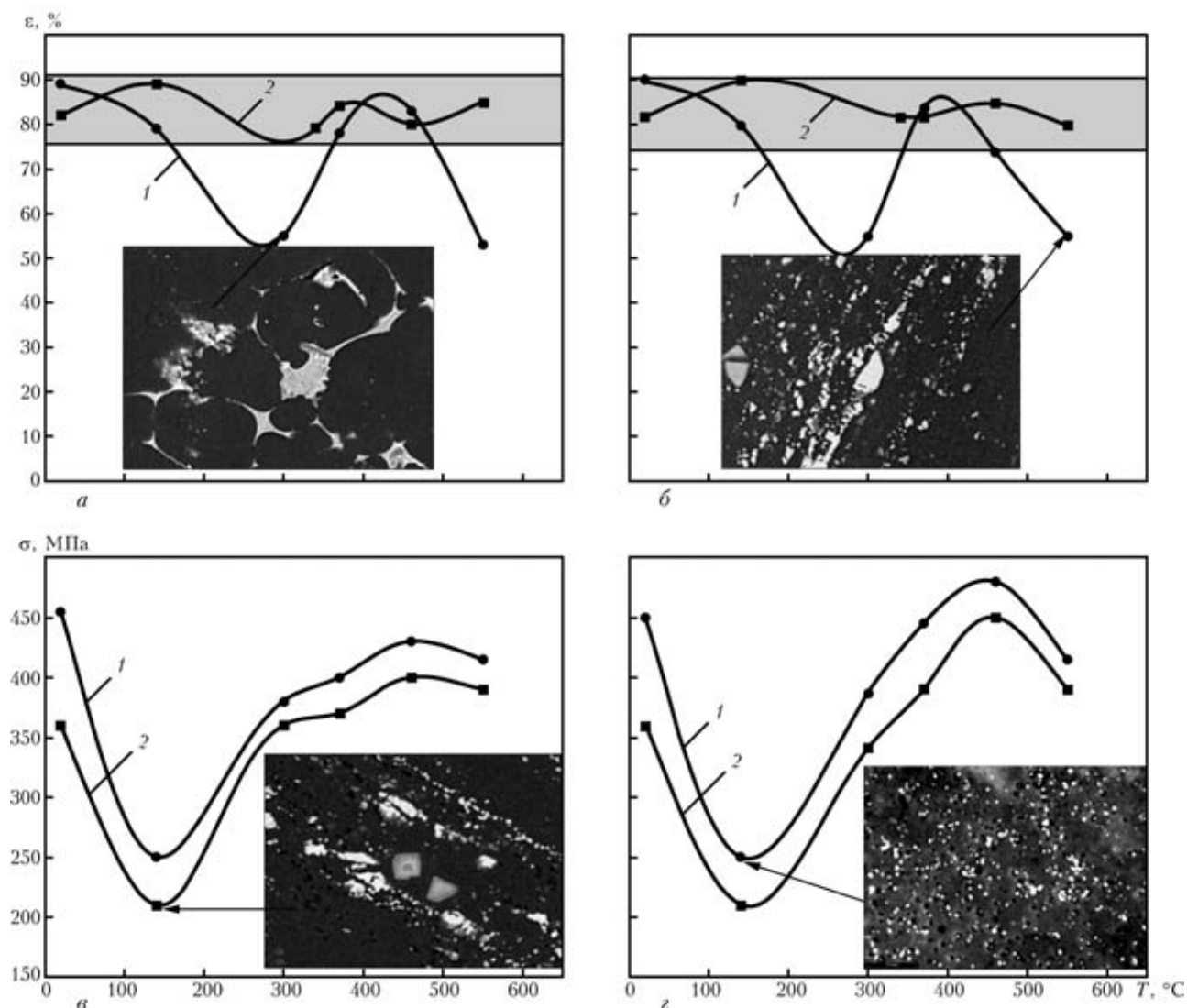


Рис. 3. Влияние условий нагрева при СНЭ (а, в) и ЭЛС (б, г) на пластичность (а, б) и прочность (в, г) металла ЗТВ сварных соединений сплавов В96 (1) и В96цс (2)

которых наряду с температурно-временными условиями сварочного воздействия связана с наличием скандия.

Иные закономерности прослеживаются в сплаве В96. Выявлена существенная зависимость структуры металла сварного соединения от температурно-временных параметров режима сварки. При обоих способах сварки в сплаве В96 имеет место снижение пластичности на участках перегрева и отжига. Продолжительный нагрев металла при СНЭ оказывает влияние на увеличение межзеренного пространства за счет выделения элементов из зерна и последующего образования в нем соединений эвтектического вида [6, 8]. Это приводит к снижению пластичности вследствие образования эвтектики по границам зерен (рис. 3, а). При ЭЛС в условиях кратковременного воздействия тепла фазовые превращения не успевают развиться, поэтому происходит растворение только легкоплавких соединений, расположенных

вблизи границ зерен (рис. 3, б, г). В этом случае значительное влияние на пластичность оказывает характер распределения включений.

На рис. 3, в, г видно уменьшение прочностных свойств обоих сплавов при двух способах сварки, что может быть обусловлено неоднородностью распределения включений, отличиями их формы и размеров. В большой степени снижение прочности наблюдается в сплаве В96цс, что связано с наличием в структуре металла ЗТВ грубых нерастворимых включений. Уменьшение их размеров в процессе изготовления полуфабрикатов будет способствовать увеличению прочности сплава при сохранении его пластичности.

Для выявления очагов зарождения трещин выполнен фратографический анализ изломов разрушенных образцов, моделирующих различные участки ЗТВ сварных соединений сплавов В96 и В96цс. Полученные результаты показали, что термические условия сварки вызывают рост частиц и образова-



ние фаз, чем определяют характер зарождения трещин в исследуемых сплавах (рис. 4, 5). При испытаниях по мере увеличения растягивающих напряжений пластическая матрица деформируется, что приводит к нарастанию градиента напряжения на участках, расположенных у границ зерен, а также на участках включений в межзеренном промежутке. Менее прочные частицы растрескиваются, образуя микротрещины, длина которых не превышает размеры частиц.

Согласно полученным результатам эксперимента, длина и количество зародышевых микротрещин, а также характер локального напряжения вызваны изменениями размеров частиц, выделяющихся при сварочном нагреве, а также их объемной долей по отношению к другим структурным составляющим. Поскольку в исследуемых образцах радиус надреза одинаковый ($R = 0,1$ мм), есть основание утверждать, что размер зоны пластической деформации, а следовательно, и пластичность исследуемых образцов определяются локальными напряжениями, связанными с термическими условиями нагрева и охлаждения при сварке. Источником зарождения трещины являются частицы, расположенные вдоль границ зерен. При этом в процессе разрушения частицы неправильной формы растрескиваются, а округлые — расслаиваются (рис. 4).

У сплава В96бс граница зоны пластической деформации выявляется легко, а у сплава В96 граничный контур нечеткий, что указывает на более хрупкое состояние структуры металла. В области высоких (550°C) гомологических температур, моделирующих условия перегрева металла на границе сплавления шва с основным металлом, высокие значения относительного показателя пластичности ($\lambda_p = 81\%$) сплава В96бс обусловлены растворением элементов структуры, расположенных в межзеренном пространстве, и образованием однородной жидкой фазы (рис. 5, б, з, е). Это может быть объяснено наличием на межзеренных границах включений фаз, содержащих достаточно прочные элементы (марганец, хром, цирконий, скандий), которые вызывают торможение микротрещины. Значительная (от 2,8 до 5,0 мм) протяженность зоны пластической деформации сплава В96бс свидетельствует о его склонности к активной пластической деформации при зарождении микротрещин. Наличие ямок, образующихся вблизи включений путем возникновения и роста пор, позволяет характеризовать данный сплав как вязкий, хотя на поверхности излома имеются также фрагменты хрупкого разрушения (рис. 5, и). При температуре 460°C легирующие элементы переходят в твердый раствор [6]. Относительный показатель пластичности сплава В96бс сохраняет свои значения.

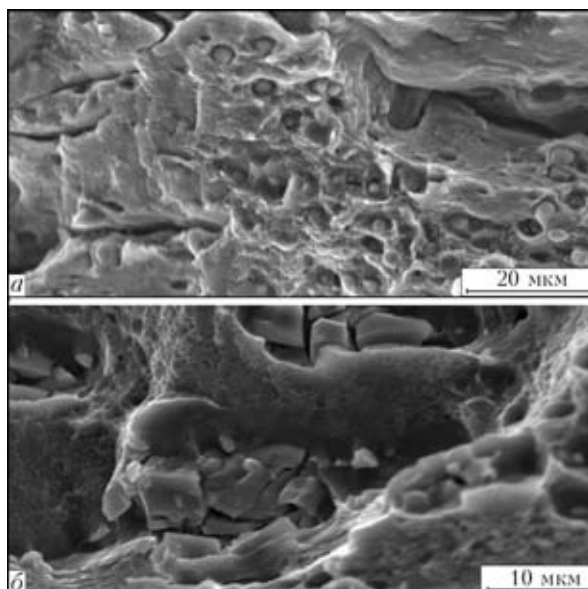


Рис. 4. Фрактограммы очагов зарождения трещины при разрушении сплавов В96 (а) и В96бс (б)

Сокращение протяженности зоны пластической деформации до 2,0 и 1,7 мм имеет место в образцах в исходном состоянии и соответственно после искусственного старения, что свидетельствует о большей хрупкости металла и возникновении условий для действия упругой деформации, поскольку релаксируемой энергии недостаточно для реализации пластической деформации. Очаги зарождения трещины появляются вблизи грубых включений. Протяженность трещин увеличивается по мере нарастания локального напряжения на границе между зернами. Образование тонкодисперсных частиц метастабильных фаз в результате частичного распада твердого раствора приводит к формированию структуры, содержащей промежуточные соединения, которые отличаются по кристаллографическому строению от твердого раствора и равновесных фаз. Их объемная доля в структуре зависит от скорости охлаждения нагретого металла. На поверхности излома сплава В96бс наблюдается как отрыв включения вдоль границы с матрицей, так и расслоение первичных включений, содержащих модификаторы — цирконий и скандий. Неодинаковые размеры микропустот, образовавшихся при растрескивании грубых включений, указывают на поэтапное развитие разрушения исследуемых сплавов в процессе пластической деформации матрицы до того момента, пока длина микротрещин не достигнет критического размера. Локальное напряжение, вызывающее зарождение микротрещин на границе между зернами, зависит от размеров легкоплавкой эвтектики в межзеренном промежутке и способности матрицы деформироваться рядом с включением под влиянием термического цикла сварки.

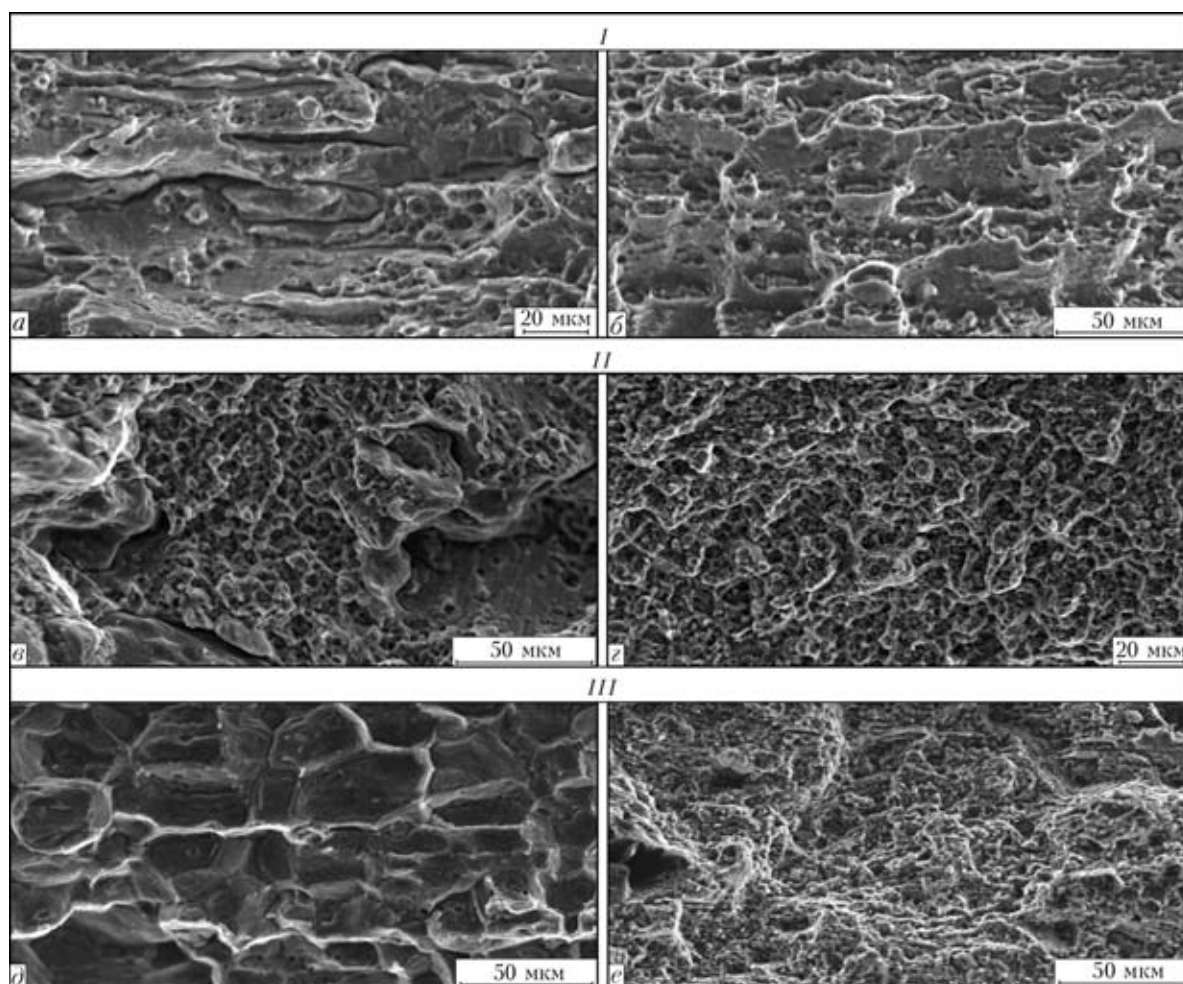


Рис. 5. Фрактограммы участков излома образцов В96 (а, в, д) и В96цс (б, г, е), полученные при перегреве (I), после отжига (II) и отпуска (III)

Иная картина излома у образцов сплава В96. Он характеризуется меньшими значениями пластичности ($\lambda_p = 53\%$), что можно объяснить переменной растворимостью фаз вследствие отсутствия в сплаве добавок скандия (рис. 5, а, в, д). Протяженность зоны пластической деформации изменяется в пределах от 1 до 3 мм. В состоянии перегрева металла эта зона выражена нечетко, что может быть обусловлено наличием касательных напряжений при разрушении. Границы зерен на участке излома не проявляются, но заметны микротрещины, имеющие одинаковое направление и перпендикулярные поверхности излома. Значения напряжения, которое необходимо затратить в процессе зарождения первичных микротрещин в сплаве В96цс, значительно меньше после сварочного нагрева по сравнению с исходным состоянием основного металла.

На изломах образцов сплава В96, нагретых до 460°C , имеет место поверхность разрушения, аналогичная сплаву В96цс. Относительный показатель пластичности сохраняет свои значения только после СНЭ. Образование дисперсных выделений, меньший разброс в их размерах, а также уменьшение содержания продуктов распада твер-

дого раствора по границам и в объеме зерен при ЭЛС способствуют увеличению в 1,5 раза пластичности сплава В96 по сравнению со скоростью охлаждения при СНЭ. После закалки и охлаждения в воде зона пластической деформации составляет 1 мм, а после охлаждения на воздухе — 2 мм. В состоянии отжига и отпуска пластическая деформация протекает медленно (0,8...1,5 мм). Однако при полном разрушении таких образцов по механизму среза образуется косой излом. Причиной может быть разупрочнение зерен и одновременное охрупчивание легкоплавкой составляющей в межзеренном пространстве под термическим воздействием. На это указывает характерное расположение трещин вдоль границ зерен, где в процессе сварочного нагрева образуются легкоплавкие эвтектики, наличие которых снижает показатель пластичности (см. рис. 3). На изломах образцов основного металла в исходном состоянии и после старения отмечается незначительное (до 2 мм) увеличение зоны пластической деформации. Разрушение образцов происходит по механизму нормального отрыва с образованием прямого излома.



Выводы

1. Существует зависимость между характером зарождения трещин в ЗТВ при разрушении в условиях внецентренного растяжения высокопрочных сложнолегированных алюминиевых сплавов В96 и В96цс и степенью термического воздействия при СНЭ и СЭЛ.

2. Добавка скандия (0,2...0,4 мас. %) в сплав В96 позволяет сохранить пластические свойства металла ЗТВ благодаря образованию мелких интерметаллидных выделений упрочняющих частиц, которые тормозят охрупчивание эвтектической прослойки в условиях отжига при $T = 360^\circ\text{C}$ и коагуляцию неметаллических включений.

3. Микротрещины зарождаются на грубых включениях по мере нарастания локального напряжения на границе между зернами. При этом на поверхности излома исследуемых сплавов имеет место отрыв включений вдоль границы с матрицей, а у сплава В96цс — расслоение первичных включений, содержащих модификаторы — цирконий и скандий. Неодинаковые размеры микропустот, образовавшихся при растрескивании грубых фазовых включений, свидетельствуют о поэтапном характере их разрушения в процессе пластического деформирования матрицы до того момента, пока длина микротрещин не достигнет критического размера. Локальное напряжение, которое вызывает зарождение микротрещин на границе между зернами, зависит от размеров легкоплавкой эвтектики в межзеренном пространстве и способности матрицы деформироваться рядом с включением под влиянием термического цикла сварки.

1. *Сварка в самолетостроении* / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: МИИВЦ, 1998. — 695 с.

The influence of thermal impact in non-consumable electrode and electron beam welding on the features of cracking in different sections of the HAZ of high-strength complex-alloyed aluminium alloys V96 and V96tss at off-center tension has been analyzed. It is shown that the used temperature-time parameters of the welding mode, while changing the volume fraction of particles contained in the alloy, their dimensions, shape and morphology of inclusion location on the boundary between the grains have an essential influence from the local stressed state in the HAZ metal and predetermine the associated mechanism of fracture site initiation.

2. *Ищенко А. Я., Лабур Т. М.* Свариваемые алюминиевые сплавы со скандием. — Киев: МИИВЦ, 1999. — 114 с.
3. *Влияние* структурных превращений при сварке алюминиевого сплава В96 на параметры сопротивления разрушению / Т. М. Лабур, А. Я. Ищенко, Т. Г. Таранова и др. // *Автомат. сварка*. — 2006. — № 11. — С. 22–26.
4. *Характер* разрушения сплава В96 в зависимости от условий нагрева при сварке / Т. М. Лабур, А. Я. Ищенко, Т. Г. Таранова и др. // Там же. — 2007. — № 2. — С. 12–17.
5. *Влияние* теплофизических условий сварки на сопротивление разрушению металла околошовной зоны в соединениях алюминиевого сплава В96цс / Т. М. Лабур, А. Я. Ищенко, Т. Г. Таранова и др. // Там же. — 2007. — № 4. — С. 28–33.
6. *Сравнительный анализ* эффективности частиц Al_3Sc Al_3Zr в сплавах Al-Mg / А. Л. Березина, Т. А. Монастырская, Е. Чех, К. В. Чуистов // *Металлофиз. и новейшие технологии*. — 1997. — 19, № 9. — С. 22–31.
7. *Елагин В. И., Захаров В. В., Ростова Т. Д.* Влияние скандия на структуру и свойства сплава $\text{Al-5,5\% Zr-2,0\% Mg}$ // *Металловедение и терм. обработка мет.* — 1994. — № 7. — С. 25–27.
8. *Fujikawa S.* Scandium in pure aluminum and aluminum alloys — its behavior and addition effects // *J. of Japan Institute of Light Metals*. — 1999. — 49, № 3. — P. 361–365.
9. *Давиденков Н. Н.* Механические свойства материалов и методы измерения деформаций: В 2 т. — Киев: Наук. думка, 1981. — Т. 2. — 453 с.
10. *Пластичность и разрушение* / Под ред. В. Л. Колмогорова. — М.: Металлургия, 1977. — 336 с.
11. *Клевцов Г. В.* Кинетика образования зон пластической деформации у вершины трещины при разрушении конструкционных материалов в условиях плосконапряженного состояния и плоской деформации // *Пробл. прочности*. — 1993. — № 4. — С. 57–63.
12. *Гордеева Т. А., Жегина И. П.* Анализ изломов при оценке надежности материалов. — М.: Машиностроение, 1978. — 199 с.
13. *Фрактография и вязкость* разрушения алюминиевых и титановых сплавов / В. С. Иванова, В. Г. Кудряшов, Ю. К. Штовба и др. // *Технология легких сплавов*. — 1974. — № 3. — С. 65–70.
14. *Фрактография и атлас* фрактограмм: Справ. / Пер. с англ. — М.: Металлургия, 1982. — 489 с.

Поступила в редакцию 15.09.2008,
в окончательном варианте 24.10.2008



СТРУКТУРА ФОСФОРСОДЕРЖАЩЕГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ТИПА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

И. И. РЯБЦЕВ, И. А. КОНДРАТЬЕВ, В. А. КОСТИН, Д. П. НОВИКОВА, кандидаты техн. наук,
И. Л. БОГАЙЧУК, А. А. БАБИНЕЦ, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследованы особенности структуры наплавленного металла типа инструментальных сталей 30X4B2M2ФС, 30X2M2HCGФ и 35B9X3ГСФ, легированных фосфором в пределах 0...1,5 мас. %. Определено, что в высоколегированном наплавленном металле образуются сложные фосфиды глобулярной формы, содержащие ванадий, молибден, хром, марганец, вольфрам, т. е. металлы, фосфиды которых термодинамически наиболее устойчивы. Доказано, что наличие таких фосфидов не ухудшает трещиностойкость наплавленного металла исследованных типов.

Ключевые слова: дуговая наплавка, высоколегированный наплавленный металл, легирование фосфором, микроструктура, микрорентгеноспектральный анализ, фосфиды, фосфидные эвтектики, трещиностойкость

В работах [1, 2] показана перспективность использования фосфора в качестве легирующего элемента в низколегированных наплавочных материалах, которые применяются для восстановления и упрочнения деталей, работающих в условиях трения металла по металлу при комнатной температуре. Наличие фосфора в этих материалах увеличивает их износостойкость и снижает коэффициент трения скольжения. Использованию фосфора в качестве легирующего элемента в наплавочных материалах препятствует недостаточная изученность вопроса о влиянии фосфора на их структуру и свойства, а также устоявшееся мнение о его отрицательном воздействии на трещиностойкость сварных швов, хотя речь идет о материалах с содержанием фосфора не выше 0,05 мас. % [3, 4]. Однако, как установлено в работе [5], в низколегированном наплавленном металле может растворяться до 1 мас. % фосфора, а свободные фосфиды в виде пограничных фосфидных эвтектик, которые и являются основной причиной образования трещин, в структуре наплавленного металла практически отсутствуют. При этом допустимо наличие в его структуре небольшого количества тугоплавких фосфидов глобулярной формы.

В настоящей работе представлены результаты исследований влияния фосфора на структуру металла, наплавленного высоколегированными порошковыми проволоками ПП-Нп-30X4B2M2ФС, ПП-Нп-30X2M2HCGФ и ПП-Нп-35B9X3ГСФ, которые применяют для восстановления и упрочнения инструментов для горячего и холодного деформирования металлов и сплавов [6]. Исследовано также распределение фосфора между струк-

турными составляющими высоколегированного наплавленного металла. Целью настоящей работы является определение пределов легирования наплавленного металла выбранных систем легирования фосфором, при которых в структуре наплавленного металла отсутствуют легкоплавкие пограничные фосфидные эвтектики, а в самом наплавленном металле трещины не образуются.

Для проведения исследований изготовлено 12 порошковых проволок диаметром 2 мм (по четыре проволоки каждой марки). Содержание фосфора в наплавленном металле каждого типа изменяли в пределах 0...1,5 мас. %. Опытными проволоками под флюсом АН-26 были наплавлены образцы для замера твердости и химического состава наплавленного металла (табл. 1), а также для проведения исследований микроструктуры и микрорентгеноспектрального анализа. Режим наплавки был следующим: $I = 250...270$ А; $U_d = 24...26$ В; $v_n = 28$ м/ч. Приведенные в табл. 1 данные показывают, что в отличие от низкоуглеродистого низколегированного наплавленного металла [2] фосфор практически не влияет на твердость углеродистого высоколегированного наплавленного металла, основное воздействие на нее оказывает углерод.

Исследована микроструктура образцов наплавленного металла 12 составов. Известно, что структура высоколегированного наплавленного металла во многом зависит от термического цикла наплавки, поэтому при анализе структурного состояния наплавленного металла 30X4B2M2ФС, 30X2M2HCGФ и 35B9X3ГСФ использовали термокинетические диаграммы распада аустенита в этих материалах [7–9].

Как установлено в работе [7], в наплавленном металле 30X4B2M2ФС в широком диапазоне значений скорости охлаждения имеют место бейнитное и мартенситное превращения, которые при



Таблица 1. Химический состав (мас. %) и твердость *HRC* металла, наплавленного опытными порошковыми проволоками

Тип наплавленного металла	№ образца	C	Mn	Si	P	Cr	Mo	W	Ni	V	<i>HRC</i>
30X4B2M2ФС	1	0,30	0,98	0,83	—	4,31	2,14	2,32	—	0,37	53...56
	2	0,29	1,18	1,12	0,45	3,94	2,35	1,95	—	0,45	53...56
	3	0,33	1,05	0,97	0,93	4,17	2,43	2,14	—	0,29	55...57
	4	0,28	0,93	1,02	1,52	4,35	2,15	1,89	—	0,42	53...55
30X2M2HCGФ	5	0,24	0,97	0,81	—	2,29	1,92	—	1,20	0,43	51...52
	6	0,28	0,89	0,62	0,57	1,98	2,11	—	0,96	0,37	53...55
	7	0,27	0,92	0,76	0,89	2,13	2,01	—	1,03	0,52	49...51
	8	0,31	0,78	0,83	1,42	2,32	1,99	—	0,93	0,47	57...59
35B9X3ГФС	9	0,33	1,08	0,63	—	2,56	—	9,17	—	0,36	53...54
	10	0,35	0,96	0,75	0,47	2,31	—	8,93	—	0,52	53...55
	11	0,30	0,98	0,73	1,02	2,85	—	8,97	—	0,47	51...53
	12	0,27	1,02	0,81	1,39	2,43	—	9,21	—	0,42	46...50

термических циклах наплавки до конца не происходят, вследствие чего в структуре наплавленного металла сохраняется остаточный аустенит.

В соответствии с этим микроструктура наплавленного металла 30X4B2M2ФС без фосфора (рис. 1, *а*, образец № 1, табл. 1) представляет собой мартенситно-бейнитную смесь (микротвердость *HV* 0,5 3860 МПа) и остаточный аустенит (*HV* 0,5 2320 МПа).

При легировании наплавленного металла 30X4B2M2ФС с 0,45 мас. % Р (образец № 2, табл. 1), микротвердость мартенсита возрастает до *HV* 0,5 4120 МПа, а остаточного аустенита — до *HV* 0,5 257 МПа. Некоторое увеличение микротвердости, по-видимому, связано с растворением фосфора в структурных составляющих наплавленного металла (рис. 1, *б*).

В наплавленном металле 30X4B2M2ФС, содержащем 0,93 мас. % Р (образец № 3, табл. 1), микротвердость остаточного аустенита повышается до *HV* 0,5 3860 МПа, а мартенситных участков — до *HV* 0,5 4730...5090 МПа. В структуре наплавленного слоя образца № 3 появляются темно-травящиеся включения различных размеров (рис. 1, *в*).

При увеличении содержания фосфора до 1,52 мас. % (образец № 4, табл. 1) наплавленный металл 30X4B2M2ФС имеет ячеистую структуру (микротвердость *HV* 0,5 3030 МПа), по границам ячеек формируются оторочки (микротвердость *HV* 0,5 4120 МПа), в которых располагаются фосфидные включения (рис. 1, *г*).

Анализ термокинетической диаграммы распада аустенита наплавленного металла 30X2M2HCGФ [8] показывает, что в диапазоне значений скорости охлаждения, соответствующих термическому циклу наплавки, сначала происходит бейнитное, а затем мартенситное превращение. Для наплавленного металла 30X2M2HCGФ характерна высокая (390 °С) температура начала мартенситного превращения. Вследствие значительной скорости охлаждения при наплавке мартенситное превращение до конца не происходит и в структуре наплавленного металла сохраняется остаточный аустенит. В соответствии с этим мик-

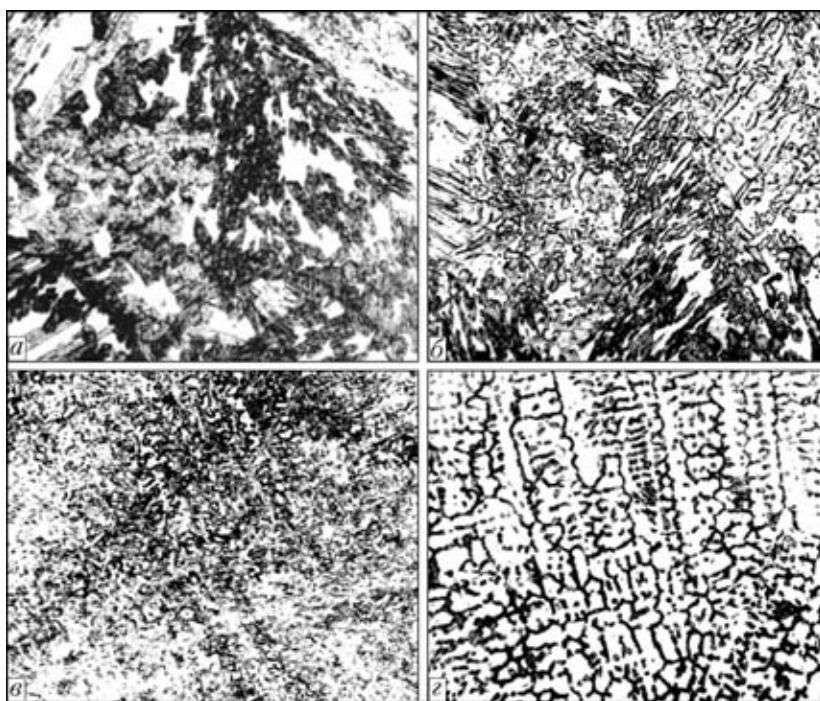


Рис. 1. Микроструктура (×200) образцов наплавленного металла 30X4B2M2ФС без фосфора (*а*) и с 0,45 (*б*), 0,93 (*в*), 1,52 мас. % (*г*) Р (здесь, а также на рис. 2 и 3 — травление электролитическое в хромовой кислоте)

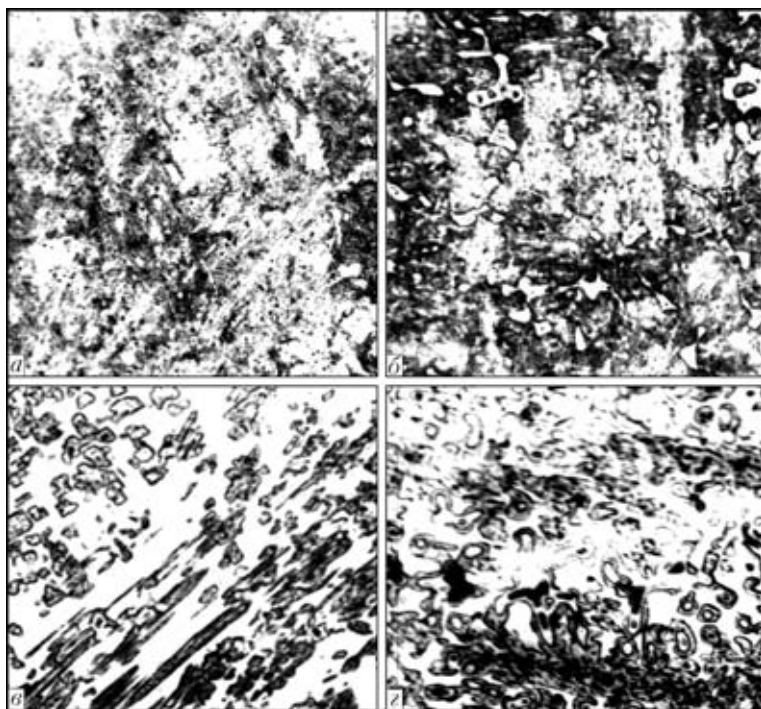


Рис. 2. Микроструктура (X200) образцов наплавленного металла 30X2M2HSGF без фосфора (а) и с 0,57 (б), 0, 89 (в), 1,42 мас. % (г) Р

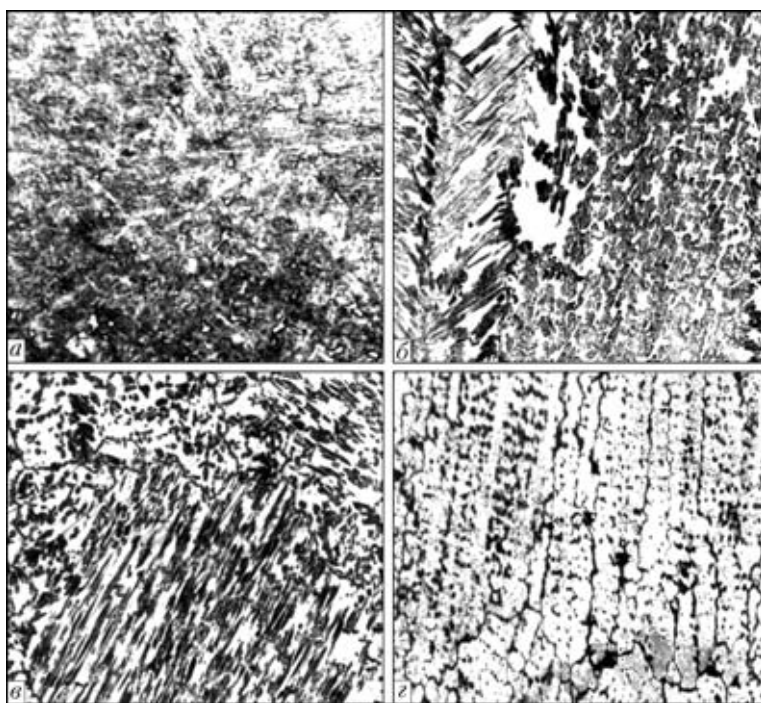


Рис. 3. Микроструктура (X200) образцов наплавленного металла 35B9X3GCF без фосфора (а) и с 0,47 (б), 1,02 (в), 1,39 мас. % (г) Р

роструктура наплавленного металла 30X2M2HSGF без фосфора (рис. 2, а, образец № 5, табл. 1) представляет собой мартенситно-бейнитную смесь (микротвердость $HV_{0,5}$ 3030 МПа), попадающую различными кристаллографическими осями на поверхность шлифа (светлые и темные иглы имеют одинаковую твердость). В структуре этого металла присутствует

также остаточный аустенит (микротвердость $HV_{0,5}$ 2290 МПа).

При содержании в наплавленном металле 30X2M2HSGF 0,57 мас. % Р (образец № 6, табл. 1) мартенситно-бейнитная структура в нем укрупняется, ее микротвердость возрастает до $HV_{0,5}$ 3860...4410 МПа. Объемная доля аустенита остается примерно на том же уровне. В структуре наплавленного металла встречаются также светлые компактные включения развитой формы, которые предварительно идентифицировали как δ -феррит (рис. 2, б).

Структура наплавленного металла 30X2M2HSGF с 0,89 мас. % Р (образец № 7, табл. 1) включает мартенсит, бейнит и остаточный аустенит (рис. 2, в). Микротвердость мартенситно-бейнитной составляющей — $HV_{0,5}$ 4120 МПа, остаточного аустенита — $HV_{0,5}$ 3210 МПа.

При дальнейшем увеличении содержания фосфора до 1,42 мас. % (образец № 8, табл. 1) микротвердость остаточного аустенита возрастает до $HV_{0,5}$ 3620 МПа. Мартенситно-бейнитная составляющая имеет микротвердость $HV_{0,5}$ 5490 МПа. В структуре наплавленного металла формируются цепочки фосфидов и возникают микротрещины, которые передаются от фосфида к фосфиду (рис. 2, г).

Как следует из термокинетической диаграммы распада аустенита, структура наплавленного металла 35B9X3GCF при скорости охлаждения, соответствующей термическому циклу наплавки, должна состоять из игольчатого троостита, мартенсита, остаточного аустенита и карбидов [9]. При медленном охлаждении, характерном для изотермического отжига, в структуре наплавленного металла 35B9X3GCF возможно появление феррита. Для этого типа наплавленного металла характерна также высокая (410 °С) температура начала мартенситного превращения.

Структура наплавленного металла 35B9X3GCF без фосфора (образец № 9, табл. 1) представляет собой мартенситно-трооститную смесь, имеющую микротвердость $HV_{0,5}$ 4730 МПа, ориентация игл в основном под углом 60° (рис. 3, а). Формируются участки остаточного аустенита ($HV_{0,5}$ 3620 МПа) и включения карбидов.

Структура наплавленного металла 35B9X3GCF, содержащая 0,47 мас. % Р (образец

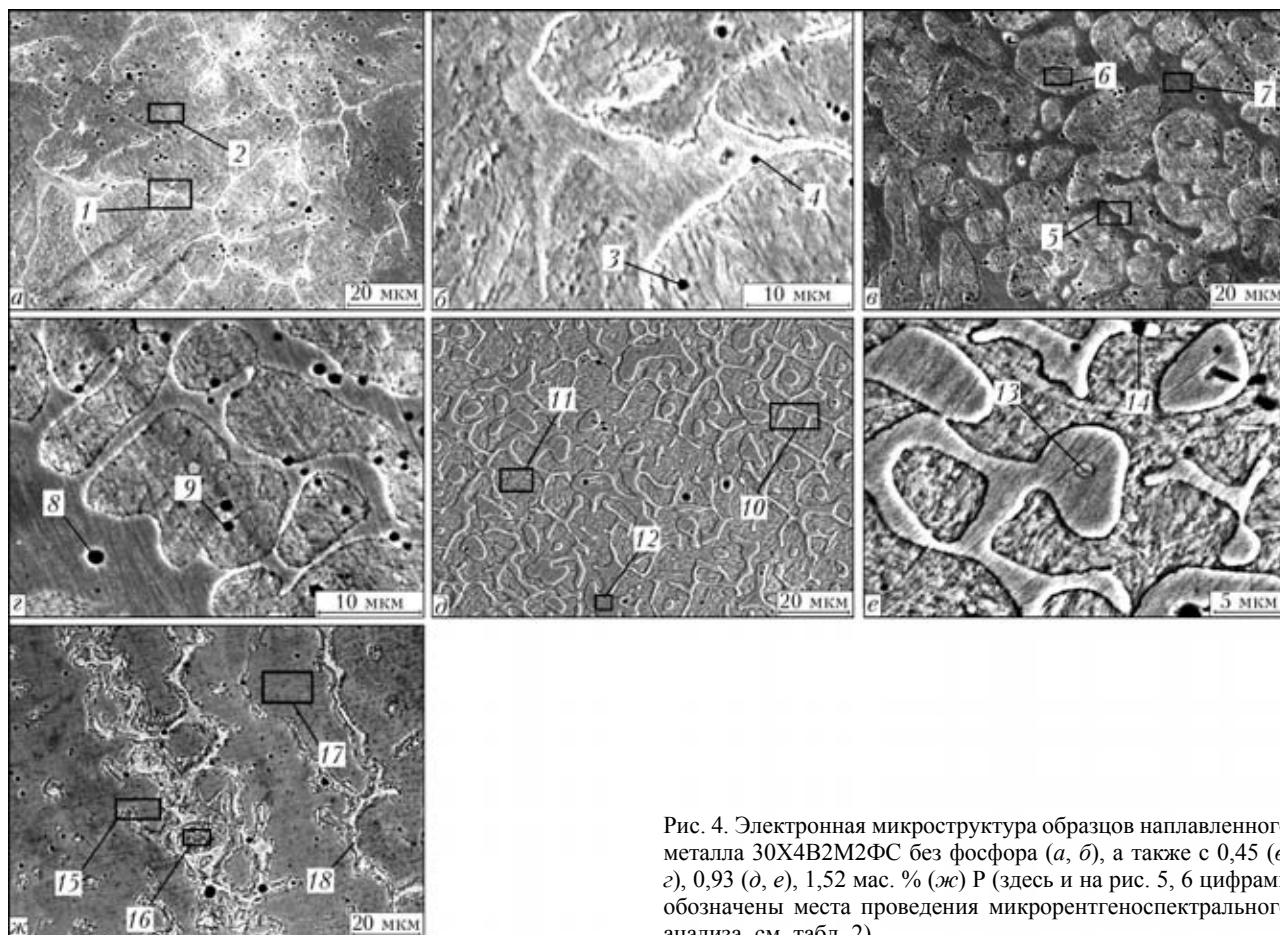


Рис. 4. Электронная микроструктура образцов наплавленного металла 30X4B2M2ФС без фосфора (а, б), а также с 0,45 (в, г), 0,93 (д, е), 1,52 мас. % Р (здесь и на рис. 5, 6 цифрами обозначены места проведения микрорентгеноспектрального анализа, см. табл. 2)

№ 10, табл. 1), аналогична структуре образца № 9 (рис. 3, б). Микротвердость мартенситно-трооститной матрицы составляет $HV\ 0,5\ 4730$ МПа, остаточного аустенита — $HV\ 0,5\ 3860$ МПа.

При увеличении содержания фосфора до 1,02 мас. % в наплавленном металле 35B9X3ГСФ (образец № 11, табл. 1) сохраняется структура, состоящая из мартенсита, игольчатого троостита и остаточного аустенита. Микротвердость мартенсита и аустенита сохраняется на одном и том же уровне. В отдельных участках структуры наплавленного металла выявлены округлые включения, возможно, фосфиды (рис. 3, в).

Наплавленный металл 35B9X3ГСФ с содержанием фосфора 1,39 мас. % имеет ячеистую структуру (рис. 3, г, образец № 12, табл. 1), в которой есть включения карбидов, а возможно, и фосфидов. Зафиксировано также появление микротрещин.

С помощью микрорентгеноспектрального анализа исследовано распределение основных легирующих элементов, и в первую очередь фосфора, в структуре наплавленного металла всех образцов (рис. 4–6, табл. 2–5). Интегральный анализ охватывал участок в несколько десятков микрометров, что позволило определить состав матрицы наплавленного металла и ее структурных состав-

ляющих; точечный анализ был выполнен на участке диаметром 1 мкм в основном для определения наличия различных включений.

Результаты микрорентгеноспектральных исследований показали, что наплавленный металл всех систем легирования по некоторым элементам имеет достаточно высокую химическую микро-неоднородность. Так, в наплавленном металле 30X4B2M2ФС без фосфора выявлена неоднородность по кремнию и вольфраму (рис. 4, а, б; № 1–4, табл. 2); в 30X2M2НСГФ — по кремнию и никелю (рис. 5, а; № 1–3, табл. 3); в 35B9X3ГСФ — по вольфраму и ванадию (рис. 6, а; № 1, 2, табл. 4).

Легирование наплавленного металла фосфором (0,5 мас. %) несколько снижает химическую микро-неоднородность по этим элементам. В таком случае в наплавленном металле 30X4B2M2ФС наблюдается неоднородность только по вольфраму (рис. 4, в, г; № 5–9, табл. 2); в 30X2M2НСГФ — только по никелю (рис. 5, б; № 4–6, табл. 3); в 35B9X3ГСФ — только по кремнию (рис. 6, б, в; № 4–7, табл. 4). Во всех трех типах наплавленного металла фосфор находится в твердом растворе практически во всех структурных составляющих, появления свободных фосфидов не зафиксировано. Одновременно имеет место значительная неоднород-



Т а б л и ц а 2. Результаты микрорентгеноспектрального анализа металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-Нп-30Х4В2М2ФС

Содержание Р, мас. %	Место анализа	№ исследуемого участка по рис. 4	Содержание элементов, мас. %							
			Fe	Mn	Si	P	Cr	Mo	W	V
Без фосфора	Матрица	1	90,38	1,33	1,23	0	4,31	1,33	0,68	0,23
	»	2	89,74	1,28	0,70	0	3,37	1,77	2,41	0,37
	Включение	3	70,92	11,84	2,00	0,30	3,37	8,19	3,18	0,16
	»	4	81,52	5,52	2,53	0,29	3,66	3,24	3,03	0,20
0,45	Матрица	5	87,83	1,95	0,50	0,42	3,49	2,51	2,92	0,37
	»	6	88,27	1,58	0,81	0,66	3,86	2,24	1,71	0,31
	»	7	91,48	1,32	1,12	0	3,59	1,44	0,86	0,20
	Включение	8	60,41	18,54	4,43	0,47	3,37	9,10	3,01	0,63
	»	9	79,52	7,20	4,55	0,37	3,46	2,06	2,55	0,31
0,93	Матрица	10	90,60	1,41	0,83	0,69	2,29	2,43	0,46	0,31
	»	11	92,93	1,02	0,89	0,32	2,68	1,00	0	0,18
	»	12	88,20	1,26	0,39	1,31	2,16	3,73	0,80	0,72
	Включение	13	35,16	39,24	7,71	0,88	1,06	5,77	9,04	0,78
	»	14	68,63	2,39	0,25	8,14	5,15	11,56	1,46	1,67
1,52	Матрица	15	85,53	1,13	0,01	1,64	3,71	2,51	4,87	0,34
	»	16	89,06	1,14	0,79	0,81	4,37	1,47	1,69	0,68
	»	17	87,15	1,66	0,37	0,95	4,02	1,97	3,74	0,17
	Пленка фосфидная	18	67,81	2,63	0,53	6,63	8,22	7,94	4,82	1,42

Т а б л и ц а 3. Результаты микрорентгеноспектрального анализа металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-Нп-30Х2М2НСГФ

Содержание Р, мас. %	Место анализа	№ исследуемого участка по рис. 5	Содержание элементов, мас. %							
			Fe	Mn	Si	P	Cr	Mo	Ni	V
Без фосфора	Матрица	1	91,95	1,25	0,66	0	2,21	2,43	1,21	0,29
	»	2	90,64	1,27	0,13	0	2,28	2,80	1,33	0,47
	»	3	90,21	0,98	0,12	0,18	2,21	3,43	0,40	0,34
0,57	»	4	91,24	1,12	0,75	0,61	2,47	1,99	1,27	0,17
	»	5	91,68	1,36	0,45	0,12	1,84	2,32	1,18	0,17
	»	6	93,81	0,94	0,49	0,04	2,25	1,49	0,60	0,24
0,89	»	7	87,88	1,67	0,92	0,76	4,30	2,20	0	0,31
	»	8	86,87	1,99	1,18	0,87	3,65	1,32	0,30	0,27
	»	9	86,97	1,24	0,75	0,69	4,40	2,11	0,40	0,23
	Включение	10	83,82	1,62	1,44	2,57	5,22	3,10	0	0,76
	»	11	69,14	11,43	6,57	0,94	3,82	4,27	0	0,36
1,42	Матрица	12	90,21	2,08	0,56	0,95	2,19	2,22	1,15	0
	»	13	91,70	1,04	0,77	0,89	2,33	2,33	0,75	0,20
	»	14	88,77	1,54	0,39	1,24	1,82	2,41	1,50	0,35
	Включение	15	69,21	3,19	0,39	8,95	5,07	9,63	1,64	1,39
	»	16	72,19	2,60	0,59	8,17	4,86	8,71	1,67	1,21
	»	17	71,29	2,76	0,60	8,72	4,69	9,42	1,13	1,23



Таблица 4. Результаты микрорентгеноспектрального анализа металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-Нп-35В9ХЗГСФ

Содержание P, мас. %	Место анализа	№ исследуемого участка по рис. 6	Содержание элементов, мас. %						
			Fe	Mn	Si	P	Cr	W	V
Без фосфора	Матрица	1	88,87	1,38	0,30	0	2,45	6,20	0
	»	2	90,84	1,25	0,18	0	1,74	5,39	0,60
0,47	»	3	88,44	1,35	0	0,23	1,72	7,38	0,38
	»	4	90,36	1,36	0	0	1,49	5,93	0,53
	»	5	88,16	1,75	0,33	0,45	2,09	5,71	0,37
	Включение	6	88,82	1,33	0,25	0,33	2,31	6,45	0,51
	»	7	88,10	2,39	0,32	0,27	1,76	6,16	0,25
1,02	Матрица	8	89,51	1,63	1,22	0,70	1,96	3,67	0,45
	»	9	87,84	1,82	0,54	0,80	2,11	5,37	0,46
	»	10	87,40	1,42	0,44	0,70	1,96	3,67	0,45
	Включение	11	72,53	11,22	3,09	0,73	1,31	7,35	1,50
	»	12	79,23	3,22	0,13	6,07	4,72	5,49	0,75
1,39	Матрица	13	85,10	1,12	0	1,56	2,07	9,17	0,37
	»	14	90,05	1,35	0,40	0,48	2,06	5,42	0,21
	»	15	87,78	0,64	0	0,89	2,04	8,26	0,36
	Включение	16	70,98	2,39	0	7,59	5,86	11,53	1,41
	»	17	73,75	4,52	0,23	9,73	6,28	3,63	1,57
	Пленка фосфидная	18	72,28	3,68	0,61	12,24	7,70	2,06	1,34

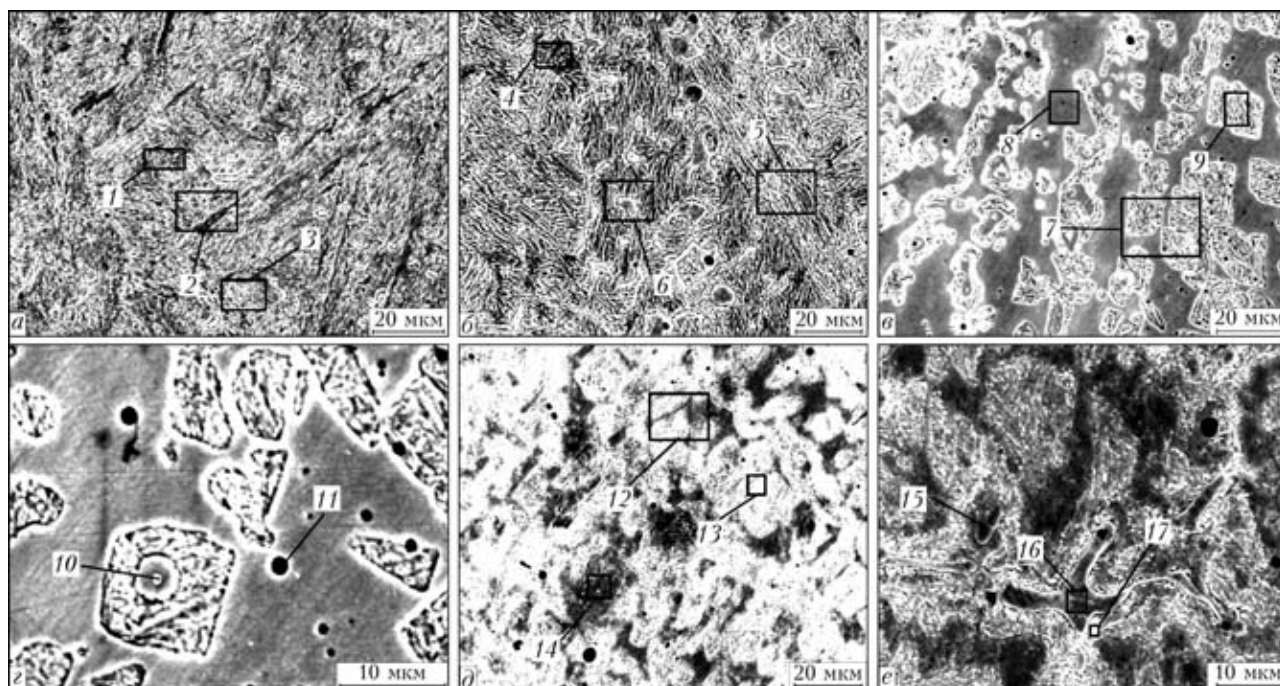


Рис. 5. Микроструктура образцов наплавленного металла 30Х2М2НСГФ без фосфора (а) и с 0,57 (б), 0,89 (в, д), 1,42 мас. % (е, е) Р (см. табл. 3)

ность по фосфору: в наплавленном металле 30Х4В2М2ФС содержание фосфора колеблется в пределах 0,37...0,66 мас. %; в 30Х2М2НСГФ оно составляет 0,12...0,61 мас. %; в 35В9ХЗГСФ — 0,23...0,45 мас. %. Это объясняется, по-видимо-

му, различной степенью растворимости фосфора в α - и γ -железе [10].

При увеличении содержания фосфора до 1,00 мас. % в наплавленном металле 30Х4В2М2ФС наблюдается неоднородность по вольфраму и мо-

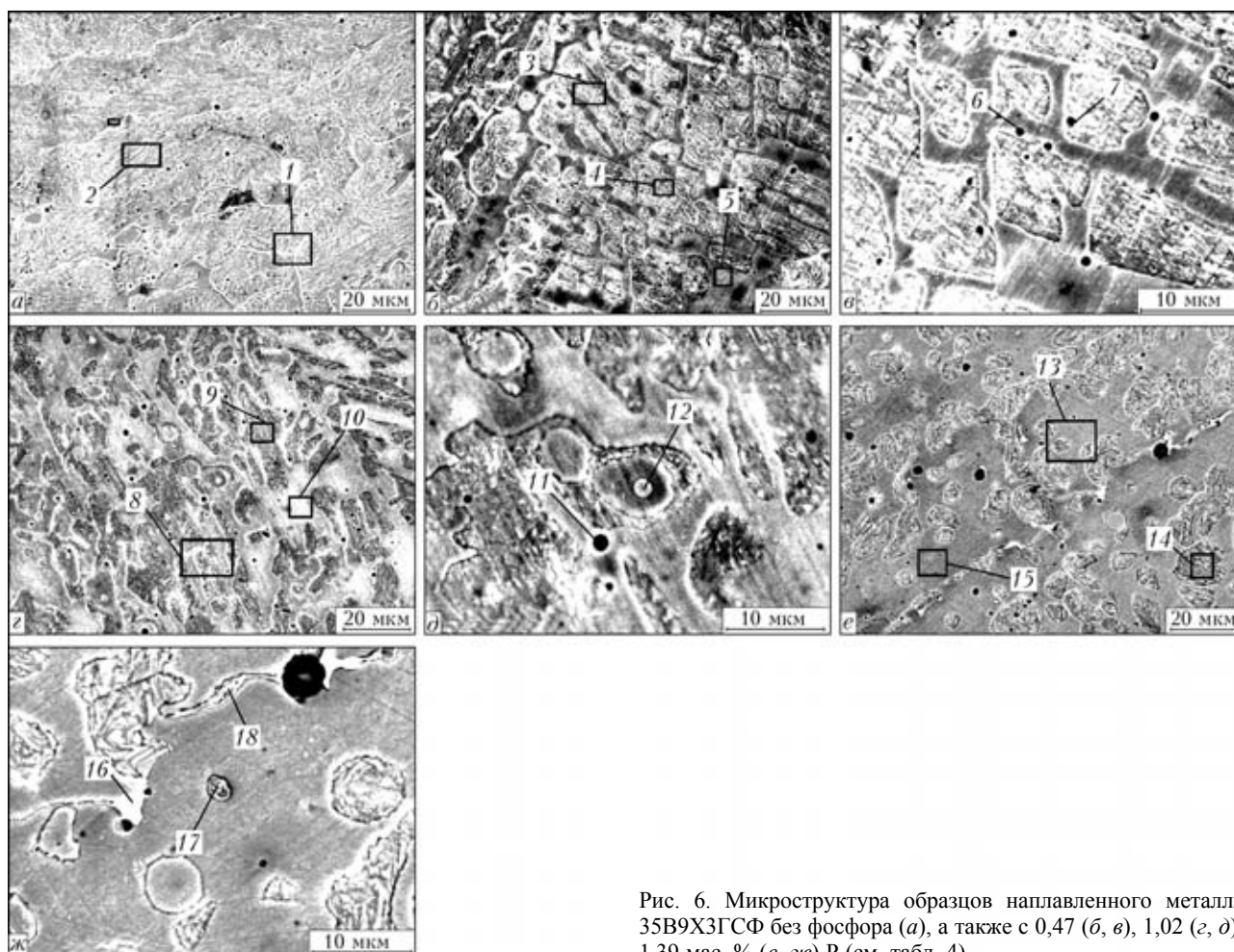


Рис. 6. Микроструктура образцов наплавленного металла 35В9ХЗГСФ без фосфора (а), а также с 0,47 (б, в), 1,02 (з, д), 1,39 мас. % (е, ж) Р (см. табл. 4)

либдену (рис. 4, д, е; № 10–14, табл. 2); в 30Х2М2НСГФ — по никелю (рис. 5, в, з; № 7–11, табл. 3); в 35В9ХЗГСФ — по кремнию и вольфраму (рис. 6, з, д; № 8–12, табл. 4). В наплавленном металле 30Х4В2М2ФС с 8,14 мас. % Р (см. рис. 4, е; № 14, табл. 2) и в 35В9ХЗГСФ с 6,07 мас. % Р (рис. 6, д; № 12, табл. 4) происходит формирование включений фосфидов глобулярной формы. Фосфиды содержат повышенную массовую долю марганца, хрома, молибдена и ванадия. В наплавленном металле 30Х2М2НСГФ с массовой долей фосфора около 1,00 % свободных фосфидов обнаружено не было. В наплавленном металле 30Х4В2М2ФС содержание фосфора в различных структурных составляющих матрицы колеблется в пределах 0,32...1,31 мас. %; в 30Х2М2НСГФ — 0,69...0,88 мас. % Р; в 35В9ХЗГСФ оно составляет 0,70...0,80 мас. %.

В наплавленном металле 30Х4В2М2ФС с содержанием фосфора около 1,5 мас. % выявлена неоднородность по кремнию и вольфраму (рис. 4, ж; № 15–18, табл. 2); в 30Х2М2НСГФ — по ванадию (рис. 5, д; № 12–14, табл. 3); в 35В9ХЗГСФ — по кремнию, марганцу и вольфраму (рис. 6, е; № 13–15, табл. 4). В наплавленном металле всех трех типов отмечено появление отдельных

включений фосфидов компактной формы, а также фосфидных пленок (рис. 4, ж; № 18, табл. 2; рис. 5, е; № 15–17, табл. 3, рис. 6, ж; № 16–18, табл. 4). Содержание фосфора в них колеблется от 5,93 (30Х4В2М2ФС) до 12,24 мас. % (35В9ХЗГСФ). Фосфиды и фосфидные пленки содержат повышенную массовую долю марганца, хрома, молибдена и ванадия. Фосфор в различных структурных составляющих матрицы распределяется следующим образом: в наплавленном металле 30Х4В2М2ФС — 0,81...1,64 мас. %; в 30Х2М2НСГФ — 0,95...1,64 мас. %; в 35В9ХЗГСФ — 0,48...1,57 мас. %.

Микрорентгеноспектральный анализ подтвердил ранее выполненные термодинамические расчеты равновесия химических реакций образования фосфидов основных легирующих элементов [11]. С помощью расчетов установлено, что в первую очередь следует ожидать формирования фосфидов ванадия, молибдена, хрома, марганца, вольфрама (по убывающей), т. е. тех элементов, повышенное содержание которых выявлено в фосфидах наплавленного металла исследованных типов.

Таким образом, микрорентгеноспектральный анализ показал, что с увеличением содержания фосфора



до 1,5 мас. % возрастает массовая доля растворенного фосфора в матрице наплавленного металла исследованных систем легирования. Включения фосфидов глобулярной формы формируются в наплавленном металле исследованных типов при содержании фосфора около 1 мас. %. При содержании фосфора около 1,5 мас. % происходит значительное увеличение включений фосфидов компактной формы, а также фосфидных пленок, что приводит к появлению трещин в наплавленном металле.

Исследованиями установлено, что в высоколегированном наплавленном металле образуются сложные фосфиды, содержащие в зависимости от системы легирования ванадий, молибден, хром, марганец, вольфрам, т. е. металлы, фосфиды которых наиболее термодинамически устойчивы и имеют достаточно высокую температуру плавления. Наличие таких фосфидов глобулярной формы трещиностойкость наплавленного металла исследованных типов не ухудшает.

1. Рябцев И. И., Кусков Ю. М. Перспективы использования фосфора в наплавочных материалах на основе железа // Автомат. сварка. — 2003. — № 1. — С. 12–16.
2. Триботехнические характеристики наплавленного металла системы легирования Fe–Cr–Si–Mn–P / И. И. Рябцев, Ю. М. Кусков, В. Ф. Грабин и др. // Там же. — 2003. — № 6. — С. 20–24.

Peculiarities of structure of the deposited metal of the type of tool steels 30Kh4V2M2FS, 30Kh2M2NSGF and 35V9Kh3GSF, alloyed with 0...1.5 wt. % phosphorus, were investigated. Complex phosphides of the globular shape, containing vanadium, molybdenum, chromium, manganese and tungsten, i.e. metals the phosphides of which exhibit the highest thermodynamic stability, were found to form in the high-alloy deposited metal. The presence of such phosphides does not deteriorate crack resistance of the investigated types of the deposited metal.

3. Влияние фосфора на структуру и свойства металла швов при сварке низколегированных сталей / А. А. Алексеев, И. Р. Явдошин, В. Г. Войткевич, Ю. Д. Морозов // Там же. — 1989. — № 4. — С. 7–10.
4. Влияние фосфора на ударную вязкость и химическую микронеоднородность металла сварных швов / И. К. Походня, В. Г. Войткевич, А. А. Алексеев и др. // Там же. — 1992. — № 2. — С. 3–7.
5. Рябцев И. И., Кусков Ю. М., Новикова Д. П. Влияние фосфора на трещиностойкость низкоуглеродистого наплавленного металла системы легирования Fe–Mn–Si–Cr // Там же. — 2006. — № 5. — С. 15–19.
6. Рябцев И. А., Кондратьев И. А. Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования. — Киев: Экотехнология, 1999. — 62 с.
7. Кондратьев И. А., Васильев В. Г., Довженко В. А. Структура и свойства металла, наплавленного порошковыми проволоками марок ПП-Нп-25Х5ФМС и ПП-Нп-30Х4В2М2ФС // Оборудование и материалы для наплавки. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1990. — С. 56–60.
8. Кондратьев И. А., Гладкий П. В. Порошковая проволока ПП-Нп-30Х2М2НФ для наплавки валков горячей прокатки // Пути развития машиностроительного комплекса Магнитогорского металлургического комбината. — Магнитогорск: ЗАО «Марс», 1996. — С. 156–163.
9. Фрумкин И. И. Автоматическая электродуговая наплавка. — Харьков: Металлургиздат, 1961. — 421 с.
10. Лунев В. В., Аверин В. В. Сера и фосфор в сталях. — М.: Металлургия, 1988. — 256 с.
11. Рябцев И. И. Расчетно-экспериментальная оценка эффективности легирования фосфором высоколегированного наплавленного металла // Автомат. сварка. — 2008. — № 5. — С. 18–22.

Поступила в редакцию 31.10.2008

ДУГОВАЯ НАПЛАВКА ЗАМКОВ БУРИЛЬНЫХ ТРУБ

Разработана технология наплавки замков бурильных труб с номинальным диаметром 104...177 мм. Технология предусматривает восстановление замков в два этапа. Вначале производится наплавка самозащитной порошковой проволокой ПП-АН198 для восстановления номинального диаметра труб. Металл, наплавленный этой проволокой, имеет твердость HB 220...310 и механические свойства на уровне значений основного металла замка — стали 40ХМФА по ГОСТ 4543–71. Затем по номинальному диаметру самозащитной порошковой проволокой ПП-АН199 наплавляют три износостойких пояска, имеющие твердость HRC 42...52.

Для наплавки используется установка У653 с дополнительными роликоопорами, укомплектованная источником питания ВДУ-506. Возможно использование других установок с аналогичными параметрами и технологическими возможностями.

Назначение и области применения. Наплавка замков бурильных труб для нефтегазовой промышленности.

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



ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ КОМБИНИРОВАННЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ ПРИ ДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ ПОД ФЛЮСОМ

Д. Г. НОСОВ, инж. (Днепродзержин. гос. техн. ун-т),
А. Д. РАЗМЫШЛЯЕВ, д-р техн. наук (Приазов. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь)

Для расширения возможностей управления формой и размерами зоны проплавления при дуговой наплавке проволокой под флюсом предложено использовать комбинацию трех магнитных полей. С использованием метода планирования экспериментов и регрессионного анализа разработаны математические модели, устанавливающие связь между индукцией составляющих комбинированного магнитного поля (КМП) и размерами сечения наплавляемого валика. Составлена программа расчета и оптимизации технологических режимов дуговой наплавки в КМП с удобным интерфейсом и показана степень влияния индукции составляющих, а также комбинации этих составляющих магнитных полей на размеры сечения наплавляемых валиков.

Ключевые слова: электродуговая наплавка, наплавленный валик, размер валика, управляющие магнитные поля, асимметрия, математические модели, дисперсионный анализ

В условиях экономии энергоресурсов, дефицитных и дорогостоящих материалов наибольший интерес представляет разработка такого способа наплавки, который позволил бы решать следующие технологические задачи: уменьшить долю участия основного металла в наплавленном; повысить производительность наплавки; уменьшить расходы на механическую обработку и повысить служебные свойства изделий.

Поставленные задачи можно решить путем управления конфигурацией и геометрическими размерами сечения наплавляемого валика. Реализа-

ция процесса наплавки валика с его управляемой конфигурацией возможна в рамках одновременного действия при дуговой наплавке нескольких магнитных, т. е. комбинированных магнитных полей (КМП).

На рис. 1 схематически показаны поперечные сечения валиков, наплавленных по классической технологии без использования магнитных полей (МП) (рис. 1, а), с использованием только продольного МП (рис. 1, б) и с предлагаемой в настоящей работе системой КМП (рис. 1, в).

Для наплавки необходимо, чтобы валик в поперечном сечении имел минимальные значения F_{np} , F_o , h при максимальных значениях F_n , F_δ , g , b (рис. 1, а). Кроме того, разность $(g - g_m)$, показывающая припуск на механическую обработку

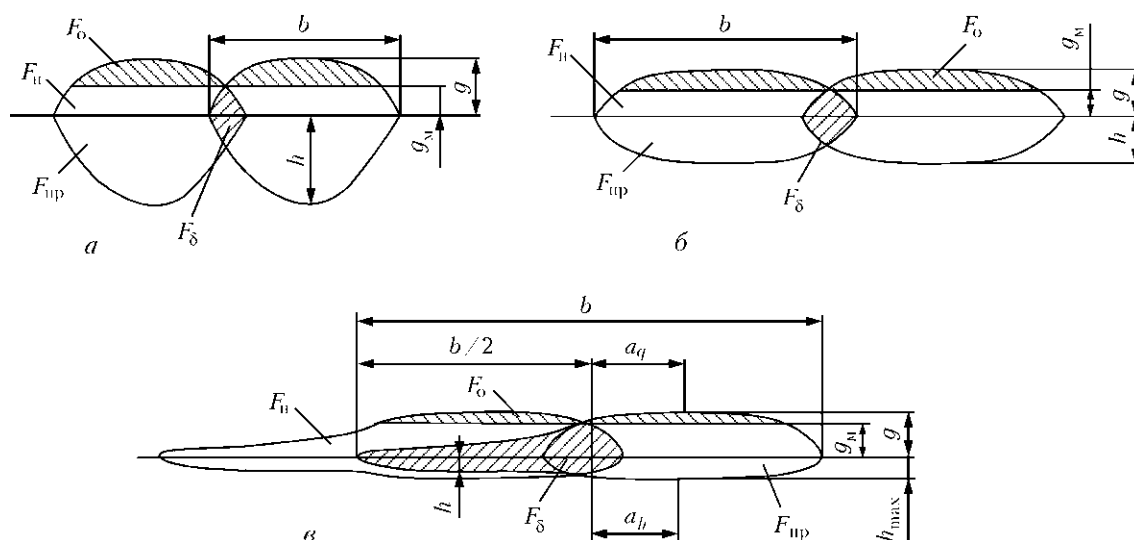


Рис. 1. Схематическое изображение поперечного сечения валиков, наплавленных без использования МП (а), с использованием МП (б) и с применением КМП (в)



наплавленной поверхности, должна быть наименьшей. Частично это достигается при наплавке с использованием только одного продольного МП (рис. 1, б), но наиболее полно указанным условиям отвечает форма сечения валика, приведенная на рис. 1, в.

Достичь указанной формы валика возможно, как полагалось, используя при наплавке комбинацию трех МП, действующих одновременно на сварочную дугу и жидкий металл сварочной ванны: аксиального постоянного; поперечного импульсного однополярного и аксиального переменного установленной частоты.

Под воздействием аксиального постоянного МП, соосного электроду, достигаются нереверсивные перемещения расплава ванны. Дуга вращается вокруг оси и приобретает колоколообразную конусную форму [1–3]. При этом размеры активного пятна дуги на изделии возрастают. Ширина валика также увеличивается и в результате «размывания» боковых поверхностей ванны горячими потоками расплава, что является положительным фактором при наплавке.

При действии поперечного импульсного однополярного МП на дугу возникает электромагнитная сила, которая отклоняет дугу перпендикулярно вектору скорости наплавки. Это позволяет, как показано в работе [4], обеспечить поперечное отклонение активного пятна дуги на изделии до 10...12 мм. Поперечные отклонения дуги позволяют изменить форму сечения валика, повлиять на скорость потока расплава, направив его вдоль линии сплавления, и в силу своей однополярности вызовут асимметрию зоны проплавления, необходимую для наплавки смежными валиками, и формы усиления валика, как это показано на рис 1, в.

Воздействуя аксиальным знакопеременным МП на хвостовую часть ванны, можно предотвратить нежелательное увеличение глубины проплавления в зоне асимметрии. В результате действия этого поля формируются вихревые потоки расплава, образующие эффект «устойчивой волны», увеличивая толщину жидкой прослойки под дугой, поскольку массивная волна имеет значительную инерционность и при быстром изменении полярности МП реверсивных движений расплава в ванне не возникнет.

С целью подтверждения высказанных предположений и разработки математической модели, позволяющей установить параметры индукции каждого поля в указанной комбинации трех МП, обеспечивающих необходимую форму сечения валика, проведена серия экспериментальных наплавов, для уменьшения количества которых использовали центральный композитный ротативный пятиуровневый полнофакторный план экспериментов, состоящий из 20 серий. Экспе-

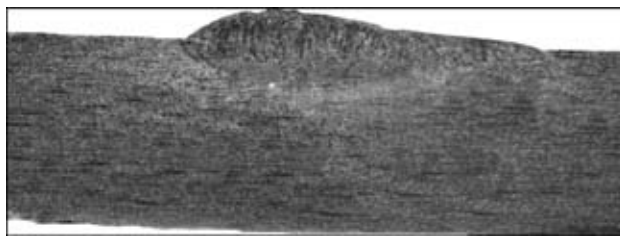


Рис. 2. Макрошлиф валика, наплавленного с использованием КМП

рименты проводили произвольно во избежание появления систематической погрешности в методике.

Наплавки выполняли на листы из стали Ст3сп (ГОСТ 380–90) толщиной 50 мм сварочным трактором АДС-1004 от источника питания дуги ВДУ-1001 проволокой Св-08А диаметром 3, 4 и 5 мм под флюсом АН-348А. МП генерировали специальным устройством, состоящим из трех независимых электромагнитов. Использовали следующие параметры режима наплавки в КМП: ток наплавки 450...750 А, напряжение дуги 26...34 В, вылет электрода 25...30 мм, скорость наплавки 0,8...1,6 см/с. Расстояние от торцов электромагнитов до изделия составляло 10...15 мм. Индукция аксиального постоянного МП, симметричного относительно оси электрода, B_z — 30...60 мТл; индукция поперечного импульсного однополярного МП B_y — 50...100 мТл. В хвостовой части ванны действует аксиальное знакопеременное МП установленной частоты с индукцией B_x — 40...80 мТл. Указанный диапазон индукций КМП при отработанных оптимальных режимах наплавки обеспечивает удовлетворительное качество наплавленного валика.

Параметры валика (ширину b , высоту g , максимальную глубину проплавления $h_{\max}$, глубину проплавления ровного участка h , отклонение высоты валика a_g и глубины проплавления a_h) определяли из макрошлифов наплавов. В качестве примера на рис. 2 приведен макрошлиф валика, полученного при наплавке с использованием КМП.

Для прогнозирования геометрических размеров валика использовали регрессионный метод. Функция поверхности отклика, отображающая любой размер в сечении валика, может быть выражена как $y = f(B_z, B_y, B_x)$, а выбранная зависимость, являющаяся поверхностью отклика второго порядка, следующим образом [5]:

$$y = b_0 + b_1 B_z + b_2 B_y + b_3 B_x + b_{11} B_z^2 + b_{22} B_y^2 + b_{33} B_x^2 + b_{12} B_z B_y + b_{13} B_z B_x + b_{23} B_y B_x, \quad (1)$$

где b_0, b_1, b_2, b_3 — соответственно постоянный член и коэффициенты линейных членов; b_{11}, b_{22}, b_{33} — коэффициенты квадратных членов второго



порядка; b_{12} , b_{13} , b_{23} — коэффициенты взаимодействия членов второго порядка.

Коэффициенты приведенного выше полиномиального уравнения определяли с помощью математического пакета Nonlinear Models STATISTICA 6.0.

Значимость коэффициентов проверяли с помощью t -теста, а также метода обратного исключения. Адекватность разработанной модели проверяли с помощью регрессионного анализа.

Получены следующие уравнения для геометрических параметров валиков:

$$b = 24,12614 - 0,27163B_z - 0,03248B_y - 0,21372B_x + 0,00474B_z^2 + 0,00115B_y^2 + 0,00204B_x^2 + 0,00083B_zB_y + 0,00113B_zB_x + 0,00053B_yB_x,$$

$$a_g = -0,211365 - 0,031212B_z + 0,086273B_y - 0,022159B_x + 0,00052B_z^2 - 0,000433B_y^2 + 0,000105B_x^2 + 0,000533B_zB_y - 0,000417B_zB_x + 0,0008B_yB_x,$$

$$a_h = 0,03066 - 0,051477B_z + 0,076114B_y - 0,002983B_x + 0,000545B_z^2 - 0,000484B_y^2 - 0,000162B_x^2 + 0,000767B_zB_y - 0,000208B_zB_x + 0,000675B_yB_x,$$

$$h_{\max} = 2,813634 - 0,017145B_z + 0,007273B_y - 0,027784B_x - 0,000369B_z^2 + 0,000187B_y^2 + 0,000199B_x^2 - 0,000333B_zB_y + 0,00075B_zB_x - 0,0002B_yB_x,$$

$$h = 0,64659 - 0,010114B_z + 0,023432B_y + 0,007415B_x + 0,000328B_z^2 + 0,000118B_y^2 + 0,000247B_x^2 - 0,0005B_zB_y - 0,000208B_zB_x - 0,000375B_yB_x,$$

$$g = 0,82159 + 0,039053B_z + 0,013432B_y + 0,013665B_x - 0,000727B_z^2 + 0,000198B_y^2 - 0,000097B_x^2 - 0,000033B_zB_y + 0,000125B_zB_x - 0,000275B_yB_x.$$

Точность моделей подвергали оценке путем выполнения наплавки на том же экспериментальном оборудовании. Установлено, что геометрические размеры валиков, полученные экспериментальным путем, с достаточной точностью соответствуют размерам, полученным по указанным уравнениям.

Геометрические параметры наплавленного в КМП валика зависят от диаметра электродной проволоки d_p . Поэтому корректировку режимов выполняли блочно для электродов диаметром 3, 4 и 5 мм. Экспериментально определяли корректирующие коэффициенты, учитывающие измене-

ние формы валика наплавки при изменении основных параметров режима наплавки.

Параметром оптимизации, наряду с размерами валика наплавки, была принята доля основного металла γ . Авторами предложена формула для определения конфигурации валика с учетом его изменения под воздействием КМП:

$$\gamma = \frac{F_{i8}}{F_i + F_{i8}} = \frac{\frac{\pi}{4} h_{\max} (b - 2a_h) + 2a_h h}{\frac{\pi}{4} (g_{\max} (b - 2a_g) + h_{\max} (b - 2a_h)) + \frac{2}{3} a_g g + 2a_h h} \quad (2)$$

Обработка данных по формуле (2) показала, что при наплавке с использованием КМП доля основного металла в наплавленном снижается в 1,6...1,8 раза.

Для расчета оптимальных значений индукции каждой из трех составляющих КМП, при которых возможно получение заданных размеров сечения валиков, была составлена программа на языке Delphi версии 7.0. Интерфейс расчетной программы представлен на рис. 3. Примеры протоколов, полученных с использованием этой программы, приведены в таблице. Задавали следующие параметры: ширина валика $b = 25$ мм; глубина проплавления $h = 1,2$ мм; высота валика $g = 2,5$ мм; асимметрия валика $a_h = 5,2$ мм. Сопоставление на соответствие показало, что рассчитанные с помощью программы параметры КМП с достаточной точностью обеспечивают совпадение расчетных размеров сечения валиков с размерами, полученными экспериментально.

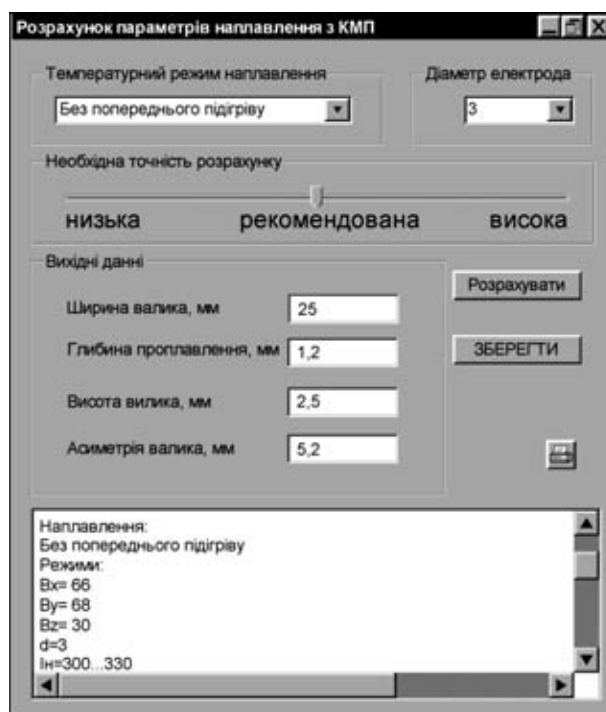


Рис. 3. Интерфейс расчетной программы



Примеры протоколов определения режимов наплавки в КМП

Необходимая точность расчета		
низкая	рекомендованная	высокая
Наплавка: Без предварительного подогрева Режимы: $B_x = 79$ $B_y = 58$ $B_z = 42$ $d = 3$ $I_n = 300...330$ $v_n = 0,8...0,9$ $U_d = 30...32$ Ожидаемые параметры валика: $b = 27,11124$ $h = 1,05732$ $g = 2,172986$ $a_h = 4,640861$	Наплавка: Без предварительного подогрева Режимы: $B_x = 77$ $B_y = 63$ $B_z = 33$ $d = 3$ $I_n = 300...330$ $v_n = 0,8...0,9$ $U_d = 30...32$ Ожидаемые параметры валика: $b = 25,64897$ $h = 1,262843$ $g = 2,342799$ $a_h = 4,949911$	Наплавка: Без предварительного подогрева Режимы: $B_x = 68$ $B_y = 67$ $B_z = 31$ $d = 3$ $I_n = 300...330$ $v_n = 0,8...0,9$ $U_d = 30...32$ Ожидаемые параметры валика: $b = 24,66757$ $h = 1,208794$ $g = 2,545103$ $a_h = 5,163543$

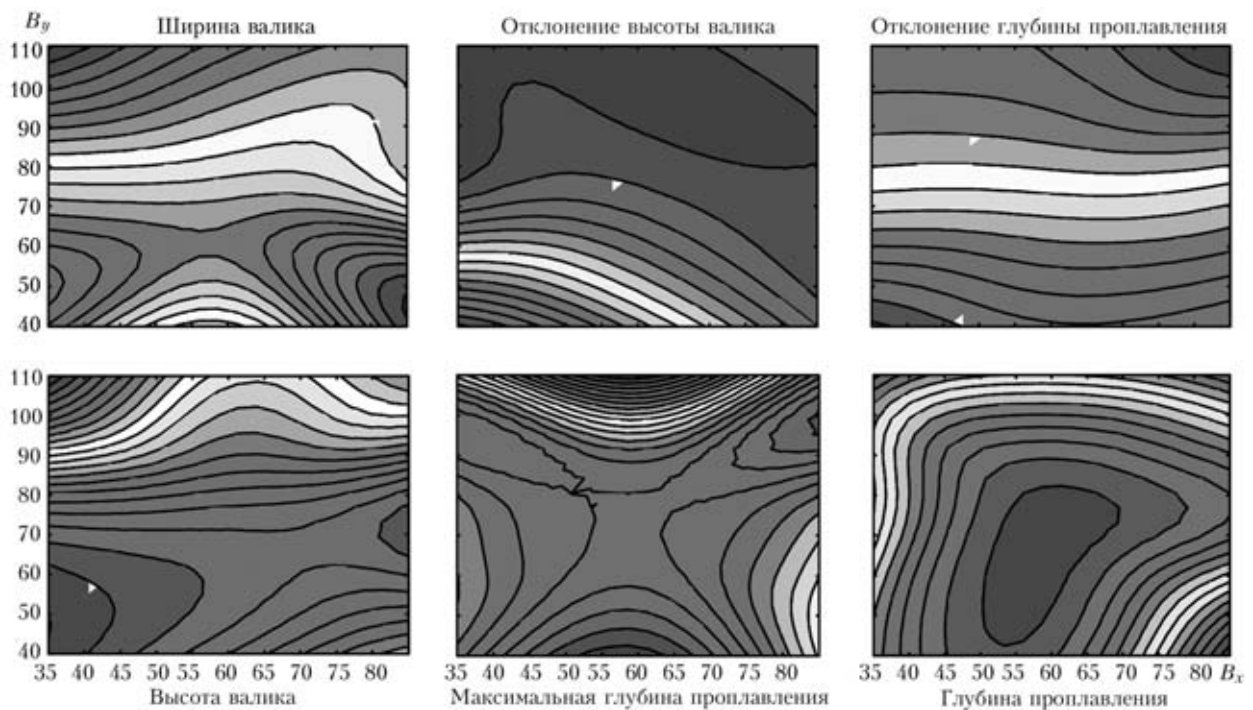


Рис. 4. Влияние индукции поперечного импульсного однополярного МП B_y и индукции аксиального переменного МП установленной частоты B_x на параметры валика

На основе указанных уравнений, связывающих индукцию КМП, применяемую при электродуговой наплавке, с геометрическими размерами сечения валика, построены графики поверхности отклика, которые приведены на рис. 4–6. Эти данные позволяют проанализировать влияние значений индукций МП, входящих в состав КМП, на размеры сечения валика.

Данные показали, что при минимальном значении индукции B_y ширина валика незначительно возрастает в диапазоне индукций B_x от 40 до 57 мТл. Данная тенденция может быть обусловлена положительным влиянием аксиального МП на гидродинамику поверхностного слоя жидкого

металла ванны. Максимальное увеличение ширины валика наблюдается при индукции B_y от 90 мТл, если значения B_x составляют 35...70 мТл. Это объясняется значительным отклонением дуги в одну из сторон перпендикулярно вектору наплавки и возвратно-поступательными ее движениями под воздействием индукции B_x .

При одновременном увеличении индукций B_y и B_x наблюдается устойчивое возрастание асимметрии валика по высоте, тогда как на асимметрию валика по глубине основным влияющим фактором является значение индукции B_y . В качестве оптимальной можно принять значение индукции B_y в пределах от 80 до 110 мТл.

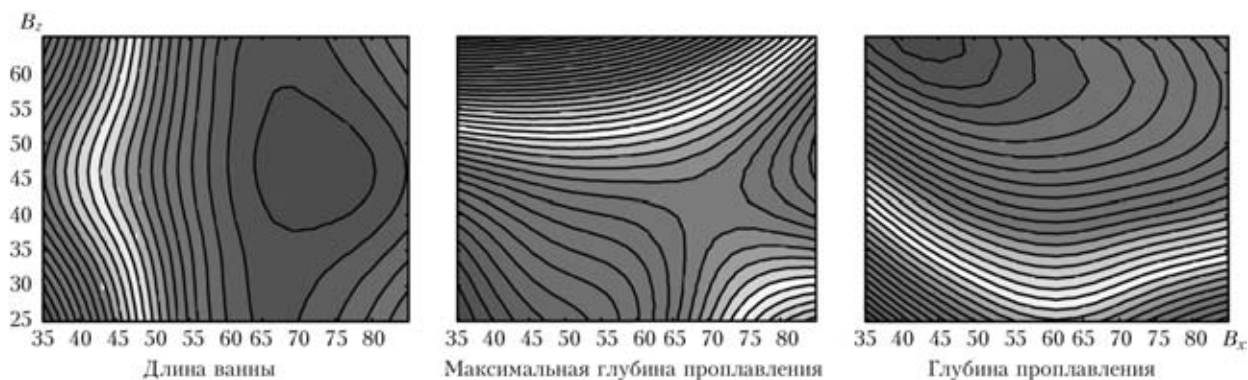


Рис. 5. Влияние индукции аксиального постоянного МП B_z и индукции аксиального переменного МП установленной частоты B_x на параметры валика

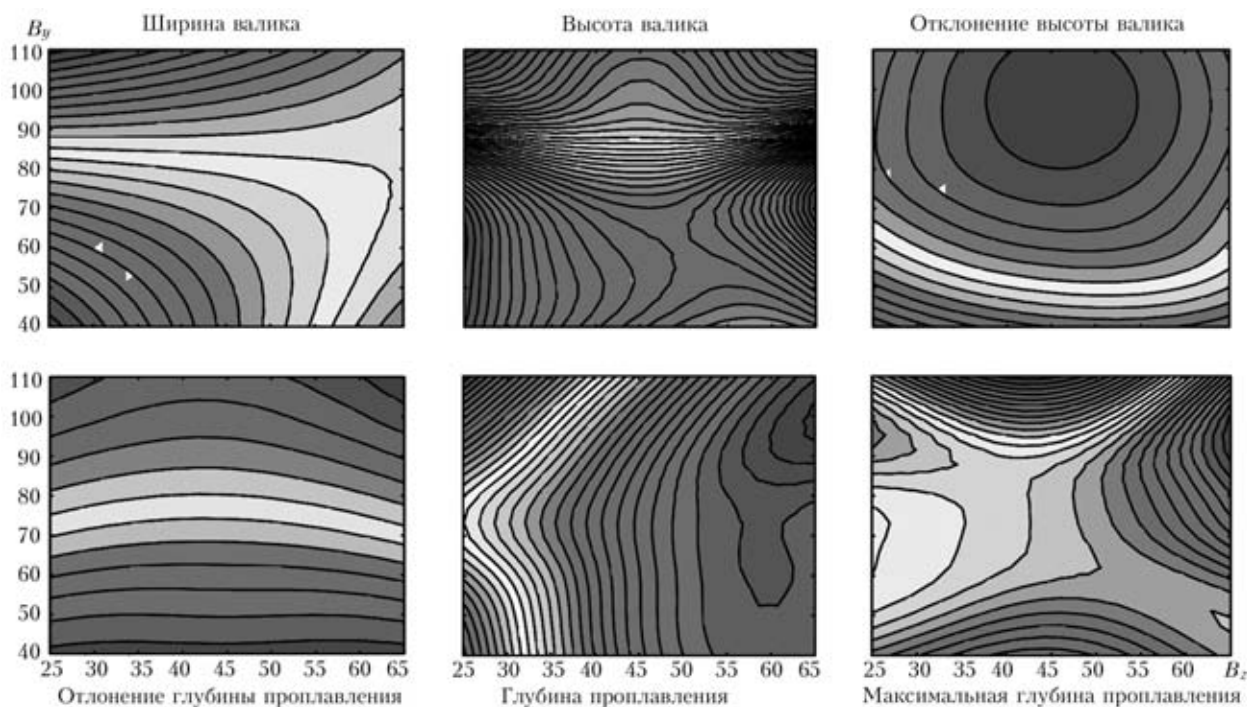


Рис. 6. Влияние индукции поперечного импульсного однополярного МП B_y и индукции аксиального постоянного магнитного поля B_z на параметры валика

Характерные изменения высоты валика и максимальной глубины проплавления под воздействием B_y и B_x показаны на рис. 4. Высота валика уменьшается, а глубина проплавления в смещенной части ее увеличивается при одновременном воздействии поперечного импульсного однополярного МП в пределах от 92 до 110 мТл для аксиального переменного МП в пределах от 35 до 62 мТл.

Получение минимального значения глубины проплавления возможно в достаточно широком диапазоне параметров B_y – B_x . Оптимальным можно принять диапазон B_x от 45 до 76 мТл при индукции $B_y = 66...88$ мТл.

Группа индукций B_x – B_z значительно влияет на глубину проплавления основного металла, а следовательно, и долю основного металла в наплавленном. Оптимальным является диапазон индук-

ций B_z от 55 до 65 мТл при значении индукции B_x в пределах от 35 до 70 мТл. Влияние этой группы индукций на другие размеры сечения валика незначительное.

Группа индукций B_y – B_z оказывает существенное влияние на ширину валика и приводит к увеличению этого параметра во всем диапазоне индукций (рис. 6). Максимальное значение ширины валика наблюдается при изменении индукции B_y в пределах от 94 до 110 мТл, если значение индукции B_z находится в пределах 25...55 мТл. Следует отметить, что в данном диапазоне индукций B_y увеличение индукции B_z приводит к незначительному уменьшению ширины валика. Последнее, очевидно, связано со стабилизирующим воздействием на дугу аксиального постоянного МП (с индукцией B_z).



Высота валика увеличивается при воздействии на ванну поперечным МП индукцией 86...110 мТл. Влияние же постоянной аксиальной составляющей КМП индукции B_z на данный параметр незначительно. Однако в диапазоне индукций $B_z = 42...47$ мТл наблюдается тенденция к уменьшению высоты валика на 8...10 % при значительном увеличении асимметрии валика a_g . Установлено, что максимальное влияние на асимметрию валика как по высоте, так и по глубине оказывает импульсное однополярное поперечное МП B_y . Кроме того, при индукции B_y порядка 100...110 мТл наблюдается увеличение глубины проплавления основного металла на 30...35 % (рис. 4 и 6). Компенсировать нежелательное при наплавке увеличение глубины проплавления по сечению валика позволяет компонента МП B_z при значении ее индукции от 40 мТл и выше.

Таким образом, предложенная в работе комбинация МП при установленных расчетно-экспериментальным путем оптимальных параметрах индукции каждой из составляющих этих полей позволяет значительно расширить возможности управления формой и размерами зоны проплавления основного металла при дуговой наплавке, уменьшить долю участия основного металла в наплавленном.

Выводы

1. Предложенная в работе комбинация МП позволяет более эффективно, чем при использовании одного продольного МП, управлять геометрическими размерами сечения наплаваемого валика.
2. Предложенные методика и уравнения для расчетов размеров сечения валиков при наплавке с воздействием КМП в зависимости от индукции составляющих этого комбинированного МП обеспечивают хорошее совпадение расчетных и экспериментальных данных.
3. При оптимальных параметрах КМП можно в 1,6...1,8 раза уменьшить долю основного металла в наплавленном, что может служить основанием к разработке новых ресурсосберегающих технологий наплавки.

1. Сварка с электромагнитным перемешиванием / В. П. Черныш, В. Д. Кузнецов, А. Н. Брикман, Г. М. Шеленков. — Киев: Техніка, 1983. — 127 с.
2. Будник Н. М., Кулагин А. П. Форма дуги между угольными электродами в продольном магнитном поле // Автомат. сварка. — 1979. — № 3. — С. 59–60.
3. Брижнев В. А., Болдырев А. М. О влиянии продольного магнитного поля на сварочную дугу прямой полярности // Там же. — 1982. — № 1. — С. 15–19.
4. Размышляев А. Д. Магнитное управление формированием швов при дуговой сварке. — Мариуполь: ПГТУ, 2000. — 245 с.
5. Новик Ф. С., Арсов Я. Б. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов. — М.: Машиностроение; София: Техника, 1980. — 304 с.

It is suggested that a combination of three magnetic fields be applied to widen the possibilities of controlling the shape and size of the penetration zone in submerged-arc wire hard-facing. Mathematical models establishing relationship between induction of components of the combined magnetic field (CMF) and cross-section size of the deposited beads were developed by employing the experimental design and regression analysis methods. The software was developed for computation and optimisation of parameters of the arc hard-facing process in CMF by using a friendly interface, and the extent of impact by induction of the components, as well as a combination of these components of the magnetic fields, on cross-section sizes of the deposited beads is shown.

Поступила в редакцию 30.06.2008



СТРУКТУРА И ТВЕРДОСТЬ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВО-МЕДНОГО СПЛАВА

Р. АЛАПАТИ, Д. К. ДВИВЕДИ (Индийский техн. ин-т, г. Рурки, Индия)

Рассмотрены микроструктура, фазовый состав и микротвердость металла сварных соединений из алюминиево-медного сплава (Al 2218), выполненных импульсной дуговой сваркой вольфрамовым электродом в среде защитных газов, в состоянии после сварки и последующей термической обработки. Термическая обработка снижает твердость металла сварных соединений. Высокая частота импульсов (100 Гц) способствует достижению более мелкозернистой структуры металла шва по сравнению с частотой 50 Гц. Термическая обработка приводит к значительному уменьшению доли второй фазы в металле ЗТВ и шва в результате сфероидизации эвтектического кремния.

Ключевые слова: импульсная ТИГ сварка, алюминиево-медный сплав, частота импульсов, микроструктура, микротвердость, термическая обработка, разупрочнение ЗТВ

В авиации и автомобилестроении, где широко применяют термообработанные алюминиево-медные сплавы, детали часто изготавливают с применением таких сварочных процессов, как дуговая сварка металлическим или вольфрамовым электродом в среде защитных газов. Отмеченные сплавы характеризуются более широким диапазоном температур, в которых наступает затвердевание, и склонностью к дисперсионному твердению, что делает их чувствительными к термическому циклу, которому подвергается основной металл во время сварки [1, 2]. Часто возникает проблема растрескивания и разупрочнения металла ЗТВ соединений из алюминиево-медных сплавов [1, 3]. В работах [3–10] приведены результаты исследований по растрескиванию сварного шва из алюминиево-медного сплава. В работах [4, 5] рассмотрено применение различных методик измельчения зерна для улучшения работоспособности алюминиево-медных сварных соединений и уменьшения склонности к растрескиванию. В работах [6, 7] отмечено, что ликвационное растрескивание обусловлено наличием меди и существует допустимый уровень содержания меди во избежание специальных типов растрескиваний. В работе [8] показано, что растрескивание алюминиево-медных сплавов 2219 происходит из-за недостатка расплавленного металла с обратной стороны шва для заварки трещин.

Дальнейшее изучение металлографических аспектов металла сварных соединений алюминиево-медных сплавов будет способствовать промышленному применению надежных сварных конструкций из них. Данное исследование про-

водили с целью изучения влияния параметров импульсной дуговой сварки вольфрамовым электродом в среде защитных газов и послесварочной термической обработки на структуру и твердость соединений из крупнозернистых литых алюминиево-медных сплавов (наиболее подвержены растрескиванию).

Методика эксперимента. В данном исследовании алюминиево-медный сплав 2218 выбирали из серии 2000. Сплав был изготовлен литьем в песчаную форму в виде пластин размером 100×50×7 мм из основных сплавов Al-10 % Mg, Al-30 % Ni, Al-50 % Cu и Al-50 % Si и чистого алюминия (99,99 %). Номинальный состав алюминиевого сплава 2218 следующий, мас. %: 4,0 Cu; 1,5 Mg; 2,0 Ni; 92,5 Al (кремний отсутствует). В качестве присадочного материала для сварки двух алюминиево-медных сплавов использована присадка А-405 (Al-5 % Si), уменьшающая склонность алюминиево-медных сплавов к растрескиванию.

Сварку стыковых соединений из алюминиево-медного сплава выполняли со скоростью перемещения дуги 60 мм/мин 2%-м торированным вольфрамовым электродом полуавтоматом СЕ-BORA 360. Во время сварки применяли систему BUG-O для перемещения горелки с постоянной скоростью. Во время сварочного процесса поддерживали следующие параметры: $d_{эл} = 3,0$ мм; $U_d = 18$ В; $I_{св} = 125$ А; $I_{max} = 282$ А; $l_d = 2,5$ мм; защитный газ — аргон; $f_{имп}$ для образца № 1 соответственно 100 и № 2 — 50 Гц; ПВ — соответственно 30 и 35 %.

Оценку тепловложения E проводили на примере сварки валика на пластине швами из алюминиево-цинкомагниевого сплава. Потребляемую энергию оценивали с помощью следующего уравнения [9]: E (Дж/мм) = U_d (В) · $I_{св}$ (А) / $v_{св}$ (мм/с), где $I_{св} = ((I_B T_B) + (I_P T_P)) / (T_B + T_P)$.



С целью изучения влияния послесварочной термической обработки (Т6) на твердость и микроструктуру сварного шва сварные соединения обрабатывали при температуре 510 °С в течение 4 ч, затем проводили закалку в воде при комнатной температуре и искусственное старение при температуре 175 °С в течение 6 ч.

Образцы вырезали из сварного соединения, поперечное сечение которого полировали с помощью стандартной металлографической процедуры. Перед микроскопическим исследованием отполированные образцы протравливали реактивом Келлера. Микроснимки различных зон, таких как сварной валик, линия сплавления, ЗТВ и основного металла, были получены с помощью микроскопа Leitz MM-6 с разной степенью увеличения. Фазовый анализ проводили с использованием компьютерной программы Image для просмотра изображений.

Микротвердость по Виккерсу измеряли на одной стороне сварного соединения с середины шва до основного металла с интервалом 1 мм при нагрузке 100 г, используя прибор для испытания микротвердости Leitz. Твердость измеряли как в состоянии после сварки, так и после термообработки.

Результаты и обсуждения. Из рис. 1 видно, что, начиная от основного металла и до металла

шва, наблюдаются значительные изменения в микроструктуре. Микроснимки показали уменьшение доли низкоплавящихся фаз по межзеренной границе в металле ЗТВ по сравнению с основным металлом, что можно объяснить растворением частиц второй фазы под влиянием термического цикла сварки, которому подвергается металл вблизи границы сплавления в ЗТВ. Обнаружено, что зернистая структура в центре шва более мелкая, чем возле границы сплавления. Это происходит главным образом из-за изменений условий затвердевания (структурное переохлаждение) от границы сплавления шва до его центра. Высокий коэффициент G/R (где G — реальный температурный градиент; R — скорость роста) на границе сплавления шва приводит к крупнозернистой столбчатой структуре по сравнению с той, что наблюдается в центре шва [2, 10]. В металле шва также видны межзеренные трещины, которые формируются в основном в результате усадочного напряжения, наблюдаемого при затвердевании низкоплавящихся фаз по границе зерен, так как именно в этой области локализируются остаточные усадочные напряжения. Недостаточное количество низкоплавящихся точечных фаз, особенно перед конечной стадией затвердевания, может быть основной причиной образования межзеренных трещин в металле шва, в котором не обеспечива-

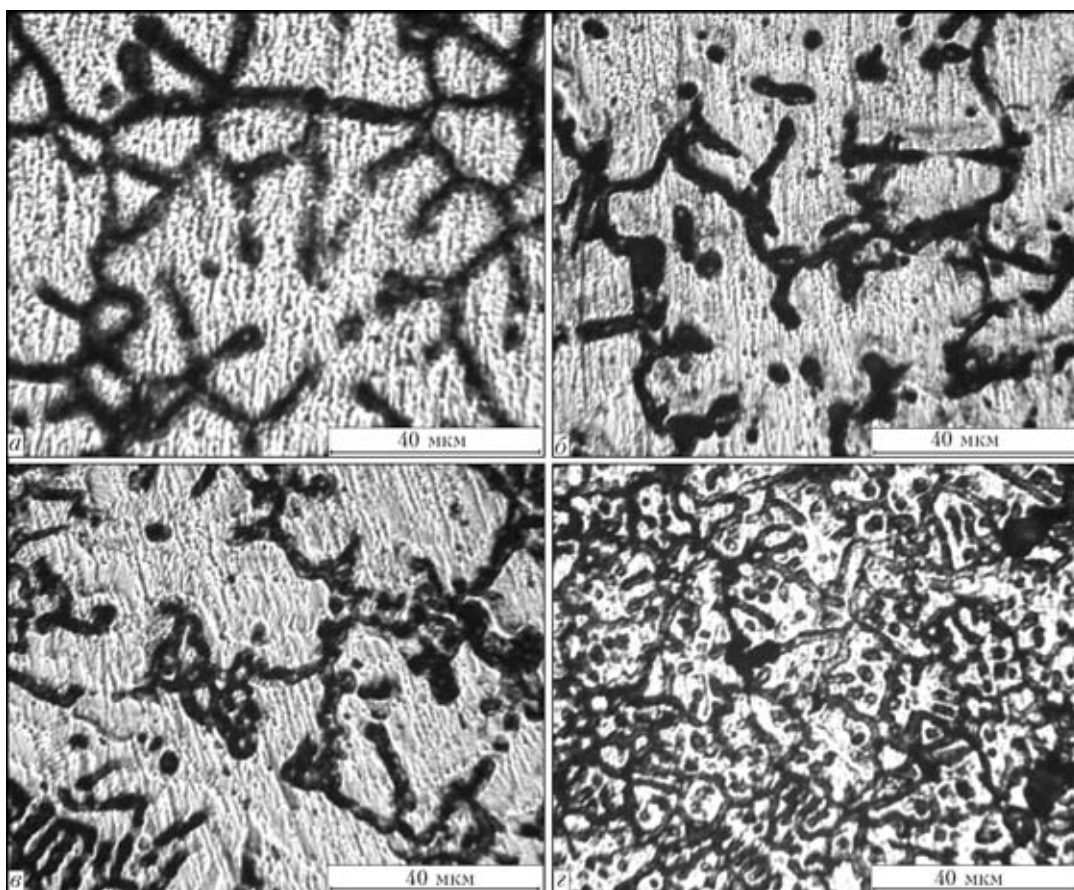


Рис. 1. Микроструктура основного металла (а), металла ЗТВ (б), границы сплавления (в) и металла шва (г) сварного соединения сплава 2218



Таблица 1. Характеристики микроструктуры сплава 2218

№ образца	$f_{\text{имп}}$, Гц (ПВ, %)	Средняя величина зерен α -Al, мкм	Объем доли α -Al, %	Средний размер зерна эвтектики, мкм	Объем доли эвтектики, %
1	$\frac{100}{100}$ (35/35)	$\frac{28,5}{23,64}$	$\frac{42,1}{68,2}$	$\frac{32,0}{8,90}$	$\frac{47,9}{30,6}$
2	$\frac{50}{50}$ (30/30)	$\frac{24,82}{14,10}$	$\frac{35,5}{46,8}$	$\frac{42,4}{16,4}$	$\frac{59,3}{56,9}$
3	$\frac{100}{100}$ (30/30)	$\frac{51,36}{19,9}$	$\frac{57,3}{51,2}$	$\frac{28,48}{17,9}$	$\frac{55,3}{48,6}$
4	$\frac{50}{50}$ (35/35)	$\frac{50,11}{12,65}$	$\frac{57,3}{16,3}$	$\frac{20,30}{51,5}$	$\frac{36,2}{73,7}$

Примечания. 1. Образцы № 1, 2 — образцы металла шва, 3, 4 — металла ЗТВ. 2. В числителе приведены данные после сварки, в знаменателе — после термообработки.

ется заварка появляющихся трещин с помощью наполнения расплавленным металлом с обратной стороны [11].

На рис. 2, а светлая протравленная область была идентифицирована как твердый раствор алюминия (α -Al), а энергодисперсионный анализ того же участка показал, что он главным образом содержит алюминий и другие элементы в очень

малых количествах. Энергодисперсионный анализ второй фазы (рис. 2, б) на границе зерен показал, что он богат легирующими элементами. Низкоплавящаяся фаза по границе зерен содержит, мас. %: 14,32 Cu, 8,26 O₂, 1,57 Mg, 12,66 Ni и сбалансированный алюминий. Энергодисперсионный спектр металла ЗТВ и металла шва показаны на рис. 3, результаты анализа изображений различных областей сварных соединений в состоянии после сварки и термической обработки приведены в табл. 1. Энергодисперсионный спектр металла ЗТВ (94,89 % Al; 2,0 % Cu; 1,10 % O₂; 1,55 % Mg; 0,46 % Ni, рис. 3, а) указывает на более низкую концентрацию легирующих элементов, возможно, за счет гомогенизации и растворимости насыщенных фаз, богатых легирующими элементами. Энергодисперсионный анализ металла шва (84,29 % Al, 6,41 % Cu, 3,37 % O₂, 0,6 % Mg, 1,99 % Ni, 3,16 % Si) показал наличие кремния и меди, что указывает на растворимость, вызванную плавлением основного металла и смешиванием с присадочным металлом (рис. 3, б).

Обнаружено также, что на микроструктуру металла шва оказывают влияние параметры импульсов. Так, сварные соединения, выполненные с использованием частоты импульсов 100 Гц, показали более мелкую структуру, чем при частоте

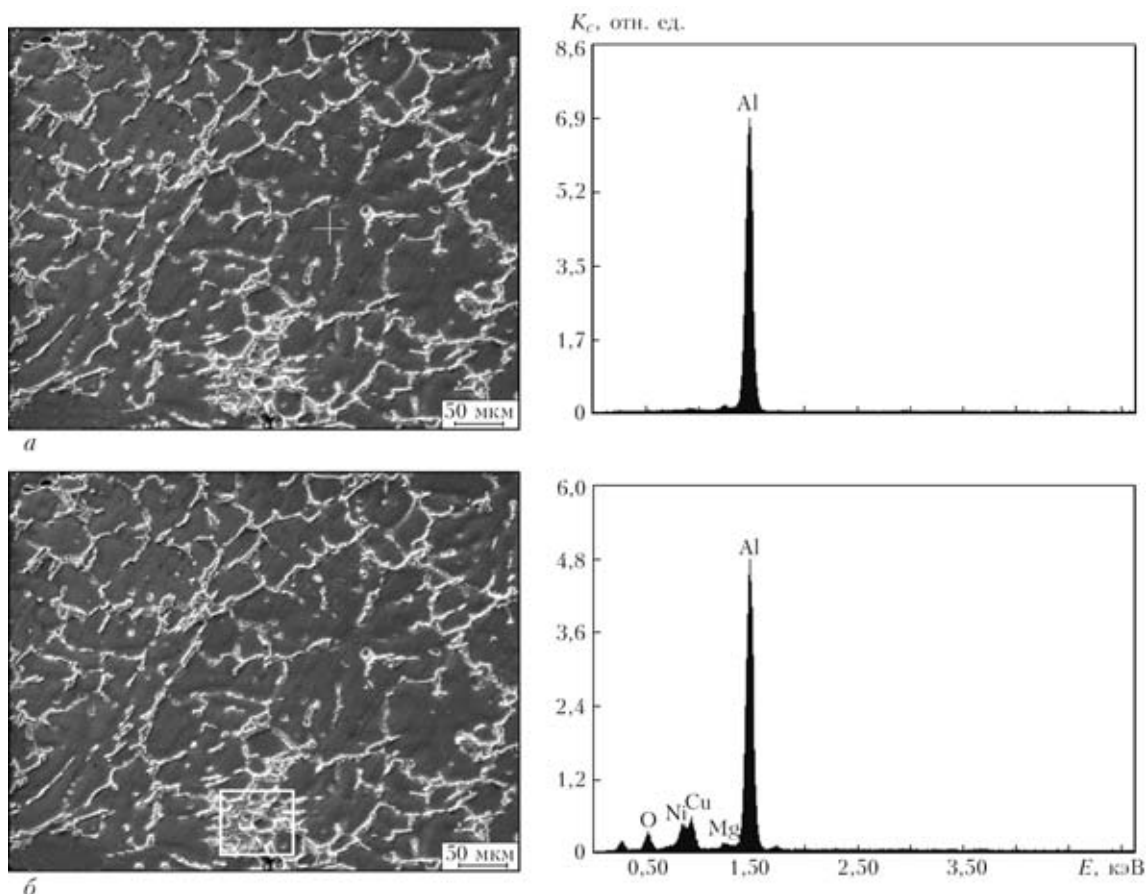


Рис. 2. Микроструктура и энергодисперсионный спектр распределения элементов в основном металле: а — твердый раствор алюминия; б — низкоплавящаяся фаза на границе зерен

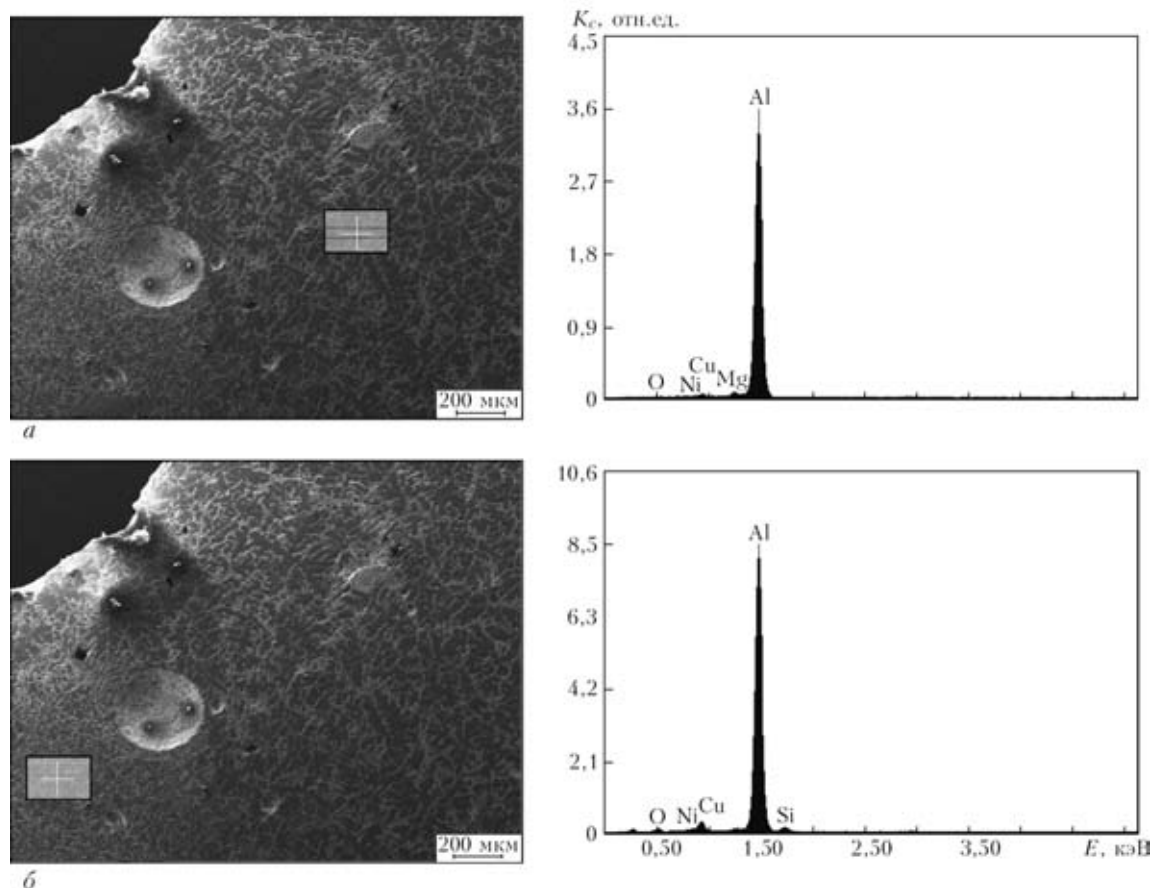


Рис. 3. Микроструктура и энергодисперсионный анализ металла ЗТВ (а) и металла шва (б) сварного соединения сплава 2218

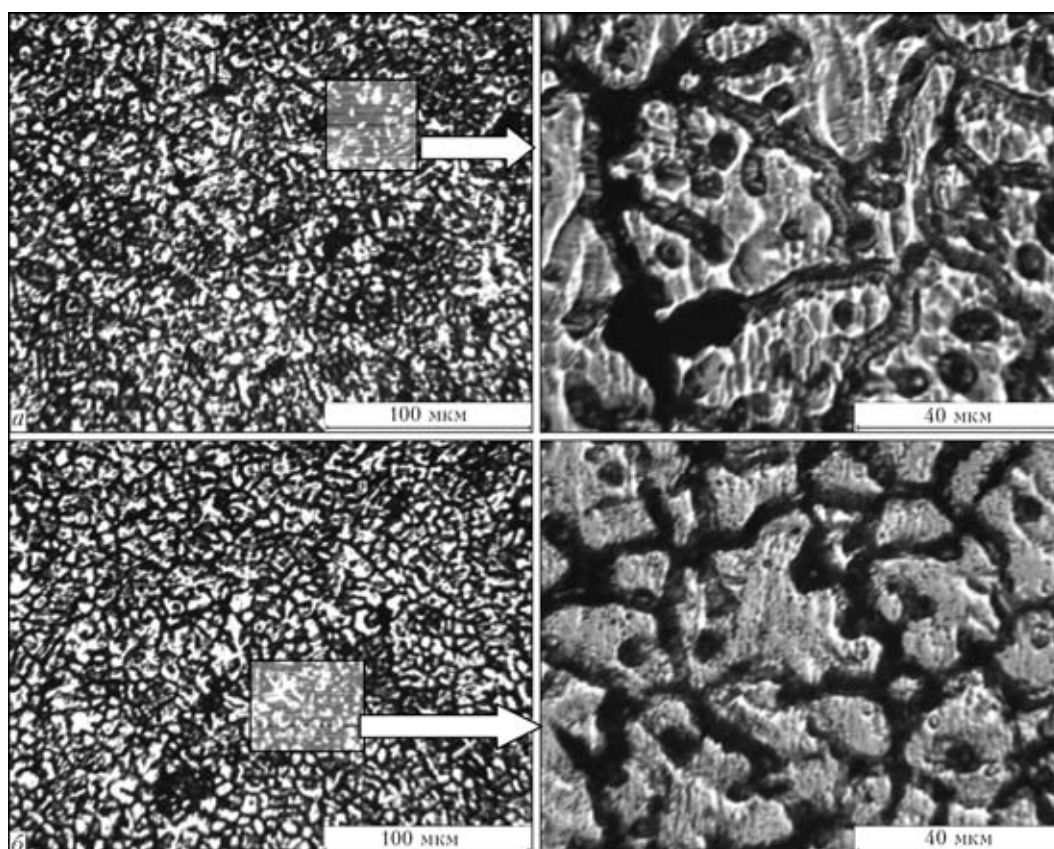


Рис. 4. Микроструктура металла шва, полученная при частоте импульсов 50 (а) и 100 Гц (б), после сварки

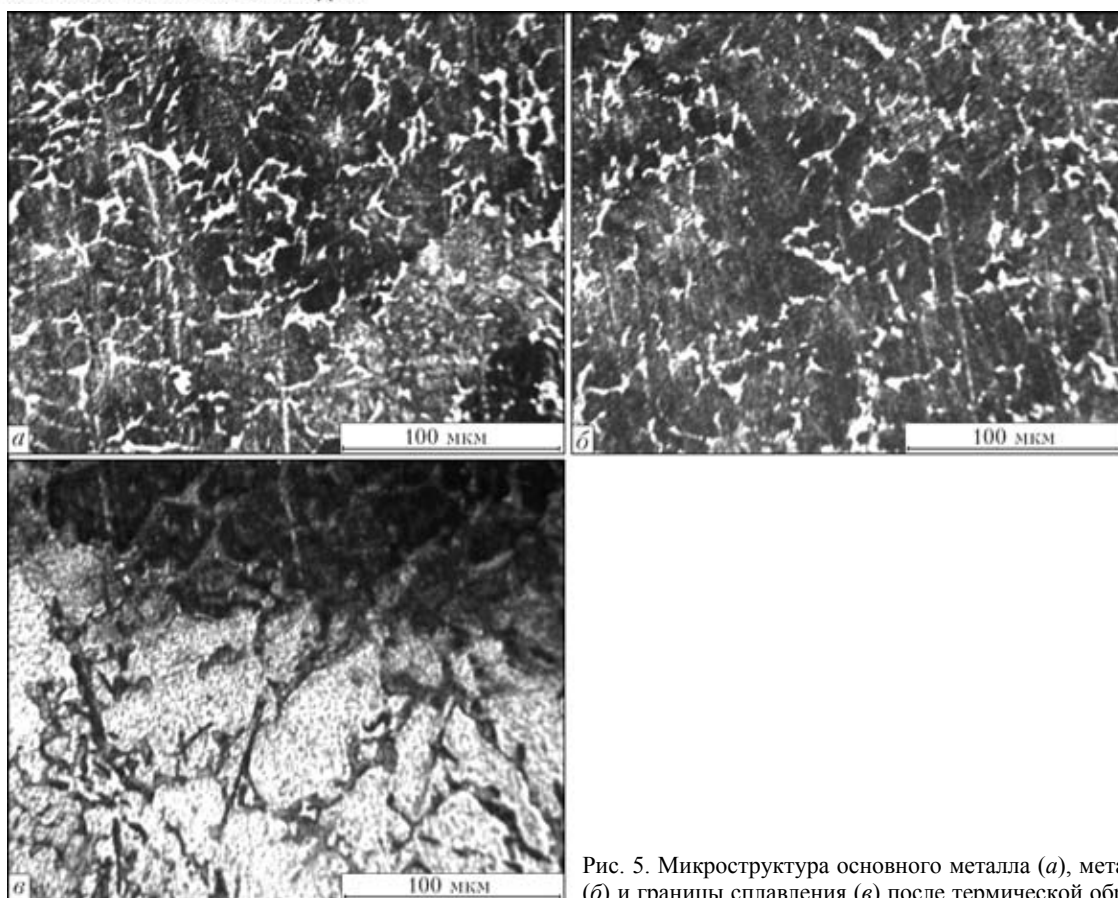


Рис. 5. Микроструктура основного металла (а), металла ЗТВ (б) и границы сплавления (в) после термической обработки

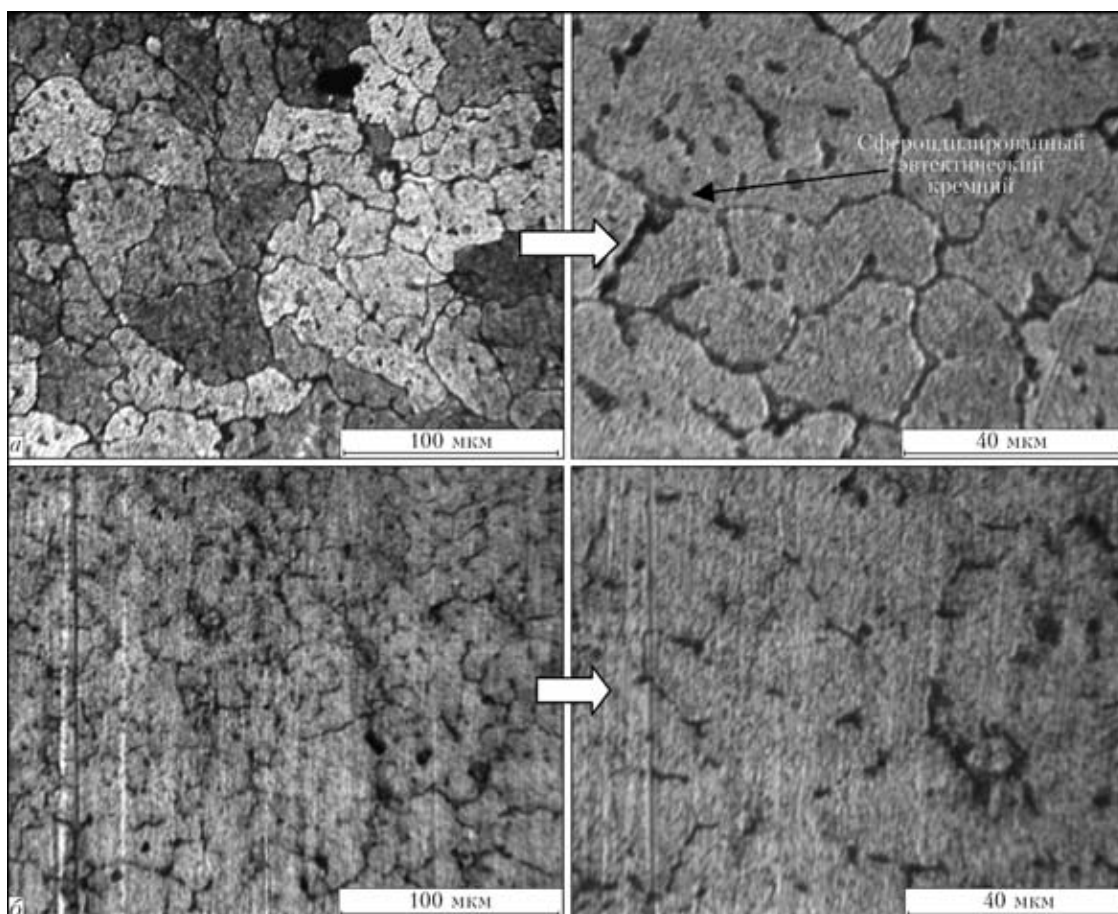


Рис. 6. Микроструктура металла шва, полученного при частоте импульсов 50 (а) и 100 Гц (б) после термической обработки

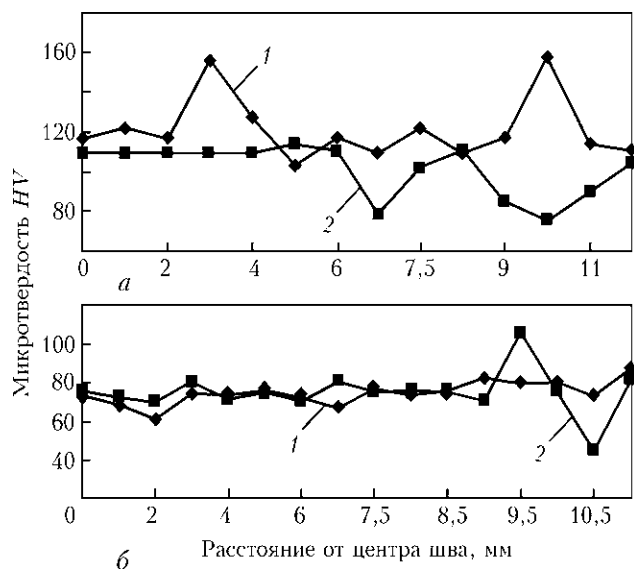


Рис. 7. Распределение микротвердости в металле сварного соединения, выполненного при частоте импульсов 100 (1) и 50 Гц (2), в состоянии после сварки (а) и последующей термической обработки (б)

50 Гц (рис. 4). Эти наблюдения имеют отношение к более ранним разработкам [2–4, 9–11]. Послесварочная термическая обработка (Т6) сварных соединений показала существенные изменения в микроструктуре всех зон — основного металла, металла ЗТВ, границ сплавления и металла шва (рис. 5, 6), а также привела к сокращению доли кристаллов второй фазы (рис. 6). Микроструктура послесварочных образцов, которые прошли термическую обработку, показала, что она ведет к растворению низкоплавящихся фаз по границе зерен, и в то же время происходит сфероидизация эвтектического кремния в металле шва. Сокращение доли вторичных частиц и мелких выделений из металла шва и ЗТВ должно уменьшить микротвердость.

Микротвердость металла шва, полученная при частоте импульсов 100 Гц, оказалась выше, чем полученная при частоте 50 Гц (табл. 2). Увеличение микротвердости металла шва может происходить в результате измельчения зерен α -Al при более высокой частоте импульсов. Изменение твердости в зависимости от расстояния от центра шва приведено на рис. 7, 8. Как видно из рис. 7, частота импульсов оказывает большее влияние на микротвердость в состоянии после сварки, чем при термической обработке, однако влияние послесварочной обработки на микротвердость от центра шва до основного металла более очевидно (рис. 8). После термической обработки твердость заметно уменьшается, что может быть обусловлено возвратом и перестариванием выделений вблизи линии сплавления и в металле ЗТВ, поскольку алюминий-медные сплавы, как известно, имеют склонность к перестариванию во время сварки [2]. Понижение твердости также может

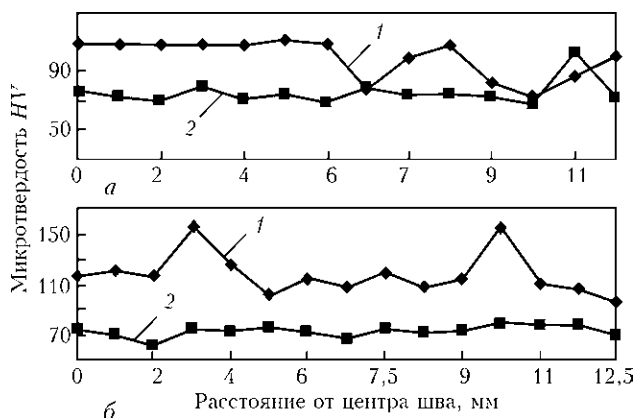


Рис. 8. Распределение микротвердости в металле сварного соединения, выполненного после сварки (1) и последующей термообработки (2) и частоте импульсов 50 (а) и 100 Гц (б)

Таблица 2. Микротвердость металла шва соединений сплава 2218

№ образца	$f_{\text{имп}}, \text{Гц}$	ПВ, %	Микротвердость (HV) в условиях	
			после сварки	после термообработки
1	100	35	122,2	71,2
2	50	30	109,8	74,25

быть объяснено укрупнением алюминиевых зерен и растворением частицы второй фазы в матрице алюминия. Обнаружено, что твердость металла шва в условиях термической обработки ниже, чем в состоянии после сварки при обеих импульсных частотах. К тому же послесварочная закалка увеличила согласованность показателей твердости металла шва и ЗТВ.

В заключение следует отметить, что доля низкоплавящейся вторичной фазы, богатой легирующими элементами и проходящей по границе зерен, уменьшается с приближением от основного металла к границе сплавления.

Более высокая частота импульсов (100 Гц) приводит к более мелкой структуре зерен в металле шва по сравнению с более низкой частотой импульсов (50 Гц).

Термическая обработка приводит к существенному сокращению доли составляющей второй фазы в металле ЗТВ и металле шва, при этом происходит сфероидизация эвтектического кремния.

Послесварочная термообработка приводит к значительному снижению твердости металла шва и ЗТВ, однако согласованность распределения твердости от основного металла до границы сплавления шва увеличивается.

1. Dudas J., Handins F. R. Preventing weld cracks in high strength aluminum alloys // Welding J. — 1966. — № 6. — P. 241–249.
2. Sindo Kou. Welding metallurgy. — 2nd ed. — New York: John Wiley & Sons, 2003.



3. *Ma T., Den Ouden G.* Softening Behaviour of Al–Mg–Zn alloys due to welding // *Mater. Sci. and Eng. A.* — 1999. — **266**. — P. 198–204.
4. *K. Prasada Rao.* Fusion zone grain refinement in GTA welds using magnetic arc oscillation and current pulsing // *Proc. of the National conf. on recent advances in materials processing (RAMP-2001)*, 7–8 Sept., 2001. — 2001. — P. 176–196.
5. *Grain refinement through arc manipulation techniques in Al–Cu welds / K. Rao, S. R. Madhusudan Reddy, G. Kamaraj, M. K. P. Rao* // *Mater. Sci. and Eng. A.* — 2005. — **404**. — P. 227–234.
6. *Haug C., Kou S.* Liquation cracking in full penetration Al–Cu welds // *Welding J.* — 2004. — № 2. — P. 50–58.
7. *Haug C., Kou S.* Liquation mechanisms in multi component aluminum alloys during welding // *Ibid.* — 2004. — № 10. — P. 211–222.
8. *Gupta R. K., Narayan Murty S. V. S.* Analysis of crack in aluminium alloy AA2219 weldment // *Eng. Failure Analysis.* — 2006. — № 13. — P. 1370–1375.
9. *Manti R., Dwivedi D. K., Agarwal A.* Pulse TIG welding of two Al–Mg–Si alloys // *Mater. Eng. and Performance (accepted)*.
10. *Manti R., Dwivedi D. K., Agarwal A.* Microstructure and hardness of Al–Mg–Si weldments produced by pulse GTA welding // *Intern. J. of Advance Manufacturing Technology.* — 2008. — **36**, № 3/4. — P. 269–263.
11. *Manti R., Dwivedi D. K.* Influence of pulse TIG welding parameters on microstructure and microhardness of Al–Mg–Si alloys weld joints // *Intern. conf. on advances in materials processing and characterization*, Chennai: Anna University, 2006, 28–30 Aug. — P. 524–531.

The paper deals with the microstructure, phase composition and microhardness of metal in welded joints of aluminium-copper alloy (Al 2218) made by gas-shielded tungsten-electrode pulsed-arc welding in as-welded condition and after heat treatment. Heat treatment lowers the hardness of welded joint metal. High frequency of pulses (100 Hz) promotes achievement of a more fine-grained structure of weld metal compared to 50 Hz frequency. Heat treatment leads to a significant reduction of the share of the second phase in the metal of the HAZ and weld as a result of eutectic silicon spheroidization.

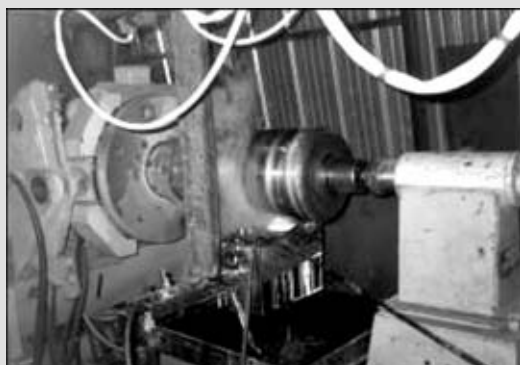
Поступила в редакцию 11.06.2008

ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННАЯ ОБРАБОТКА

Процесс ЭПО осуществляется на установках, имеющих следующую схему. Изделие устанавливают на стандартный манипулятор. Под изделие, которое является катодом, подводят электролитный нагреватель, включенный в электрическую цепь как анод. Электролит из бака подается насосом в нагреватель и замыкает электрическую цепь между электродом (сетчатым анодом) и поверхностью изделия через электролит (водный раствор соли).

Преобразование электрической энергии в тепло идет в слое плазмы, приграничном изделию (катоде).

Плазмообразующим материалом является электролит на водной основе, поэтому им же осуществляется охлаждение нагретой поверхности. Для повышения производительности обработку можно выполнять несколькими нагревателями одновременно. ЭПО повышает работоспособность изделия в 2–3 раза. Технология позволяет в широких пределах изменять скорость нагрева и охлаждения (50–400 °C/с) и соответственно толщину закаленного слоя (от 0,1 до 10 мм).



Контакты: Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины,
03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11, отд. № 6.
Тел.: (38044) 287 26 88



ВЛИЯНИЕ СОСТАВА ПЛАЗМООБРАЗУЮЩЕЙ ВОЗДУШНОГАЗОВОЙ СМЕСИ НА ПАРАМЕТРЫ СТРУИ ПЛАЗМОТРОНА

В. Н. ПАЩЕНКО, канд. техн. наук (НТУУ «Киевский политехнический институт»)

Исследована возможность управления энергетическими параметрами плазмотронов с комбинированным подводом энергии. Показано, что путем изменения содержания углеводородного компонента в исходной плазмообразующей смеси в процессе работы можно менять в достаточно широких пределах абсолютное значение мощности плазмотрона и его удельные энергетические параметры, а также влиять на окислительно-восстановительный потенциал рабочего тела и условия работы электродов. Предложено несколько возможных режимов эксплуатации плазмотронов с углеводородным компонентом в исходной плазмообразующей смеси, которые позволяют в рамках одной неизменной конструкции менять условия проведения технологического процесса.

Ключевые слова: нанесение покрытий, поверхностная обработка, плазмотроны, комбинированный подвод энергии, управление мощностью плазмотрона, окислительно-восстановительный потенциал среды

Плазменные источники тепла (плазмотроны) широко используются в процессах инженерии поверхности для нанесения покрытий и поверхностной обработки изделий с целью управления свойствами поверхностного слоя и восстановления исходных геометрических размеров изношенных деталей.

Наибольшее распространение получили дуговые плазмотроны. В процессе взаимодействия с потоком омывающего дугу газа дуговой электрический разряд отдает газу часть своей энергии, достаточную для перевода вещества в состояние низкотемпературной плазмы. Традиционно используются нейтральные и инертные плазмообразующие газы и их смеси с газовыми компонентами, повышающими общий уровень энтальпии плазменного потока.

В Институте газа НАН Украины в 1960-х годах были начаты работы по созданию нагревательных устройств с использованием электроусиления пламени — электрогазовых горелок, а впоследствии дуговых плазмотронов, работающих на горючих смесях воздуха с углеводородными газами (газовоздушных смесях). Использование смесей воздуха с углеводородными газами (метаном, пропан-бутаном, природным газом) позволяет управлять окислительно-восстановительным потенциалом среды, в которой осуществляется обработка материала, и вносить дополнительную энергию с горючим компонентом плазмообразующего газа.

Отмеченная характерная особенность плазменных потоков, которые генерируются из смесей воздуха с углеводородными газами, выгодно от-

личает плазменные процессы обработки материалов и поверхностей изделий от традиционных процессов, реализуемых с использованием инертных и нейтральных газов.

Плазменные струи газозвуковых плазмотронов за счет выделения тепла при догорании горючих компонентов (CO , H_2) высокотемпературного газового потока при подсосе воздуха из окружающей среды имеют более наполненные профили температуры и скорости на всех дистанциях обработки материала. Равномерное распределение упомянутых параметров в рабочем объеме струи позволяет эффективнее использовать исходный материал, активно защищать его от взаимодействия с кислородом подсосываемого воздуха. Напыление газозвуковыми плазмотронами может быть реальной альтернативой сверхзвуковым газопламенным процессам. За счет резкого повышения температурного уровня ведения процесса значительно расширяется номенклатура материалов, из которых формируются покрытия. При этом сохраняются характерная для газопламенных процессов возможность управления окислительно-восстановительным потенциалом среды, в которой осуществляется обработка материала, и высокие значения скорости потока высокотемпературного газа, присущие сверхзвуковым газопламенным процессам.

Плазмотроны, использующие горючие компоненты в составе исходной плазмообразующей газовой смеси, относятся к высокотемпературным источникам нагрева с комбинированным подводом энергии. Общая энергия поступает к рабочему телу (потоку газа) от источника электроэнергии через электромагнитное поле, а также от продуктов сгорания горючего компонента плазмообразующей смеси в виде тепловой энергии.



Процесс передачи электрической энергии определяется значением тока дуги, вольт-амперной характеристикой аппарата, коэффициентом полезного действия и осуществляется в основном в пределах конструкции плазмотрона. Доля этой составляющей потока энергии достигает, как правило, 85...95 % и является определяющей в энергетическом балансе рабочего тела.

Наряду с основной составляющей потока энергии формируется и тепловая энергия сгорания. Значительное влияние на обе составляющие энергетического баланса оказывает содержание углеводородного (горючего) компонента исходной плазмообразующей газовой смеси.

Влияние горючего компонента на мощность газоздушных плазмотронов исследовано в работах [1–4].

Экспериментально установлена зависимость изменения напряженности электрического поля вдоль столба дуги от содержания углеводородного компонента в исходной плазмообразующей смеси. В формуле обобщенной вольт-амперной характеристики учитывается интегральное влияние содержания углеводорода на напряжение на дуге комплексом вида $(1 + n)^m$, где n — содержание углеводорода в смеси, об. %; m — эмпирический коэффициент, значение которого в зависимости от конструктивной схемы плазмотрона изменяется в пределах 0,530...0,778 [1]. Замечено, что при росте напряжения на дуге зависит от места ввода углеводородного компонента. На этом факте основывается предложенный в работе [4] способ стабилизации напряжения на дуге. В работе [5] проведена количественная оценка влияния углеводородного компонента на интегральное значение напряжения на дуге (в том числе при малом содержании углеводорода).

Однако на сегодня практически отсутствует комплексный анализ влияния углеводородного компонента на энергетические параметры плазменной струи, не сформулированы также основные принципы управления этими параметрами, в том числе с учетом окислительно-восстановительных способностей рабочего тела.

Возможность управления энергетическими параметрами плазмотронов путем изменения количества и места ввода углеводородного компонента плазмообразующей смеси исследовали на экспериментальном стенде с использованием в качестве углеводорода природного газа (до 16 об. % или 4...5 об. % пропан-бутана). Исследования проведены на двухэлектродных плазмотронах линейной схемы с вихревой пространственной стабилизацией дуги и автогазодинамической стабилизацией ее длины. Установлено [5], что добавление природного газа (метана) в исходный плазмообразующий воздух существенно изменяет условия горения дуги. Это проявляется как в повышении

общего уровня напряжения на дуге, так и в изменении характера распределения тепловых потерь и тока дуги вдоль дугового канала. Упомянутые эффекты проявляются уже при незначительном (менее 1 об. %) содержании природного газа в исходной плазмообразующей смеси.

На рис. 1 показаны характерные этапы (I–IV) изменения напряжения на дуге при увеличении содержания природного газа в плазмообразующей смеси.

На этапе I наблюдается резкое (на 10...16 %) увеличение напряжения при переходе от воздуха к смеси с содержанием углеводорода не более 0,2...0,7 об. %.

При повышении содержания углеводорода в смеси до 4...5 об. % (этап II) темп возрастания напряжения значительно снижается, а при 5...9 об. % (этап III) значение напряжения практически остается постоянным.

Обогащение смеси углеводородом более чем на 10 об. % (этап IV) вызывает увеличение напряжения на дуге с монотонностью приблизительно 3 % значения напряжения на каждые 5 об. % углеводорода. Такое резкое увеличение напряжения на дуге при добавке незначительной объемной доли углеводородного компонента может иметь несколько вариантов пояснений [6, 7]. Наиболее вероятным является версия о влиянии на напряженность электрического поля изменения условий горения электрической дуги как следствия радиального распределения компонентов плазмообразующей смеси под действием термодиффузии [6].

Если предположить наличие существенного эффекта в распределении компонентов в дуговом канале в результате термодиффузии при применении газовых смесей системы N–C–O–H, можно

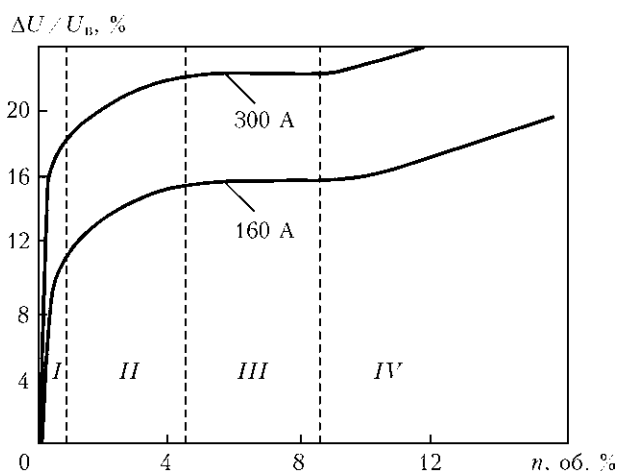


Рис. 1. Зависимость степени повышения напряжения на дуге плазмотрона $\Delta U/U_{\text{в}}$ от содержания n углеводорода в исходной плазмообразующей смеси: ΔU — увеличение напряжения на дуге при добавлении горючего компонента по сравнению с его исходным значением на воздухе; $U_{\text{в}}$ — напряжение на дуге при работе на воздухе; I–IV — см. в тексте



считать, что при добавлении углеводорода дуга из «азотной» превращается в «водородную». При этом происходит перестройка электропроводной области потока газа: диаметр столба дуги увеличивается, а температура и удельный тепловой поток уменьшаются. Падение электропроводности пристенного слоя газа изменяет условия шунтирования дуги. Имеет место удлинение дуги при прочих неизменных условиях [7].

Таким образом, можно утверждать, что повышение напряжения на дуге при добавлении углеводородного компонента осуществляется двумя путями: прогнозируемым повышением напряженности электрического поля (дуга стала «водородной») и увеличением длины дуги.

Результаты исследования влияния увеличения длины дуги на падение напряжения на ней свидетельствуют о том, что ее удлинение на зафиксированные 20...40 % может способствовать по сравнению с работой на плазмобразующем воздухе повышению интегрального значения напряжения лишь на 4...6 % (с учетом повышения на 20...25 % напряженности электрического поля на основном участке столба дуги). Поэтому установленное опытным путем возрастание напряжения на дуге на 7...25 % при добавлении углеводородного компонента в основном происходит в связи с изменением локальных значений напряженности электрического поля на характерных участках электрической дуги.

На основании изложенного выше можно сделать вывод, что первым энергетическим режимом эксплуатации плазмотрона с комбинированным подводом энергии может быть режим с добавлением к исходному плазмобразующему воздуху около 1 об. % углеводорода (около 0,3 об. % пропан-бутана). При этом коэффициент расхода окислителя исходной плазмобразующей смеси $\alpha = 15...20$, т. е. повышение мощности практически не влияет на окислительно-восстановительный потенциал плазменной струи — струя плазмотрона остается окислительной. Переход на такую плазмобразующую смесь за счет изменения условий существования дугового разряда позволяет скачкообразно повысить напряжение на дуге (а соответственно и мощность плазмотрона) на 8...16 % без увеличения токовой нагрузки на электроды. Углеводородный компонент плазмобразующей среды в данном случае является лишь инструментом управления общей мощностью генератора.

Добавление до 1 об. % углеводорода в плазмобразующую смесь ощутимо не влияет на уровень теплового потока в термохимический катод (в пределах ошибки измерений), хотя условия его работы меняются в связи с изменением химического состава компонентов газовой смеси на привязанном участке дуги.

Тепловой поток в выходной электрод возрастает, что связано с удлинением дуги в пределах анода. При этом интенсификация эрозии материала анода в зоне привязки электродного пятна не происходит.

Темпом возрастания мощности плазмотрона в рассматриваемом случае можно управлять, используя раздельную подачу компонентов плазмобразующей смеси или изменив место введения углеводорода в дуговой канал.

Применение плазмотронов с комбинированным подводом энергии для нанесения покрытий из материалов, для которых характерен достаточно высокий коэффициент трудности плавления [8] и которые отличаются чувствительностью к химическому составу той среды, где осуществляется их нагрев и ускорение, целесообразно при повышении содержания углеводородного компонента до значений, близких к стехиометрическому (8...10 об. % метана или $\alpha = 1$). Это второй энергетический режим эксплуатации плазмотрона.

Кроме прогнозируемого возрастания мощности на 16...20 %, в этом случае появляются реальные возможности управления размером активной зоны плазменной струи, ее химическим составом, а также процессом передачи энергии материалу, формирующему покрытие. Например, изменение коэффициента расхода окислителя плазмобразующей смеси от $\alpha = \infty$ (воздух) до 1 приводит к увеличению энтальпии на продольной оси струи плазмы на расстоянии (дистанции) $L = 50...200$ мм от среза сопла плазмотрона на 3...8 %, а при $L < 40$ мм — на 20...25 % (рис. 2). Одновременно происходит повышение температуры плазменной струи, при $L = 50...130$ мм оно составляет 8...10 % исходной (на воздухе).

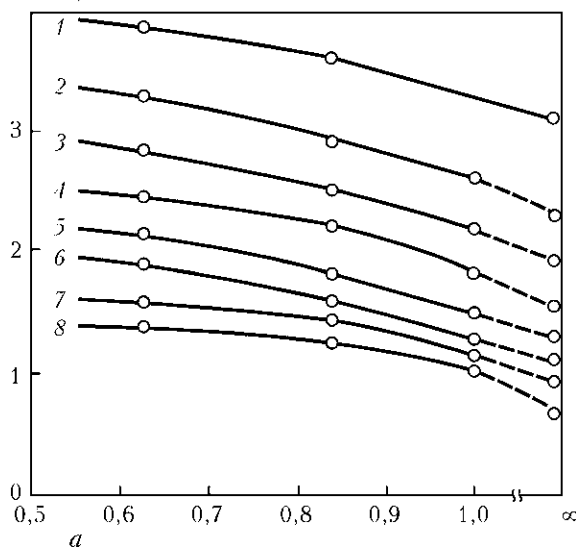
Соотношение горючего и окислительного компонентов исходной плазмобразующей смеси, близкое к стехиометрическому значению, позволяет несколько снизить содержание кислорода в активной зоне плазменной струи (зоне нагрева напыляемого материала). Однако содержание восстановительных компонентов в потоке высокотемпературного газа явно недостаточно для защиты напыляемого материала от кислорода, который подсасывается из окружающей среды (рис. 3).

Переход от плазмобразующего воздуха к его смеси с углеводородом с приблизительно стехиометрическим соотношением между компонентами изменяет условия работы электродов плазмотрона. Так, на 6...7 % повышается абсолютное значение теплового потока в термохимический катод, что при недостаточном охлаждении может привести к увеличению его эрозии.

Напротив, условия работы анода становятся более благоприятными в плане эрозии вследствие существенного замедления процесса окисления меди в зоне привязки опорного пятна дуги. По



$T \cdot 10^{-3}, \text{ K}$



$H \cdot 10^{-3}, \text{ кДж/кг}$

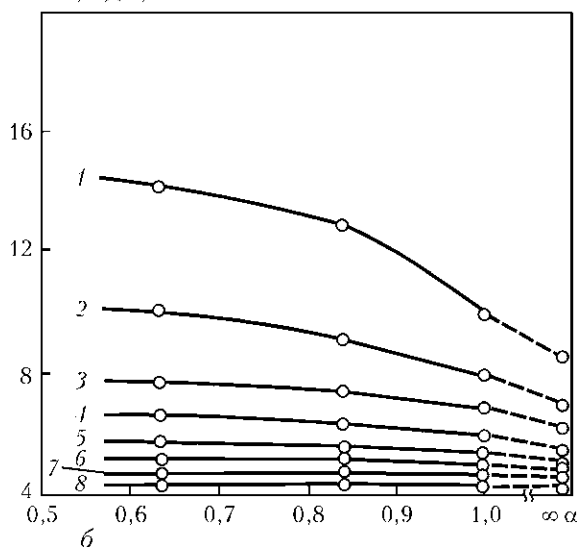


Рис. 2. Зависимость температуры T (а) и энтальпии H (б) от коэффициента α расхода окислителя плазмообразующей смеси на продольной оси струи плазмы (ток $I = 200 \text{ A}$; расход плазмообразующей смеси $Q = 6,25 \text{ м}^3/\text{ч}$; мощность плазмотрона $P = 24 \text{ кВт}$) на дистанциях $L = 40$ (1), 60 (2), 80 (3), 100 (4), 120 (5), 140 (6), 160 (7), 180 (8) мм

$T \cdot 10^{-3}, \text{ K}$

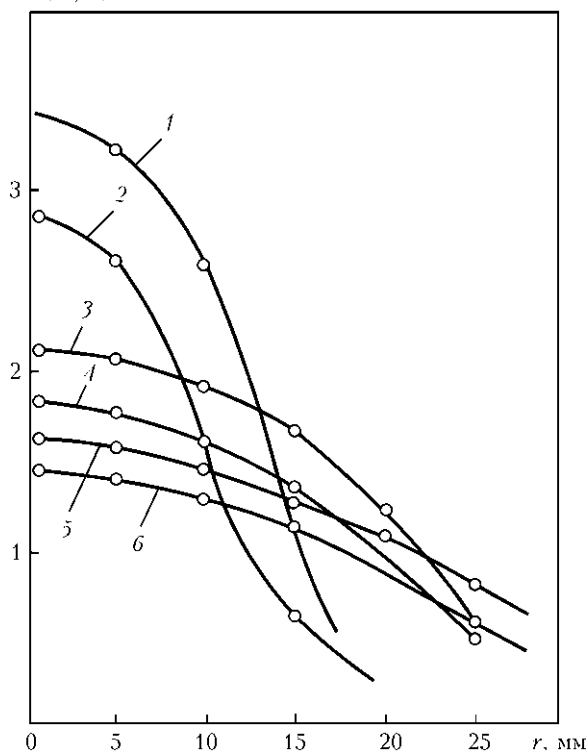


Рис. 3. Распределение температуры в поперечном сечении струи плазмы при изменении состава плазмообразующей смеси и дистанции $L = 50, 100$ и 150 мм ($I = 200 \text{ A}$; $Q = 6,25 \text{ м}^3/\text{ч}$; $P = 24 \text{ кВт}$): 1, 3, 5 — $\alpha = 0,63$; 2, 4, 6 — $\alpha = 1$; r — расстояние от продольной оси струи плазмы до исследуемой точки

мнению авторов работы [4], это способствует также изменению характера привязки дуги на аноде, когда значительная часть тока замыкается через диффузный разряд.

Дальнейшее повышение содержания углеводорода в смеси (богатые смеси) приводит к повышению общего уровня энтальпии (третий энергетический режим эксплуатации плазменного нагревателя). Изменение значения коэффициента расхода окислителя от 1,00 до 0,63 приводит к увеличению энтальпии на дистанции от 50 до 200 мм на 8...10 %, а при $L \leq 40 \text{ мм}$ — на 30...40 % (рис. 2).

На этом этапе значительно (на 30...40 % исходного значения) повышается температура плазменной струи на дистанции 50...130 мм, что можно объяснить дополнительным тепловыделением при сгорании компонентов смеси при подсосе кислорода из окружающей среды.

Несмотря на более низкую расчетную среднемассовую температуру плазмы на срезе сопла плазмотрона для газовых смесей с большим содержанием углеводорода характерно повышение значений локальной температуры энтальпии в поперечном сечении струи (рис. 3) на дистанции от 3...5 калибров выходного диаметра сопла до 20...25 калибров.

При повышении содержания углеводорода скорость плазменной струи возрастает в связи с увеличением объема продуктов диссоциации исходной смеси. Увеличение скорости сохраняется на всех дистанциях обработки материала (рис. 4).

Таким образом, вследствие перехода от сложной смеси негорючих молекулярных газов (воздушной плазменной струи) к смеси с горючим компонентом увеличивается активная зона струи плазмы, в которой возможно увеличение нагрева и ускорение движения дисперсного материала в 1,5...2,0 раза, а ее объема — в 4...5 раз.

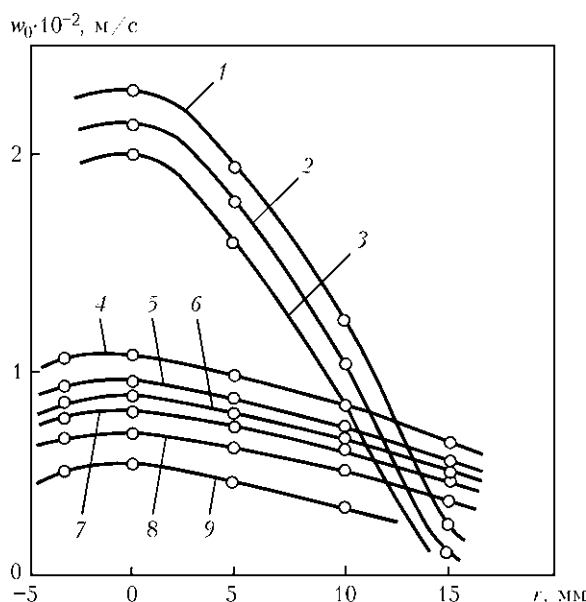


Рис. 4. Поперечный профиль скорости w_0 плазмы: 1 — $L = 50$ мм, $\alpha = 0,63$; 2 — $L = 50$ мм, $\alpha = 1,00$; 3 — $L = 50$ мм, $\alpha = \infty$; 4 — $L = 100$ мм, $\alpha = 0,63$; 5 — $L = 100$ мм, $\alpha = 1,00$; 6 — $L = 100$ мм, $\alpha = \infty$; 7 — $L = 150$ мм, $\alpha = 0,63$; 8 — $L = 150$ мм, $\alpha = 1,00$; 9 — $L = 150$ мм, $\alpha = \infty$

Наряду с повышением энергетических характеристик плазменной струи богатая смесь углеводорода с воздухом позволяет оперативно в процессе нанесения покрытия изменять окислительно-восстановительный потенциал среды, в которой обрабатывается дисперсный материал. Это становится возможным за счет значительного увеличения содержания восстановительных компонентов (CO , H_2) в струе плазмы при обогащении смеси углеводородом.

На рис. 5 и 6 показано изменение содержания основных компонентов соответственно в продольном и поперечном сечениях струи плазмы, которая генерируется из смеси воздуха и метана. Как видно из рис. 6, длина восстановительного участка струи плазмы (заштрихованная область) зависит от содержания углеводородного компонента в исходной смеси. При этом содержание кислорода снижается при увеличении объемной доли углеводорода в исходной смеси.

Наличие значительной объемной доли углеводорода в исходной плазмообразующей смеси изменяет общий энергетический баланс процесса преобразования электрической энергии и энергии горючего компонента в тепловую энергию струи плазмы. При переходе на обогащенные смеси ($\alpha < 1$) не только не происходит дальнейшего увеличения доли тепловой энергии струи, но и наблюдается ее уменьшение за счет расхода тепла на химические превращения в потоке высокотемпературного газа. Эта энергия выделяется уже вне плазмотрона в объеме струи плазмы при догорании компонентов плазмообразующей смеси.

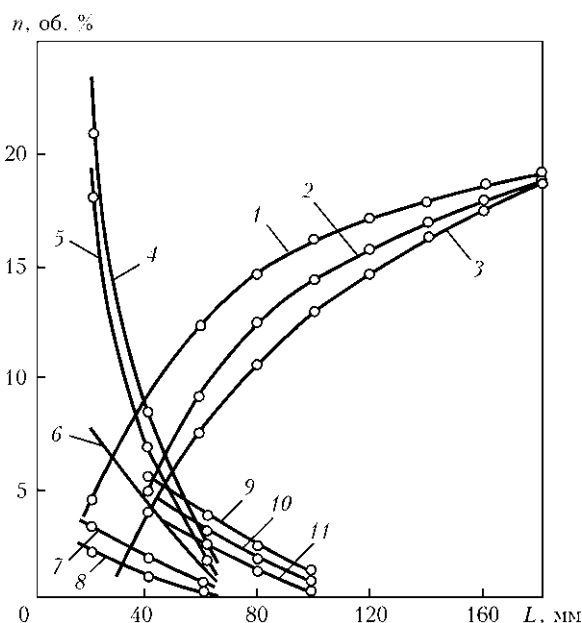


Рис. 5. Влияние исходного состава газовой смеси на содержание характерных компонентов в плазме — O_2 (1, 2, 3), $[\text{H}]$ (4, 5, 6), H_2 (7, 8), CO (9, 10, 11) в продольном сечении струи плазмы: 1 — $\alpha = 1,00$; 2 — 0,84; 3 — 0,63; 4 — 0,63; 5 — 0,84; 6 — 1,00; 7 — 0,84; 8 — 0,63; 9 — 1,00; 10 — 0,84; 11 — 0,63

Снижение коэффициента расхода окислителя ощутимо увеличивает тепловой поток в термохимический катод. Если переход от воздуха к стехиометрической смеси повышает уровень суммар-

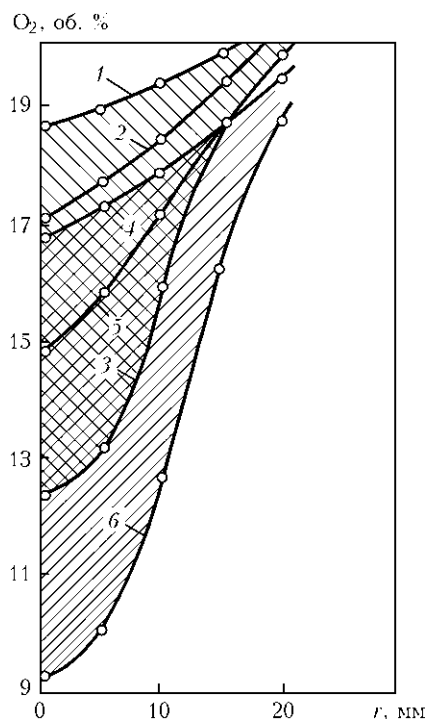


Рис. 6. Влияние исходного состава газовой смеси на содержание кислорода в поперечном сечении струи плазмы: 1 — $L = 150$ мм, $\alpha = 1,00$; 2 — $L = 100$ мм, $\alpha = 1,00$; 3 — $L = 50$ мм, $\alpha = 1,00$; 4 — $L = 150$ мм, $\alpha = 0,63$; 5 — $L = 100$ мм, $\alpha = 0,63$; 6 — $L = 50$ мм, $\alpha = 0,63$



ного теплового потока в катод на 6...7 %, то при уменьшении коэффициента расхода окислителя от 0,5 до 0,4 это повышение достигает 25...37 %. При сохранении условий охлаждения высокий уровень теплового потока приводит, как правило, к снижению ресурса работы термохимического катода на 20...25 %.

Как отмечалось выше, работа анода характеризуется резким снижением темпа эрозии [4]. Считается, что именно оксидные пленки на поверхности дугового канала являются причиной повышенной эрозии медных электродов в кислородсодержащих плазмообразующих средах [2]. Восстановительные компоненты газового потока (CO , H_2) связывают кислород, предотвращая тем самым окисление меди в зоне привязки опорного пятна дуги.

Выводы

1. Комбинированный подвод энергии к плазмообразующему газу значительно расширяет возможности управления размером, структурой и абсолютными значениями параметров активной зоны струи плазмы.

2. Незначительное (0,2...0,7 об. %) содержание углеводорода практически не влияет на химический состав рабочего тела, но при изменении условий горения дуги на 10...16 % увеличивает мощность плазматрона в рамках существующей конструкции (при сохранении токовой нагрузки на электроды).

3. Повышение на 15...20 % уровня вложенной в плазмообразующий газ энергии за счет увеличения содержания горючего компонента в плазмо-

образующей смеси на 30...40 % повышает температуру газа на дистанции 50...130 мм (по сравнению с работой на воздухе) и почти в 4...5 раз увеличивает объем его активной зоны.

4. Эффективное применение в процессах инженерии поверхности плазматронов с комбинированным подводом энергии требует дополнительных исследований влияния углеводорода на профили температуры и скорости струи плазмы при $\alpha = 15...20$.

1. Пащенко В. М. Дослідження струменів плазматронів для нанесення покриттів, що працюють на плазмоутворюючих сумішах системи C-N-O-H // Міжнар. конф. «Прогресивна техніка і технологія машинобудування, приладобудування і зварювального виробництва», м. Київ, 25–28 травн. 1998 р. — К.: НТУУ «КПІ», 1998. — В IV т. — Т. IV. — С. 333–337.
2. Пащенко В. М. Обладнання для газотермічного нанесення покриттів: Навч. посібник. — К.: Політехніка, 2001. — 416 с.
3. Пащенко В. Н. Особенности применения многокомпонентных газовых смесей в плазматронах для нанесения покрытий // Автомат. сварка. — 1998. — № 6. — С. 23–26.
4. Петров С. В., Карп И. Н. Плазменное газозвдушеное напыление. — Киев: Наук. думка, 1993. — 495 с.
5. Пащенко В. М., Солодкий С. П. Вплив вуглеводневого компонента на енергетичні характеристики плазмових розпилювачів, що працюють на сумішах повітря з вуглеводнями // Вісн. Східноукр. нац. ун-ту ім. Володимира Даля. — 2003. — Вип. 11(69). — С. 64–68.
6. Основы расчета плазматронов линейной схемы: Оперативно-информ. материал / Под ред. М. Ф. Жукова. — Новосибирск: Ин-т теплофизики, 1979. — 148 с.
7. Донской А. В., Клубник В. С. Электроплазменные процессы и установки в машиностроении. — Л.: Машиностроение, 1979. — 221 с.
8. Борисов Ю. С., Борисова А. Л. Плазменные порошковые покрытия. — Киев: Техніка, 1986. — 223 с.

A possibility of controlling the energy parameters of plasma torches with a combined energy supply is studied. It is shown that changing the content of hydrocarbon component in the initial plasma-forming mixture allows variation of the absolute value of plasmatron power and its specified energy parameters in a rather broad range during operation, as well as influencing the oxidizing-reducing potential of the working medium and conditions of electrode operation. Several possible modes of operation of plasma torches with the hydrocarbon component in the initial plasma mixture are proposed, which allow variation of the conditions of conducting the technological process using one unchanged design.

Поступила в редакцию 02.09.2008



УПРАВЛЕНИЕ СИЛОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ МАНИПУЛЯЦИОННОГО РОБОТА

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

Предложен нетрадиционный подход к решению задачи управления силовым воздействием манипуляционного робота на контактирующую поверхность в условиях произвольного ее расположения в рабочем пространстве робота. Приведен алгоритм, обеспечивающий стабилизацию силового воздействия на желаемом уровне.

Ключевые слова: манипуляционные роботы, обрабатываемое изделие, контактирующая поверхность, стабилизация силового воздействия, корректирующие алгоритмы

Во многих технологических операциях, выполняемых с помощью манипуляционных роботов, необходимо осуществлять физический контакт рабочего органа с обрабатываемым изделием. Иногда, например, при зачистке прихваток перед последующей сваркой деталей или при шлифовании и последующем травлении сварных швов с целью выявления горячих микротрещин очень важно, чтобы в процессе выполнения таких операций рабочий орган робота был прижат к контактирующей поверхности с определенной силой. Для обеспечения указанного режима возникает необходимость в автоматическом управлении силовым воздействием.

Известно, по крайней мере, два принципиально различных подхода к решению данной задачи. Первый базируется на так называемом принципе разделения движений [1, 2], заключающимся в том, что одну часть приводов робота-манипулятора предполагается использовать для реализации движения вдоль заданной траектории, а другую — для организации заданного силового воздействия. Этот подход предусматривает увеличение количества степеней свободы манипулятора за счет введения дополнительных звеньев, что, естественно, приводит к существенному усложнению робота.

В основе второго подхода лежит идея разделения движений на программном уровне [3–5], причем так, чтобы перемещение робота по заданной траектории и необходимое усилие на контактируемую поверхность изделия обеспечивалось бы одними и теми же приводами. Такой подход является более привлекательным, но здесь возникают проблемы иного рода, связанные с тем, что информации о силовом воздействии F , поступающей от датчика (Force sensor), расположенного в рабочем органе робота, иногда недостаточно для реализации управления данным силовым воздействием.

Это связано с тем, что направление силы в общем случае может не совпадать с направлением одной из осей системы координат робота, в которой программируется траектория его движения. Поэтому становится неясным, как «расщеплять» получаемый сигнал о фактическом силовом воздействии F на составляющие по координатам и как потом его корректировать.

В данной статье для решения этой задачи используется прием, примененный нами ранее в работе [6] для автоматической коррекции траектории движения манипуляционного робота. Его основная идея заключается в том, чтобы траекторию движения и необходимое усилие задавать при программировании не в системе координат робота (как это обычно делается), а в системе координат, связанной с самой траекторией, используя так называемый репер Френе [7]. В этом случае появляется возможность одну из координатных осей репера всегда ориентировать вдоль предполагаемого силового воздействия, а траекторию движения или ее фрагменты строить в плоскости, нормальной к выбранной оси. Для поддержания заданного усилия на определенном уровне теперь достаточно использовать одноканальную систему стабилизации, независимо от пространственного расположения контактируемой поверхности в рабочем пространстве робота.

Рассмотрим эту возможность более подробно. Репер Френе связан с траекторией движения робота таким образом, что в каждой узловой точке P_i ($i = 1, 2, \dots$) этой траектории ось u_1 данного репера направлена по касательной (рис. 1), ось u_2 — по главной нормали, ось u_3 — по бинормали. Вектор координат $\mathbf{u}_i^R = [u_{i1}^R, u_{i2}^R, u_{i3}^R]^*$, характеризующий положение некоторой точки R в системе отсчета i -го репера $P_i u_{i1} u_{i2} u_{i3}$, и вектор координат $\mathbf{x}^R = [x_1^R, x_2^R, x_3^R]^*$, характеризующий положение этой же точки R в базовой системе отсчета робота $Ox_1 x_2 x_3$, связаны соотношением



$$\mathbf{u}_i^R = \mathbf{T}_i \mathbf{x}^R,$$

в котором матрица однородного преобразования $\mathbf{T}_i$ имеет вид

$$\mathbf{T}_i = \begin{bmatrix} \mathbf{L}_i & \mathbf{b}_i \\ 000 & 1 \end{bmatrix},$$

где $\mathbf{L}_i$ — ортогональная матрица, задающая ориентацию репера Френе; $\mathbf{b}_i$ — вектор-столбец, определяющий положение начала координат этого репера относительно системы отсчета $Ox_1x_2x_3$. Знак (*) в верхнем правом углу обозначает операцию транспонирования.

Что касается связи между координатами точки R , определенными в базовой системе отсчета, и управляемыми (или так называемыми обобщенными) координатами робота q_j , $j = 1, 2, \dots, n$, то она задается соотношением $\mathbf{x}^R = \mathbf{A}(\mathbf{q}^R)$, где $\mathbf{q}^R = [q_1^R, q_2^R, \dots, q_n^R]^*$; n — количество степеней свободы манипулятора; $\mathbf{A}(\cdot)$ — вектор-функция, порождаемая его кинематикой.

Теперь очевидно, что если рабочий орган робота сориентировать так, чтобы его осевая линия и силовое воздействие $F(t)$ были направлены параллельно оси u_3 (рис. 1), то появляется реальная возможность осуществлять управление этим силовым воздействием путем изменения одной лишь координаты u_3 . Связь между силовым воздействием $F(t)$ и положением рабочего органа относительно контактирующей поверхности можно выразить в виде соотношения

$$F(t) = \begin{cases} 0 & \text{при } u_3^R(t) \geq u_{30}^R, \\ -Ku_3^R(t) + F_* & \text{при } u_3^R(t) < u_{30}^R, \end{cases} \quad (1)$$

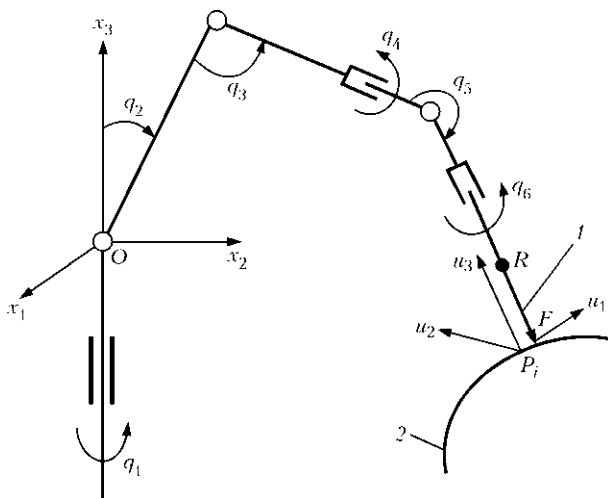


Рис. 1. Схематическое изображение манипуляционного робота антропоморфного типа с шестью степенями свободы, взаимодействующего с внешней средой: 1 — рабочий орган робота; 2 — контактирующая поверхность (обозначения см. в тексте)

где $u_3^R(t)$, u_{30}^R — координаты точки R (расположенной, например, на рабочем органе), характеризующие соответственно ее текущее и заданное положения относительно плоскости u_1u_2 ; K, F_* — положительные константы; t — текущее время (предполагается, что рабочий орган обладает необходимой степенью податливости, характеризующейся величиной K^{-1}).

Следует заметить, что в процессе движения робота по контактирующей поверхности будут возникать еще и силы трения, но поскольку они направлены по касательной к траектории движения, т. е. перпендикулярно к координате u_3 , в этой задаче они рассматриваться не будут. Отклонение $\Delta u_3^R(t) = u_3^R(t) - u_{30}^R$ может быть определено в любой момент времени t путем измерения с помощью какого-либо датчика соответствующих расстояний $d(t)$ и d_0 между точкой R и контактируемой поверхностью, т. е. $\Delta u_3^R(t) = d(t) - d_0$. Следовательно, для синтеза закона управления силовым воздействием $F(t)$ согласно (1) можно воспользоваться очевидным равенством

$$d(t) - d_0 = -K(F(t) - F_0), \quad (2)$$

где F_0 — заданное значение $F(t)$.

Задачу управления силовым воздействием $F(t)$ сформулируем теперь в виде простого требования

$$|d(t) - d_0| \leq \varepsilon, \quad (3)$$

гарантирующего стабилизацию силового воздействия на желаемом уровне: $|F(t) - F_0| \leq \varepsilon K^{-1}$, где ε — положительная величина.

Геометрически соотношение (3) задает в трехмерном пространстве слой толщиной 2ε , расположенный между двумя плоскостями уровня $u_{30} + \varepsilon$ и $u_{30} - \varepsilon$ в системе координат Френе. Поэтому сформулированная выше задача может быть интерпретирована как задача стабилизации движения характеристической точки R внутри указанного слоя.

Итак, для стабилизации усилия на контактирующую поверхность в процессе движения робота по заданной траектории достаточно располагать информацией о текущем расстоянии $d(t)$ от точки R до контактирующей поверхности, а также алгоритмом корректирующего управления движением робота по координате u_3 .

Оснащение манипуляционного робота датчиком расстояния обычно не вызывает принципиальных затруднений. Что же касается построения алгоритма коррекции силового воздействия, то оно во многом определяется возможностями программного обеспечения конкретного манипуляционного робота. В частности, для роботов семейства PUMA, программное обеспечение кото-

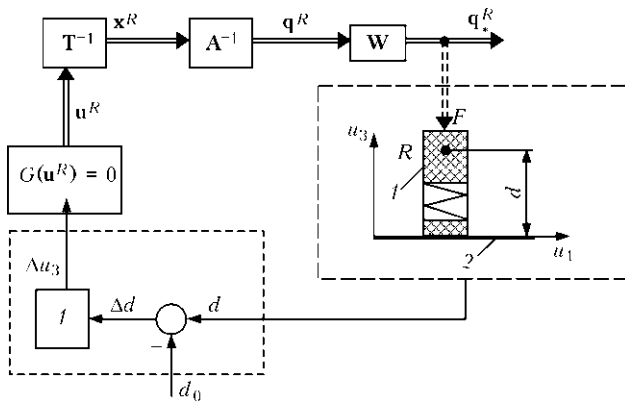


Рис. 2. Структура системы управления роботом с контуром стабилизации силового воздействия: 1 — рабочий орган робота; 2 — контактирующая поверхность; q_*^R — вектор координат фактического положения рабочего органа; W — матрица передаточных функций локальных воспроизводящих систем манипулятора; $G(u^R) = 0$ — программно заданная траектория движения рабочего органа

рых не поддерживает некоторых операций над координатами, закон стабилизирующего управления предпочтительнее строить в виде рекуррентного соотношения

$$u_3(k) = u_3(k-1) + \Delta u_3(k), \quad (4)$$

где

$$\Delta u_3(k) = \begin{cases} h & \text{при } d(k-1) < d_0 - \varepsilon, \\ -h & \text{при } d(k-1) > d_0 + \varepsilon, \\ 0 & \text{при } d_0 - \varepsilon < d(k-1) < d_0 + \varepsilon. \end{cases} \quad (5)$$

Здесь h — длина шага коррекции ($h \leq \varepsilon$), $k = 1, 2, \dots$ — индекс, характеризующий дискретное время.

Проверка алгоритма (4), (5) на лабораторном робототехническом комплексе подтвердила его достаточно высокую эффективность. Стабилизация силового воздействия $F(t)$ происходит довольно просто: по результатам измерения расстояния d на каждом предыдущем такте ($k-1$) согласно выражению (4) корректируется текущее положение рабочего органа $u_3(k)$ относительно контактирующей поверхности. При этом с учетом выражения (2) соответственно корректируется и силовое воздействие $F(t)$.

Следует заметить, что при необходимости алгоритм (5) можно несколько улучшить, вводя

вместо постоянной длины шага коррекции h шаг с адаптивно изменяющейся длиной. Но в этом случае из-за существенного увеличения количества вычислительных операций могут возникнуть некоторые ограничения на скорость перемещения рабочего органа вдоль заданных траекторий.

Таким образом, используя репер Френе на этапе программирования движений робота, можно довольно просто решить задачу стабилизации силового воздействия рабочего органа на контактирующую поверхность в процессе его перемещения по заданным траекториям. Структура системы управления роботом с контуром стабилизации показана на рис. 2.

Отличительной особенностью предлагаемой схемы стабилизации является то, что она позволяет при необходимости одновременно и независимо проводить еще и коррекцию самой траектории движения рабочего органа робота в плоскости $u_1 u_2$ системы координат Френе. Такая необходимость может возникнуть, например, в том случае, когда из-за значительных сил трения между рабочим органом и контактирующей поверхностью, о которых говорилось выше, фактическая траектория движения рабочего органа недопустимо отклоняется от программно заданной траектории.

1. Цыбулькин Г. А. Двухуровневое координирующее управление манипуляционным роботом с кинематической избыточностью // Пробл. управления и информатики. — 1995. — № 3. — С. 143–150.
2. Куафе Ф. Взаимодействие робота с внешней средой / Пер. с фр. — М.: Мир, 1985. — 360 с.
3. Whitney D. E. Historical perspective and state of the art in robot force control // Proc. of intern. conf. on robotics and automation, 1985. — P. 262–268.
4. Clamroch H., Wang D. Linear feedback control of position and contact force for a nonlinear constrained mechanism // J. Dyn. Syst. Meas. and Contr. — 1990. — 112, № 4. — P. 640–645.
5. Zheng Y. F., Fan Y. Robot force sensor interacting with environments // IEEE Trans. Rob. and Autom. — 1991. — 7, № 1. — P. 156–164.
6. Цыбулькин Г. А. Ситуационные алгоритмы автоматической коррекции траектории движения робота в процессе дуговой сварки // Автомат. сварка. — 2000. — № 11. — С. 11–14.
7. Дубровин Б. А., Новиков С. П., Фоменко А. Т. Современная геометрия: Методы и предложения. — М.: Наука, 1986. — 760 с.

The non-traditional approach is proposed to solve the problem of controlling the force effect exerted by a manipulation robot on the contact surface under conditions of its arbitrary location in the robot work space. The algorithm providing a desirable level of stabilisation of the force effect is given.

Поступила в редакцию 09.02.2009



СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ИСПЫТАНИЯ СВАРОЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ИНВЕРТОРНЫХ И ТИРИСТОРНЫХ ИСТОЧНИКОВ ПИТАНИЯ

В. М. ИЛЮШЕНКО, Г. А. БУТАКОВ, кандидаты техн. наук, **А. В. ГАНЧУК**, инж.

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

В. А. ОСТАПЧЕНКО, Н. А. ГОРЯЙНОВ, инженеры (ГНПП «Объединение Коммунар», г. Харьков)

Описан подход к определению технологических свойств источников питания, основанный на результатах сравнительных испытаний новых и ранее применяемых образцов сварочного оборудования. Приведена структура и состав системы сбора и регистрации данных об основных параметрах, характеризующих свойства сварочного оборудования. Даны сравнительные характеристики источников питания ВДУЧ-500, ВД 506 ДК, ВДУЧ-350 и ВС 300 Б. Описана методика испытаний и методы обработки статистической информации, полученной в ходе испытаний.

Ключевые слова: дуговая сварка, сварочное оборудование, сварочно-технологические свойства оборудования, система сбора, регистрация данных

В связи с переориентацией многих предприятий на новую номенклатуру сварочного оборудования значительно увеличилось количество его производителей. В настоящее время как крупные, так и небольшие предприятия приступают к производству сварочных источников питания (ИП), подающих механизмов и другого оборудования, при этом нередко при отсутствии опыта в этой сфере, а также специалистов соответствующего профиля. Потребителю зачастую сложно сориентироваться в широкой гамме типов сварочного оборудования и приобрести такое, которое обеспечивало бы оптимальное соотношение цены и качества. Выбор сварочного оборудования базируется либо на принципе преемственности (т. е. новое оборудование выбирается того же или близкого типа, что и эксплуатируемое на предприятии), либо осуществляется для новой номенклатуры изделий исходя из соображений субъективного характера — непосредственные испытания при сварке и практическая оценка сварочных свойств. И тот и другой путь в целом оправданы, однако в первом случае это приводит к отказу от внедрения новых перспективных образцов, а во втором — определяется конкретными условиями испытаний, качеством используемых материалов, способом подготовки образцов, квалификацией и приобретенными навыками сварщика, что в итоге может привести к принятию неверного решения.

Объективную информацию о сварочно-технологических свойствах (СТС) оборудования, а следовательно, и о приемлемости его для конкретного производства могут дать результаты испытаний. Единственным нормативным документом,

регламентирующим методы и порядок таких испытаний, является ГОСТ 25616–83 [1]. Упомянутый документ предъявляет особые требования к количеству и качеству образцов для сварки и условий ее выполнения при испытаниях, а также требует наличия регистрирующей аппаратуры для контроля параметров первичной и вторичной цепей. Однако выводы, получаемые в результате испытаний, носят скорее качественный характер по количеству набранных баллов — «хорошо», «удовлетворительно», «плохо», а при наличии современной регистрирующей системы полученная информация используется не в полном объеме.

Применение специализированных средств обработки экспериментальной статистической информации о динамике контролируемых параметров позволяет получать дополнительные сведения о СТС оборудования и определять пути их улучшения.

На наш взгляд, испытания ИП по методике, приведенной в работе [1], не дают необходимой информации о преимуществах либо недостатках конкретного образца. Более эффективными могут быть сравнительные испытания нового образца с ранее применяемым образцом того же класса. Путем обработки статистических данных сравнительных испытаний можно получить численные оценки характеристик СТС (частоты коротких замыканий, средней скорости нарастания тока при коротких замыканиях, коэффициента наклона статической вольт-амперной характеристики и др.) нового оборудования и его аналога.

Качество анализа статистической информации и полученные на его основе характеристики свойств оборудования существенно зависят от применяемой регистрирующей аппаратуры. В настоящее время разработан ряд таких систем [2,





Таблица 1. Перечень контролируемых сигналов

Наименование сигнала	Обозначение на схеме	Место и способ измерения
Напряжение:		
между первой и второй фазой сети	U_1	Непосредственно на клеммах разделительного трансформатора
между второй и третьей фазой сети	U_2	
Ток фазы:		Токовый трансформатор УТТ-5М
первой	I_1	
второй	I_2	
третьей	I_3	
Ток дуги	I_d	Измерительный шунт (75 мВ, 750 А)
Напряжение на дуге	U_d	Между изделием и токоподводом к горелке
Скорость подачи электродной проволоки	v_s	Энкодер Э4-8
Расход защитного газа	Q_p	Редуктор-расходомер на баллоне

доточено в диапазоне частот от 0 до 200 Гц. Таким образом, выбор частоты считывания 1,25 кГц заведомо удовлетворяет требованиям теоремы Котельникова.

При сварке с периодическими короткими замыканиями важной характеристикой для оценки стабильности процесса является их частота. Момент короткого замыкания характеризуется резкими падением напряжения на дуге и скачком тока. Частота коротких замыканий для установившегося процесса есть величина постоянная и мало зависящая от типа ИП.

По полученным экспериментальным данным проведена оценка средней частоты коротких замыканий при сварке с использованием исследуемых сварочных ИП. Алгоритм базируется на построении импульсной функции, которая при превышении заданного порогового значения тока сварки составляет $i = 1$ и 0, если значения тока меньше порогового. Усредненное по равным между собой интервалам времени значение импуль-

сной функции $i = 1$ принято как средняя частота коротких замыканий. Для примера на рис. 4 представлен вид импульсной функции, построенной при обработке сигнала для ИП ВДУЧ-500. Итоговые значения, усредненные по 1500 регистрируемым значениям, приведены в табл. 2.

Определение статических внешних вольт-амперных характеристик ИП осуществляли с помощью балластного реостата с пятью ступенями регулирования. Напряжение ИП контролировали непосредственно на клеммах реостата. Ток фиксировали на контактах шунта измерительного комплекса. Вольт-амперные характеристики ИП ВДУЧ-500 представлены на рис. 5. Коэффициен-

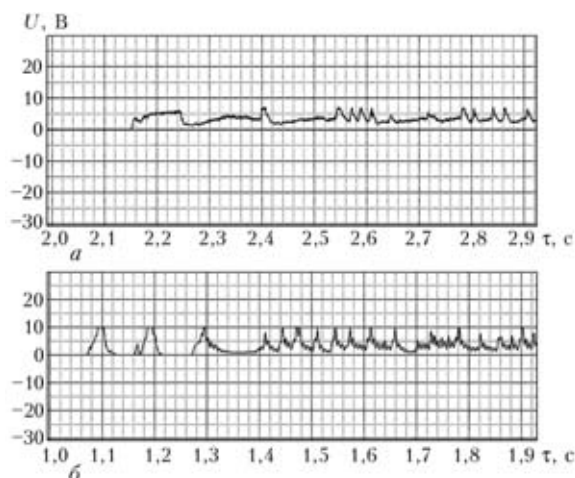


Рис. 2. Осциллограммы изменения сигнала пропорционального току дуги на начальном участке сварки, полученные для ИП ВДУЧ-500 (а) и ВД 560 ДК (б); U — напряжение на выходе нормализатора по каналу измерения тока; τ — время

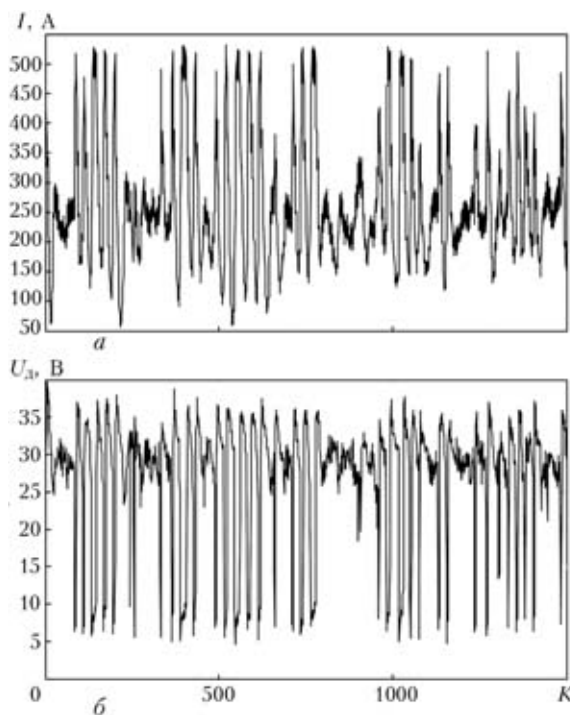


Рис. 3. Осциллограммы тока (а) и напряжения вторичной цепи (б) ИП ВДУЧ-500 (режим сварки (средние значения): $I = 250$ А; $U = 27$ В; $v_{св} = 25$ м/ч); K — количество измерений с периодичностью 800 мкс

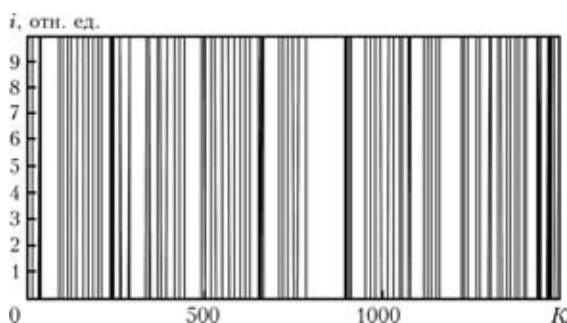
Рис. 4. Вид импульсной функции i

Таблица 2. Результаты сравнительных испытаний ИП

Тип ИП	Частота коротких замыканий, Гц	Коэффициент наклона вольт-амперной характеристики, В/А	Скорость нарастания тока при коротких замыканиях, кА/с
ВДУЧ-500	48	0,006	68
ВД 506 ДК	45	0,035	81
ВДУЧ-350	40	0,008	75
ВС 300 Б	49	0,018	84

ты наклона статических вольт-амперных характеристик для обоих типов ИП приведены в табл. 2.

Важной характеристикой качества ИП с точки зрения процесса сварки с короткими замыканиями является скорость нарастания тока в момент короткого замыкания. Оценка средней скорости нарастания тока, выполненная по периодам наблюдения, представлена в табл. 2. Исходя из рекомендаций, изложенных в работе [4], лучшими являются показатели ИП ВДУЧ-500, о чем свидетельствует сравнительно небольшое разбрызгивание металла (оценивалось визуально).

Результаты сравнительных испытаний сварочных ИП ВДУЧ-500, ВД 506 ДК, ВДУЧ-350 и ВС 300 Б по рассмотренной группе параметров приведены в табл. 2.

Следует отметить, что полностью отказаться от субъективной оценки всех параметров СТС ИП на сегодня невозможно. Например, качество формирования сварного шва, оценивается визуально специалистом-сварщиком и не имеет четких цифровых критериев. Однако, имея соответствующий практический опыт, можно прогнозировать, как данный ИП будет формировать шов, выполненный при малом, среднем и большом значениях тока, зная численные оценки его параметров —

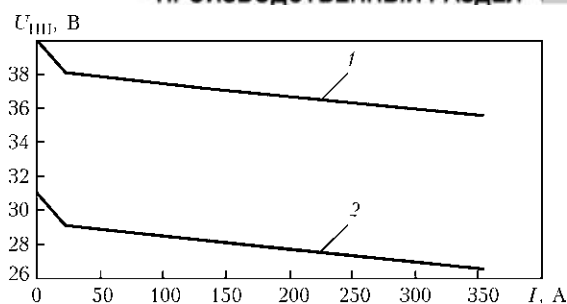


Рис. 5. Вольт-амперные характеристики ИП ВДУЧ-500, полученные при напряжении холостого хода 40 (1) и 31 В (2)

коэффициента наклона вольт-амперной характеристики и скорости нарастания тока при коротком замыкании.

Выводы

1. Результаты сравнительных испытаний сварочного оборудования с применением современных средств сбора, регистрации и обработки данных представляют полную информацию о преимуществах и недостатках образцов ИП по сравнению с ранее применяемыми, что позволяет потребителю принимать обоснованное решение при обновлении парка оборудования.

2. С помощью средств обработки статистической информации, полученной в ходе испытаний, можно определить дополнительные параметры СТС оборудования, например, среднюю частоту коротких замыканий и др.

3. Результаты сравнительных испытаний ИП ВДУЧ-500, ВДУЧ-350 и выпрямителей ВД 506 ДК, ВС 300 Б позволяют сделать вывод о преимуществах первых в отношении устойчивости процесса поджига дуги, скорости нарастания тока при коротких замыканиях и незначительного разбрызгивания электродного металла.

- ГОСТ 25616–83. Источники питания для дуговой сварки. Методы испытания сварочных свойств. — Введ. с 01.01.84.
- Система оперативного контроля качества сварочного оборудования в процессе его промышленного производства / Б. Е. Патон, А. С. Коротынский, М. И. Скопюк и др. // Автомат. сварка. — 2002. — № 5. — С. 29–32.
- Автоматизированный комплекс для исследования методов и средств управления процессом дуговой сварки / Ф. Н. Кисилевский, Г. А. Бутаков, В. А. Дзябура и др. // Там же. — 1990. — № 6. — С. 24–27.
- Потаневский А. Г. Сварка в защитных газах плавящимся электродом. — В 2 ч. — Ч. 1. — Киев: Экотехнология, 2007. — 290 с.

An approach is described to determination of welding-technological properties of welding power sources based on the results of comparative testing of the new and earlier applied samples. The structure and composition of the system of acquisition and recording of the data on the main parameters characterizing the properties of welding equipment is given. Comparative characteristics of VDUCh-500, VD 506 DK, VDUCh-350 and VS 300 B power sources are given. The testing procedure and methods of treatment of statistical information obtained during testing are described.

Поступила в редакцию 11.12.2008,
в окончательном варианте 24.02.2009



ГИБРИДНАЯ ЛАЗЕРНО-ДУГОВАЯ СВАРКА ПОД ФЛЮСОМ

У. РАЙЗГЕН, С. ОЛЬШОК (Ин-т сварки и соединений, г. Аахен, Германия)

Представлен новый способ гибридной сварки для изготовления изделий с толстой стенкой (труб для строительства трубопроводов или деталей, используемых в судостроении) — гибридная лазерно-дуговая сварка под флюсом. Показаны преимущества и недостатки данного процесса, а также рассмотрено соответствие швов, выполненных этим способом сварки, промышленным требованиям.

Ключевые слова: гибридная сварка, лазерный луч, импульсная дуга, конструкционная сталь, разделка кромок, проплавление, формирование шва, энергетическая эффективность

Способ гибридной лазерно-дуговой сварки известен уже более 20 лет. Для этого процесса характерно то, что лазерный луч и дуга одновременно действуют в одной зоне сварки. В промышленности применяют два варианта гибридного лазерно-дугового процесса. Гибридная лазерная сварка с использованием ТИГ процесса позволяет соединять с очень высокой скоростью тонкие листы алюминия для изготовления подъемных приспособлений в задней части кузова грузового автомобиля и выполнять поверхностные швы высокого качества. Способ гибридной лазерно-дуговой сварки с использованием МАГ процесса применяется для соединения стальных и алюминиевых конструкций в судостроении и автомобильной промышленности. При исследованиях, выполненных в Институте сварки и соединений (ISF) гибридной лазерно-дуговой сварки, выявлен ряд проблем, например, появление пор в корне шва при сварке листов толщиной более 12 мм, что объясняется недостаточной дегазацией глубоких и узких лазерных швов [1].

С этой целью были предприняты попытки повысить эффективность гибридного процесса. Улучшение дегазации ожидается за счет замены МАГ сварки дуговой сваркой под флюсом (SA), поскольку при использовании последней металл находится дольше в расплавленном состоянии.

При гибридной лазерно-дуговой сварке дуговой процесс сопровождается понижением поверхности расплавленной ванны, и благодаря снижению положения фокуса увеличивается глубина проплавления шва [2, 3]. Последняя главным образом зависит от мощности и формы лазерного луча, ширина шва в основном определяется дугой (в частности, напряжением на дуге). По сравнению с чисто лазерно-лучевым процессом увеличение скорости сварки до 100 % было достигнуто при постоянной мощности лазерного луча [4, 5].

Энергетическая эффективность данного процесса сварки увеличивается за счет применения источника питания дуги, который по сравнению с лазером работает с более высокой эффективностью. Ввод энергии лазерного излучения в изделие осуществляется путем фокусирования, тепловложение при этом низкое. Отмечаются такие преимущества как, например, небольшая зона термического влияния (ЗТВ) или высокая скорость сварки при выполнении швов с большим коэффициентом формы. Недостатками являются значительная стоимость оборудования и низкая эффективность процесса при незначительной возможности перекрытия зазора.

При гибридной лазерно-дуговой сварке введение присадочного материала происходит за счет дугового процесса. Технология МАГ процесса имеет преимущество в том, что присадочная проволока расплавляется за счет относительно недорогой энергии, в то время как применением дорогой высококачественной энергии лазерного луча достигается лишь увеличение глубины проплавления. С позиционированием проволоки относительно лазерного луча, как правило, проблем не бывает, поскольку расположение дуги относи-

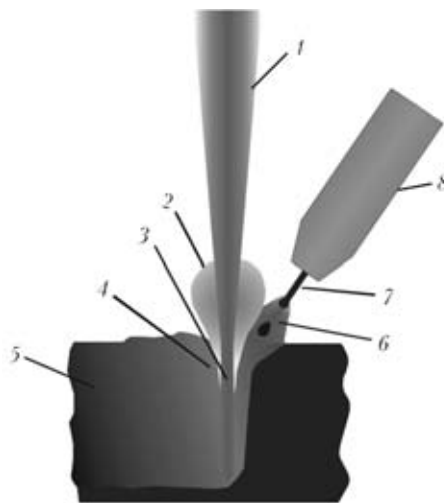


Рис. 1. Схема гибридной лазерно-дуговой сварки: 1 — лазерный луч; 2 — плазма; 3 — парогазовый канал; 4 — жидкая ванна; 5 — свариваемый материал; 6 — сопло GMA; 7 — присадочная проволока; 8 — горелка GMA

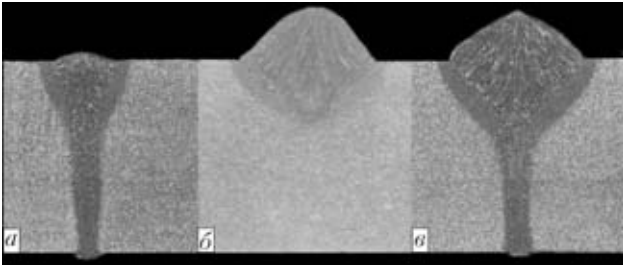


Рис. 2. Макрошлифы сварных соединений, выполненных лазерной (а), дуговой (б) и гибридной лазерно-дуговой (в) сваркой

тельно парогазового канала может фиксироваться визуально (рис. 1).

Применяется импульсная дуга от обычных источников сварки МАГ [6] или дуга постоянного тока в большинстве случаев в виде дуги со струйным переносом металла. Защита зоны сварки такая же, как и при сварке лазерным лучом в углекислом газе, гелии [2] или смеси гелия с аргоном. Присадочные материалы, как правило, те же, что и при сварке МАГ [7].

Для сварки толстых пластин используют в основном лазерный луч в углекислом газе, поскольку они обеспечивают более высокую мощность процесса, чем Nd:YAG-лазеры [8].

Стык подготавливают без скоса кромок, а также с V- и Y-образной их разделкой. В отличие от сварки лазерным лучом с применением холодной присадочной проволоки энергия лазерного луча не должна использоваться для расплавления присадочного материала, поскольку проволока подводится уже в расплавленном виде [9]. Присадочный материал оказывает определенное металлургическое влияние на металл сварной конструкции [10, 11].

В то время, как при сварке лазерным лучом получают в основном параллельные швы с высоким коэффициентом формы (рис. 2, а), гибридные лазерно-дуговые швы имеют расширение в верхней части (рис. 2, в), вследствие чего они приобретают треугольную форму в виде грибка или колокольчика [9].

Положение дуговой горелки относительно лазерного луча может быть разным. Горелка размещается по направлению сварки перед лазером (ведомое положение) [12] или после лазерного луча (ведущее положение) [13–16]. Сварка горелкой, направленной от валика, используется в основном при гибридной сварке алюминия, поскольку это обеспечивает контакт дуги без образования оксидного слоя (устранен лазерным лучом), что значительно повышает стабильность процесса [17].

Как следует из результатов исследований, выполненных ISF и университетом г. Аахен RWTH, при гибридной сварке (в частности, при соединении листов толщиной более 12 мм) имеет место склонность к образованию пор [18]. Причиной

этого является наличие глубокого канала дегазации. Избежать появления пор можно за счет длительного удержания расплавленной ванны.

При гибридной лазерно-дуговой сварке под флюсом (LUPuS) удержание расплавленной ванны более продолжительное, что создает благоприятные условия для дегазации. Оба источника энергии при этом перемещаются к зоне сварки на максимально близкое расстояние (13...15 мм).

Дуговая сварка под флюсом — это высококачественный, надежный и эффективный процесс, который на протяжении многих лет успешно применяли в судостроении, машиностроении и при строительстве трубопроводов. При этом способе сварки горение дуги невидимое, внутри парогазового канала дуга защищена от атмосферного влияния. Полость сварки окружена жидким шлаком, состоящим из расплавленного сварочного флюса. Шлак создает высокую степень тепловой эффективности с хорошей дегазацией расплавленной ванны, а также способствует образованию гладкого валика, имеющего поверхность без зазубрин. При использовании комбинации проволока–флюс, адаптированной к основному материалу, получают швы высокого качества. Недостатками являются малая глубина проплавления и большой объем расплавленной массы, что делает необходимым применение подкладки.

Комбинация лазер–дуга под флюсом как способ соединения исследован не был. Насколько известно, комбинация сварки под флюсом и сварку лазерным лучом исследовалась мало [19, 20]. В исследованиях пространственное положение этих двух процессов и разделение шва на область лазерного шва и шва, выполненного под флюсом, было значительным. При этом смешивания материала швов не происходило. Во время сварочного процесса с использованием лазерного луча они подверглись только предварительному нагреву, который заканчивался эффектом синергии точечного увеличения скорости процесса сварки под флюсом.

Соединить два процесса — сварку лазерным лучом и сварку дугой под флюсом в одной сварочной ванне, как оказалось, сложно, поскольку флюс проваливается в парогазовый канал лазерного луча, при этом лазерное излучение поглощается флюсом, а не свариваемым материалом. По этой причине актуальной задачей является разработка и выпуск оборудования, которое предотвращало бы выпадение флюса. Одним из вариантов может быть использование разделительной пластины (разработка RWTH), которая устанавливается между лазерным лучом и механизмом подачи флюса (рис. 3) [21]. Защитный газ, необходимый для сварки лазерным лучом, поступает против направления сварки на разделительную пластину, чтобы сдувать флюс, который может попасть в зону лазерной сварки через зазор между изделием и листом.

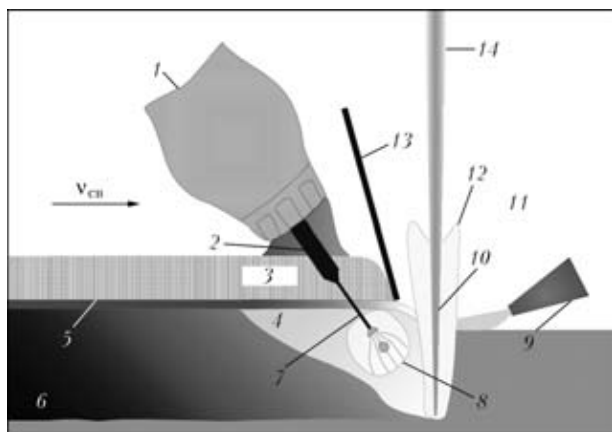


Рис. 3. Схема гибридной лазерно-дуговой сварки под флюсом: 1 — бункер для флюса; 2 — контактная трубка; 3 — флюс; 4 — жидкая ванна; 5 — твердый шлак; 6 — металл шва; 7 — проволоочный электрод для дуговой сварки под флюсом; 8 — полость шва с дугой; 9 — струя гелия; 10 — парогазовый канал; 11 — жидкий шлак; 12 — плазма с парами металла; 13 — разделительная пластина; 14 — лазерный луч

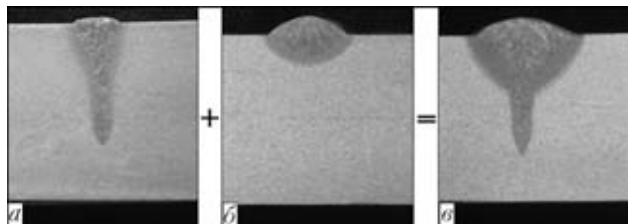


Рис. 4. Макрошлифы швов, выполненных лазерной (а), дуговой (б) и лазерно-дуговой (в) сваркой

Расстояние между разделительной пластиной и сварным изделием имеет немаловажное значение. Оно должно быть таким коротким, чтобы как можно меньше выпадало флюса, и в то же время настолько длинным, чтобы выпавший шлак не прилипал к разделительной пластине. Угол ее наклона также имеет важное значение: если он достаточно большой, то лазерный луч может попадать на разделительную пластину и быть ею поглощенным, если же слишком мал, то дуга может гореть между разделительной пластиной и

присадочной проволокой. При этом поток защитного газа не должен быть слишком интенсивным, поскольку дуга процесса SA может быть им сдута, что приведет к образованию пор в сварном шве. На рис. 4 представлены макрошлифы швов, выполненных указанными гибридными способами сварки.

При дуговом процессе глубокое проплавление не достигается. На рис. 5 показано, что при лазерной сварке уменьшение твердости металла имеет место главным образом в корне шва, а также возможно в его центре.

На микрошлифах видно, что тепловложение в изделие при гибридной сварке выше, чем при лазерной сварке (рис. 6). На рисунке хорошо видно, что полосы перлита в ЗТВ этого шва длиннее, чем в лазерном шве. Структура металла гибридного шва в его лазерной части более мелкозернистая. Это тот эффект, который достигается при гибридной сварке, вследствие получения более пластичного по сравнению с лазерной сваркой металла шва.

Верхний валик, выполненный гибридным способом, идентичен шву, выполненному сваркой под флюсом. Для него характерен плавный переход к листу без подрезов, при этом можно влиять на усиление шва путем использования выбора подходящей скорости подачи проволоки и напряжения. Внешний вид корня шва отличается от корня шва, полученного при сварке лазерным лучом: шлакообразующие элементы процесса SA способствуют формированию узкого, бесчешуйчатого, блестящего, низкого валика.

При испытаниях гибридного способа сварки использовали осевой быстроточный лазер (Trumpf Lasertechnik) с неустойчивым резонатором TLF 20.000, полностью электронный, со вспомогательным выключателем и программируемым управлением источник питания для МИГ/МАГ импульсно-дуговой сварки (тип Гибрид 6000 МР, АМТ), а также специальную головку для лазерной

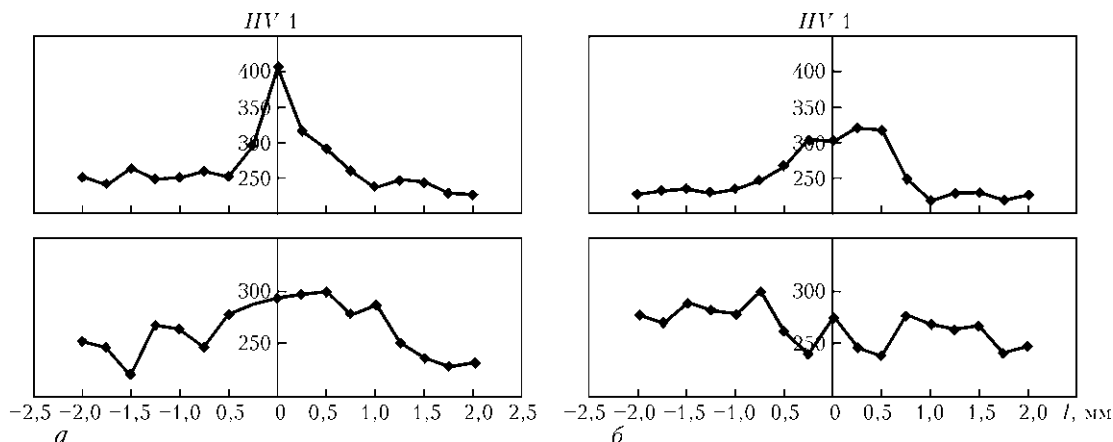


Рис. 5. Распределение твердости HV 1 в металле сварных соединений, выполненных лазерной (а) и LUPuS (б) сваркой

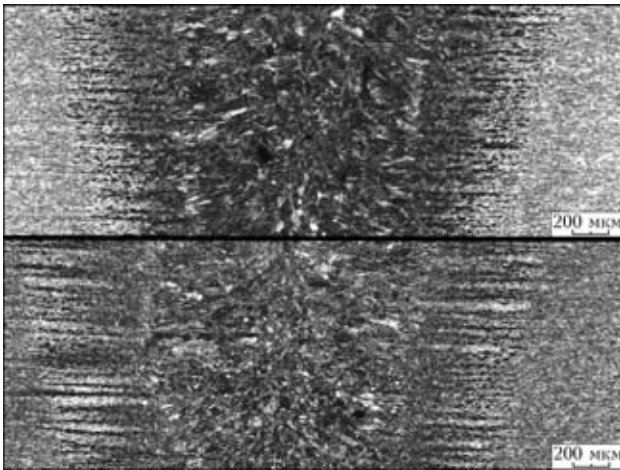


Рис. 6. Микрошлифы центральной части швов, выполненных лазерной (а) и гибридной (б) сваркой

гибридной сварки. На рис. 7 показана установка для осуществления гибридного процесса сварки.

При испытаниях применяли следующие материалы: сталь АН 36 толщиной 8,0 и 20,3 мм, используемую в судостроении; конструкционную сталь S355 J2G3 толщиной 14 мм; высокопрочную, термомеханически обработанную, прокатную, мелкозернистую, конструкционную сталь Х65 толщиной 38 мм, а также такие присадочные материалы, как проволока SA S2Si диаметром 1,6 мм и флюс SA OP 122.

Испытания проводили в нижнем положении, в некоторых случаях применяли подкладку.

Специально для судостроения выполнены исследования сварки листов стали АН 36 толщиной 8 мм с кромками, полученными плазменной резкой. Целью экспериментов было показать возможность перекрытия зазоров (от 0 до 0,4 мм) в тонких листах стали. При этом скорость сварки была следующая: 1,6 м/мин (нулевой зазор), 1,4 м/мин (зазор 0,2 мм) и 1,2 м/мин (зазор 0,4 мм) (рис. 8). Расплавленный металл имел склонность к разрушению в следующих случаях: при установлении широкого зазора, малом напряжении, сварки под флюсом и недостаточном проплавлении. При сварке тонких стальных пластин ширина зазора играет важную роль. Для устранения зазора можно использовать более тонкую проволоку, что позволяет лучше дозировать напряжение во время сварки. Определено, что процесс гибридной

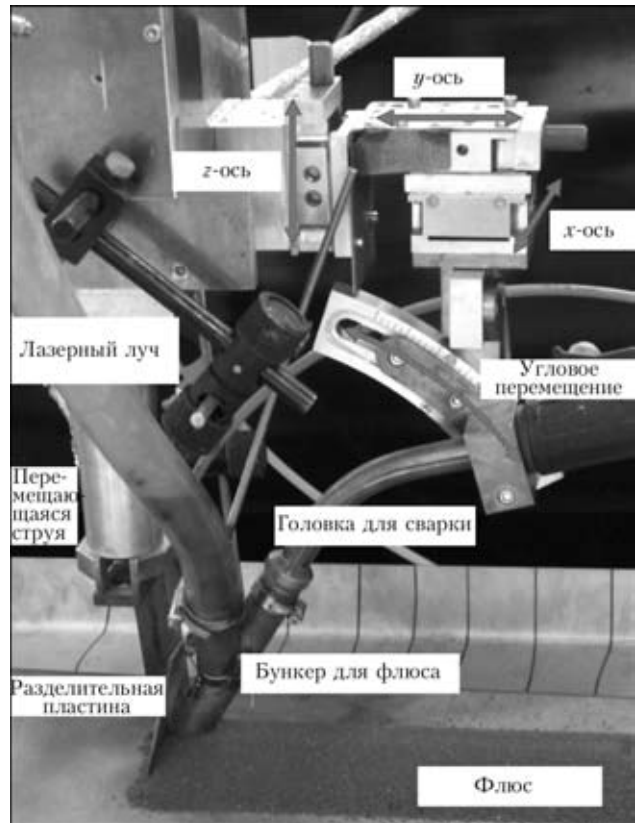


Рис. 7. Установка для процесса гибридной сварки

сварки хорошо подходит для работ в судостроении, если сварка выполняется без зазоров.

У-образная разделка кромок применяется при сооружении трубопроводов. При испытаниях кромки подготавливали газовым пламенем, а потом грубо зачищали. Неточность в разделке кромок была результатом непровара корня шва и составляла в основном менее 5 мм. На рис. 9 представлены макрошлифы такого шва. Шов, показанный на рис. 9, а, сварен за один проход как и шов, представленный на рис. 9, б, на режиме $v_{св} = 0,8$ м/мин, $P = 12$ кВ; обратный проход осуществлен способом SA. Этот шов, выполненный двухсторонней сваркой с одним проходом, был подвергнут поперечному испытанию на растяжение и на изгиб с надрезом при температуре -20 °С. Результаты испытания на растяжение показали, что все образцы разрушались по основному материалу, который не был подвержен влиянию, кроме шва. При испытании на растяжение (ори-

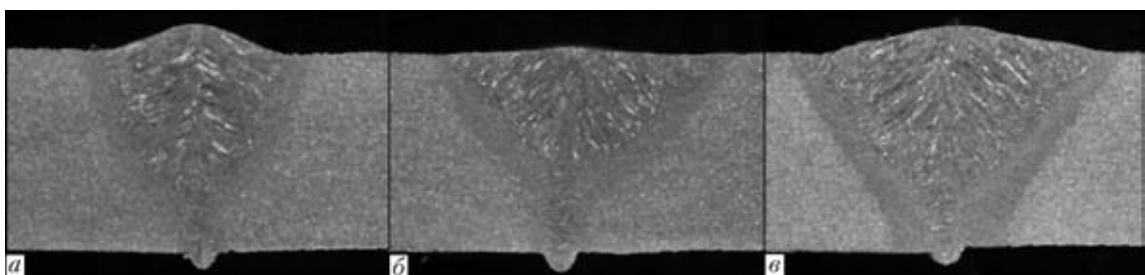


Рис. 8. Макрошлифы сварных соединений, выполненных на листах стали толщиной 8 мм с V-образной разделкой кромок плазменной резкой с нулевым зазором (а), а также с зазором 0,2 (б) и 0,4 мм (в)

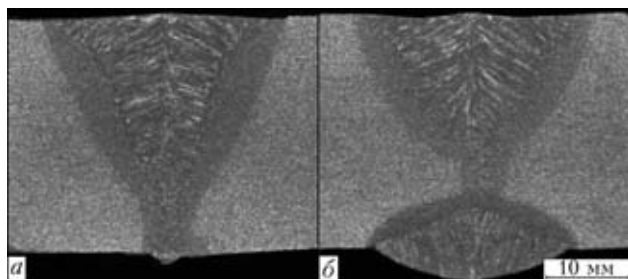


Рис. 9. Макрошлифы швов, выполненных на листах стали толщиной 11 мм с Y-образной разделкой кромок под углом 16° с нулевым зазором: а, б — см. в тексте



Рис. 10. Макрошлиф шва, выполненного на листах стали толщиной 20,3 мм с V-образной разделкой кромок пламенной резкой с нулевым зазором

ентация на центр шва) значения ударной вязкости находились в диапазоне 78...152 Дж, поверхность излома указывает на наличие зоны перехода кривой A_K/T .

Таким образом, еще раз были продемонстрированы преимущества этого способа сварки. Полученный шов по механико-технологическим свойствам удовлетворял нормативным требованиям. Для определения возможностей данного способа сварки еще больше увеличили глубину проплавления. Как известно из области лазерной сварки, при глубине проплавления 15 мм расплавленный металл имеет склонность к разрушению. Это является причиной того, что, начиная с указанной толщины пластины стали, большая часть сварочных деформаций распределяется в поперечном направлении. С целью противодействия этому при испытаниях применяли флюсовую подкладку. На рис. 10 представлен макрошлиф шва, выполненного лазером с мощностью 20 кВт при скорости сварки 0,8 м/мин. Доказано, что можно сваривать лист с одной стороны приблизительно за 20 мин.

Для определения наиболее экономически выгодного способа сварки толстостенных деталей, т. е. сварки с минимальным количеством проходов, проведены исследования поверхности при-

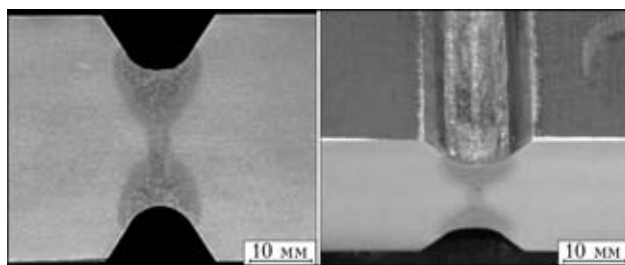


Рис. 11. Макрошлиф сварных соединений, полученных на пластинах стали шириной 38 мм двухсторонней односторонней сваркой с разделкой кромок под углом 70°

тупления, которая при двухсторонней односторонней сварке бывает очень широкой. Результаты испытаний представлены на рис. 11. Рентгеновский контроль подтвердил, что в металле шва пор нет, заметно глубокое проплавление. В дальнейшем запланированы испытания с большими поверхностями притупления. В этой работе исследовали возможность применения гибридного способа сварки для наплавки валиков на стальные листы толщиной от 8 до 38 мм и получения соединений с различными типами разделки кромок.

В дальнейшем ожидается усовершенствование указанного способа сварки и более широкое его применение с использованием эффективных твердотельных лазеров, благодаря которым уменьшается риск плазменного экранирования излучения. Более короткая волна излучения твердотельного лазера легче поглощается в обрабатываемом материале. Оборудование также легче усовершенствовать при более короткой длине волны, поскольку можно избежать сложного способа наведения луча через оптику, лазерный луч можно наводить через световодные кабели и оптику сварочной головки. Постоянный прогресс в области разработки способов лазерной сварки дает возможность для дальнейшего широкого использования этого способа сварки. С целью улучшения дегазации и качества шва (с минимальным количеством пор или без них) предпринято расширение или стабилизация парогазового канала. Это можно осуществить путем сварки с приспособленной для этого колеблющейся оптикой.

Добавление защитных газов (или газа) также следует испытать при дальнейшей работе в этой области. При использовании эффективных твердотельных (волоконных) лазеров можно применять защитный газ, который будет распределяться и сжиматься воздушной струей с целью очистки зоны лазерной обработки, что делает данный способ сварки более экономичным.

В итоге установлено, что LUPuS является наиболее приемлемым для промышленности вариантом гибридной лазерно-дуговой сварки. Этот способ сварки будет и дальше развиваться с использованием менее дорогих, более надежных и универсальных источников питания лазера.

Институт сварки и соединений хочет выразить благодарность компаниям, которые содействовали данным исследованиям и в первую очередь ESAB GmbH и AMT Maschinen- und Geratetechnik.

1. Diltney U., Olschok S. Untersuchungen zur Nutzung der Synergieeffekte beim Hochleistungs-Laser Hybridschweißen von dickwandigen Rohrkoerpern aus C-Mn-Staehlen: (Abschlussbericht des AiF-Forschungsvorhabens). — 2004. — № 13. — 407 S.
2. Abe N., Hayashi M. Trends in laser arc combination welding methods // Welding Intern. — 2002. — 16, № 2. — P. 94–98.
3. Hybrid welding of steel for offshore applications / C. Walz, I. Stiebe-Springer, M. El Rayes, T. Seefeld et al. // Proc. of the 11th Intern. offshore and polar engineering conference and exhibition (ISOPE 2001), Stavanger, Norwegen, 2001. — Stavanger, 2001. — P. 263–266.
4. Diltney U., Luder F., Wieschemann A. Laserstrahlschweißen in der Fertigung — Einsatz und Entwicklung, Baender Bleche Rohre. — 1996. — 37, № 11. — S. 26–39.
5. Wieschemann A. Entwicklung des Hybrid- und Hydraschweißverfahrens am Beispiel des Schiffbaus: Dissertation. — Aachen, 2001.
6. Stand und Perspektiven der Strahltechnik / U. Diltney, M. Dobner, A. Ghandehari et al. // Konferenz Strahltechnik, Halle, 1996. — S. 1–13.
7. Aluminium-Strangpressprofile im Schienenfahrzeugbau, geschweißt mit dem Hybridverfahren Nd:YAG-Laser/MIG / Ch. Maier, P. Reinhold, H. Maly et al. — Duesseldorf: DVS-Verlag, 1996. — S. 198–202.
8. Keller A. CO₂-Laserstrahl-MSG Hybridschweißen von Baustuehlen im Blechdickenbereich von 12 bis 25 mm: Dissertation. — Aachen, 2001.
9. Behler K., Maier Ch., Wieschemann A. Kombiniertes Laser-Lichtbogenschweißen — Erweiterungspotential fuer die Lichtbogentechnik, Aachener Schweißtechnik Kolloquium, (ASTK'97), Shaker Verlag, Aachen, 1997. — S. 151–172.
10. Untersuchungen zum Laserstrahlschweißen hochkohlenstoffhaltiger Staehle unter Einsatz von Zusatzwerkstoff: (Abschlussbericht) / DFG-Forschungsvorhabens; U. Diltney, F. Luder. — № 434/18-4. — 1997.
11. Untersuchung der Randbedingungen fuer die Bildung von «acicular ferrite» in Schweißgutern bei schneller: (Abkuehlung): Abschlussbericht) / AiF-Forschungsvorhabens; U. Diltney, M. Biesenbach. — 2000. — № 11. — S. 377.
12. Kutsuna M., Chen L. Research on laser-MAG hybrid welding of carbon steel // 7th Intern. welding symp. of Japan Welding Society, Kobe, Japan, 2001. — Kobe, 2001. — P. 403–408.
13. Yoneda M., Katsumura M. Laser hybrid processing // J. of Japan Welding Soc. — 1989. — 58, № 6. — P. 427–434.
14. Pat. JP 59-66991 Japan. Welding method taking laser with MIG / M. Hamasaki. — Publ. 1984.
15. Pat. US 4507540 Japan. Welding method combining laser welding and MIG welding / M. Hamasaki. — Publ. 1985.
16. Makino Y., Shiihara K., Asai S. Combination welding between CO₂ laser beam and MIG arc // Welding Intern. — 2002. — 16, № 2. — P. 99–103.
17. Maier Ch. Laserstrahl-Lichtbogen Hybridschweißen von Aluminiumwerkstoffen: Dissertation. — Aachen, 1999.
18. Diltney U., Woeste K., Olschok S. Modern beam-welding technologies in advanced pipe manufacturing // Konferenz-Einzelbericht EuroSteel-2005.
19. Combination of laser beam and submerged arc processes for the longitudinal welding of large welded pipes / J. C. Coiffier, J. P. Jansen, G. Peru, J. Claeys // Intern. symp. of high strength steels, Trondheim, Norway, 1997. — Trondheim, 1997.
20. Krivstun I., Seyffarth P. Laser arc processes and their applications in welding and material treatment. — London: Taylor & Francis, 2002.
21. Deutsche Patentanmeldung N 20 2005 024 457.2. Verfahren und Vorrichtung zum Schweißen von Werkstuecken / RWTH Aachen. — Publ. 2005.

The new hybrid welding method for manufacture of thick-walled parts, e.g. pipes, in construction of pipelines or marine parts, i.e. hybrid laser + submerged arc welding, is presented. Advantages and disadvantages of this process are shown, and compliance of the welds made by this method with industrial requirements is considered.

Поступила в редакцию 06.10.2008

ПОРОШКОВАЯ ПРОВОЛОКА ППР-АНЗ ДЛЯ ПОДВОДНОЙ РЕЗКИ

Предназначена для механизированной подводной резки без подачи кислорода в зону горения дуги углеродистых и легированных сталей, алюминия, титана и их сплавов толщиной до 40 мм на глубине до 60 м. Скорость резки малоуглеродистой стали толщиной 20 мм составляет 15 м/ч при расходе проволоки 0,6 кг/п.м реза.

Применение. Для расчистки русел рек от затонувших кораблей, при ремонте шпунтовых стенок, судоподъеме, выполнении аварийно-спасательных операций и других работ.

Контакты: Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11.
Отд. № 18, Максимов Сергей Юрьевич
Тел./факс: (38044) 287 31 84
E-mail: maksimov@paton.kiev.ua



ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССА ТЕРМОЦЕНТРОБЕЖНОГО РАСПЫЛЕНИЯ НА СВОЙСТВА СФЕРИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ КАРБИДОВ ВОЛЬФРАМА

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

Исследовано влияние процесса термоцентробежного распыления на структуру, микротвердость и стехиометрический состав сферических гранул карбидов вольфрама. Проведен сравнительный анализ исходных материалов для распыления (слитков) и сферических частиц. Установлено, что получение гранулированных частиц WC–W₂C, имеющих наивысшую микротвердость и износостойкость, возможно только в результате повторного переплава распыляемого материала.

Ключевые слова: карбиды вольфрама, центробежное распыление, стехиометрический состав, сферические частицы, износостойкие композиционные покрытия, дифрактометрические исследования

В последние годы широкое применение получил плавный карбид вольфрама в сферических гранулах, который выгодно отличается от традиционного дробленого карбида вольфрама повышенной твердостью (до HV 3000), высокой прочностью и хорошей сыпучестью. Эти качества позволили значительно расширить возможности применения данного материала, особенно в области плазменно-порошковой и лазерной наплавки, а также получения износостойких композиционных покрытий методом пропитки.

Важнейшими характеристиками сферических частиц литых карбидов вольфрама (WC–W₂C) является их микротвердость и микроструктура. При соответствии каждой частицы стехиометрическому составу, который представляет собой эвтектический сплав, состоящий из 78...82 % W₂C и 18...22 % WC (при 3,9...4,1 % C) [1], показатели микротвердости имеют максимальные значения. Соблюдение такого соотношения является необходимым условием получения материала с целью создания композиционных покрытий, имеющих наивысшую износостойкость.

Известно, что одним из наиболее эффективных методов получения сферических частиц карбидов вольфрама является метод термоцентробежного распыления слитков, представляющих собой цилиндрические литые стержни диаметром 29...30 мм и длиной 200...250 мм. Слитки могут быть изготовлены способом выплавки в печах электросопротивления, либо с использованием печей индукционного нагрева. Процесс распыления ведется при больших скоростях вращения слитков (4000...10000 об/мин). В качестве источника нагрева применяется энергия струи дуговой плазмы [2, 3].

Целью данной работы является изучение влияния факторов концентрированного нагрева и мгновенной кристаллизации микрообъемов жидкого расплава (капель), образующихся в процессе распыления, на изменение структуры и свойств исходных материалов (слитков).

Для проведения экспериментов были отобраны пробы исходных материалов (литых стержней), полученных методом выплавки в печах электросопротивления и индукционным способом. Соответственно проводили оценки сферических частиц, полученных методом термоцентробежного распыления из этих же слитков. Параллельно определяли содержание углерода в слитках и частицах химическим способом. Кроме того, слитки карбидов вольфрама и сферические частицы проходили тестирование на микротвердость и микроструктуру. Процесс распыления проводили на режимах, обеспечивающих гранулометрический состав сферических частиц в пределах 180...200 мкм [4]. Для усреднения результатов опытов размер партии распыляемых слитков составлял 10 штук (15...17 кг). От каждой распыленной партии для изучения отбирали две пробы сферических частиц в количестве по 100 г каждая. Для тестирования исходных материалов от каждой партии слитков отбирали пробы в количестве 100 г, которые изготавливали методом механического дробления.

Результаты химического анализа на содержание углерода и результаты тестирования на микротвердость представлены в таблице, микроструктура исследуемых образцов приведена на рис. 1.

Из данных табл. 1 видно, что при повторном переплаве содержание углерода в материале несколько снижается, однако уровень значений микротвердости сферических частиц повышается по сравнению с исходным материалом, что позволяет прогнозировать высокие служебные характеристики износостойких покрытий, полученных с применением сферических частиц (WC–W₂C).

Таблица 1. Результаты тестирования отобранных проб литых стержней и сферических частиц

№ образца	Содержание углерода, %	Значения микротвердости HV_{100}
<i>Литые стержни</i>		
15/03-ст.И	4,20	2317 ± 78
14/03-ст.П	4,06	2206 ± 424
6/03-ст.И	4,20	2394 ± 502
<i>Сферические частицы</i>		
15/03-сф-1	3,98	2933 ± 366
15/03-сф-2	3,98	2904 ± 303
14/03-сф-1	3,80	2821 ± 312
14/03-сф-2	3,70	2801 ± 303
6/03-сф-1	3,70	2930 ± 300
6/03-сф-2	3,80	2914 ± 254

Примечание. В обозначении образцов, отобранных из слитков, буква «И» — индукционный способ выплавки; «П» — в печи электросопротивления.

Микроструктуры исходных материалов (литых стержней) (рис. 1, *а*) отличаются незначительно, поэтому способы выплавки слитков не оказывают влияния на формирование фазовых составляющих сферических частиц при термоцентробежном распылении.

Микроструктуры сферических частиц (рис. 1, *б*) имеют более мелкодисперсную структуру. Меха-

ническая смесь двух фаз имеет более упорядоченный характер, т. е. именно при повторном переплаве происходит измельчение структурных составляющих в результате создания множества микрообъемов жидкого металла (капель), их мгновенного отрыва и моментальной кристаллизации в полете. Именно эти факторы объясняют повышение микротвердости сферических частиц WC–W₂C.

Наиболее интересные результаты получены при проведении сравнительного рентгеноструктурного анализа слитков и гранул, полученных методом термоцентробежного распыления. В качестве наиболее показательных представлены результаты оценки проб 6/03-ст-И и 6/03-сф-1.

Дифрактометрию образцов проводили с помощью дифрактометра «ДРОН-УМ-1» в монохроматическом CuK_α -излучении методом шагового сканирования (35 кВ, 35 мА; время экспозиции в точке 3...7 с, шаг 0,05°). В качестве монохроматора использовали монокристалл графита, установленный на дифрагированном пучке. Во время съемки образец вращался вокруг нормали, проведенной к плоскости покрытия. Обработку данных дифрактометрического эксперимента с расчетом коэффициента текстуры фаз осуществляли с использованием программы для полнопрофильного анализа рентгеновских спектров от смеси поликристаллических фазовых составляющих PowderCell 2.4 [5]. Текстуру описывали в рамках модели March-

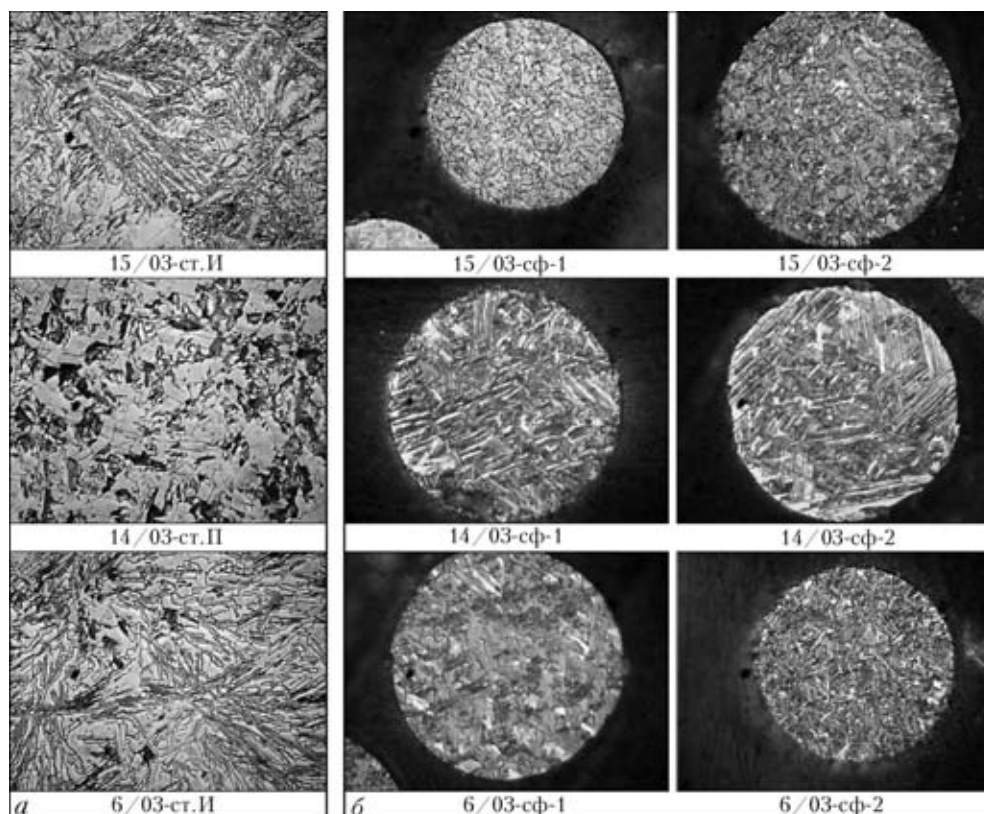


Рис. 1. Микроструктуры ($\times 1000$) литых стержней (*а*) и сферических частиц (*б*)

Таблица 2. Результаты вычислений параметров решетки

№ образца	Фазовое состояние	Содержание фазы, мас. %	Параметры решетки, нм		Ориентация решетки
			<i>a</i>	<i>c</i>	
6/03-ст.И	WC	32,07	0,29058	0,28373	0,6598
	W ₂ C	67,93	0,51850	0,47345	—
6/03-сф-1	WC	21,43	0,29078	0,28383	—
	W ₂ C	76,82	0,51909	0,47311	—
	W	1,76	0,31667	—	—

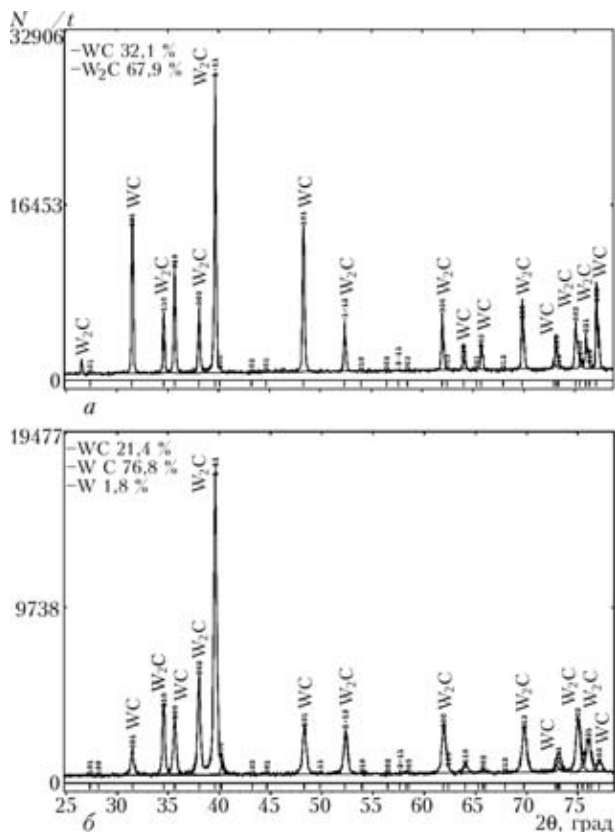


Рис. 2. Фрагмент полнопрофильного анализа дифракционной картины образца 6/03-ст.И (а) и 6/03-сф-1 (б)

Dollase, профили дифракционных максимумов аппроксимировали функцией псевдоФойгхта.

При оценке материала исходных литых стержней установлено, что соотношение между фазами WC и W₂C распределено следующим образом, мас. %: 32,1 WC и 67,9 W₂C (рис. 2, а). Это можно объяснить тем, что несмотря на технологическую стабильность процесса выплавки литых стержней возникают обстоятельства, при которых строгий контроль времени выдержки жидкого расплава в

лодочке и последующего его слива в литник бывают крайне затруднены (задымленность нагревательного элемента, невозможность визуального контроля за процессом плавления шихтовой смеси и др.). При этом возникают явные предпосылки для нарушения стехиометрического соотношения между рассматриваемыми фазами.

При дифрактометрии проб сферических частиц обнаружено, что соотношение между фазами WC и W₂C максимально стремится к эвтектическому и составляет, мас. %: 21,4 WC и 76,8 W₂C (рис. 2, б). Эти данные подтверждают предположение, что в процессе термоцентробежного распыления создаются идеальные условия (мгновенный отрыв жидкой фазы в виде малого объема (капли) и его моментальная кристаллизация) для измельчения структуры и получения эвтектической пропорции WC/W₂C = 20/80. Содержание свободного вольфрама составляет 1,8 мас. % и связано, по всей вероятности, с выделением незначительного количества вольфрама на поверхности частиц по теории, рассмотренной в работе [6].

Таким образом, качество слитков карбидов вольфрама, являющихся исходным сырьем для производства сферических частиц, практически не зависит от способа их получения. Изготовление сферических частиц карбидов вольфрама с измельченной и упорядоченной структурой, повышенной микротвердостью и приближенных к эвтектическому соотношению фаз WC/W₂C = 20/80 возможно только при условии повторного переплава литых карбидов вольфрама.

1. Самсонов Г. В., Витрянко В. Н., Чаплыгин Ф. И. Карбиды вольфрама. — Киев: Наук. думка, 1974. — 176 с.
2. А. с. 1381840 СССР. Установка центробежного распыления стержней из тугоплавких материалов / А. И. Белый, Б. В. Данильченко, В. С. Гончаренко, В. И. Дзыкович. — Оpubл. 15.10.1987.
3. Пат. 205164 Україна. Спосіб одержання гранульованих тугоплавких матеріалів / К. А. Ющенко, О. П. Жудра, О. І. Білий, В. І. Дзыкович. — Оpubл. 15.07.1997.
4. Самсонов Г. В., Упадхай Т. Ш., Нешпор В. С. Физическое материаловедение карбидов. — Киев: Наук. думка, 1974. — 440 с.
5. ftp://ftp.bam.de/Powder_Cell/pcw23.exe.
6. Математическое моделирование процесса получения сферических гранул плавящихся карбидов вольфрама / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, А. П. Жудра и др. // Автомат. сварка. — 2004. — № 2. — С. 3–10.

The effect of the centrifugal spraying process on structure, microhardness and stoichiometric composition of spherical tungsten carbide granules was investigated. Comparative analysis of spraying raw materials (ingots) and spherical particles was conducted. It was proved that only remelting of the spraying material can provide the granulated WC-W₂C particles with the highest microhardness and wear resistance.

Поступила в редакцию 23.12.2008



ПРИМЕНЕНИЕ ЗАЩИТНОГО НАСАДКА ПРИ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОМ НАПЫЛЕНИИ КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ

А. П. МУРАШОВ, канд. техн. наук, И. А. ДЕМЬЯНОВ, А. П. ГРИЩЕНКО,
А. Н. БУРЛАЧЕНКО, Н. В. ВИГИЛЯНСКАЯ, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследована эффективность применения насадка при плазменно-дуговом напылении покрытий из квазикристаллического сплава системы Al–Cu–Fe. Установлено, что насадок позволяет увеличить в напыляемом покрытии количество икосаэдрической фазы за счет улучшения условий нагрева и снижения степени окисления напыляемого материала.

Ключевые слова: газотермическое напыление, насадок, покрытие, квазикристаллический сплав, икосаэдрическая фаза

Одним из приемов управления процессом плазменно-дугового напыления является применение специальных защитных насадков, с помощью которых могут быть решены следующие задачи:

частичное освобождение покрытий от загрязнений, обусловленных протеканием неконтролируемых реакций напыляемого материала и напыленного слоя с активными компонентами окружающей среды;

защита от перегрева, окисления и запыления поверхности основы вне зоны напыления или эффективного пятна напыления;

варьирование коэффициентом сосредоточенности газопорошковой струи, протяженностью ее высокотемпературной области, составом и давлением среды в зоне напыления [1].

В данной работе защитный насадок был применен при плазменно-дуговом напылении покрытий из сплава $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, имеющих квазикристаллическую структуру с целью увеличения протяженности нагрева порошка и уменьшения степени окисления напыляемого материала [2]. Одним из условий получения покрытий с высоким содержанием квазикристаллической составляющей является максимальное сохранение исходного состава, особенно алюминия как элемента, имеющего высокое сродство к кислороду [3]. Задачей работы являлось максимальное сохранение состава исходного порошка при напылении покрытия путем дополнительного обжима плазменной струи потоком спутного газа, ограничивающим подмешивание кислорода воздуха в объем струи, возможного уменьшения необходимой мощности плазменной струи, обеспечивающей нагрев напыляемого материала без перегрева поверхности частиц порошка.

Насадок (рис. 1) включает керамическую и медную водоохлаждаемую части. Внутри керамической втулки через два штуцера, расположенных друг напротив друга, подается транспортирующий газ вместе с напыляемым порошком. Кроме того, через каналы, выполненные по периметру керамической втулки сверху, на границе с соплом подается спутный защитный газ (аргон или азот). Применение керамической изолирующей втулки позволяет электрически разделить насадок от соп-

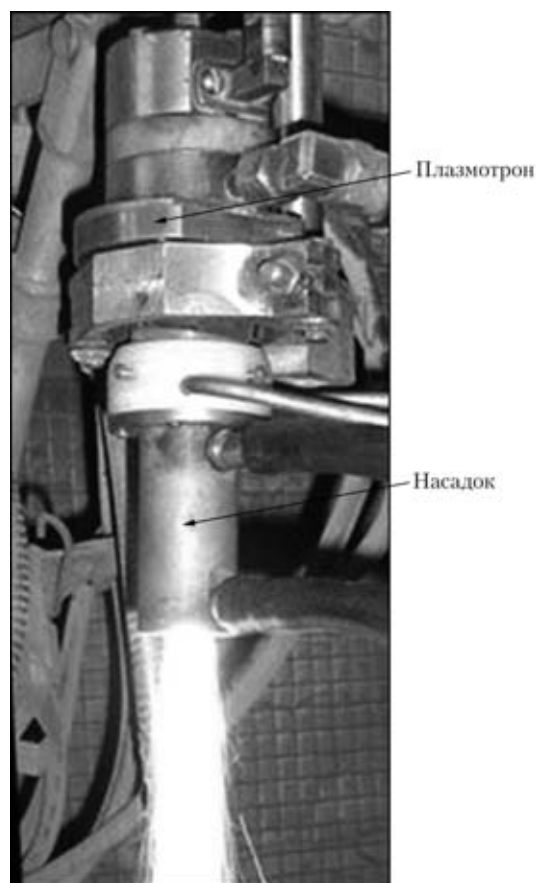


Рис. 1. Система плазменно-дугового напыления с насадком



Параметры напыления порошка сплава $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ плазменно-дуговым методом

Параметр	Напыление без насадки	Напыление с насадком
Ток напыления, А	500	350...400
Напряжение на плазмотроне, В	30	30
Расход плазмообразующего газа (аргона), л/мин	26	26
Расход транспортирующего газа (азота), л/мин	3,7	4,5
Расход спутного газа (аргона), л/мин	—	4,75
Расход порошка, г/мин	30	45
Дистанция напыления, мм	110	110

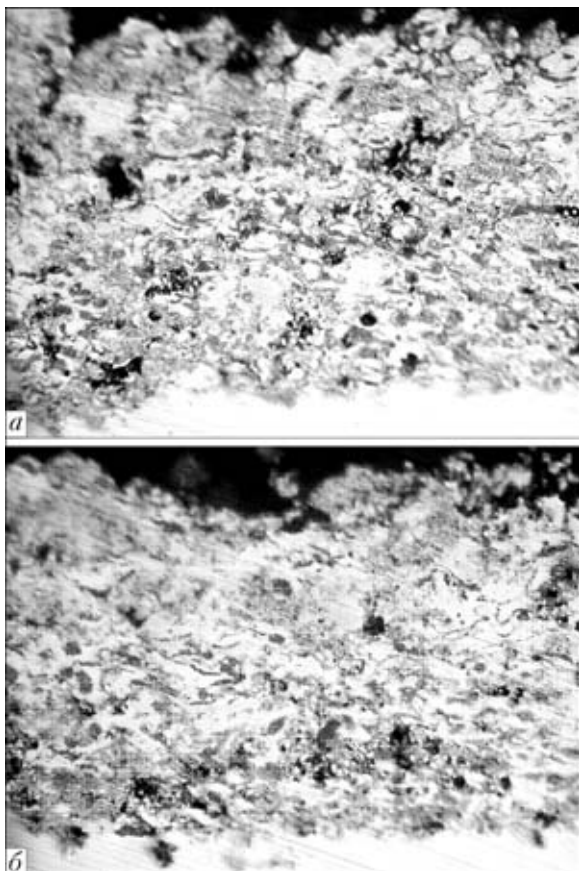


Рис. 2. Микроструктура ($\times 200$) покрытий из порошка $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, напыленных плазменно-дуговым методом с насадком (а) и без (б)

ла и использовать его, не изменяя параметры напыления, установленные без применения насадка. Подача спутного защитного газа позволяет защитить порошок при напылении от окисления кислородом воздуха, обычно втягивающегося в насадок из-за разницы давления внутри насадка и окружающей средой. Применение подачи порошка через два штуцера позволяет повысить произ-

водительность при напылении в результате возможности увеличения расхода транспортирующего газа в 1,5...2 раза, что снижает риск образования «пробок» из порошка, особенно при подаче порошков, имеющих плохую текучесть.

Общая высота насадка составляет 82 мм, что позволяет использовать его для получения покрытий из большинства порошков с дистанцией напыления 90...140 мм и больше.

Порошок квазикристаллического сплава $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ получен распылением водой и состоит из частиц неправильной округлой и продолговатой формы с развитой поверхностью. Фракция порошка от -63 до $+40$ мкм. Текучесть порошка составляет 35 с/50 г, насыпная плотность $2,15 \pm 0,01$ г/см³. Результаты рентгеноструктурно-фазового анализа показали содержание в нем квазикристаллической икосаэдрической ψ -фазы около 80 мас. %.

В таблице приведены значения выбранных параметров напыления.

На рис. 2 приведена микроструктура покрытий, напыленных плазменно-дуговым методом с насадком и без насадка из порошка $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$.

Результаты рентгеноструктурнофазового анализа покрытий показали, что содержание квазикристаллической фазы в покрытии, напыленном с насадком, увеличивается на 12 % по сравнению с покрытием, напыленным без насадка (62 и 50 % соответственно). В обоих случаях покрытия получают плотные с малым количеством пор, имеют ламелярную структуру, отслоений от основы не наблюдается.

Таким образом, применение защитного насадка в условиях плазменно-дугового напыления покрытий с квазикристаллической структурой позволяет получать покрытия с повышенным содержанием квазикристаллической фазы.

1. Кудинов В. В., Косолапов А. Н., Пекиев П. Ю. Насадки для создания местной защиты при плазменном напылении // Изв. СО АН СССР. Сер. техн. наук. — 1987. — 21, Вып. 6.
2. Оптимизация параметров и условий применения газодинамических насадок при газотермическом напылении / Ю. С. Борисов, В. Н. Коржик, А. В. Чернышев, А. П. Мурашов // Автомат. сварка. — 1991. — № 8. — С. 67–70.
3. Sordet O., Besser M. Particle size effects on chemistry and structure of Al–Cu–Fe quasicrystalline plasma sprayed coatings // Proc. of the 9th National Thermal Spray conf., Cincinnati, Ohio. — 1996, 7–11 Oct. — P. 419–428.

The effectiveness of application of an attachment in plasma-arc spraying of coatings from a quasi-crystalline Al–Cu–Fe alloy was studied. It is established that attachment allows increasing the amount of the icosahedral phase in the coating by improvement of the conditions of heating and lowering the degree of oxidation of the sprayed material.

Поступила в редакцию 13.01.2009



УДК 621.791(088.8)

ПАТЕНТЫ В ОБЛАСТИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА*

СПОСОБ ПРАВКИ КОНЦОВ ТРУБ ПЕРЕД ИХ СВАРКОЙ ВСТЫК. Изобретение относится к области обработки металлов давлением и может быть использовано при ремонте трубопроводов из стальных труб. Сравнивают размеры и формы соединяемых концов труб, определяют направление и интенсивность распределенного усилия правки, обеспечивают совпадения размеров и форм концов труб действием на стенки труб по всему его периметру распределенным усилием правки. При этом распределенным усилием правки воздействуют по образующей трубы на участке, протяженность которого устанавливают в зависимости от интенсивности распределенного усилия правки. В части участка, начинающегося от торца трубы, интенсивность распределенного усилия устанавливают постоянной величины, а в оставшейся части уменьшают равномерно до нуля. Снижаются кривизна поверхности стенки и напряжения в ней. Патент РФ 2345875. Х. А. Азметов, И. А. Матлашов, З. Х. Павлова (ГУП «ИП-ТЕР»).

УСТРОЙСТВО ДЛЯ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКИ ТОНКОСТЕННЫХ СЛОИСТЫХ КОНСТРУКЦИЙ. Изобретение может быть использовано для диффузионной сварки конструкций, преимущественно из титановых сплавов. Между верхним и нижним базовыми элементами расположен рабочий контейнер. Он включает корпус с фланцами, крышку в виде гибкой мембраны, трубопровод для вакуумирования контейнера и подачи в него инертного газа. Внутри корпуса размещены компенсаторы и технологические листы. Технологическая оболочка установлена между верхним базовым элементом и крышкой рабочего контейнера и соединена с фланцами корпуса рабочего контейнера герметичным швом с образованием вакуумируемой технологической камеры, заполняемой инертным газом. Рабочий контейнер имеет краевые припуски, соединенные с его крышкой герметичным швом, размещенным внутри технологической камеры. Устройство позволяет повысить прочность получаемых диффузионных соединений. Патент РФ 2345874. М. Н. Шушпанов, В. Ю. Зубарев, Г. Н. Коломенская и др. (ОАО «Воронежское акционерное самолетостроительное общество»).

ИНСТРУМЕНТ ДЛЯ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ И СПОСОБ СВАРКИ. Инструмент для сварки трением с перемешиванием алюминиевых сплавов, содержащий цилиндрический корпус, верхняя часть которого соединена с источником энергии для обеспечения его вращения, а в отверстии нижнего торца с помощью стопора закреплен сменный палец, отличающийся тем, что на цилиндрической поверхности сменного пальца выполнены одна или несколько направляющих канавок с отклонением от образующей на угол α от 10 до 45°, при этом суммарная площадь поперечного сечения направляющих канавок равна 0,03...0,11 площади поперечного сечения пальца. Приведены и другие отличительные признаки. Заявка РФ 2007128635. Е. А. Алифиренко, В. М. Зарубин, А. С. Орыщенко и др. («ЦНИИ КМ «ПРОМЕТЕЙ»).

ЦЕНТРАТОР ДЛЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКИ КОЛЬЦЕВЫХ СТЫКОВ. Центратор для электронно-лучевой сварки кольцевых стыков оболочек с локальным ваку-

умированием зоны сварки, включающий корпус и подвижные в радиальном направлении сегменты, снабженные механизмом перемещения, отличающийся тем, что на сегментах установлена кольцевая крышка из эластичного материала и прижимы, подвижные в радиальном направлении для герметизации кольцевой полости под стыком, образованной сегментами и свариваемыми оболочками после сборки под сварку, а на каждом сегменте под крышкой закреплен козырек, сопрягающийся внахлестку с соседним сегментом и перекрывающий зазор между сегментами. Заявка РФ 2007128304. А. Г. Двуреченский, В. Е. Капустин (ФГУП НИИ «Гермес»).

СПОСОБ ПРОИЗВОДСТВА ХОЛОДНОКАТАНЫХ ТРУБ БОЛЬШОГО И СРЕДНЕГО ДИАМЕТРОВ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА ИЗ СВАРНЫХ ЗАГОТОВОК С ОДНИМ ИЛИ ДВУМЯ ПРОДОЛЬНЫМИ ШВАМИ. Способ производства холоднокатаных труб большого и среднего диаметров из сплавов на основе титана из сварных заготовок с одним или двумя продольными швами, включающий формовку листовых заготовок на вальцах в трубные передельные заготовки или формовку полуцилиндров, сварку продольных кромок расходуемым или не расходуемым электродом в защитной среде аргона с усилением наружных швов 1,0...1,5 мм, а внутренних не более 1,0 мм и прокатку их в холоднокатаные трубы максимального диаметра, отличающийся тем, что перед прокаткой передельных заготовок в товарные трубы максимального диаметра производят технологический прокат их в передельные трубные заготовки с обжатием сварных швов 20...25 %. Заявка РФ 2007127582. А. В. Сафьянов, А. А. Федоров, С. Г. Чикалов и др. (ОАО «Челябинский трубопрокатный завод»).

ЭЛЕКТРОДОДЕРЖАТЕЛЬ ДЛЯ РУЧНОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СВАРКИ С УДАЛЕННЫМ МАГАЗИНОМ. Электрододержатель для ручной электродуговой сварки с штучным металлическим плавящимся электродом, отличающийся тем, что он состоит из двух не скрепленных между собой частей: ручного зажима, содержащего рукоятку, прикрепленный к рукоятке зажим для электрода, и неподвижной части, содержащей станину, с прикрепленными к ней подвижно или неподвижно магазином для электродов, и одним или несколькими зажимами для электрода. Приведены и другие отличительные признаки. Заявка РФ 2007127443. М. Ю. Бузько.

СПОСОБ ЛЕГИРОВАНИЯ СВАРНОГО ШВА ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ В СРЕДЕ АКТИВНЫХ ГАЗОВ. Способ легирования сварного шва при дуговой сварке в среде активных газов, включающий легирование сварного шва и наплавку металла электродной проволокой, отличающийся тем, что легирование сварного шва осуществляют перед наплавкой путем предварительного напекания легирующих компонентов на свариваемые поверхности. Заявка РФ 2007127238. Н. Т. Кривочуров, В. В. Иванайский, Е. А. Иванайский, Г. А. Вольферц (Алтайский госагроуниверситет).

СПОСОБ КОНТАКТНОЙ ТОЧЕЧНОЙ СВАРКИ ПЛОСКИХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ЛИСТОВОГО МЕТАЛЛА С ДЕТАЛЯМИ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ФОРМЫ. Способ контактной точечной сварки плоских деталей из листового металла с деталями цилиндрической формы, включающий установку цилиндрической детали на плоскую деталь и последующую

* Приведены сведения о заявках и патентах РФ, представленных на сайте <http://www.fips.ru/russite/default.htm>.



сварку посредством электродов, отличающийся тем, что в плоской детали выполняют продолговатые прорезы шириной 2...10 мм, длину прорезы определяют по условию $L \geq t_{ш}$ мм, где $t_{ш}$ — минимальный шаг между сварными точками с учетом шунтирования сварочного тока в предыдущую точку, при этом прорезы располагают между точками сварки перпендикулярно линии установки цилиндрической детали, в количестве на одну меньше, чем число точек сварки, а число точек сварки определяют из условия: $F_{разр} < nF_{точки}$, где $F_{разр}$ — усилие, действующее на сварное соединение; n — число точек сварки; $F_{точки}$ — минимальное усилие разрушения на срез сварной точки для выбранного металла и толщины плоской детали, причем ширину перемычки на плоской детали выбирают по формуле $b_1 = [d_я + (1...5)]$ мм, где $d_я$ — диаметр литого ядра сварной точки для выбранной толщины листового металла, а в качестве нижнего электрода используют электрод, выполненный с контактной поверхностью равной ширине перемычки на плоской детали. Заявка РФ 2007127152. А. Ф. Головаченко (РУП «МАЗ»).

УСТРОЙСТВО ДЛЯ СБОРКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ И ВРАЩЕНИЯ ИХ ВО ВРЕМЯ СВАРКИ.

Изобретение относится к устройствам для сборки и вращения во время сварки металлических конструкций, преимущественно спиралевидных катков сельскохозяйственных машин. Подвижная стойка установлена с возможностью поступательного перемещения относительно другой стойки с помощью механизма ее перемещения, содержащего направляющие, установленные параллельно направлению перемещения подвижной стойки. На каждой стойке при помощи цилиндрического шарнира вращения установлен крепежный барабан. На одной из стоек установлен храповой механизм. Его храповое колесо соединено с одним из крепежных барабанов, а собачка шарнирно установлена на одной из стоек. Между стойками установлен поддерживающий механизм, содержащий поддерживающие балки, установленные параллельно направляющим механизма перемещения подвижной стойки. Направляющая каретка содержит корпус и установленные на нем опорные ролики, ось вращения которых расположена под острым углом к осевой линии корпуса каретки. Направляющий механизм содержит корпус, опорную площадку и два прижимных ролика. В результате достигается точная расстановка и фиксирование в заданном положении составных частей спиралевидных катков сельскохозяйственных машин, исключается продольный прогиб свариваемой конструкции и снижается процент производственного брака. Патент РФ 2344912. С. В. Кандыба.

СПОСОБ СВАРКИ ЭМАЛИРОВАННЫХ ТРУБ С ВНУТРЕННЕЙ ЗАЩИТОЙ СВАРНОГО СТЫКА.

Изобретение относится к способу сварки эмалированных труб и может быть использовано при защите сварных швов труб от коррозии при строительстве и ремонте трубопроводов, предназначенных для транспортирования продуктов нефтепереработки, различных агрессивных сред и воды. С внутренней стороны по концам труб приваривают кольца из коррозионностойкой стали. Соединение труб осуществляют способом импульсно-дуговой сварки с длительностью протекания тока импульса $T_{и} = 230...270$ мс, длительностью протекания тока паузы $T_{п} = 240...280$ мс. Для сварки используют аустенитные электроды, имеющие химический состав, близкий к составу коррозионностойкой стали. Преимуществами способа являются его простота, повышение качества сварки двухслойных труб, обеспечение сохранности эмалевого покрытия на внутренней поверхности труб с одновременным обеспечением защиты от коррозии сварных швов. Патент РФ 2344910. А. А. Хайдарова, С. Ф. Гнусов, Б. Ф. Советченко (Томский политехнический университет).

СПОСОБ ДУГОВОЙ СВАРКИ НАМАГНИЧЕННЫХ ОБЪЕКТОВ ПРИ РЕМОНТНО-ВОССТАНОВИТЕЛЬНЫХ РАБОТАХ.

Изобретение относится к способу дуговой сварки намагниченных объектов при ремонтно-восстановительных работах и может быть использовано для сварных намагниченных стыков магистральных трубопроводов. Способ включает удаление дефектной зоны, установку сварных стыков, концентрацию магнитного поля в локальной зоне, противодействующему остаточному магнитному полю, сварку стыков. На область сварки объектов воздействуют магнитным полем по нормали к шву и оси дуги одновременно со сваркой. При этом переменное магнитное поле создают за счет накладываемой катушки, которую покрывают асбестовой лентой и запитывают с частотой 50 Гц. Кроме того, амплитуда переменного магнитного поля у поверхности сварки объекта составляет 80...100 % остаточной намагниченности в зазоре. Изобретение позволяет обеспечить упрощение технологического процесса и стабильное качество сварных соединений для намагниченных объектов без их размагничивания. Патент РФ 2344909. А. И. Синев, Г. И. Филиппов, А. К. Морозов (ЗАО «Газприборавтоматикасервис»).

УСТРОЙСТВО ДЛЯ ДУГОВОЙ СВАРКИ.

Изобретение относится к устройству для дуговой сварки и может быть использовано в различных отраслях народного хозяйства при электродуговой сварке неплавящимся электродом в среде защитных газов. Устройство содержит сварочную горелку с механизмом поперечных колебаний, который выполнен в виде трубчатой винтовой пружины. Один конец трубчатой винтовой пружины неподвижно соединен с корпусом, в котором имеется входной канал для поступления охлаждающей жидкости во внутреннюю полость винтовой пружины и выходной канал для выхода жидкости. Другой конец трубчатой винтовой пружины закреплен с кронштейном. В кронштейне имеются канал для поступления жидкости в сварочную горелку и канал для выхода из нее. В штупере установлен регулировочный винт с переменным сечением. Регулирование колебаний электрода осуществляется за счет изменения давления во внутренней полости трубчатой винтовой пружины вследствие уменьшения или увеличения сечения выходного канала с помощью регулировочного винта. В результате достигается повышение качества сварных соединений за счет осуществления сварки с поперечными колебаниями электрода. Патент РФ 2344908. В. Н. Тёфанов, С. С. Вежнина, К. В. Тёфанов (Уфимский государственный авиационный технический университет).

УСОВЕРШЕНСТВОВАННЫЙ КОНТАКТОРНЫЙ УЗЕЛ ДЛЯ МЕХАНИЗМА ПОДАЧИ ПРОВОЛОКИ.

Изобретение относится к области сварки, в частности к переносным механизмам подачи сварочной проволоки, и может найти применение при проведении сварочных работ в различных отраслях промышленности. Входной элемент переносного механизма подачи проволоки электрически соединен с источником питания. Выходной элемент избирательно электрически соединен с входным элементом для приема сварочного тока. Контактёр включает первый электрический вывод, второй электрический вывод и проводящую перемычку для избирательного электрического соединения входного элемента с выходным элементом. Первый электрический вывод электрически соединен с входным элементом. Второй электрический вывод электрически соединен с выходным элементом. Проводящая перемычка выполнена с возможностью перемещения между первым положением, в котором она электрически соединяет первый электрический вывод со вторым электрическим выводом, и вторым положением, в котором она отделена, по меньшей мере, от одного из первого и второго электрических выводов для электрического отсоединения.



нения выводов друг от друга. Приведены и другие отличительные признаки. Патент РФ 2344907. Н. Г. Мормино (Линкольн Глобал, инк).

ЭЛЕКТРОД ДЛЯ КОНТАКТНОЙ И РОЛИКОВОЙ СВАРКИ. Электрод для контактной и роликовой сварки, содержащий основу из высокоэлектро- и теплопроводного материала и рабочую поверхность, упрочненную слоем из высокопрочного, жаростойкого материала, отличающийся тем, что поверх рабочей поверхности электрода размещают фольгу из высокоэлектро- и теплопроводного материала, которую замыкают с основной электрода. Заявка РФ 2007126198. М. З. Нафиков, И. И. Загиров, Р. Н. Сайфуллин (Башкирский государственный аграрный университет).

КОМПОЗИЦИОННЫЙ ЭЛЕКТРОД ДЛЯ ДУГОВОЙ СВАРКИ. Композиционный электрод для дуговой сварки, состоящий из металлического стержня с нанесенным на поверхность стержня композиционным покрытием, состоящим из металлической матрицы с распределенной в ней дисперсной фазой из активирующего флюса, отличающийся тем, что на поверхность композиционного покрытия нанесен слой шлакообразующих и газообразующих компонентов. Приведены и другие отличительные признаки. Заявка РФ 2007126117. С. Г. Паршин, Ю. В. Казаков, С. С. Паршин.

СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ С ВНУТРЕННИМИ ПОЛОСТЯМИ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ. Способ получения изделий с внутренними полостями сваркой взрывом, при котором используют полостеобразующие элементы в виде труб с удаляемым водным наполнителем и плакируют их снаружи сваркой взрывом, отличающийся тем, что собирают плоский пакет под сварку взрывом из полостеобразующих элементов в виде металлических труб с толщиной стенок равной 0,133...0,2 их наружного диаметра, заполняют полости труб водным наполнителем, размещают пакет симметрично со сварочными зазорами между промежуточными прослойками из высокопластичного металла с толщиной равной 0,4...0,6 наружного диаметра труб и металлическими облицовками, располагают на наружных поверхностях металлических облицовок заряды взрывчатого вещества и осуществляют сварку взрывом путем одновременного инициирования взрыва зарядов взрывчатого вещества с направлением детонации вдоль труб, при этом процесс сварки ведут при скорости детонации взрывчатого вещества равной 1690...2280 м/с, сварочные зазоры и толщины зарядов взрывчатого вещества выбирают такими, чтобы скорость соударения металлических облицовок с промежуточными прослойками была в пределах 330...450 м/с, а скорость соударения промежуточных прослоек с трубами пакета была в пределах

240...380 м/с с получением при этом цельносварного изделия с внутренними полостями. Заявка РФ 2007125917. С. П. Писарев, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич (Волгоградский ГТУ).

СПОСОБ АВТОМАТИЧЕСКОЙ АРГОННО-ДУГОВОЙ СВАРКИ СТАЛЬНЫХ ТРУБ НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ. Изобретение относится к области электродуговой сварки, а именно к способу автоматической аргонно-дуговой сварки нахлесточных соединений стальных труб неплавящимся электродом. Способ включает предварительную подготовку кромок труб и сварку наклонным электродом при вращении свариваемых труб относительно электрода с образованием сварного шва. Осевое вращение свариваемых труб ведут со скоростью 0,1...0,8 об/мин. Наклон электрода осуществляют в двух плоскостях: на угол 50...70° относительно оси изделия и на угол 60...85° относительно плоскости сварного шва. Технический результат заключается в повышении качества сварных швов в нахлесточном соединении стальных труб, снижении величины биения при вращении длинномерного сварного изделия и уменьшении себестоимости сварной продукции. Патент РФ 2344026. В. М. Бельских, В. В. Козинцев, М. С. Краев (ОАО «Чепецкий механический завод»).

СТАН ДЛЯ СБОРКИ И СВАРКИ ПРЯМОШОВНЫХ ТРУБ. Изобретение относится к трубосварочному производству, а точнее к производству труб большого диаметра из заготовок конечной длины. Стан содержит установленные в технологической последовательности входные рольганги, сборочное устройство, цепной заталкиватель с подвижным упором, устройство для сварки и выходной рольганг. Параллельно оси стана расположен транспортный рольганг, который связан с входными и выходными рольгангами передаточными тележками, установленными с возможностью перемещения перпендикулярно оси стана. Стан снабжен передаточным устройством портального типа со средством для захвата, подъема и передачи трубной заготовки, соединяющим транспортный рольганг с цепным заталкивателем. За цепным заталкивателем размещен опускающийся упор с вращающимся ножом. Подвижный упор цепного заталкивателя выполнен с возможностью как парной сборки, так и проталкивания трубных заготовок двухшовных и одношовных сварных труб. Изобретение позволит производить качественную сборку и сварку как одношовных, так и двухшовных труб большого диаметра из заготовок конечной длины и тем самым расширить его технологические возможности, а также уменьшить занимаемую площадь и снизить стоимость изготовления и эксплуатации. Патент РФ 2344011. В. Н. Баранов, В. В. Бедняков, О. М. Фартушной, Т. И. Осинская (ОАО «Электростальский завод тяжелого машиностроения»).



ПО СТРАНИЦАМ ЖУРНАЛА «WELDING JOURNAL» 2009, № 1

M. I. Onsoien, M. M'Hamdi and A. Mo.

ДИАГРАММА ССТ ДЛЯ МОРСКИХ ТРУБОПРОВОДОВ ИЗ СТАЛИ X70

С помощью дилатометрии и металлографических анализов представлена схема превращений при непрерывном охлаждении (ССТ) типичная для металла 3ТВ при сварочных работах с относительно быстрым нагревом до 1200 °С применительно к морским трубопроводам из стали марки X70 с учетом коэффициентов линейного теплового расширения для фаз аустенита и бейнита. Для выполнения этих работ был построен дилатометр. Для сравнения сталь также была испытана на промышленном дилатометре, который исполь-

зует более крупные образцы, чем лабораторный дилатометр. Необходимость использования относительно небольших дилатометрических образцов с целью уменьшения неточности, связанной с температурными градиентами, была обоснована с помощью математического моделирования, показывающего, что цилиндрические образцы длиной 20 мм и диаметром 3 мм являются достаточно маленькими и вполне приемлемыми.

*F. F. Noecker II and J. N. DuPont. МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ РАСТРЕСКИВАНИЯ
(ПРОВАЛА ПЛАСТИЧНОСТИ) В СПЛАВАХ НА Ni-ОСНОВЕ: Ч. I*

Сплав 690 (A690) является сплавом системы Ni–Cr–Fe с хорошим сопротивлением общей и локальной коррозии и растрескиванию относительно коррозии под напряжением. Однако сопутствующий сплаву присадочный материал FM52 для сплава A690, как утверждают некоторые исследователи, проявляет склонность к растрескиванию (провалу пластичности), которая ограничивает его широкое использование для соединения. Испытание горячей пластичности на установке Gleeble® использовали для оценки склонности к растрескиванию деформируемого сплава 600 (A600) и A690 вместе с их сопутствующими присадочными материалами 82H (FM82H) и FM52 по всей ветви нагрева и охлаждения, моделирующего тепловой цикл сварки. Выполнено сравнение как макроскопического механического измерения (пластичность и предел прочности при растяжении), так и микроскопического измерения (нормированная длина трещины). Наибольшее сопротивление растрескиванию наблюдалось в образцах сплавов A600 и A690 во время нагрева, трещин в них не образовывалось, даже если образцы разрушались. Обнаружено, что A690 и FM52 формируют промежуточный провал пластичности и растрескивание при охлаждении, что соответствовало увеличению длины трещины растрескивания по отношению к длине границы зерна. Трещины в области провала в основном были ориентированы под углом 45° к оси растяжения и имели вид клина, что указывает на сдвиг границы зерна. Горячая пластичность и сопротивление растрескиванию FM82H оставались высокими на протяжении всего теплового цикла. Склонность к растрескиванию в FM52 и FM82H снизилась, когда тепловой цикл был трансформирован на активирование выделения межзеренных карбидов. Эти межзеренные карбиды выступают в качестве средства для снижения склонности к растрескиванию путем ограничения сдвига границы зерна. Более детально микроструктур-

ная обработка и микрохимическая оценка во время теплового цикла и их влияние на механизм (ы) растрескивания будут описаны во второй части статьи.

Проведенные исследования указывают на то, что области металла сварного соединения, подвергнутые промежуточным перегревам, когда пиковая температура превышает температуру растворения промежуточных карбидов, будут подвержены растрескиванию. Предполагается, что области, нагретые выше температуры растворения карбидов, но ниже температуры ликвидуса, станут более уязвимы для растрескивания. Размер этой уязвимой области металла соединений можно уменьшить при помощи формирования межзеренных выделений, которые являются стабильными при более высокой температуре, как, например, в случае с NbC, который формируется при применении присадочного материала FM82H.

Растрескивание (провал пластичности) образуется в основном вдоль границ зерна, ориентированного под углом 45° по отношению к оси растяжения. Это указывает на то, что сдвиг границы зерна играет роль в растрескивании. Более того, трещины наблюдаются при температурах выше температуры растворения карбида $M_{23}C_6$ для FM52 (1149 °С) в обоих случаях как при нагреве, так и при охлаждении. Это можно объяснить сдвигом границы зерна, а не существующей гипотезой о растрескивании, вызванном пограничными выделениями, так как при 1148 °С карбиды $M_{23}C_6$ в FM52, во-первых, не присутствуют, а во-вторых, не предполагается, что они образуются во время испытания на горячую пластичность, поскольку температура испытания выше температуры растворения $M_{23}C_6$ (1136 °С). Дальнейшие исследования механизма растрескивания (провала пластичности) и влияния микроструктурных условий на склонность к растрескиванию будут обсуждаться во второй части статьи.



*Jose E. Ramirez. ОЦЕНКА МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА ШВА
ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ*

Основной импульс в развитии высокопрочных сталей (ВПС) был обусловлен необходимостью повышения их прочности, увеличения вязкости и улучшения свариваемости. Высокопрочные стали с пределом текучести 450 МПа (X70) и 550 МПа (X80) все больше и больше используются в различных конструкциях, что сопровождается возможностью применения более тонкостенных секций и соответственно к снижению массы конструкции и экономии средств на их изготовление. Дополнительное совершенствование химического состава и методик обработки привело к разработке и испытанию более высокопрочных сталей типа X100 и X120. В результате для получения металла шва с механическими свойствами в значительной степени эквивалентными механическим свойствам основного металла все время необходимы новые усилия по совершенствованию сварочных процессов и сварочных материалов. Для достижения положительного результата необходимо правильное понимание взаимосвязи химических и микроструктурных свойств в металле шва ВПС.

Рассмотрены характеристики растяжения, ударной вязкости по Шарпи и вязкости раскрытия в вершине трещины металла швов ВПС, позволившие сделать следующие выводы:

углеродный эквивалент CE_{IIW} обеспечивает хорошую взаимосвязь между химическим составом, микроструктурой, и механическими свойствами металла шва при растяжении;

предел текучести находится в диапазоне между 670 и 1030 МПа. Металл шва с пределом текучести 1030 МПа был получен при помощи сварочных материалов E120X;

пластичность и относительное удлинение снижаются с повышением прочности. Относительные удлинения 13 и 3 % наблюдались в металле шва, наплавленном при помощи соответственно сварочных материалов E100X и E120X;

металл швов демонстрирует различное поведение удара по Шарпи. Температура перехода из вязкого состояния в хрупкое наплавленного металла шва находится в диапазоне от -35 до 170 °C;

вязкость раскрытия в вершине трещины металлов шва при -10 °C демонстрирует большое количество рассеивания и колеблется от 0,01 до 0,62 мм. Предел текучести не имеет четкого влияния на вязкость раскрытия в вершине трещины. Уровень кислорода, углерода и азота в металле шва значительно влияет на вязкость раскрытия в вершине трещины металла шва;

наилучшая вязкость раскрытия трещины наблюдалась в металле шва с уровнями кислорода, углерода и азота, которые колеблются в диапазоне от 260 до 360, 0,0055...0,068 и 40...140 промилей соответственно. В основном наилучшая вязкость раскрытия трещины шва была получена при использовании дуговых процессов сварки с использованием защитных газов;

изменчивость удара по Шарпи и вязкости ВРТ металла швов, которые наплавлены при помощи определенных сварочных материалов и сварочного процесса, были связаны с квалификацией сварщика, расположением образцов для испытания по отношению к общему размещению шва, и к расположению зазора в образце для испытания по отношению к центральной линии шва.

*УЛУЧШЕНИЕ ШВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ДУГОВОЙ СВАРКОЙ
ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ В СРЕДЕ ЗАЩИТНОГО ГАЗА*

Хотя иногда кажется, что это относится к области алхимии, на самом деле, нет ничего мистического или волшебного в создании хорошего шва, полученного дуговой сваркой плавящимся электродом в среде защитного газа. Хороший шов является результатом надлежащим образом работающего оборудования, хорошей методики и хорошей настройки оборудования для конкретных применений.

Если один из этих трех элементов не на должном уровне, результатом, почти всегда, будет являться плохой шов. С позиции оборудования, пистолет для газозащитной сварки плавящимся электродом в среде защитного газа и расходные материалы часто не рассматриваются как критические элементы в процессе создания высококачественных швов. Тем не менее, являясь наиболее манипулируемыми частями оборудования и ближе всего расположенными к дуге, пистолет и расходные материалы подвергаются продолжительным механическим и тепловым деформациям.

Двумя основными элементами, которые гарантируют, что пистолет и расходные материалы не препятствуют возможности создания высококачественных швов, полученных при помощи дуговой сварки плавящимся электродом в среде защитного газа, являются надлежащее техническое обслужи-

вание пистолета и правильное определение и устранение неисправностей при их появлении.

Конечно же, никакие профилактические меры не способны остановить проблему появления неисправностей. Таким образом, если возникает проблема, необходимо идентифицировать и исправить ее причину. Часто, одна и та же проблема, такая как неустойчивая подача проволоки, может иметь несколько причин ее появления. В таких случаях, правильным является выполнение действий по поиску неисправностей начиная с самых простых элементов для последующей проверки наиболее сложных.

Например, направляющая и контактный наконечник могут являться источниками нестабильной подачи проволоки. Проверка направляющей занимает приблизительно в 20 раз больше времени, чем контактного наконечника, то есть целесообразно начать с контактного наконечника и только потом проверить направляющую, если необходимо. Вот несколько наиболее распространенных неисправностей, которые возникают в результате ненадлежащей работы пистолета или сварочных материалов: *проволока не подается* — оплавление контактного наконечника, нестабильная подача проволоки; следствие — нестабильное горение дуги, появление пористости.

УКРАИНСКО-БЕЛОРУССКОЕ СОВЕЩАНИЕ-ПРЕЗЕНТАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ ЭЛЕКТРОСВАРКИ ЖИВЫХ ТКАНЕЙ

15 января 2009 г. в городской клинической больнице скорой медицинской помощи г. Минска состоялось рабочее совещание-презентация разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона технологии электрической сварки живых тканей. В нем приняли участие главные и ведущие специалисты Беларуси по хирургии. Со стороны Украины в совещании приняли участие д-р мед. наук С. Е. Подпратов, хирург А. В. Линчевский и директор Международной ассоциации «Сварка» А. Т. Зельниченко.

Проф. Н. В. Завада (завкафедрой неотложной хирургии БелМАПО) и д-р мед. наук С. Е. Подпратов (ведущий хирург Городской клинической больницы, г. Киев) провели лапароскопическую и открытую операцию людей с использованием хирургического сварочного электрокоагулятора ЕК-300М1.

Одновременно осуществлялась видеотрансляция операции участникам совещания, позволившая отметить следующие достоинства технологии: быстроту и точность разделения тканей, надежность остановки кровотечения, отсутствие некротизированных тканей и инородных тел в ране. При использовании электросварки нет необходимости использования хирургических нитей, клипс, резко сокращается расход марли, препаратов крови, кровезаменителей, а также средств гемостаза.

На совещании были заслушаны также доклады об опыте применения аппарата для сварки живых тканей в Украине, с которыми выступили А. Т. Зельниченко, С. Е. Подпратов. При последующем обсуждении операции и докладов проф. Н. В. Завада, проф. А. В. Воробей, проф. Ю. Н. Гаин, проректор Белорусской медицинской академии последипломного образования, зам. директора Республиканского научно-практического центра онкологии и медицинской радиологии д-р мед. наук В. Т. Кохнюк, доц. С. В. Шахрай (кафедра общей хирургии БГМУ), проф. В. В. Троян (кафедра детской хирургии БелМАПО) отметили преимущества технологии электросварки по сравнению с существующими аналогами и высказали заинтересованность в использовании указанного аппарата в своей хирургической практике. Главный хирург Министерства здравоохранения доц. И. И. Пикирения отметил медицинскую и экономическую целесообразность внедрения технологии в Республике Беларусь и укомплектования отделений хирургического профиля указанным аппаратом и инструментами.

Участники совещания единодушно поддержали выступавших и предложили главному хирургу И. И.



Пикирение обратиться к руководству Министерства здравоохранения с предложением приобретения аппаратов ЕК-300 М1 для больниц страны.

После совещания состоялась встреча И. И. Пикирения, А. Т. Зельниченко, С. Е. Подпратова, А. В. Линчевского с первым заместителем министра здравоохранения Р. А. Частнойтом, на котором обсуждены итоги совещания и сделано заключение о перспективности применения аппарата и инструментов для сварки живых тканей в Республике Беларусь.

Отмечено, что аппарат ЕК-300 М1, серийно выпускаемый Международной ассоциацией «Сварка» по лицензии ИЭС им. Е. О. Патона, получил гигиенический сертификат Республики Беларусь, но для использования необходимо провести его регистрацию Министерством здравоохранения Республики Беларусь. Высказано мнение о целесообразности создания государственной программы обеспечения отделений хирургического профиля указанной техникой и обучения хирургов.

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



СЕМИНАР-ТРЕНИНГ КОМПАНИИ «HELVI» В КИЕВЕ

28 января 2009 г. в Киеве на базе центра сервисного обслуживания фирмы «Форс» (дистрибьютер компании «Helvi» в Украине) состоялся технический семинар-тренинг итальянского предприятия «Helvi», известного производителя сварочной техники. Семинар был организован киевской компанией «Mediasom Ukraine», специализирующейся на оказании услуг зарубежным компаниям в менеджменте и продвижении их продукции на украинском рынке. В работе семинара приняли участие около 20 украинских специалистов из Киева (ИЭС, «Экотехнология», «Планета сварки», «Фаворит», «Вентмаш», «Сварком», «Форс»), Днепропетровска («Пром»), Винницы («СВ «Технология»), Одессы («Бегемот»), а также Молдовы («Теоком Люкс», Кишинев).

Программа семинара включала презентацию компании «Helvi», ознакомление участников с техническими возможностями аппаратов «Helvi», новыми разработками, а также проведение практических занятий по обучению участников семинара и сотрудников «Форс» с особенностями эксплуатации и обслуживания сварочной техники «Helvi». Предприятия из Италии представляли П. Сегала (экспорт-менеджер) и П. Г. Ливраги (независимый международный эксперт в области сварки).

Предприятие «Helvi» (г. Сандриго на севере Италии) благодаря более 30-летней творческой работы утвердилось на рынке сварочного оборудования как надежный партнер, постоянно направленный на реализацию своих проектов, удовлетворяющую возрастающие требования заказчиков. Для предприятия характерно динамичное и гибкое производство, стремление к непрерывному совершенствованию качества выпускаемой продукции, предоставление полного сервисного обслуживания. Эти компоненты деятельности позволили «Helvi» реализовать изготавливаемые сварочные установки более чем в 110 странах мира. Среди них источники питания для ММА сварки покрытыми электродами, установки для ТИГ сварки, МИГ/МАГ сварки, в том числе импульсной, аппараты для плазменной резки, компактные инверторные источники хобби и профи классов для ММА сварки, а также полный комплект зарядных устройств для батарей.



На базе фирмы «Форс» организован первый дистрибьютерный центр «Helvi» в Украине. Слушатели семинара имели возможность детально ознакомиться с разработками итальянского предприятия, наблюдать работу установок в условиях демонстрационного показа специалистами «Helvi», а также самостоятельно провести испытания оборудования при выполнении сварки опытных образцов. Следует отметить, что демонстрация возможностей оборудования происходила с использованием качественных электродов с покрытием различного вида, в том числе целлюлозных, электродов для сварки алюминия, а также самозащитных порошковых проволок фирмы «Hyundai» (Япония).

Участники семинара дали высокую оценку оборудованию «Helvi». В перспективе планируется проведение подобных семинаров на базе других дистрибьютеров «Helvi» в Украине.

В. Н. Липодаев, д-р техн. наук

Б. В. ДАНИЛЬЧЕНКО — 70



В апреле 2009 г. исполнилось 70 лет известному специалисту в области износостойкой наплавки, доктору технических наук Борису Васильевичу Данильченко.

После окончания в 1961 г. Киевского политехнического института он начал трудовую деятельность в Институте электросварки им. Е. О. Патона МНТК ИЭС им. Е. О. Па-

тона, где прошел путь от инженера до заместителя генерального директора.

Научная специализация деятельности Б.В.Данильченко включала разработку материалов для наплавки специальных сталей и сплавов, создание технологии и оборудование для сварки, наплавки, нанесения защитных термопокрытий. В пределах специализации Б. В. Данильченко лично и в соавторстве с другими сотрудниками разработано, запатентовано, внедрено в промышленное производство порошковые проволоки и ленты 21 наименования, усовершенствована конструкция и создан магнитострикционный стенд для исследований эрозийного изнашивания наплавленных металлов, создана технология микроплазменной наплавки, разработаны технологии наплавки ряда быстроизнашиваемых деталей.

Комплекс поисковых, исследовательских, технологических и конструкторских работ, направленных на увеличение ресурса службы рабочих лопаток паровых турбин, нашел отображение в кандидатской диссертации, которая была защищена в 1973 г.

С 1981 по 1986 гг. Б. В. Данильченко осуществляет руководство научным отделом наплавочных материалов и технологии наплавки металлов, в котором непосредственно принимает участие в исследованиях новой системы материалов для наплавки, легированных ниобием, проводит реконструкцию оборудования для грануляции тугоплавких соединений с принципиальным изменением технологии, вместе с сотрудниками создает технологию наплавки листов порошковыми лентами.

В этот же время проводятся работы по созданию промышленной базы для развернутого внедрения разработок отдела в народное хозяйство. Проектируется, строится и вводится в эксплуатацию Дубровицкий завод по выпуску материалов для наплавки. Производится переоснащение и реконструкция Броварского завода «Факел», который становится главным предприятием по производству техники для наплавки и нанесения упрочняющих и защитных покрытий, строятся и вводятся в эксплуа-

тацию около десяти специализированных цехов и участков для восстановления изношенных деталей, оснащенных техникой, материалами и технологиями, которые созданы в отделе. Из конструкторских и технологических разработок отдела того времени наиболее значащими для народного хозяйства страны стали: станок для наплавки УД-209, который производился серийно на протяжении 12 лет, общее количество составило около 14000 шт. и порошковая никель-карбидохромовая лента с герметичным замком, которая позволила широко внедрить в металлургическое производство наплавку современными материалами проблемных деталей и гарантировать стабильность работы доменных печей.

Комплекс работ по созданию специализированного цеха для упрочнения и восстановления деталей технологического оборудования методами наплавки на горно-металлургическом комбинате в г. Навои был отмечен Государственной премией СССР в 1984 г.

В том же году за работы по электроконтактной приварке износостойких материалов Б. В. Данильченко в составе авторского коллектива была присуждена Премия Совета Министров СССР.

С 1986 до 1998 гг. Б. В. Данильченко работает заместителем директора по вопросам науки и промышленного производства Межотраслевого научно-технического комплекса «Институт электросварки им. Е. О. Патона», обеспечивая передачу и постановку на серийное производство его современных разработок, привлекая к выпуску сварочного оборудования новых партнеров: заводы Минстанкопрома, Минэлектротехпрома и Минагропрома.

Почти все разработки комплекса по сварочным тракторам, полуавтоматам, оборудованию для нанесения защитных покрытий и наплавке были переданы к серийному производству.

Вполне логичным итогом аналитической и экспериментальной работы по созданию и систематизации износостойких материалов для наплавки системы углерод-хром-железо, прогнозирования продолжительности их работы, поиску, разработки и внедрению гаммы материалов, обеспечивающих в наплавленном металле за счет мартенсита деформации высокой пластичности, стала защита Б. В. Данильченко в 1992 г. докторской диссертации.

С марта 1995 г. Б. В. Данильченко — профессор кафедры ремонтного производства и материаловедения Украинского транспортного университета, он является автором 128 печатных работ, 41 авторского свидетельства СССР и 7 патентов Украины.

С 1998 по 2001 гг. до выхода на пенсию Б. В. Данильченко работал ведущим научным сотрудником. Свою активную позицию Б. В. Данильченко сохранил до настоящего времени.



В. Д. КАССОВУ — 60



Исполнилось 60 лет со дня рождения доктора технических наук, профессора Валерия Дмитриевича Кассова. В 1971 г. он закончил Краматорский индустриальный институт по специальности «Оборудование и технология сварочного производства». Свою трудовую деятельность начал на Славянском заводе тяжелого

машиностроения с должности инженера-технолога сварочного производства. После завершения военной службы с 1973 по 1978 гг. работал в отделе сварки НИПТИ тяжелого машиностроения в должности научного сотрудника, где занимался технологиями газовой резки металлов больших толщин, внедрением электрошлакового переплава на заводах Минтяжмаша СССР. Закончил аспирантуру и работал на кафедре сварочного производства Донбасской государственной машиностроительной академии в должности старшего научного сотрудника, доцента. Кандидат технических наук с 1995 г. В 1998 г. окончил докторантуру кафедры металлургии и технологии сварочного производства Приазовского государственного технического университета, а в 2006 г. защитил докторскую диссертацию.

Основное направление научных исследований В. Д. Кассова связано с прикладными и теоретическими проблемами создания электродных материалов с улучшенным комплексом служебных характеристик. Разработанные технологии наплавки композиционных и комплекснолегированных сплавов внедрены на АО «Мариупольский металлургический комбинат им. Ильича» и АО «Азовмаш» (г. Мариуполь), АО «Краматорский завод тяжелого станкостроения» и АО «Энергомашспецсталь» (г. Краматорск) и ряде других предприятий машиностроительного и металлургического профиля для упрочнения и восстановления узлов машин и механизмов, эксплуатируемых в условиях различных видов износа. Это позволило увеличить их долговечность, получить значительные экономические преимущества.

В. Д. Кассов — автор 274 работ в области сварки и наплавки, в том числе 87 авторских свидетельств, 7 патентов и 8 учебно-методических работ. Как педагог он много сил и энергии отдает подготовке и воспитанию молодых специалистов. Являясь в настоящее время профессором кафедры сварочного производства Донбасской государственной машиностроительной академии, он руководит кафедрой подъемно-транспортных машин, выбран членом специализированного ученого совета.

Поздравляем юбиляров и желаем им больших творческих успехов, крепкого здоровья, долголетия, личного счастья и благополучия.

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

ПОДПИСКА — 2009 на журнал «Автоматическая сварка»

Стоимость подписки через редакцию*	Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
	на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
	240 грн.	480 грн.	2100 руб.	4200 руб.	78 дол. США	156 дол. США
*В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.						

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

Контактные телефоны: (38044) 287-63-02, 271-26-23; факс: (38044) 528-34-84, 529-26-23.

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

ПОДПИСНОЙ КУПОН

Адрес для доставки журнала _____

Срок подписки с
Ф. И. О. _____

200 г. по

200 г. включительно

Компания _____

Должность _____

Тел., факс, E-mail _____



РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Обложка наружная, полноцветная

Первая страница обложки (190×190мм) — 700\$

Вторая страница обложки (200×290мм) — 550\$

Третья страница обложки (200×290мм) — 500\$

Четвертая страница обложки (200×290мм) — 600\$

Обложка внутренняя, полноцветная

Первая страница обложки (200×290мм) — 400\$

Вторая страница обложки (200×290мм) — 400\$

Третья страница обложки (200×290мм) — 400\$

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

Внутренняя вставка

Полноцветная (разворот А3) (400×290мм) — 570\$

Полноцветная (200×290мм) — 340\$

Полноцветная (200×142мм) — 170\$

Реклама в разделе информации

Полноцветная (165×245мм) — 300\$

Полноцветная (165×120мм) — 170\$

Полноцветная (82×120мм) — 80\$

• Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу

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

• Статья на правах рекламы — 50% стоимости рекламной площади

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

Технические требования к рекламным материалам

• Размер журнала после обрезки 200×290мм

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

Все файлы в формате IBM PC

• Corell Draw, версия до 10.0

• Adobe Photoshop, версия до 7.0

• QuarkXPress, версия до 7.0

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

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

Подписано к печати 19.03.2009. Формат 60584/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 9,04. Усл.-отт. 9,89. Уч.-изд. л. 10,24+ 2 цв. вклейки. Цена договорная.

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



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

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

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

Порошковые проволоки — ПП-АН1, ПП-АН3, ПП-АН7, ПП-АН19, ПП-АН19Н, ПП-АН24С, ПП-АН30, ПП-АН59, ПП-АН61, ПП-АН63, ПП-АН67, ПП-АН68М, ПП-АН69, ПП-АН70М, ПП-АНВ2У, ПП-НnX25П4Н3Т, ППС-ЭК1, ППС-ЭК2, ППР-ЭК3, ППР-ЭК4

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

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

Возможно изготовление других марок материалов

04112, Украина
г. Киев-112
ул. О. Телиги, 2

Тел.: (044) 456-64-95
456-63-69
Факс: (044) 456-64-95
456-63-08

HYUNDAI
WELDING CO., LTD.



Ваши надежные партнеры в мире сварки!



Официальный дилер "HYUNDAI Welding Co., Ltd." в Украине:
ООО "НАУЧНО-ПРОИЗВОДСТВЕННАЯ ФИРМА "ЗЭНА"
ул. Антоновича (Горького), 69, г. Киев, 03150 (справки в г.Киеве и в г.Харькове)
тел. +38(044) 200-80-25, факс (044) 200-85-17
e-mail: info@zenna.com.ua
www.zenna.com.ua

ЗАКРЫТОЕ АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО

СпецСплав

ПРОИЗВОДСТВО:

Флюсы сварочные

Проволоки порошковые для внепечной

обработки металлургических расплавов

Проволоки порошковые для сварки, наплавки,

напыления и металлизации

Электроды наплавочные, специального назначения,

для сварки чугуна и резки

Ферросплавы и легатуры

Хром металлический

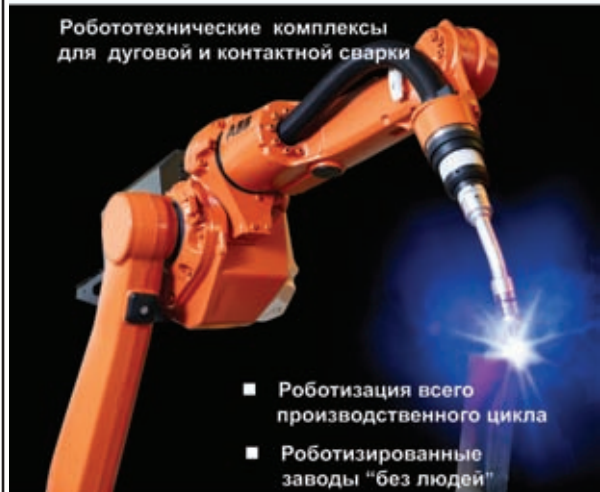
Комплексные раскислители и модификаторы

ул. Курسانовая, 1
г. Днепропетровск
49051, Украина

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

АББ - сердце робототехники

Робототехнические комплексы
для дуговой и контактной сварки



- Роботизация всего производственного цикла
- Роботизированные заводы "без людей"

АББ Лтд
Украина, 03038, Киев
ул. Гриценко, 2/1
Тел.: +380 44 495 22 11
Факс: +380 44 495 22 10
E-mail: robotics@ua.abb.com
www.abb.ua

ABB

С 1992 г. на рынке сварочного оборудования Украины



предприятие
«Триада-Сварка»
г. Запорожье

- Разработка и поставка автоматизированных сварочных комплексов
- Технологическое обеспечение и полная комплектация сварочных производств
- Ремонт сварочного оборудования, в т. ч. сложного
- Пуско-наладочные работы
- Широкий выбор сварочного оборудования



тел. (061) 233 1058, (0612) 34 3623,
(061) 213 2269, 220 0079 e-mail: weld@triada.zp.ua
Сервисный центр: (061) 270 2939. www.triada-weld.com.ua



ОАО «ЗАПОРОЖСТЕКЛОФЛЮС»

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

ОАО «Запорожский завод сварочных флюсов и стеклонзделей» на протяжении многих лет является одним из крупнейших в Европе производителей сварочных флюсов и силикатов натрия растворимого. На сегодня мы предлагаем более 20 марок сварочных флюсов.

На заводе разработана и внедрена Система управления качеством с получением сертификатов TUV NORD SERT на соответствие требованиям стандарта DIN EN ISO 9001-2000 и научно-технического центра «СЕПРОЗ» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины на соответствие требованиям ДСТУ ISO 9001-2001.

Благодаря тесному сотрудничеству с Институтом электросварки им. Е. О. Патона ОАО «Запорожстеклофлюс» освоил производство сварочных флюсов новым методом – двойным рафинированием сплава.

Сварочные флюсы для автоматической, полуавтоматической сварки и наплавки углеродистых и низколегированных сталей: АН-348-А, АН-348-АМ, АН-348-АД, АН-348-АП, АН-47, АН-47Д, АН-47П, АН-60, ОСЦ-45, АНЦ-1А, ОСЦ-45 мелкой фракции (ГОСТ 9087-81, ТУ У 05416923.049-99, ГОСТ Р 52222-2004).

Силикат натрия растворимый (модуль от 2,0 до 3,5). Широко применяется для изготовления жидкого стекла и сварочных электродов. *МЫ ВСЕГДА ГАРАНТИРУЕМ СТАБИЛЬНОСТЬ ПОСТАВОК И САМЫЕ НИЗКИЕ ЦЕНЫ В СНГ*
Наша цель — более полное удовлетворение Ваших потребностей в качественных и современных сварочных материалах.



Комитет экономического развития, промышленной политики и торговли Правительства Санкт-Петербурга

ФГУП «ЦНИИ материалов»
ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей»

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет (СПбГПУ)

Ассоциация «Электрод»

Санкт-Петербургское Общество

Научно-технических знаний (СПбОНТЗ)



ПЕТРАНЬЕВСКИЕ ЧТЕНИЯ

Международная научно-техническая конференция

«Сварочные материалы»

(к 70-летию создания электродов УОНИ-13)

18–22 мая 2009

г. С.-Петербург, ФГУП «ЦНИИМ»,
ул. Парадная, д. 8

Цели и задачи конференции:

- ◆ Ознакомление представителей промышленных предприятий, НИИ и проектных организаций с последними достижениями и тенденциями в области производства и применения сварочных материалов;
- ◆ Обмен мнениями по вопросам разработки, производства и аттестации сварочных материалов, состояния рынка сырья, оценки качества и технико-экономических аспектов в области производства и применения материалов;
- ◆ Установление контактов для плодотворного сотрудничества в области разработки, производства и применения сварочных материалов.

Контакты: тел./факс: (812) 394-14-61; моб. тел. 8-921-183-06-69
E-mail: tichonova@yandex.ru; ontz@peterlink.ru

